



Influência do metal de adição e corrente de soldagem SMAW na microestrutura de aços inoxidáveis duplex

Influence of deposited metal and SMAW welding current on the duplex stainless steels microstructure

Miguel Luís Belmonte Junior¹

José Maria Paolucci Pimenta²

Leandro de Oliveira Pereira³

Elicardo Alves de Souza Gonçalves⁴

Douglas Santos Rodrigues Ferreira⁵

Renato Pereira de Freitas⁶

Marilia Garcia Diniz⁷

Andre Rocha Pimenta⁸

Resumo: Nesse trabalho foi avaliada a eficiência de dois metais de adição para soldagem por eletrodo revestido de aço inoxidável superduplex, bem como a influência da corrente de soldagem utilizada. Analisou-se a morfologia da junta soldada; a alteração das frações volumétricas das fases ferrita e austenita na zona de fusão, alteração que pode comprometer o desempenho do material; a formação da fase sigma, fase deletéria aos aços inoxidáveis duplex; e a alteração de propriedades mecânicas. Dois eletrodos recomendados para soldagem de aços inoxidáveis duplex foram utilizados, o AWS A5.4 E317 L-16 e o AWS A5.4 E2209-16 de diâmetro de 3,25mm, nas correntes de soldagem de 90 A e 120 A. As amostras foram submetidas à preparação metalográfica e atacadas com solução Behara e ataque eletrolítico de NaOH.

¹ CEFET/RJ – Centro Federal de Educação Tecnologia Celso Suckow da Fonseca

² IFRJ – Instituto Federal do Rio de Janeiro - Campus Paracambi

³ IFRJ – Instituto Federal do Rio de Janeiro - Campus Paracambi

⁴ IFRJ – Instituto Federal do Rio de Janeiro - Campus Paracambi

⁵ IFRJ – Instituto Federal do Rio de Janeiro - Campus Paracambi

⁶ IFRJ – Instituto Federal do Rio de Janeiro - Campus Paracambi

⁷ UERJ – Universidade Estadual do Rio de Janeiro

⁸ IFRJ – Instituto Federal do Rio de Janeiro - Campus Paracambi

Macrografias e micrografias foram realizadas em sistemas óticos. A quantificação das fases foi realizada utilizando processamento digital de imagem. As propriedades mecânicas foram avaliadas através de perfis de microdureza, cujos resultados foram submetidos a testes estatísticos. Conclui-se que a corrente de soldagem utilizada afeta a morfologia do cordão de solda, contudo não altera a fração volumétrica das fases presentes. Não foi observada a presença de fase sigma. Em todas as condições de soldagem foi observada uniformidade nos perfis de microdureza.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis superduplex; Junta soldada; Corrente de soldagem.

Abstract: In this paper it was analyzed the efficiency of two weld metals applied to superduplex stainless steel welding, as well as the influence of welding current used in the shielded metal arc welding. The welded joint morphology was verified; volume fraction of ferrite and austenite phases inside the fusion zone, keeping in mind that unbalanced phases can prejudice the metal performance; sigma phase formation, which presents a deleterious effect on duplex stainless steels; and modification of mechanical proprieties. Two recommended electrodes for duplex stainless steels welding were used, AWS A5.4 E317 L-16 and AWS A5.4 E2209-16, diameter 3.25 mm for welding current values of 90A and 120A. Specimens were submitted to metallographic preparation and etched by Behara reagent and NaOH electrolytic attack. Macrographs and micrographs were obtained through optical systems. Phases quantification was performed using digital image processing. Mechanical proprieties were evaluated by microhardness test, these results were checking by statistical analyses. It is possible to conclude that the welding current used affects the welding morphology along the joint, however its effect does not modify volume fraction of existing phases. It was not noticed the presence of sigma phase. In all welding conditions it was identified uniformity in microhardness profiles.

Keywords: Superduplex stainless steel; Welded joint; Welding current.

