

SUSCEPTIBILIDADE A CORROSÃO EM MEIOS DE H₂SO₄ DAS JUNTAS SOLDADAS POR ERW/HFIW DE TUBOS DE AÇO CARBONO COM E SEM GLOBULIZAÇÃO DE INCLUSÕES¹

Camila Fagundes de Paula Guedes²

Luiz Paulo Boni³

Andersan dos Santos Paula⁴

Tânia Maria Cavalcanti Nogueira⁵

Resumo

Os aços ao carbono com e sem globulização de inclusões podem ser utilizados para a fabricação de tubos soldados por ERW/HFIW (Soldagem por Resistência Elétrica / Soldagem por Indução a Alta Frequência). Com isto este trabalho visou caracterizar microestruturalmente dois aços baixo carbono, denominados aço A e B, além de realizar o ensaio de susceptibilidade a corrosão dos mesmos. Mediante a isto utilizou um ensaio de imersão em solução aquosa de H₂SO₄, pH 0,5, para observar a formação de pites ou frestas na linha de solda das amostras dos aços em estudo. De acordo com o resultado do ensaio de imersão pode-se verificar a perda mássica de ambos os materiais, ainda percebeu-se a formação de alguns pites próximos a linha de solda e após a preparação metalográfica das amostras a microestrutura revelada foi ferrítica-perlítica associada ao metal base e a linha de solda, com evidências do deslocamento da linha central de segregação próxima a superfície da amostra junto a linha de solda.

Palavras-chave: Soldagem por resistência elétrica; Soldagem por indução a alta frequência; Inclusão globular; Corrosão localizada.

SUSCEPTIBILITY TO CORROSION IN H₂SO₄ SOLUTIONS OF WELDED JOINTS BY ERW/HFIW SEAM TUBES CARBON STEELS WITH AND WITHOUT GLOBULAR INCLUSIONS

Abstract

Carbon steels with and without globular inclusions can be used for manufacturing welded tubes by ERW / HFIW (Electric Resistance Welding / High Frequency Induction Welding). With that this work was to characterize the microstructural two low carbon steels, called steels A and B, and perform the testing of susceptibility to corrosion of de same. By this assay used a soaking in an aqueous solution of H₂SO₄, pH 0,5, to observe the formation of pits or cracks in the weld line of samples from steels studied. According to the test result can be obtained by immersing the mass loss of both materials, although it was observed the formation of some pitting near weld line after the preparation and metallographic microstructure of the samples was revealed ferritic-pearlitic associated the base metal and weld line, with evidence of displacement of the center line of separation near the samples surface along the weld line.

Key words: Electric resistance welding; High frequency induction welding; Globular inclusion; Localized corrosion.

¹ Contribuição técnica ao 67^o Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Eng^a, Mestranda em Eng^a Metalúrgica, UFF-EEIMVR-PPGEM – Volta Redonda, RJ – Brasil.

³ Eng^o, Mestrando em Eng^a Metalúrgica, UFF-EEIMVR-PPGEM – Volta Redonda, RJ – Brasil.

⁴ D.Sc., Professora Adjunta, UFF/EEIMVR- PPGEM, Volta Redonda – RJ, Brasil

⁵ D.Sc., Professora Adjunta, UFF-EEIMVR-PPGEM – Volta Redonda, RJ – Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Atualmente as perspectivas de mercado são favoráveis para o crescimento do mercado de produtos regidos pela norma API 5L (*American Petroleum Institute*) – usado para condução de gases e óleos. Isto é devido à busca por aços desenvolvidos tecnologicamente e resulta em impacto na economia por instalação de tubos em grandes distâncias.

Dentro do segmento industrial de óleo e gás se destacam como um importante meio de transporte e distribuição de inúmeros produtos, tanto oleodutos (forma líquida) como gasodutos (forma gasosa). Os tubos *pipeline* desta aplicação são direcionados para indústria petrolífera, de gás, e de óleo; contudo as substâncias e os produtos transportados pelos mesmos altamente tóxicos e inflamáveis.⁽¹⁾

A resistência a corrosão dos tubos se torna uma característica notória devido à exposição a ambientes corrosivos, principalmente na região soldada por *ERW/HFIW* (Soldagem por Resistência Elétrica / Soldagem por Indução a Alta Frequência). A corrosão nestes materiais se dá de forma localizada ou por pites. Os pites são pontos ou pequenas áreas localizadas na superfície do material metálico. A corrosão de uma forma geral é um perigo que causa danos em materiais de indústrias de petróleo.

Os aços carbono com e sem globulização de inclusões têm sido bastante utilizados para este tipo de aplicação e ainda os aços ARBL (Alta Resistência Baixa Liga). De todos os materiais utilizados na aplicação de *pipeline* os mais usados são os aços carbono devido à menor relação custo/resistência mecânica, ainda apresenta-se como um material fácil de ser soldado e conformado.^(2,3)

As características especiais para as tubulações de gasodutos e oleodutos se destacam em elevada resistência mecânica com boa tenacidade, boa soldabilidade e que sejam resistentes a corrosão. Além disto, o aço deve possuir tamanho de grão reduzido e previamente ter sido submetido na aciaria a um controle da morfologia das inclusões não metálicas. Para isto, o mesmo deve ser produzido por meio de laminação controlada, além de ter baixo teor de enxofre e fósforo.

