

5. Discussão

Neste capítulo será discutida a junta soldada com base nos resultados obtidos nos ensaios descritos, a abordagem envolve as mudanças microestruturais e de propriedades mecânicas, por três pontos de vista: a) A junta soldada propriamente dita como um conjunto, b) A região do metal de base termicamente afetada, ZTA; e c) A região do metal de solda.

5.1. A Junta Soldada e as suas propriedades mecânicas.

A junta soldada apresentou uma boa integridade mecânica no ensaio de tração, sem presença de trincas no material de solda e com um valor médio do limite de resistência de 674 MPa. Mesmo apresentando uma queda de 4,1% quando comparado com o valor de 703 MPa do material de base, tabela 2, o resultado é aceitável do ponto de vista da norma API 1104 [66], que menciona que o valor mínimo aceitável é o valor de 621 MPa, indicado na especificação API 5L [35]. Fato similar se apresentou na experiência realizada por Saavedra [4], onde o material estudado foi um aço API 5L X80 de 0,04% de C e $P_{CM} = 0,194$, o resultado do ensaio de tração da junta soldada, onde todos os corpos de prova fraturaram no metal de base, deu uma média de 701 MPa e o valor o MB 754 MPa, produzindo uma queda de 7,0%.

De forma inversa, no ensaio de dobramento lateral apareceram cinco corpos de prova com presença de trincas no passe de raiz, sendo o corpo-de-prova 4D41 rejeitado pela norma API 1104 [66], por apresentar uma trinca com comprimento superior de 3 mm.

Ante este fato se poderia pensar em uma possível falta de fusão na raiz por um baixo aporte de calor, mas os resultados obtidos no ensaio de Nick-Break não apresentaram nenhum corpo-de-prova com falta de fusão na raiz nem descontinuidades não aceitáveis, Tabela 23. Dos cálculos de aporte de calor para a JS-06, Tabela 18, na posição do corpo-de-prova para o passe de raiz foi de 0,646 kJ/mm, valor muito próximo ao aporte de calor médio na mesma JS-06 que foi de 0,618 kJ/mm, Tabela 14. Este sugere que a origem da falha

encontrada no corpo-de-prova 4D41, não foi originada por um baixo aporte de calor e mais bem por um problema na técnica de soldagem na fusão das bordas da junta. Esta possível falta de fusão talvez não foi encontrada nos resultados obtidos por meio do ensaio de radiografia devido a que o critério da norma API 1104 [66] para considerar uma falta de fusão como um defeito, o comprimento do mesmo deve ser maior a 25 mm.

5.2.

Microestrutura da região do metal de base termicamente afetada, ZTA.

5.2.1.

ZTA associada ao processo MAG-CCC

O tamanho de grão obtido na ZTA associada ao passe de raiz foi heterogêneo, Fig. 65a, 65c e 65e, apresentou um tamanho inferior de 30 μm , na região próxima à LF, com grãos finos isolados o que pode ter contribuído a obter uma microdureza de valor médio de 241 HV, a qual comparada com o valor médio de microdureza obtido no material de base (234 HV) apresenta um aumento de 3%. Nas regiões ZTA-GG e ZTA-GF o tamanho de grão foi menor do que 20 μm e 10 μm , respectivamente. Este pode ter relação com o controle do aporte de calor realizado pelo processo MAG-CCC [64].

Da Fig. 69 pode-se observar que o aporte térmico deve ser bem controlado para evitar uma alta porcentagem do microconstituente A-M, este aporte de calor deve estar ao redor de 0,60 kJ/mm, já que se é diminuído em aproximadamente 0,10 kJ/mm a porcentagem do microconstituente A-M se incrementa quase no dobro. Na região da ZTA próxima á LF o tamanho do constituinte A-M foi pequeno e apresentou uma baixa densidade pode ser devido ao baixo conteúdo de Si do MB [72].

5.2.2.

ZTA associada ao processo FCAW-G

A microestrutura nesta região apresentou uma variação do tamanho de grão à medida que os passes foram se realizando, com um tamanho de grão bem maior na ZTA associada ao passe de acabamento, Fig 66b. Este tamanho de grão maior, em comparação à ZTA associada ao passe de raiz pode ser devido ao fato que o aporte de calor fornecido pelo processo FCAW-G esta na

ordem de 1,2 – 1,9 kJ/mm, Tabela 18, permitindo que o crescimento do grão seja maior na proximidade da LF.

