

# ESTUDO COMPARATIVO DA SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM JUNTAS SOLDADAS DO AÇO API5LX-80 UTILIZANDO DIFERENTES PROCESSOS E CONSUMÍVEIS<sup>1</sup>

Bruno Allison Araújo<sup>2</sup>  
Emanuel Pereira Soares<sup>3</sup>  
Theophilo Moura Maciel<sup>4</sup>  
Eudésio Oliveira Vilar<sup>5</sup>  
Antonio Almeida Silva<sup>6</sup>

## Resumo

Este trabalho apresenta um estudo comparativo da susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio de juntas soldadas do aço API 5LX-80, utilizando diferentes processos e consumíveis de soldagem. Para isto foram executadas soldagens utilizando os processos GTAW para os passes de raiz, SMAW para passos de raiz e passe quente e FCAW com e sem proteção gasosa para os passes de acabamento. Os testes de fragilização foram realizados de acordo com a norma ASTM G129-2006 utilizando solução aquosa (solução A - NACE TM0177/2005), porém utilizando microadições de tiosulfato de sódio ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ ) em substituição ao borbulhamento de  $\text{H}_2\text{S}$ . De acordo com valores de alongamento, redução de área e tempo de ruptura, foi possível observar que todas as juntas foram susceptíveis ao fenômeno de fragilização por hidrogênio. Além do mais, todas as juntas apresentaram mudança nítida no modo de fratura em tração e apresentaram trincamento secundário. Estes resultados ainda foram associados à microestrutura do metal de solda e ao perfil de dureza da junta.

**Palavras-chave:** Aço API 5L X80; Fragilização por hidrogênio; Dureza; Microestrutura.

## COMPARATIVE STUDY OF SUSCEPTIBILITY TO HYDROGEN EMBRITTLEMENT IN API5LX-80 STEEL WELDED JOINTS USING DIFFERENT PROCESSES AND CONSUMABLES

### Abstract

This paper presents a comparative study of susceptibility to hydrogen embrittlement of API 5LX-80 steel welded joints, using different processes and welding consumables. To this GTAW for root passes, SMAW for root and hot pass and FCAW welding process with and without shielding gas for finishing pass were done. The embrittlement tests were performed according to ASTM G129-2006 specification using aqueous solution (Solution A-TM0177/2005 NACE), replacing the bubbling of  $\text{H}_2\text{S}$  for micro-additions sodium thiosulfate ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ ). According to the values of elongation, area reduction and breakthrough time, it was observed that all joints were susceptible to the phenomenon of hydrogen embrittlement. In addition, all joints presented distinct change in fracture mode in tension and secondary cracking. These results were also associates with the weld metal microstructure and joint hardness profile.

**Key words:** API 5L X80 steel; Hydrogen embrittlement; Microhardness; Microstructure.

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

<sup>2</sup> Eng. Mecânico, Doutorando em Eng. de Materiais pela UFCG

<sup>3</sup> Eng. Mecânico, Mestre em Eng. de Materiais pela UFCG

<sup>4</sup> Eng. Mecânico Doutor em Ciência e Eng. de Materiais pela UFSCar

<sup>5</sup> Eng. Químico, Doutor em Engenharia Eletroquímica pela Universidade de Rennes

<sup>6</sup> Eng. Mecânico, Doutor em Eng. Mecânica pela UFSCar

## 1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos vem se observando um aumento considerável na demanda de petróleo e seus derivados, a transmissão e o transporte destes recursos naturais são de extrema importância para a sobrevivência de um país e estes são normalmente realizados através de sistemas integrados, compostos por dutos e tubulações. Com a necessidade cada vez maior de explorar petróleo em grandes profundidades e em ambientes cada vez mais agressivos, surgiu à necessidade de melhor conhecer as propriedades mecânicas dos aços que compõe os dutos e tubulações.

Atualmente no Brasil os aços mais empregados pela indústria do petróleo e gás na produção de dutos e tubulações são os aços ARBL API 5L X65 e X70. Entretanto, o aço API 5L-X80 vem sendo cada dia mais pesquisado e utilizado devido ao seu limite de escoamento superior associado com uma elevada tenacidade que é proporcionada por sua microestrutura refinada, como foi observado por Rocha.<sup>(1)</sup>

A soldagem surge como um ponto fundamental neste panorama, pois é o processo de fabricação mais empregado na montagem de dutos e tubulações. Para este caso, o estudo do comportamento dos novos aços e a compreensão da metalurgia da soldagem tornam-se fatores essenciais, possibilitando o desenvolvimento de metais de adição compatíveis, elaboração de procedimentos de soldagem adequados às condições impostas e o estudo do comportamento da solda em relação à fenômenos degradativos.