As inclusões não metálicas nos aços afetam as propriedades mecânicas como: ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga e até mesmo a corrosão, bem como é importante a observação quanto o formato, distribuição e quantidade destas inclusões nos materiais.⁽⁴⁾

Mediante a estes fatores, o presente trabalho teve o intuito de caracterizar dois diferentes tipos de aços baixo carbono, com e sem controle da morfologia das inclusões, soldados pelo processo *ERW/HFIW* a fim de avaliar a microestrutura, e ainda estabelecer relação entre a influência devido à corrosão oriunda do meio aquoso de H_2SO_4 , pH 0,5.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Os materiais em estudo neste trabalho consistem de dois aços baixo carbono laminados a quente sem e com controle da morfologia das inclusões, aço A e B, respectivamente, conforme composição química apresentada na Tabela 1 – atendendo a norma API 5L. O aço A, sem globulização de inclusões não-metálicas, foi processado por laminação a quente convencional, enquanto o aço B, com globulização de inclusões, foi obtido por laminação a quente controlada. Estes aços foram utilizados para confecção de tubos soldados pelo processo *ERW/HFIW*. Apesar de não ter sido o foco de estudo neste trabalho, os parâmetros de soldagem,

principalmente aqueles relacionados a força de aperto, no processo ERW/HFIW foram ajustados de forma a produzir uma região de solda contendo o afloramento superficial na linha de solda do material proveniente da meia espessura da chapa, através do arraste oriundo das linhas de fluxos. Após a soldagem HFIW os tubos sofreram um tratamento térmico pós-soldagem denominado Recozimento, onde são aquecidos em uma temperatura de aproximadamente 900°C e a seguir são resfriados ao ar, este tratamento térmico tem a finalidade de tornar as propriedades da solda próximas as do metal base. Os diâmetros dos tubos são de $219 \pm 1,1$ mm e as espessuras de 6,4 (-0,23 / + 0,64) mm.

Tabela 1 – Composição Química dos Aços A e B

ESPECIFICAÇÃO, percentual em peso												
AÇO	C (Carbono)		Mn (Manganês)		P (Fósforo)		S (Enxofre)		Si (Silício)		Al (Alumínio)	
	% Mín.	% Máx.	% Mín.	% Máx.	% Mín.	% Máx.	% Mín.	% Máx.	% Mín.	% Máx.	% Mín.	% Máx.
Aço A	0,12	0,16	-	1,15	-	0,025	-	0,015	-	0,03	0,015	0,06
Aço B	-	0,22	-	1,20	-	0,025	-	0,015	-	-	-	-

Para realizar o ensaio de susceptibilidade a corrosão foram utilizadas três amostras de cada tipo de aço em estudo, denominadas amostra A, B e C, nas dimensões de aproximadamente 10 cm x 10 cm (longitudinal x radial associada a direção transversal da chapa laminada a quente – centrada pela linha de solda).

A preparação da superfície das amostras para ensaio de imersão em solução aquosa de H_2SO_4 , com base em procedimento interno da Petrobrás,⁽⁵⁾ deu-se primeiramente pelo jateamento das amostras e posterior etapa de desengraxe com uso de álcool etílico absoluto P.A., acetona e éter etílico, nesta sequência. Posterior a etapa de desengraxe, as amostras foram secas com auxílio de jato de ar quente, para que dessa forma pudessem ter sua massa verificada com auxílio de uma balança (marca Marte) com carga máxima de 500 g, carga mínima de 0,02 g, divisão de verificação 0,01 g e menor divisão 0,001 g.

Antes de serem imersas na solução, a superfície das amostras foram fotografadas com auxílio de uma máquina digital com o intuito de poder-se verificar a modificação da superfície das mesmas ao longo do ensaio de imersão até o seu término. No ensaio de corrosão as amostras ficaram imersas na posição vertical em béckers, contendo 1.000 ml de solução de ácido sulfúrico com pH de 0,5 a temperatura ambiente por 7 dias consecutivos, e sendo que a cada 24 horas a solução era renovada e a superfície das amostras fotografadas. Após passados 7 dias de ensaio, as amostras foram devidamente lavadas em água corrente e sua superfície esfregada com auxílio de uma escova de nylon, e a seguir foram lavadas com álcool etílico absoluto P.A. e secadas com jato de ar quente, para posterior verificação da massa final.

Com o intuito de avaliar os aspectos microestruturais dos materiais em estudo, uma quarta amostra de cada aço foi separada para este fim. O procedimento da preparação metalográfica consistiu na seleção e corte das amostras para análise com auxílio de uma máquina de corte com disco abrasivo e refrigeração. A seleção das amostras seguiu o seguinte critério: (i) amostras da linha de solda nas posições transversal a solda e longitudinais próximas a linha de solda; (ii) amostras do metal base a esquerda e a direita da linha de solda relativas a direção de laminação e transversal. A Figura 1 apresenta um esquema com a indicação das amostras selecionadas para análise com base com critério exposto acima. Após o corte as amostras foram embutidas a quente em resina fenólica. De acordo com a norma

ASTM E 3-95,⁽⁶⁾ as amostras foram submetidas ao lixamento com lixas de carvão de silício com a seguinte de lixas: 100, 220, 320, 500, 800, 1.000 e 1.200 mesh; e posteriormente polidas em solução aquosa de alumina 1, 0,5, 0,3 e 0,05 μm . Após a devida lavagem em água corrente e álcool etílico, e secagem com jato de ar quente, a microestrutura das amostras sem ataque foi observada com o intuito de verificar a presença de inclusões e proceder-se a sua classificação quanto ao tipo, tamanho e distribuição. Em seguida a microestrutura foi revelada com auxílio de Nital 3% por esfregamento. Após completa avaliação microestrutural para observação da morfologia e identificação das fases presentes, as amostras referentes a metal base e seção longitudinal foram repolidas com auxílio de diamante de 1 μm para remoção do ataque e assim permitir a análise das inclusões. A superfície polida das amostras sem ataque foi observada com o intuito de verificar a presença de inclusões e proceder-se a sua classificação quanto ao tipo, tamanho e distribuição, baseada na norma ASTM E 45-11.⁽⁷⁾ A análise microestrutural foi feita com auxílio de um microscópio Leitz Metallovert (Spectru), e seu registro das imagens foi feita uma com câmera digital (“Evolution LC Color”, Modelo PL-A662) e programa de aquisição/análise de imagens “Image Pro Plus”.