1. Introdução

Atualmente a utilização dos aços inoxidáveis duplex (AID) vem aumentando, principalmente devido às suas características de elevada resistência mecânica e resistência à corrosão aos mais diversos meios (Souza et al, 2008). Essa família de aços inoxidáveis possui tais características devido a sua microestrutura, constituída por frações volumétricas de aproximadamente 50% ferrita e 50% austenita (Sanatore, et al 2007). Os mesmos possuem como principais setores de aplicação as indústrias de petróleo e gás, químicas e de papel e celulose (Magnabosco, 2009). Com passar dos anos foi criada a segunda geração dos aços da família duplex, os aços inoxidáveis superduplex (AISD), os quais possuem as mesmas características dos AID, porém apresentam um aumento na sua resistência à corrosão, principalmente em ambientes com altas concentrações de oxigênio e cloretos, como a água do mar, e a corrosão por *pite*. O que expandiu a utilização desses aços nas indústrias petroquímicas (Sanatore, et al 2007).

O processo de união mais utilizado atualmente é o de soldagem, no qual ocorre uma grande variação de temperatura, podendo alterar as propriedades dos metais. Vários fatores influenciam nessas mudanças de propriedades, como por exemplo, o metal de adição e a corrente de soldagem (Fonseca et al., 2017a). Os requisitos básicos para uma solda de qualidade é que a zona de fusão e o metal de base possuam as mesmas características, no caso dos aços duplex, elevada resistência mecânica e à corrosão (Oliveira, et al., 2010). Para isso, é primordial que após a soldagem as frações volumétricas das fases ferrita e austenita continuem em 50% cada. As variações de temperaturas inerentes aos processos de soldagem podem alterar esse balanço, modificando suas propriedades (Nunes et al., 2012a).

Quando os aços inoxidáveis duplex são expostos a temperaturas elevadas, o seu equilíbrio termodinâmico é alterado e o material tende a precipitar inúmeras fases deletérias, que prejudicam suas propriedades, causando perda de resistência à corrosão e resistência mecânica. Para menores tempos de permanência em alta temperatura, observa-se o aparecimento de fases como Cr_2N , Chi e $M_{23}C_6$, enquanto para tempos maiores pode ocorrer o aparecimento da fase sigma, principal fase a prejudicar o desempenho dos aços duplex (Kobayashi e Wolyne, 1999; Fonseca et al., 2017b; Tavares, 2006).

Apesar do histórico dos aços inoxidáveis duplex quanto à soldagem, algumas dificuldades têm sido encontradas com frequência relativamente alta, o que justifica a realização de mais estudos sobre o assunto. O desbalanceamento da proporção de ferrita e austenita é um problema frequente apontado por pesquisadores (Stenval e Holmquist, 2008; Souza et al., 2014). A soldagem também expõe o material a faixas de temperaturas perigosas, nas quais ocorre a precipitação de fases indesejáveis (fase sigma, fase chi, nitretos de cromo, carbonetos de cromo, entre outros) causando efeitos danosos ao material.

Visto esses fatores, o presente trabalho estudou a eficiência de dois metais de adição na soldagem por eletrodo revestido em um aço inoxidável superduplex, bem como o comportamento da variação da corrente de soldagem. Foram analisados o balanceamento das fases presentes, a morfologia dos grãos e da junta soldada, a presença de fase sigma e a continuidade da propriedade de microdureza.

2. Materiais e métodos

Combinando-se o metal de adição e a corrente de soldagem, quatro condições experimentais foram testadas. Utilizou-se o processo de soldagem por eletrodo revestido (SMAW), conforme parâmetros indicados na Tabela 1. O cálculo do aporte térmico foi obtido através da equação 01 (ASM, 1993). Como metal de base foram utilizadas amostras com 100 mm de espessura retiradas de uma barra laminada de 125 mm de diâmetro do aço superduplex UNS S32760 e como metal de adição os eletrodos AWS A5.4 E317 L-16 e AWS A5.4 E2209-16, de diâmetro de 3,25mm, composição química do metal de base e eletrodos conforme Tabela 2.

$$H = EI/1000S \quad \text{(Equação 01)}$$

H: Aporte Térmico [KJ/mm]; E: Tensão do arco [V]; I: Corrente de soldagem [A]; S: velocidade de soldagem [mm/seg]