É importante mencionar que a soldagem destes aços envolve sempre recomendações especiais, principalmente em relação à integridade da junta soldada; uma vez que esta região torna-se mais propícia a uma série de problemas degradativos. Uma das grandes preocupações existentes em estudos de soldabilidade em uma junta soldada é o seu comportamento em relação ao fenômeno de degradação das propriedades causadas pelo hidrogênio.<sup>(2)</sup>

Conforme Siquara,<sup>(3)</sup> a fragilização pelo hidrogênio em juntas dos aços ARBL caracteriza-se por ser um fenômeno de deterioração das suas propriedades mecânicas, principalmente a perda de ductilidade através da propagação de trincas. Desta forma, este trabalho tem como objetivo estudar a susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio em presença de H<sub>2</sub>S, em juntas soldadas do aço API 5L X80 nacional, avaliando e comparando a influência das combinações de consumíveis e procedimentos de soldagem utilizados.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho, utilizou-se uma chapa do aço API 5L X80 com 18 mm de espessura a qual foi cortada nas dimensões apresentadas na Figura 1 e posteriormente chanfradas com ângulo de 30°. Foram produzidas duas juntas soldadas A3 e A4 cada uma com 7 passes utilizando os consumíveis apresentados na Tabela 1 cujas especificações técnicas e composições químicas estão apresentadas na Tabela 2. A Temperatura de interpasse foi de 175°C e as soldas foram executadas com as chapas sem restrição. O espaçamento entre as juntas foi a medida do diâmetro do eletrodo empregado. Nas Tabelas 3 e 4, são apresentados os valores dos parâmetros de soldagens.

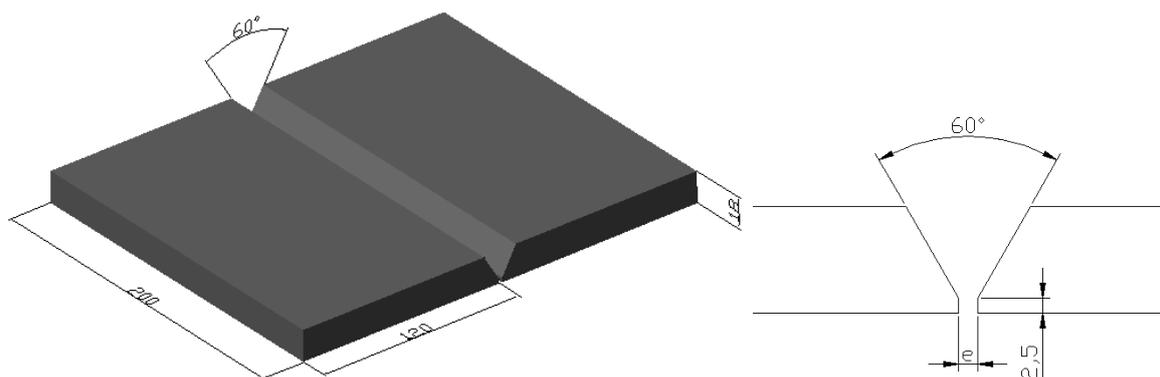


Figura 1. Dimensionamento das chapas.

Tabela 1. Combinação de consumíveis utilizados

Amostras	Passe de Raiz	Passe Quente	Passe Enchimento	Passe Acabamento
A3	E6010	E8010	E91T8-K8	E91T8-K8
A4	ER70S-3	E8010	E91T1-G	E91T1-G

Tabela 2. Composição química dos consumíveis informada pelo fabricante

Eletrodo	Processo de soldagem	Ø (mm)	Elemento (% em peso)							
			C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	Al
E6010	SMAW	3,25	0,09	0,35	0,15	0,01	0,01	-	-	-
E8010	SMAW	4,00	0,07	0,60	0,13	-	-	0,70	0,30	-
ER70S-3	GTAW	2,00	0,10	1,10	0,60	-	-	-	-	-
E91T8-K8	FCAW-G	1,60	0,06	1,92	0,17	-	-	0,83	-	0,90
E91T1-G	FCAW-S	1,20	0,06	1,20	0,40	-	-	0,85	0,15	-