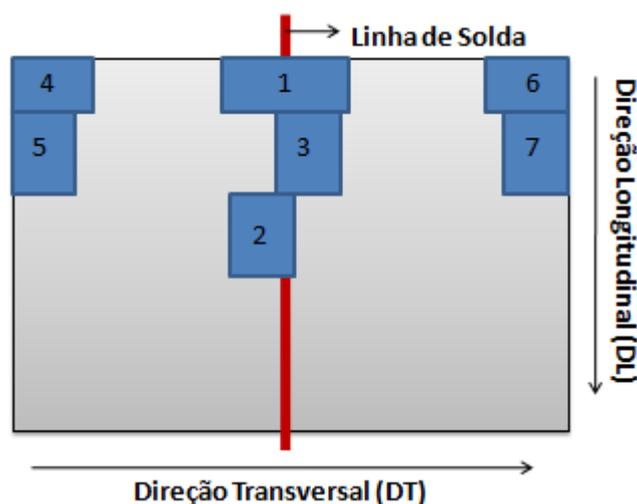


Figura 1 – Diagrama esquemático da seleção de amostras para análise metalográfica tendo com referencias as linha de solda, e a direção transversal e a longitudinal do tubo a partir da face externa do tubo: (1) transversal a linha de solda; (2) junto a linha de solda, longitudinal a esquerda; (3) junto a linha de solda, longitudinal a direita; (4) metal base, seção transversal – a esquerda da linha de solda; (5) metal base, seção longitudinal – a esquerda da linha de solda; (6) metal base, seção transversal – a direita da linha de solda; e (7) metal base, seção longitudinal – a direita da linha de solda.

3 RESULTADOS

Na Tabela 2 pode-se observar o resultado da verificação da massa, de cada uma das amostras de cada um dos aços em estudo, antes e após o ensaio de susceptibilidade a corrosão e ainda os resultados de perda mássica associadas a análise estatísticas das amostras em estudo. Pode-se verificar que as amostras do aço A apresentaram em geral uma perda mássica inferior as amostras do aço B (em média 3,76% de diferença).

As Figuras 2 e 3 apresentam as fotografias das amostras antes e após o ensaio de imersão H_2SO_4 . Ao comparar-se a condição superficial antes (Figuras 2a e 3a) e após (Figuras 2b e 3b) o ensaio de imersão, pode-se verificar claramente o destaque para região da linha de solda após o experimento (Figuras 2b e 3b). Bem como a

presença de alguns pites e uma suave fresta junto a linha de solda, com maior evidencia para o aço A (Figura 2b).

Tabela 2 – Massa das amostras antes e após ensaio de susceptibilidade a corrosão dos aços A e B

Aço		Massa Inicial (g)	Massa Final (g)	Perda Mássica (%)	Desvio Padrão Amostral (S)	Desvio Padrão da Média
A	Amostra A	495,29	443,03	10,55	0,24	0,17
	Amostra B	486,87	433,63	10,93		
	Amostra C	477,26	424,08	11,14		
	Média	486,47	433,58	10,87		
B	Amostra A	492,50	415,35	15,66	1,09	0,77
	Amostra B	> 500,00*	434,22	13,15		
	Amostra C	499,96	431,87	13,61		
	Média	496,23	427,14	14,14		

* A massa da amostra estava acima do limite máximo da balança utilizada, porém ao verificar sua dimensão em relação a amostra C do aço B, apesar de maior na largura e comprimento – estas diferenças eram inferiores a 2 mm. Considerou-se o número (N) de amostras igual a 3.