Tabela 1: Parâmetros de soldagem utilizados.

| Condição | Eletrodo | Corrente de soldagem (A) | Velocidade de Soldagem (mm/seg) | Tensão do arco (V) | Aporte Térmico (kJ/mm) |
|----------|--------------------|--------------------------|---------------------------------|--------------------|------------------------|
| 1 | AWS A5.4 E2209-16 | 120 | 4,5 | 24,8 | 0,66 |
| 2 | AWS A5.4 E2209-16 | 90 | 3,4 | 23,5 | 0,62 |
| 3 | AWS A5.4 E317 L-16 | 120 | 4,8 | 24,8 | 0,62 |
| 4 | AWS A5.4 E317 L-16 | 90 | 3,6 | 23,5 | 0,59 |

Tabela 2: Composição química dos materiais utilizados.

| Material / Eletrodo | Composição química (% em peso) (Fe balanço) | | | | | | | | |
|---------------------|---|--------|-------|------|-------|-------|------|------|--------------------------------|
| | C | S | P | Si | Mn | Cr | Mo | Ni | Outros |
| UNS S32760 | 0,022 | 0,0008 | 0,018 | 0,31 | 0,560 | 24,87 | 3,61 | 7,09 | 0,574 Cu 0,60 W 0,2420 N |
| AWS A5.4 E317 L-16 | 0,04 | 0,03 | 0,04 | 0,9 | 1,25 | 19,5 | 3,5 | 13 | ----- |
| AWS A5.4 E2209-16 | 0,04 | 0,03 | 0,04 | 0,9 | 1,25 | 22,5 | 3 | 9,5 | ----- |

Após a soldagem foram retiradas quatro amostras transversais de cada cordão de solda. As mesmas foram preparadas metalograficamente e submetidas ao ataque químico com o

reagente Behara (20 mL de HCl, 70 mL de água destilada e deionizada e 8g de metabissulfito de potássio), por 120 segundos para revelar as fases existentes e o formato dos grãos. Após nova preparação metalográfica utilizou-se o ataque químico eletrolítico com solução NaOH (40g de NaOH e 100 mL de água destilada e deionizada) para revelar a possível existência de fase sigma. Macrografias e micrografias foram realizadas para quantificação e análise, utilizando o estereoscópio Olympus SZ61, para as macrografias e o microscópio Olympus GX51, para as micrografias. A quantificação das fases ferrita e austenita foi realizada utilizando o programa de processamento digital de imagens Stream Motion, da Olympus. Para cada amostra foram analisadas 10 imagens de regiões aleatórias da zona de fusão

Os perfis de microdureza Vickers foram realizados a partir do metal de base até a zona de fusão, utilizando um microdurômetro PANTEC HV-1000B. Os ensaios foram realizados de acordo com a Norma ABNT NBR NM ISO 6507-4. Os resultados da microdureza do metal de base e da zona de fusão foram comparados utilizando teste de hipóteses com distribuição t de “Student”, com o objetivo de verificar se houve alteração no valor da dureza entre as regiões.

3. Resultados e Discussão

A Figura 1 apresenta as macrografias de cada condição, indicando a penetração e largura dos cordões de solda. As juntas soldadas com 90A resultaram uma penetração de 0,8mm e 0,9mm para os eletrodos AWS A5.4 E2209-16 e AWS A5.4 E317 L-16, respectivamente. Valores estes, inferiores aos encontrados para as juntas com 120A, que foram de 1,5mm para ambos os eletrodos. Como esperado, após aumentar a corrente de soldagem, a penetração do cordão de solda aumentou. Comportamento similar ao encontrado para a penetração também pode ser observado para a largura dos cordões de solda. Não foi observada diferença significativa na penetração e na largura do cordão quando comparadas as juntas soldadas de eletrodos diferentes, porém na mesma corrente de soldagem. O que indica que a diferença existente na composição química dos eletrodos aqui testados não influenciou na geometria do cordão.