Cabe mencionar que à medida que a ZTA resultante de cada passe foi afetada pelo ciclo térmico do passe posterior, a fração volumétrica do microconstituente A-M foi diminuindo, tal como se observa na Tabela 31, mas para o passe de acabamento a porcentagem se incrementa consideravelmente. O primeiro fato é explicado como a superposição de dois fenômenos explicados por Bonnevie et al. [72], primeiro a fração de austenita transformada aumenta durante o aquecimento, ademais de que a temperatura de pico é maior, logo austenita vai homogeneizando com o aumento da temperatura devido à difusão de carbono. Assim o constituinte A-M presente na microestrutura é dissociado e/ou transformado.

A ZTA associada ao passe de acabamento não é sujeita a um ciclo térmico e o tempo de resfriamento é relativamente baixo o que gera microdureza maior nesta região (275 HV) quando comparada com a ZTA associada ao passe de raiz (241 HV), em 14,1%, e apresenta um aumento em comparação ao valor médio do material de base (234 HV) em 17,52%. O aumento em microdureza pode ser devido à presença de uma maior porcentagem do microconstituente A-M, o qual se encontra de maneira massiva e de maior tamanho, Fig. 71k, assim como pela presença de alta fração volumétrica de precipitados carbonetos, tal como pode ser observado na Fig. 66b.

5.3. Microestrutura da região do metal de solda

Da análise da composição química do metal de solda, Tabela 20, os passes de enchimento apresentaram um aumento do teor de C, de 0,04% no material consumível a 0,067% em peso no metal de solda, o que pode ser devido ao gás de proteção que contem 20% de CO₂, o que segundo De Vedia [60] comenta que para metais de aporte com teor de carbono inferior a 0,05% e protegidos com gás com conteúdo de CO₂, a poça de fusão tende a absorver o carbono da atmosfera protetora. Este aumento do teor de C deve ter contribuído à formação de precipitados de carboneto e/ou formação do microconstituente A-M.

5.3.1.

Metal de solda associado ao processo MAG-CCC

O uso do arame ER 80S-G contendo 0,50 % de Si, Tabela 6, no processo de soldagem MAG-CCC permitiu obter uma microestrutura ferrítica acicular apresentando um tamanho de grão muito fino, inferior a 5 μm . Este tamanho de grão fino pode ter relação com o tipo de silicatos formados e com a transferência metálica e agitação da poça de fusão o que somado aos agregados de Ti e V (0,012% e 0,006% em peso respectivamente, Tabela 20), pode ter controlado o crescimento do tamanho de grão austenítico. Segundo o Lancaster [25], o tamanho de grão ferrítico tem uma relação direta com o tamanho do grão da austenita primária; quanto menor o tamanho do grão austenítico, maior área de contornos de grão o que facilita uma nucleação da ferrita de forma massiva. Outro fato que pode ter contribuído à formação de grãos ferríticos é a presença de Cu e Mn (0,147% e 1,54 % em peso, Tabela 20), os quais abaixam a temperatura de transição austenita-ferrita. Também podem ter contribuído à formação de um baixo valor médio de microconstituente A-M, 3,22% Tabela 31, em comparação ao resto do metal de solda, mesmo tendo um tempo de resfriamento de 1,6 s, Tabela 15. Este microconstituente A-M se apresentou localizado de maneira aleatória, o que pode ter influenciado em uma baixa microdureza desta região, 226 HV Tabela 25.

5.3.2.

Metal de solda associado ao processo FCAW-G

O metal de solda para o arame tubular E101T1-GM-H8 e o processo de arame tubular com proteção gasosa, para o passe a quente e passes de enchimento foi majoritariamente ferrita primária de contorno de grão com presença de ferrita acicular isolada, com precipitados de carbonetos esferoidais intragranulares e de contorno de grão. A camada de acabamento apresentou uma microestrutura martensítica talvez como produto de um tempo de resfriamento entre 9,4 a 9,8 s, Tabela 15. Observa-se que neste caso não há um segundo passe para realizar revenido.

A fração volumétrica média do microconstituente A-M presente na região do passe a quente foi de 4,46%, se apresentando de maneira dispersa, Fig. 72b. Nas camadas de enchimento, Fig. 72c, e acabamento, Fig. 72d, ocorre um aumento de fração volumétrica média de A-M de 4,96% para 5,43% sendo de morfologia poligonal e de localização dispersa no enchimento e de morfologia

alongada, orientada e massiva no acabamento, o que pode ter contribuído para o valor de microdureza no metal de solda valores individuais na faixa de 243 – 322 HV.