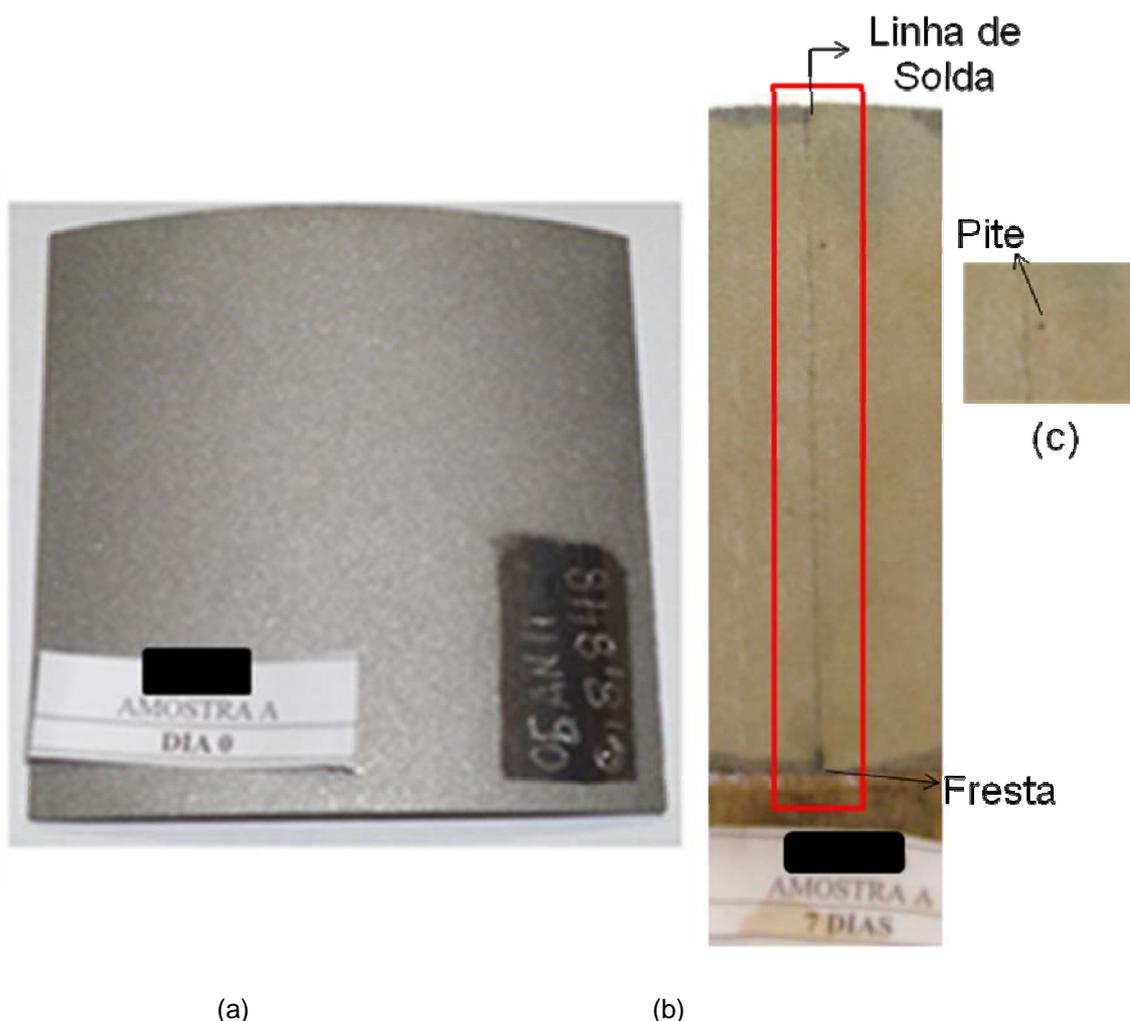


Figura 2 – Fotografia da amostra de Aço A (Amostra A) nas condições (a) antes e (b) após o ensaio de imersão em H_2SO_4 com a linha de solda destacada, (c) destaque na parte da Fotografia (2b) com pite à direita e fresta à esquerda.