As imagens da Figura 2 apresentam as micrografias das regiões de transição entre a zona de fusão e o metal de base para as quatro situações testadas. Em todas as microscopias nota-se, para a zona de fusão, a formação de uma matriz ferrítica (coloração esverdeada) com grãos de austenita (coloração branca), onde observa-se claramente um refino microestrutural da zona de fusão em relação ao metal de base, bem como a tendência dos grãos de austenita de serem alongados, comportamento esperado para regiões soldadas de aços inoxidáveis duplex (Souza et al., 2014; Alvarez et al., 2014). A presença de uma região de zona termicamente afetada, entre o metal de base e a zona de fusão também pode ser observada. Uma análise qualitativa das imagens indica que o eletrodo AWS A5.4 E2209-16 apresenta maior fração volumétrica de austenita em relação ao eletrodo AWS A5.4 E317 L-16.

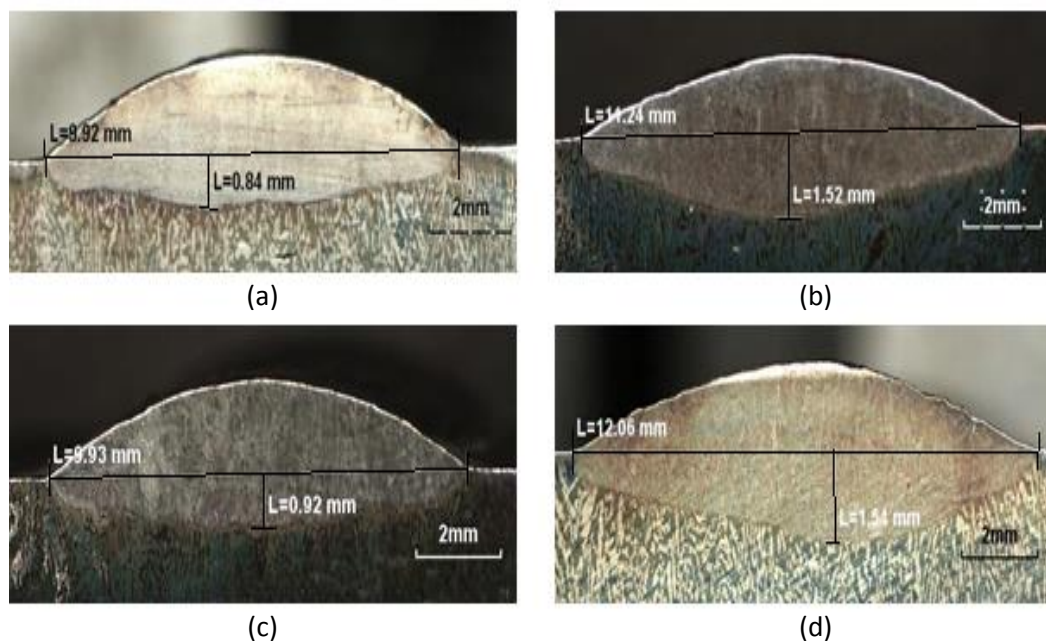


Figura 1. Macrografia dos cordões de solda; aumento 10x; ataque Behara. Figura 1-a Eletrodo AWS A5.4 E2209-16, 90A; Figura 1-b Eletrodo AWS A5.4 E2209-16, 120A; Figura 1-c Eletrodo AWS A5.4 E317 L-16, 90A; Figura 1-d Eletrodo AWS A5.4 E317 L-16, 120A