5.4. Energia de impacto da junta soldada

A junta soldada apresentou a menor energia de impacto média no metal de solda, entre os passes de acabamento e enchimento, a qual foi 43,2 J para a temperatura de 0 °C. Em ordem ascendente de energia média absorvida a junta soldada foi seguida do metal de solda entre os passes de raiz e quente (68,4 J), região da linha de fusão (147,4 J) e região da ZTA (205,6 J). Em termos percentuais e comparando o valor mínimo da junta soldada, metal de solda na parte superior, com o metal de solda do passe de raiz e quente, podemos dizer que há uma queda de 33,3%, comparado com a região da linha de fusão uma queda de 70,7% e comparado com a região da ZTA uma queda de 79%.

5.4.1. Energia de impacto associada à ZTA

No caso da ZTA, como mencionado anteriormente, a propagação da fratura compartilha parte do metal de base e metal de solda. E na ZTA, propriamente dita, a trinca propaga pela região próxima à LF, ZTA-GG e ZTA-GF, as quais estão associadas a diferentes passes, sendo a superfície total de propagação da fratura inferida para a ZTA de 49,4%, e para o metal de base de 22,4%, Tabela 26. As regiões ZTA-GG e ZTA-GF apresentaram grãos com menor tamanho quando comparado ao material de base, Fig. 61d, 61f, 62c, 62e e Fig. 64, o que pode ter contribuído a que a ZTA possua uma maior absorção de energia de impacto no intervalo de -20 a 0 °C. A presença do metal de solda nesta região, porcentagem inferida de 28%, Tabela 26, ao parecer não teve muito influência para deteriorar a tenacidade nesta região da junta soldada, na faixa de temperatura antes indicada.

A presença do microconstituente A-M, com uma fração média de 3%, não parece ter muita influencia nos resultados de impacto, a qual esta associada às ZTAs do passe a quente e da camada de enchimento. Outro fator a ser considerado é o tamanho do microconstituente A-M o qual é de aproximadamente de 2 µm e se encontrava de maneira espalhada na matriz sem formar grupos.

Da análise fractográfica determinou-se que as superfícies de fratura apresentam ductilidade até a temperatura de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ e para a temperatura de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ a superfície é totalmente de fratura por clivagem, Fig. 62b. Do gráfico de energia de impacto absorvida versus temperatura também, Fig. 58, se observa que entre estas temperaturas se encontra a temperatura de transição dúctil-frágil.

5.4.2. Energia de impacto associada à LF

A propagação da fratura na LF foi associada aos resultados inferidos da Tabela 26, de onde se pode dizer que o plano de fratura esteve associado a 48,5% da ZTA e 50% do material de solda E101T1-GM-H8. Se for tomado como referencia o valor obtido na ZTA, a LF apresenta uma queda de 28,3% na energia absorvida por impacto para a temperatura de $0\text{ }^{\circ}\text{C}$. Como antes mencionado a microestrutura do metal de solda possui uma alta porcentagem do microconstituente A-M e microestrutura PF(G) o que reduz consideravelmente a resistência ao impacto desta região [25]. Na Fig. 59 foi observado que para esta região a absorção de energia se vê influenciada pela posição de soldagem, já que esta relacionada com a agitação da poça de fusão devido ao ângulo da tocha, o que gera certa influência na solidificação da poça de fusão [18].

5.4.3. Energia de Impacto associado ao metal de solda na raiz

De acordo com as medições da Tabela 27, esta região esta constituída pela mistura do metal de solda ER80S-G em 25,9%, e do metal de base E101T1 GM-H8, em 79,1%. Onde o metal de solda realizado com o E101T1 GM-H8 é constituído de uma microestrutura majoritariamente PF(G) e uma média de constituinte A-M entre os passes de raiz, a quente e de enchimento igual a 4,21% pode ter contribuído a uma relativa baixa absorção de energia de impacto.

A análise fractográfica revelou uma fratura mista entre dúctil e por clivagem até a temperatura de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, a temperaturas inferiores a fratura foi por clivagem, talvez como consequência da baixa capacidade de absorção de impacto do metal de solda E101T1 GM-H8.

5.4.4. Energia de Impacto associado ao MS do topo

O baixo valor médio de energia de impacto absorvido nesta região pode ter sido consequência que nas camadas de acabamento se observou a presença majoritária de microestrutura martensítica e no passe de enchimento microestrutura PF(G). O microconstituente A-M nestas regiões apresentou um valor médio de 5,2% e a análise da composição química deu uma porcentagem do boro na camada de enchimento e acabamento de 0,007%, Tabela 17, o que segundo Dolby [47] para um aço C-Mn microligado, porcentagens por encima de 0,004% existe a possibilidade de reduzir a capacidade de absorção de energia de impacto neste materiais. Segundo a norma DNV-OS-F101 [67], o valor médio obtido nesta região (43,2 J) para a temperatura de 0 °C é inferior ao valor mínimo aceitável, o qual é de 56 J.