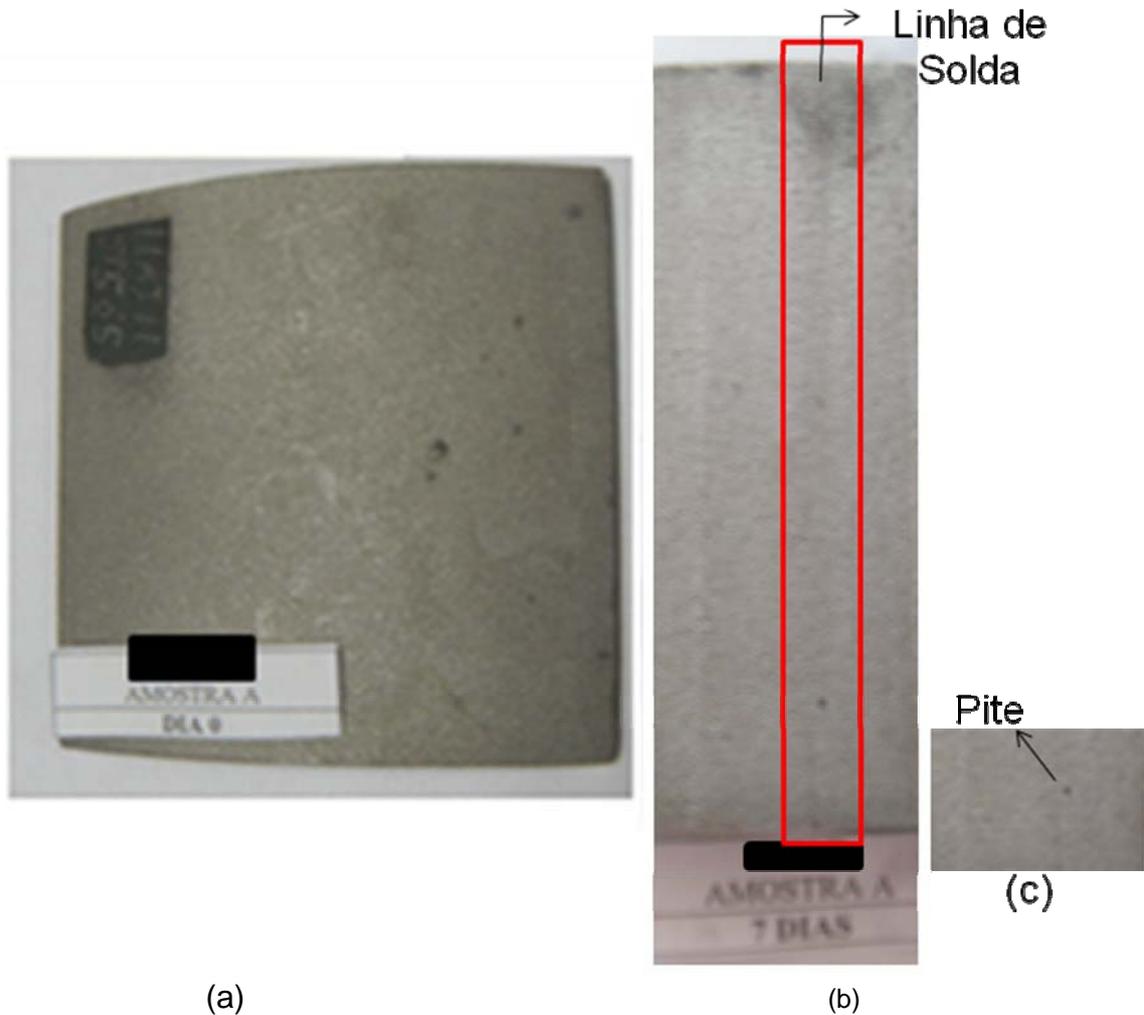


Figura 3 – Fotografia da amostra de Aço B (Amostra A) nas condições (a) antes e (b) após o ensaio de imersão em H_2SO_4 com a linha de solda destacada, (c) destaque na parte da Fotografia (3b) com pite.

As análises microestruturais, do metal base (posição 5 da Figura 1), da condição sem ataque dos aços em estudo encontram-se apresentadas nas Figuras 4 e 5 – referentes a $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura das chapas. Pode-se verificar a presença de inclusões de óxidos no aço A (Figura 4) com maior intensidade na região da $\frac{1}{2}$ espessura, devido à linha de segregação que se faz naturalmente presente neste tipo de aço na condição laminada a quente. No entanto, no aço B (Figura 5) verifica-se apenas a presença de inclusões de óxidos globulares, devido ao tratamento de globulização de inclusões que o material foi submetido durante o processamento na aciaria. Diferente do Aço A, o aço B não apresenta diferenças muito notórias no tipo, tamanho ou nível de inclusões quando comparadas as regiões da $\frac{1}{2}$ espessura com o $\frac{1}{4}$ de espessura.

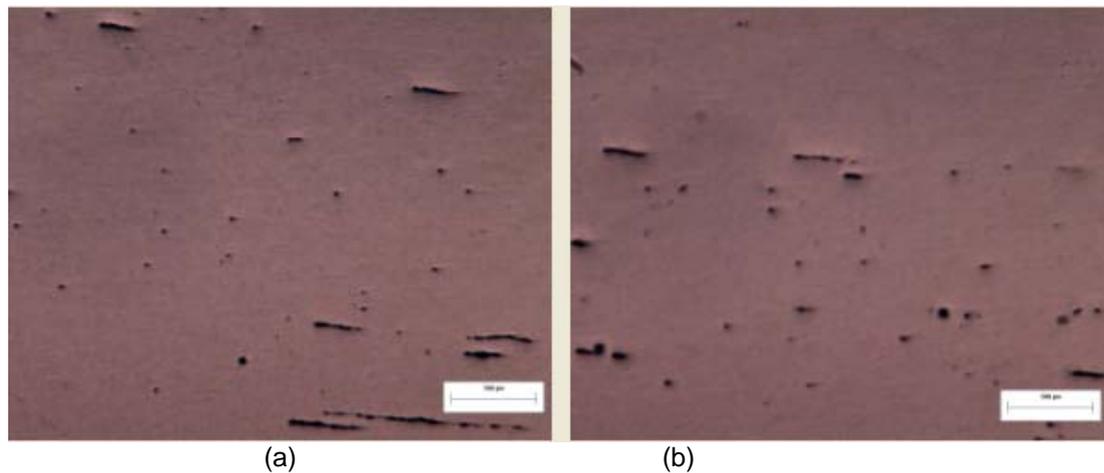


Figura 4 – Micrografia da amostra de Aço A no metal base com 100x de aumento – Região 5 da Figura 1 (a) em meia espessura e (b) a um quarto de espessura.

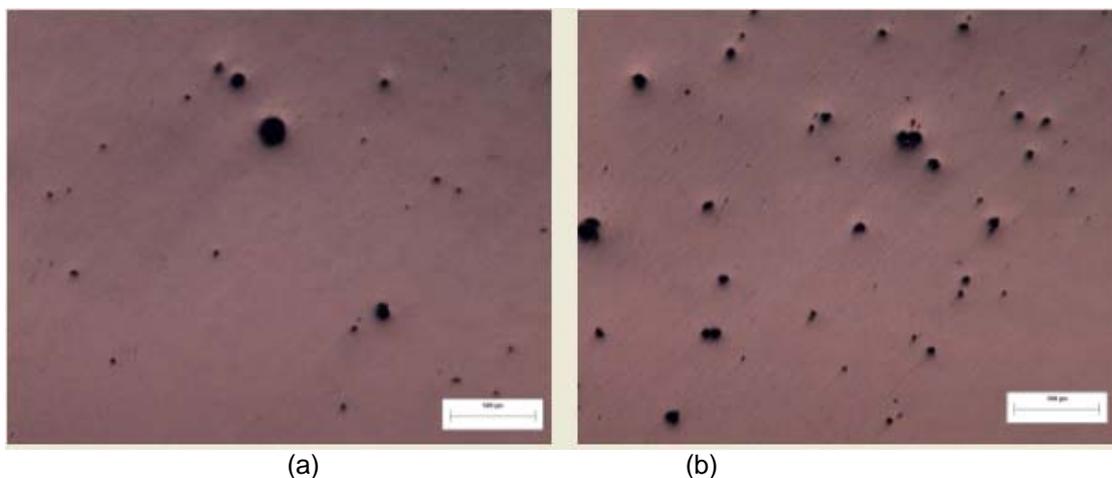


Figura 5 – Micrografia da amostra de Aço B no metal base com 100x de aumento – Região 5 da Figura 1 (a) em meia espessura e (b) a um quarto de espessura.