A Tabela 3 apresenta os resultados obtidos para a fração volumétrica da fase austenita presente na zona de fusão de cada condição, os resultados foram obtidos pelo processamento digital de imagem e o complemento para 100% pode-se considerar como sendo a fase ferrita, uma vez que apenas essas duas fases foram identificadas nas micrografias. Nota-se uma maior presença da fase austenita para o eletrodo AWS A5.4 E2209-16, cerca de 65%, quando comparado ao eletrodo AWS A5.4 E317 L-16, cerca de 35%. Segundo Menezes et al. (2005), para que os aços duplex apresentem a melhor combinação de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão, a fração volumétrica de ferrita deve estar entre 35% e 65%. No entanto, pela Norma Norsok M-601, que regulamenta a soldagem em tubos, são considerados aceitáveis valores de ferrita variando entre 30% e 70%. Os valores encontrados nas amostras analisadas, estão ligeiramente acima e abaixo dos limites, para os eletrodos AWS A5.4 E2209-16 e AWS A5.4 E317 L-16, respectivamente, quando comparados aos limites estabelecidos por Menezes et al. (2005), contudo, quando comparados aos limites estabelecidos pela norma Norsok M-601 (Urena et al. 2007), encontram-se dentro dos padrões aceitáveis. Diversos autores apontam para uma grande influência na taxa de resfriamento na fração volumétrica das fases (Wang et al., 2006; Alvarez et al. 2014), possivelmente um maior controle na taxa de resfriamento, assim como a utilização de pré-aquecimento podem levar os níveis de ferrita para mais próximo dos 50%. A variação da corrente de soldagem utilizada não afetou a fração volumétrica das fases presentes, esse resultado, provavelmente deve-se ao fato do aporte

térmico ter permanecido inalterado para as duas correntes utilizadas, conforme Tabela 2. A utilização de maior velocidade de soldagem para a maior corrente de soldagem, 120A, resultou no mesmo aporte térmico para ambas as juntas soldadas.

Tabela 3: Fração volumétrica de austenita e ferrita na zona de fusão.

| Condição | Fração Volumétrica de Austenita (%) |
|---------------------------|-------------------------------------|
| AWS A5.4 E2209-16 – 90A | 66,38 ± 1,99 |
| AWS A5.4 E2209-16 – 120A | 64,37 ± 4,70 |
| AWS A5.4 E317 L-16 – 90A | 32,83 ± 4,58 |
| AWS A5.4 E317 L-16 – 120A | 33,98 ± 5,43 |

Quando atacada com solução de NaOH, a fase sigma apresenta coloração preta (Nunes et al., 2012b). Visto isso, pode-se avaliar na Figura 3 que o processo de soldagem utilizado não gerou fase sigma em nenhuma das quatro situações. O não aparecimento da fase sigma é um ponto importante para a qualificação de juntas soldadas, já que a mesma atua com efeito deletério sobre as propriedades deste material. Um dos motivos para não ter ocorrido o aparecimento da fase sigma, pode ser a velocidade de resfriamento da junta soldada, a qual provavelmente foi suficientemente rápida para não permitir a sua formação. Outro fator que pode ter contribuído para a não formação da fase sigma é a composição química dos eletrodos, que não continham grandes quantidades de Cr (Cromo) e Mo (Molibdênio), principais elementos estabilizadores desta fase.

A Figura 4 apresenta o gráfico com o perfil de microdureza para as quatro condições ensaiadas e a Tabela 4 a média obtida para cada condição. Pode-se notar claramente que, para todas as condições, os valores obtidos para o metal de base apresentam menor variação em relação a um valor médio que os valores da zona de fusão. Esta observação pode ser corroborada pelos desvios padrões da Tabela 4. A aplicação do teste de hipóteses com distribuição t de “Student” indicou com uma confiabilidade de 95%, que os valores de dureza da zona de fusão e do metal de base pertencem a uma mesma família, portanto, não havendo variação significativa da dureza pelo processo de soldagem.

Tabela 4: Valores de dureza.

| Condição | Dureza [HV] | |
|---------------------------|---------------|---------------|
| | Metal de Base | Zona de Fusão |
| AWS A5.4 E2209-16 – 90A | 273 ± 6,0 | 280 ± 8,0 |
| AWS A5.4 E2209-16 – 120A | 300 ± 11,0 | 268 ± 18,7 |
| AWS A5.4 E317 L-16 – 90A | 275 ± 10,6 | 287 ± 21,1 |
| AWS A5.4 E317 L-16 – 120A | 271 ± 7,2 | 301 ± 9,9 |