Fonte: ESAB

Tabela 3. Parâmetros de soldagem para a condição de soldagem A3

Passes	I (A)	V (V)	H (KJ/cm)	v (mm/s)
1 Raiz	58,2	33,98	12,67	1,17
2 Quente	76,8	35,53	9,12	2,24
3 Enchimento	224,4	17,72	17,65	1,69
4 Enchimento	248,7	17,83	11,16	2,98
5 Enchimento	228,3	17,67	12,25	2,47
6 Acabamento	239,2	17,73	11,56	2,75
7 Acabamento	242,9	17,90	18,11	1,80

Tabela 4. Parâmetros de soldagem para a condição de soldagem A4

Passes	I (A)	V (V)	H (KJ/cm)	v (mm/s)
1 Raiz	141,6	11,10	7,87	0,70
2 Quente	85,0	31,51	10,97	1,83
3 Enchimento	228,8	21,91	13,92	2,70
4 Enchimento	232,7	21,91	10,32	3,70
5 Enchimento	234,5	21,85	6,15	6,25
6 Acabamento	230,1	21,82	9,40	4,01
7 Acabamento	230,5	21,85	9,44	4,00

Testes de dureza foram realizados nas juntas soldadas de acordo com a norma N-133 Petrobrás.<sup>(4)</sup> Optou-se por acrescentar algumas linhas (L2,L3 e L4) para análise de dureza na região central da junta soldada, conforme proposto por

Rocha.<sup>(1)</sup> Foi realizada a caracterização metalográfica através de microscopia ótica, a mesma teve como objetivo principal avaliar qualitativamente a microestrutura da região central da junta soldada. A identificação e quantificação dos microconstituintes nos metais de solda foram realizadas segundo a norma ASTM E-562.<sup>(5)</sup> A estimativa da composição química da região central de junta soldada (Passe Quente e Passe de Enchimento) foi obtida através de Espectroscopia de Dispersão de raio X (EDX). Foi realizada uma única medição na região central das juntas (Passe Quente e Passe de Enchimento).

Para a realização dos ensaios de susceptibilidade à fragilização por hidrogênio, foi utilizado o método de ensaio de tração sob baixa taxa de deformação (BTD) de acordo com a norma ASTM G129-00.<sup>(6)</sup> O ensaio foi desenvolvido a uma taxa de deformação de  $2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ , tanto ao ar como em solução fragilizante, ambos em temperatura ambiente. Foram feitos três ensaios para cada condição de soldagem. Os corpos de prova para o ensaio de tração BTD, foram retirados das chapas de maneira que o cordão de solda passasse centralizado ao mesmo. A solução utilizada para simular o ambiente fragilizante foi a mesma sugerida por Tsujikawa et al.,<sup>(7)</sup> que consiste na mesma composição da solução-A recomendada pela norma NACE TM077<sup>(8)</sup> onde se substitui o borbulhamento de  $\text{H}_2\text{S}$  por adição de tiosulfato de sódio, com o objetivo de simular baixos teores de  $\text{H}_2\text{S}$ . Para o caso dos testes em aços de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL), esta solução é empregada em ensaios à temperatura ambiente, tendo um pH em torno de 2,8 (onde o  $\text{H}_2\text{S}$  é estável numa ampla faixa de potenciais). A mesma é constituída por 5% de cloreto de sódio (NaCl); 0,5% de ácido acético ( $\text{CH}_3\text{COOH}$ ) e uma adição de  $10^{-3} \text{ mol/l}$  de tiosulfato de sódio ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ ). Quando o corpo de prova é imerso nesta solução,  $\text{H}_2\text{S}$  é gerado sobre sua superfície e segundo Tsujikawa et al.<sup>(7)</sup> esta solução pode gerar  $\text{H}_2\text{S}$  numa faixa significativa por 24 horas.

### 3 RESULTADOS

Foi realizada a caracterização microestrutural do metal de solda considerando-se as regiões referentes aos passes de raiz e enchimento (região central do metal de solda), uma vez que na confecção dos corpos de prova para os ensaios BTD os passes de Raiz e Acabamento são praticamente removidos. As imagens das microestruturas encontram-se nas Figuras 2 e 3.