As micrografias obtidas após ataque com Nital 3%, nas regiões do metal base e linha de solda das amostras dos dois aços em estudo (conforme descrito na seção de Materiais e Métodos), encontram-se apresentadas nos esquemas ilustrativos das Figuras 6 e 7 para o Aço A e Aço B, respectivamente. Verifica-se a presença de uma microestrutura ferrítica-perlítica em ambos os aços, porém com um maior refinamento de grão no aço B (Figura 7 a,b – comparado ao Aço A na Figura 6 a,b) associado a sua condição de laminação a quente (laminação controlada). Característica esta de granulação refinada em conjunto com a possível presença de AlN (devido a presença de Al na sua composição – Tabela 1, e formação do AlN durante a etapa de resfriamento após a laminação de acabamento), que garantem a manutenção do aspecto microestrutural pelo não crescimento de grão durante a etapa de soldagem no processo ERW / HFIW, o qual envolve componentes termomecânicas durante a conformação e fechamento do tubo e térmica na etapa posterior relativa ao tratamento de normalização da linha de solda (Figura 7 c-e – Aço B, comparada a Figura 6 c-e – Aço A). No entanto nas regiões da ZTA e linha de solda, em ambos os materiais, é possível verificar a presença linhas de fluxos de escoamento do material, em direção a superfície da chapa, pela pressão de aperto associada a etapa de soldagem. Estas linhas de fluxo, revelam a migração de componentes microestruturais que se faziam presentes no centro da espessura

(Figuras 6 c e 7 c) para as regiões junto as faces externa e interna do tubo (Figuras 6 e Figura 7). Referente a esta última evidência citada, é mais notória a presença uma intensa de linha de segregação no Aço A (Figura 6c) do que no Aço B (Figura 7c), e seu posterior escoamento para junto da face externa (Figura 6 – Aço A). Fator este que pode justificar a formação de uma fresta mais intensa e um número superior de pites no Aço A (Figura 2) do que no Aço B (Figura 3). Onde a menor evidência de segregação no Aço B deve estar associado a tratamento de globulização de inclusões, ao qual é submetido (Figura 5), e seu maior controle no percentual de carbono (Tabela 1). Verifica-se que a linha de segregação somente é evidente em um dos lados da linha de solda para ambos materiais, este fator é devido ao corte prévio da chapa laminada a quente a meia largura para produção de duas novas bobinas, as quais são destinadas a etapas de conformação e soldagem dos tubos. Visto que a linha de segregação, que se faz presente a meia espessura da chapa, é mais intensa nas regiões centrais da largura da chapa laminada a quente quando comparada as suas bordas, devido ao enriquecimento de soluto na fase líquido durante a etapa solidificação das placas de aço nas linhas industriais de lingotamento contínuo.

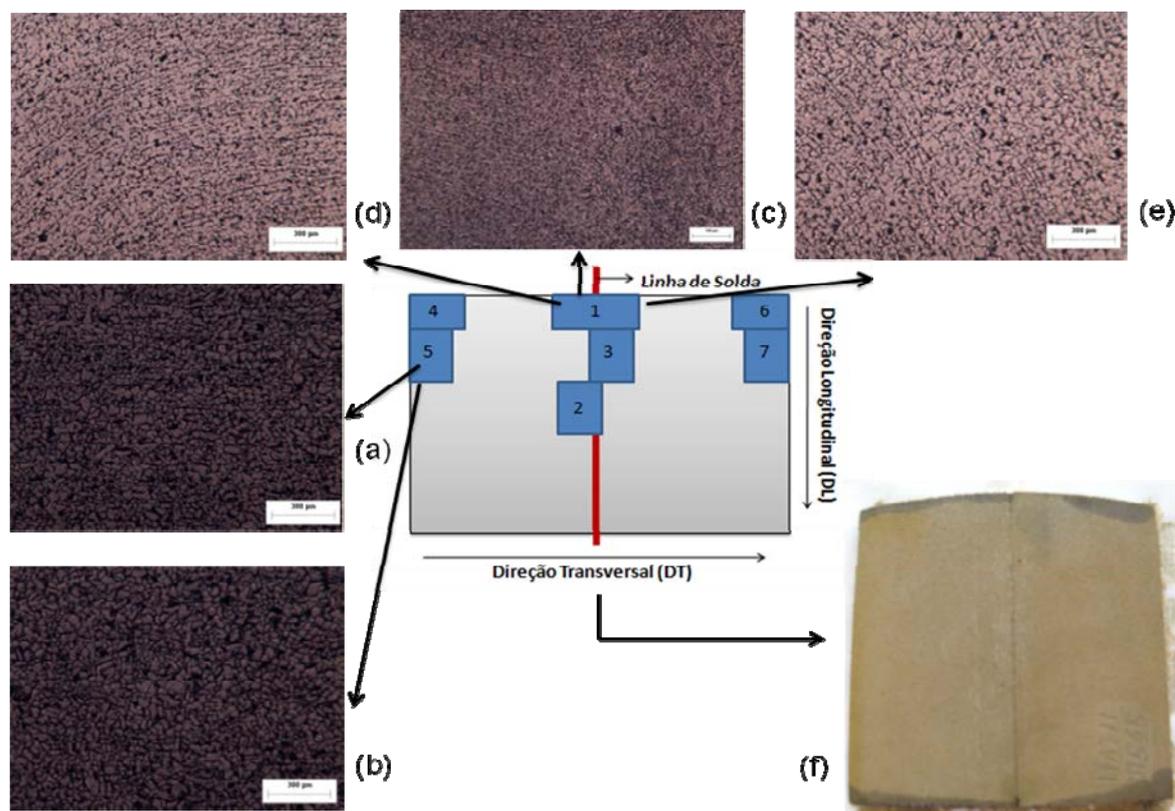


Figura 6 – Esquema ilustrativo que exemplifica as posições das amostras nas micrografias do aço A na (a) Região 5 (Metal base) a um quarto da espessura com 200x de aumento, (b) Região 5 (Metal base) a meia espessura com 200x de aumento, (c) Região 1 (face externa do tubo até a meia espessura) com 50x, (d) Região 1 (ZTA) a um quarto da espessura - lado esquerdo com 200x, (e) Região 1 (ZTA) a um quarto da espessura - lado direito com 200x, (f) imagem da amostra após 7 dias de ensaio de imersão (detalhamento da Figura 2 - b).