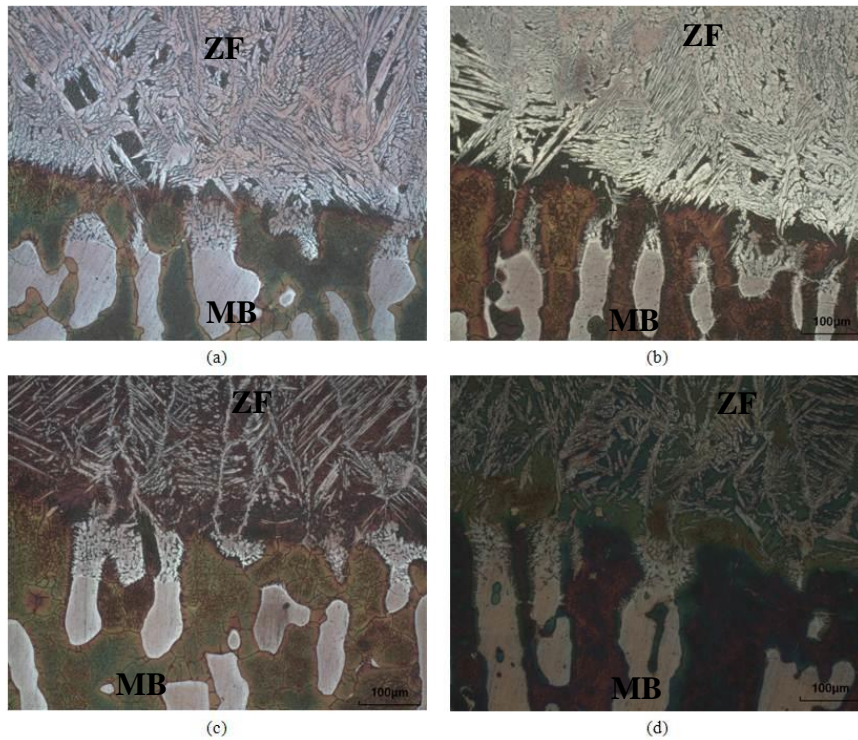


Figura 2. Micrografia da região de transição do metal de base para a zona de fusão; aumento 200x; ataque Behara. ZF: Zona de fusão; MB: Metal de base. Figura 2-a Eletrodo AWS A5.4 E2209-16, 90A; Figura 2-b Eletrodo AWS A5.4 E2209-16, 120A; Figura 2-c Eletrodo AWS A5.4 E317 L-16, 90A; Figura 2-d Eletrodo AWS A5.4 E317 L-16, 120A