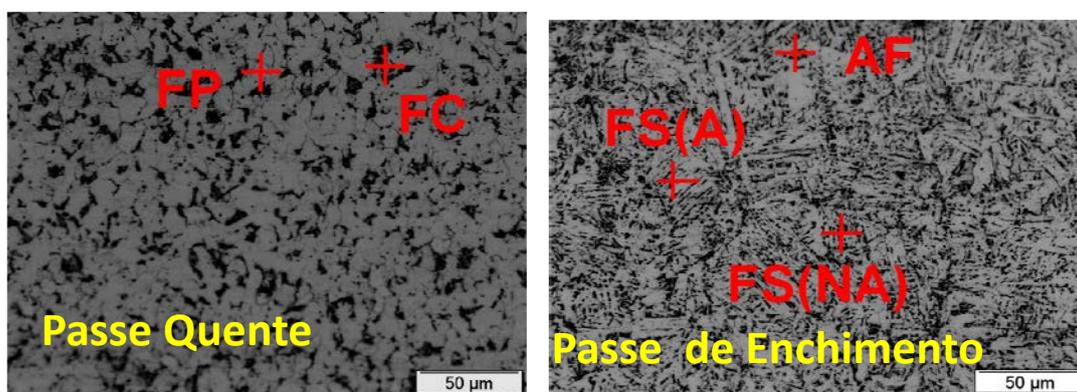


Figura 2. Metalografia da região central da Junta A3.

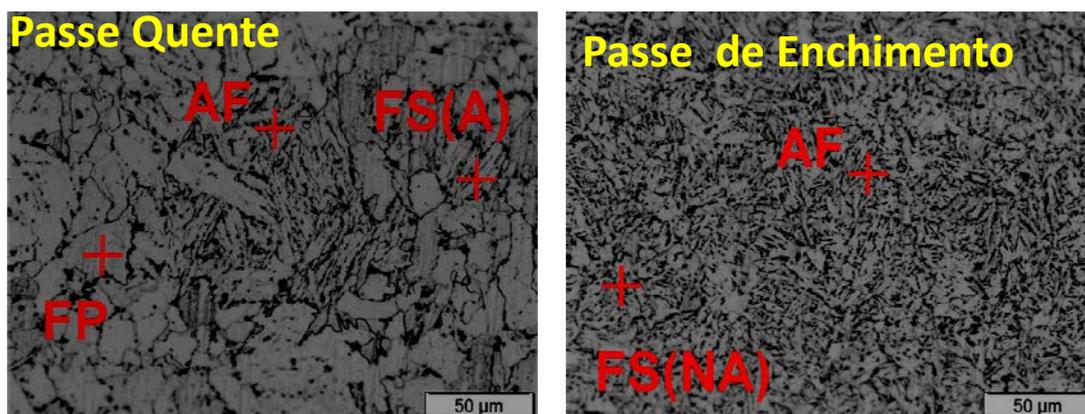


Figura 3. Metalografia da região central da Junta A4.

Na Tabela 5 é apresentada a quantificação em percentuais de volume dos microconstituintes presentes na região central dos metais de solda de cada condição de soldagem.

Tabela 5. Percentual em volume dos microconstituintes na região central da junta soldada

Junta	PF(I)%	PF(G)%	FS(A)%	FS(NA)%	AF%	FC%
A3	41,5	0,2	1,5	6,8	40,0	10,0
A4	40,5	2,5	0,9	12,6	43,0	0,5

Existe uma predominância da AF em ambas as condições A3 (40%) e A4 (43%), que foram soldadas com processos SMAW e FCAW. Este fato tanto pode ser atribuído à presença de elementos de liga tais como Mn e Ni (%) presentes nos metais de solda (Tabela 6), como também aos valores de energia de soldagem médio entre o passe quente e o passe de enchimento estarem muito próximo (Tabela 7).

Tabela 6. Valores da composição química do passe quente e do passe de enchimento

Junta	Elemento (%)								
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Al	Cu	V
A3	0,07	1,17	0,20	0,33	0,11	0,11	0,40	-	-
A4	0,09	0,85	0,33	0,45	0,11	0,20	0,23	-	-

Tabela 7. Valores da energia de soldagem média entre o passe quente e o passe de enchimento

Junta	Energia de Soldagem média (Passe Quente e Passe de Enchimento) KJ/cm
A3	11,40
A4	10,60

Os perfis de dureza ao longo das juntas soldadas e nos metais de solda correspondentes a região central da junta soldada (Linhas 2,3 e 4), estão apresentadas na Figura 4. Como pode ser observado não existe uma tendência evidente no comportamento do perfil de dureza, na região central do metal de solda.