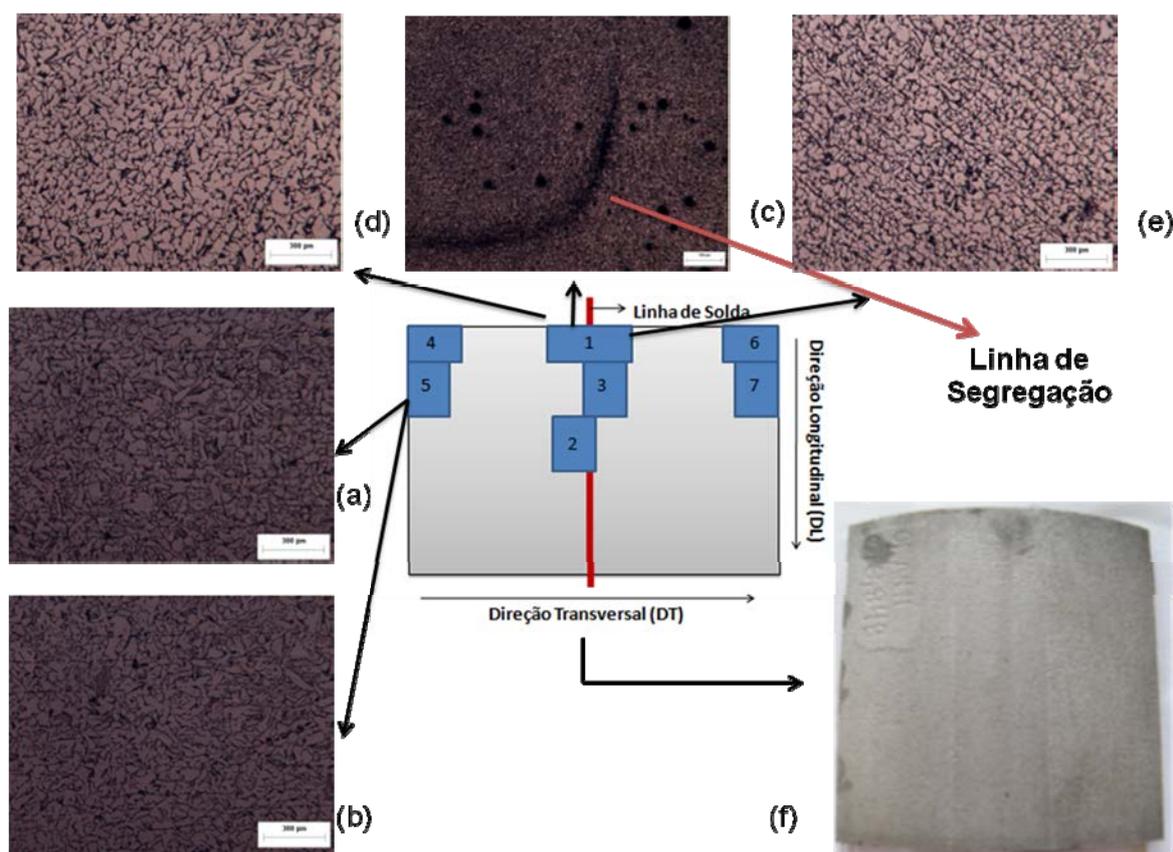


Figura 7 – Esquema ilustrativo que exemplifica as posições das amostras nas micrografias do aço B na (a) Região 5 (Metal base) a um quarto da espessura com 200x de aumento, (b) Região 5 (Metal base) a meia espessura com 200x de aumento, (c) Região 1 (face externa do tubo até a meia espessura) com 50x, (d) Região 1 (ZTA) a um quarto da espessura - lado esquerdo com 200x, (e) Região 1 (ZTA) a um quarto da espessura - lado direito com 200x, (f) imagem da amostra após 7 dias de ensaio de imersão (detalhamento da Figura 3 - b).

4 DISCUSSÃO

Pelos resultados obtidos na Tabela 2 das pesagens das amostras, observou-se que as perdas de massa de ambos os materiais estão próximas, considerando que nem todas as amostras obtiveram as medidas equivalentes a 10x10 cm, ou seja, houve variação no dimensionamento das amostras jateadas. Além disso, que num aspecto global as amostras de ambos os aços em estudo tiveram um comportamento similar ao permanecerem imersas na solução aquosa de H_2SO_4 , pH 0,5, durante os 7 dias de ensaios.