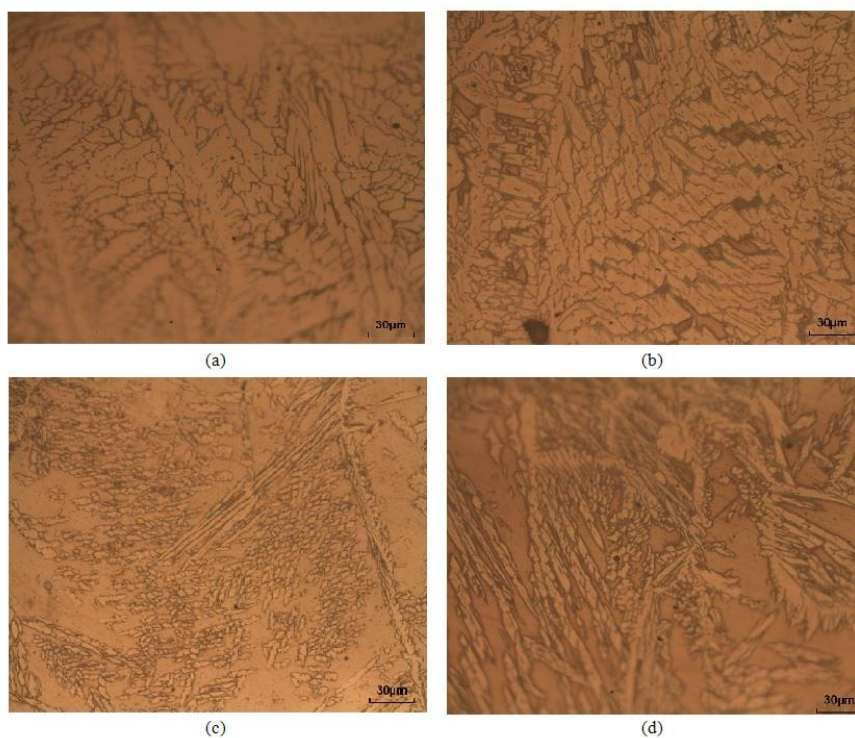


Figura 3. Micrografia da zona de fusão; aumento 500x; ataque NaOH; Figura 3-a Eletrodo AWS A5.4 E2209-16, 90A; Figura 3-b Eletrodo AWS A5.4 E2209-16, 120A; Figura 3-c Eletrodo AWS A5.4 E317 L-16, 90A; Figura 3-d Eletrodo AWS A5.4 E317 L-16, 120A

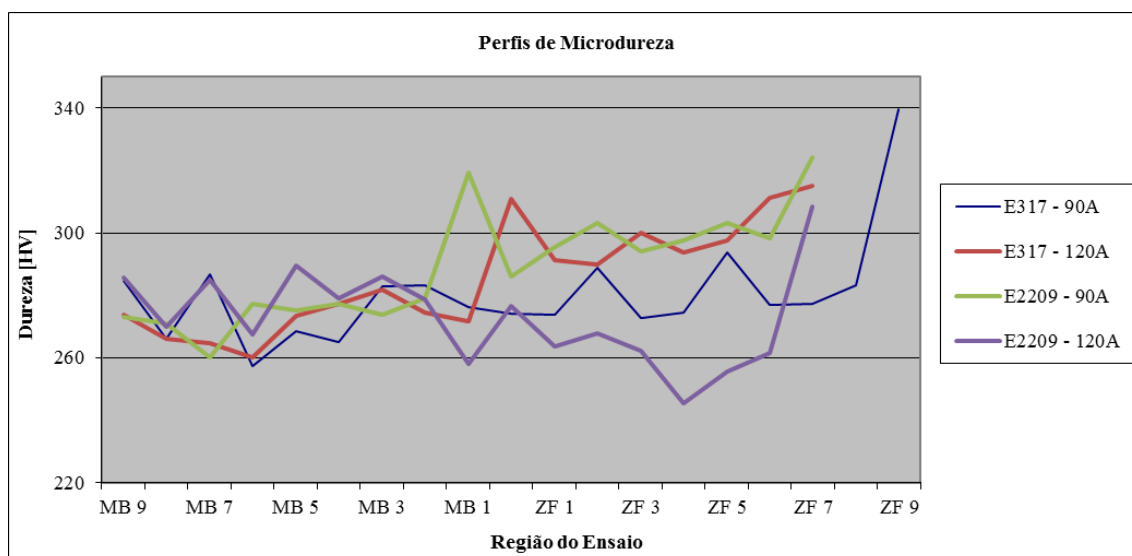


Figura 4. Gráfico com perfil de microdureza. MB: Metal de base; ZF: zona de fusão. Os números 1 a 9, indicam o quanto distante a indentação está da ZTA, a distância entre cada indentação foi de 0,5mm.

4. Conclusões

O presente trabalho permitiu concluir que:

Para as duas correntes de soldagem utilizadas o eletrodo AWS A5.4 E2209-16 resultou em uma microestrutura contendo maior fração volumétrica de austenita, aproximadamente 65%, que o AWS A5.4 E317 L-16, aproximadamente 35%. Ambas as condições se encontram dentro dos limites estabelecidos.

Não houve variação na fração volumétrica das fases presentes quando comparadas as correntes de soldagem, 90 A e 120 A, para um mesmo eletrodo. A morfologia da zona de fusão parece não ter sofrido modificações quando a mesma comparação é realizada.

O processo de soldagem, para as condições utilizadas, não acarretou no aparecimento da fase sigma, que atuaria com efeito deletério das propriedades do material.

Ambos os eletrodos e correntes de soldagem utilizadas não acarretaram variação no valor da dureza do material.

Ambos os eletrodos utilizados apresentaram desempenho dentro do esperado para utilização como metal de adição em aços inoxidáveis duplex.