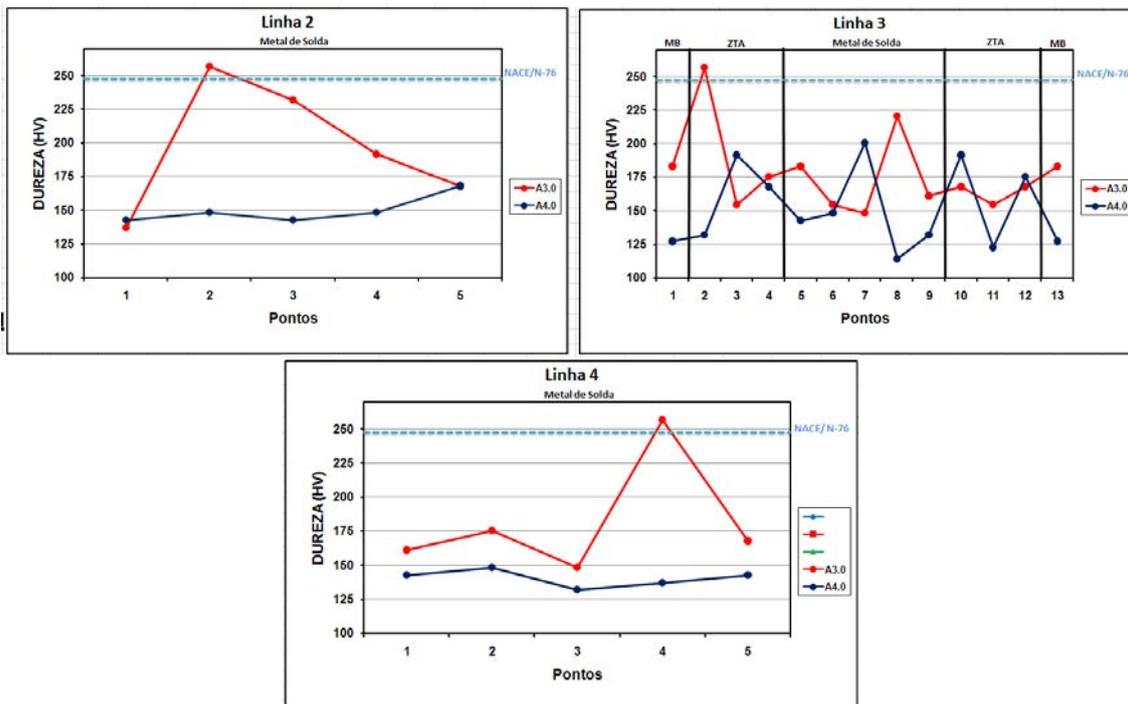


Figura 4. Perfil de Dureza da região central das juntas soldadas.

A Figura 5 apresenta as curvas tensão X deformação representativa obtidas nos ensaios BTB realizados. Cada gráfico apresenta apenas duas curvas onde se pode observar o comportamento de cada condição ao ar comparada ao respectivo ensaio em solução.