Com auxílio do programa “Minitab Portable” pode-se verificar se existe uma diferença significativa entre os valores das médias da perda Mássica (%) para o Aço A (10,87%) e para o Aço B (14,14%). Como o número de amostras em análise para cada aço é reduzido ($N = 3$, três amostras por aço – Tabela 2), fez-se necessário o uso dos conceitos de uma distribuição t-Student, de modo aplicar este fator de correção, aproximando a distribuição de pequenos valores a uma distribuição normal e uma variância populacional desconhecida. Foi tomada como base um nível de confiança igual a 95% (ou seja, nível de significância (α) igual 5% ou 0,05) para os dois conjuntos com variâncias amostrais distintas, o que resultou em um valor T igual a -22,22, associado a uma probabilidade (P) igual a 0,002 e grau de liberdade (DF) igual 2. Então pode-se considerar que P está dentro do nível de rejeição, ou seja P é menor que α . Com isto percebe-se que as médias das perdas mássicas dos

aços em estudo não são iguais para $\alpha = 0,05$. Podendo-se dizer que existem diferenças estatísticas significantes entre as médias das perdas mássicas do Aço A e do Aço B, com base no valor alto de T comparado ao valor tabelado de T igual 4,30 nas condições de análise.⁽⁸⁾

Na Figura 4, as micrografias sem ataque do aço A apresentam com inclusões finas e dispersas. Já na Figura 5, tem-se as micrografias sem ataque do aço B, com inclusões finas e grosseiras e ainda apresentam-se aglomeradas e esféricas devido a adição de cálcio na aciaria para o processo de globulização de inclusões. Esta globulização de inclusões num contexto global faz com se decresça o número de ponto associados de inclusões junto a matriz do matriz e principalmente na região de meia espessura. Além disso, a natureza química da interface matriz-inclusão é alterada pelo composto de Ca, o qual passa a envolver quaisquer das inclusões de alumina, sulfeto e/ou silicato que pudessem pré-existir no momento da adição do CaSi na aciaria, com o intuito de iniciar-se o processo de globulização das mesmas. Em ambos os casos das Figuras 6 e 7, as micrografias apresentam uma microestrutura ferrítica-perlítica. Microestrutura esta que está de acordo com a aplicação. De acordo com Liu e seus colaboradores após um tratamento térmico pós- soldagem (Normalização), o aço *pipeline* apresenta-se com ferrita poligonal e alguns pontos de perlita.⁽⁹⁾

De acordo com a norma de construção de refinarias utilizada para alguns tubos com especificação API 5L com costura, nas Figuras 3 (Aço A) e Figura 4 (Aço B) houve formação de pites na região da linha de solda. Alguns pesquisadores afirmam que o processo de corrosão se dá devido à corrosão galvânica que ocorre entre a matriz e as inclusões, que promovem cavidades alinhadas. A matriz continua sendo corroída, após o desprendimento da inclusão, e assim forma-se o pite. O mecanismo de corrosão localizada ocorre preferencialmente ao longo da linha de solda.⁽¹⁰⁾ Mecanismo este que pode ser evidenciados nos resultados apresentados no presente trabalho, porém de modo mais severo nas amostras do Aço A que continha uma maior quantidade pontos de inclusões, desassociadas da ação química do Ca na interface matriz-inclusão, distribuídos na matriz ferrítica-perlítica.

5 CONCLUSÃO

Com base nas evidências do ensaio de susceptibilidade a corrosão, em solução aquosa de H₂SO₄ de pH 0,5, desenvolvido no trabalho, nota-se que o ensaio foi efetivo para os dois tipos de aços em estudo (especificações A e B), induzindo a formação de pites na linha de solda. Possivelmente, a natureza química das inclusões associada a ausência do tratamento de globulização das mesmas e o afloramento da linha central de segregação devido ao aperto dado durante a etapa de soldagem, promoveram uma maior susceptibilidade a corrosão para o aço de especificação A.

Agradecimentos

A todos da Universidade Federal Fluminense pelo apoio e incentivo. A todos que de forma direta ou indireta ajudaram com incentivo e força. A Alexandre Vieira Lemos pela ajuda quanto a preparação da solução de H₂SO₄, sua ajuda foi essencial. Ao Centro de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional pelo apoio infraestrutural no desenvolvido do projeto de pesquisa no qual este trabalho está inserido no âmbito do desenvolvimento da futura dissertação de Mestrado da autora C.F.P.G.

REFERÊNCIAS

- 1 GORNI, A.A., SILVEIRA J.H.D., REIS, J.S.S. Metalurgia dos Aços Microligados usados em tubos soldados de grande diâmetro, Revista Aço e Conformação dos Metais, 2010.
- 2 REED-HILL, R.E. Princípios de Metalurgia Física, Ed. Guanabara Dois, 1982.
- 3 COLPAERT, H., COSTA E SILVA A.L.V. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns, Ed. Edgard Blucher, 4^a edição.
- 4 COSTA E SILVA, A.L.V., MEI, P.R. Aços e Ligas Especiais, Ed. Edgard Blucher, 2^a edição, 2006.
- 5 PROCEDIMENTO INTERNO PETROBRAS (norma de construção de refinarias).
- 6 ASTM E 3-95. Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM International, 12 p., Jan. 1995.
- 7 ASTM E 45-97. Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steels. Annual Books of ASTM Standards, Section 3, v. 03, ASTM, p 163-176, 1999.
- 8 MENDES, A., ROSÁRIO, P.P., Metrologia & Incerteza de Medição, Sociedade Brasileira de Metrologia, Editora EPSE, 2005.
- 9 LIU Z., ZHAI G., LI X., DU C., Effect of Deteriorated Microstructures on Stress Corrosion Cracking of X70 Pipeline Steel in Acidic Soil Environment, Journal of University of Science and Technology Beijing, v. 15, Dez. 2008.
- 10 ROBINSON J.L. Preferential Corrosion of Welds, The Welding Institute Research Bulletin, v. 20, 1979.