5. Referências

ALVAREZ, T. R., PAVARINO, M. R. C., SOUZA, G. C., TAVARES, S. S. M., FERREIRA, M. L. R., CARDOTE, I. 2014. Influência da temperatura interpasse nas propriedades do aço inoxidável duplex durante a soldagem pelo processo a arco submerso. *Soldagem e inspeção*, 19, 114-124.

ASM HANDBOOK. 1993. Welding, Brazing, and Soldering. American Society for Metals – ASM International.

FONSECA, C. S., SILVA, I. P. P., BRANT, G. S. C. 2017a. Influência do aporte térmico sobre a microestrutura em juntas soldadas de aço inoxidável AISI 304. *Engevista*, 19, 1-8.

FONSECA, G. S., OLIVEIRA, P. M., DINIZ, M. G., BUBNOFF, D. V., CASTRO, J. A. 2017b. Sigma phase in superduplex stainless steel: formation kinetics and microstructural path. *Materials Research*, 20, 249-255

KOBAYASHI, D. Y., WOLYNEC, S. 1999. Evaluation of the low corrosion resistant phase formed during the sigma phase precipitation in duplex stainless steels. *Materials Research*, 2, 239-247.

MAGNABOSCO, R. 2009. Kinetics of sigma phase formation in a duplex stainless steel. *Materials Research*, 12, 321-327.

MENEZES, J. W. A., REIS, F. E. U., ABREU, H. F. G., MIRANDA, H. C., RIBEIRO, J. E. M., OLIVEIRA, H. R. 2005. Efeito da energia de soldagem sobre a fração volumétrica da fase ferrítica no aço inoxidável duplex UNS S31803. 3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás, Salvador, Brasil. 239-247.

NUNES E. B., BATISTA, H. J., BARRETO, A. S., MARQUES, J. S., MOTTA, M. F. 2012a. Influência da energia de soldagem na microestrutura e na microdureza de revestimentos de aço inoxidável duplex. *Soldagem e inspeção*, 17, 114-122.

NUNES, T. M. A., PIMENTA, A. R., DINIZ, M. G., DIAS, D. F. 2012. Quantificação da fase sigma em aço superduplex submetido a diferentes tratamentos térmicos. 67º Congresso Internacional ABM, Rio de Janeiro, Brasil. 1555-1565.

OLIVEIRA, G. L. G., SILVA, T. F., MIRANDA, H. C., MOTTA, M. F. 2010. Avaliação do efeito da energia de soldagem sobre as tensões residuais resultantes em juntas soldadas com multipasse, *Soldagem e inspeção*, 15, 239-247.

SANATORE, M., FINZETTO, L., PEREA, E. 2007. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. *Revista Escola de Minas*, Ouro Preto, 60, 175-181.

SOUZA, A., PAREA, E., SIGNORELLI, R. 2008. SAF 2707 HD (UNS S32707) um aço inoxidável hiper-duplex para ambientes severos contendo cloretos. 9º Seminário Brasileiro de Aço Inoxidável, São Paulo, Brasil. 262-268.

SOUZA, G. C., SILVA, A. L., TAVARES, S. S. M., PARDAL, J. M., FERREIRA, M. L. R., CARDOTE, I. 2014. Avaliação das propriedades mecânicas e da resistência a corrosão em soldas de reparo pelo processo GTAW no aço inoxidável superduplex UNS S32760, *Soldagem e inspeção*, 19, 302-313.

STENVALL, P., HOLMQUIST, M. 2008. Weld properties of Sandvik SAF 2707 DH. *La Metallurgia Italiana*, 9, 11-18.

TAVARES, A. S. M., CASTRO, J. L. G., CORTE, R. R. A., SOUZA, V. M., PARDAL, J. M. 2006. Detecção de pequenos teores de fase sigma e avaliação dos seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S31803. *Engevista*, 8, 77-82.

UERNA, A., OTERO, E., UTRILLA, M. V., MUNEZ, C. J. 2007. Weldability of 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 182, 624-631.

WANG, S. H., CHIU, P. K., YANG, J. R., FANG, J. 2006. Gamma phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 420, 26-33.