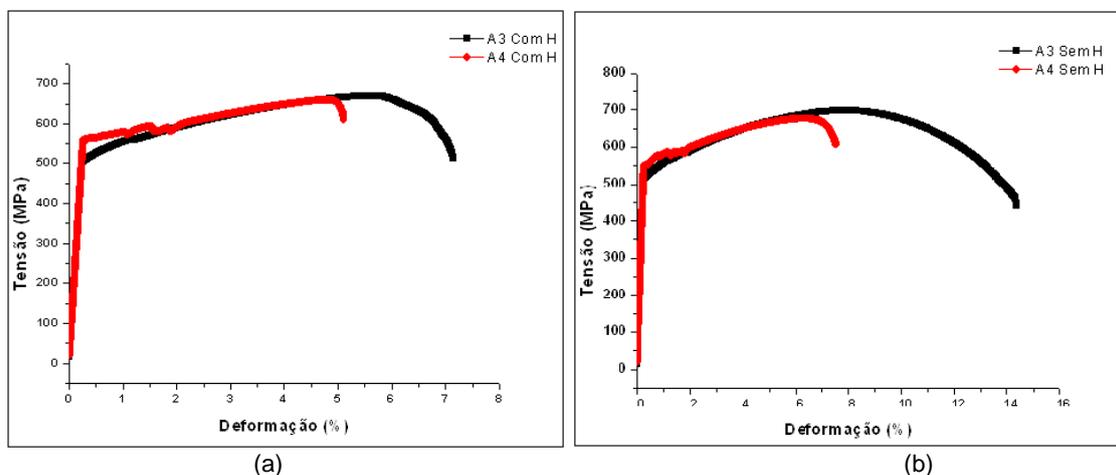
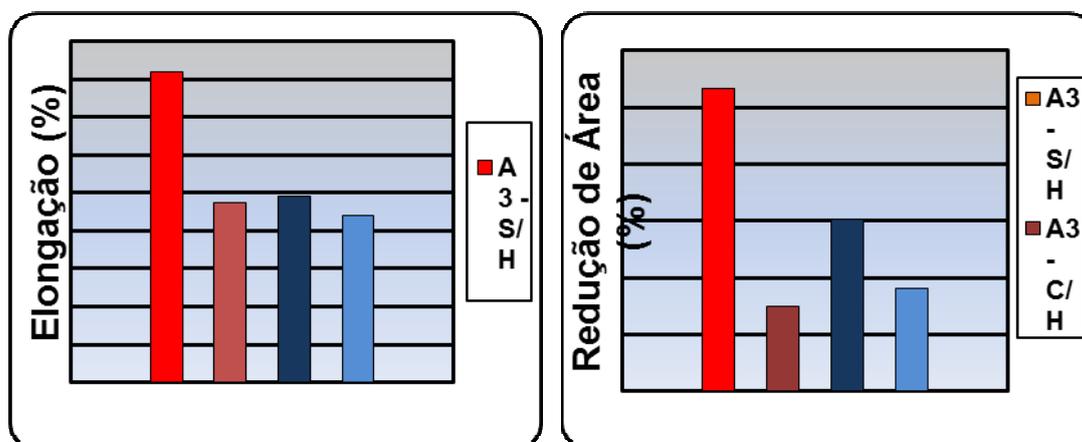


Figura 5. Curvas tensão X deformação das juntas A3 e A4 (a) com e (b) sem hidrogênio.

A susceptibilidade à fragilização por hidrogênio dos materiais ensaiados a baixa taxa de deformação pode ser avaliada de acordo com a razão de redução de área (*RRA*) através da Equação 1, onde os valores para  $RA_1$  são obtidos em meio agressivo e os valores  $RA_2$  são obtidos nos ensaios realizados ao ar <sup>(9)</sup>:

$$RRA = \frac{RA_1}{RA_2} \quad (1)$$

Os gráficos de barra (Figura 6) apresentam a comparação entre os valores médios dos resultados de alongamento ( $E$ ) e redução de área ( $RA$ ), dos testes ensaiados ao ar com os respectivos testes de fragilização.



**Figura 6.** Gráfico de barras para alongamento e redução de área das juntas soldadas com e sem hidrogênio.

Análise fractográfica da superfície de fratura obtida para estas condições de ensaio mostraram aparência do mecanismo de fratura mista, que foi evidenciado pela constatação de regiões frágeis de clivagem e regiões dúcteis (dimples) (Figura 7).

#### 4 DISCUSSÕES

De acordo com as Figuras 2 e 3 no passe quente da condição A3 a microestrutura do metal de solda foi constituída basicamente de Ferrita Primária (PF) (áreas claras) e agregados de ferrita e carboneto (FC) (áreas escuras), enquanto que para a condição A4 verificou-se a presença de outros microconstituintes como a ferrita acicular (AF) e a Ferrita de Segunda Fase Alihada (FS(A)). Para o passe de enchimento, ambas as condições produziram uma microestrutura do metal de solda muito mais refinada, sendo esta microestrutura basicamente composta por FS (NA) e AF. A condição A4 chega a apresentar o constituinte M-A (Figura 8). Estas características de formação destas microestruturas na utilização do processo com arame tubular na soldagem de aços ARBL, também foram observadas por Pinto<sup>(10)</sup> e Campos.<sup>(11)</sup>



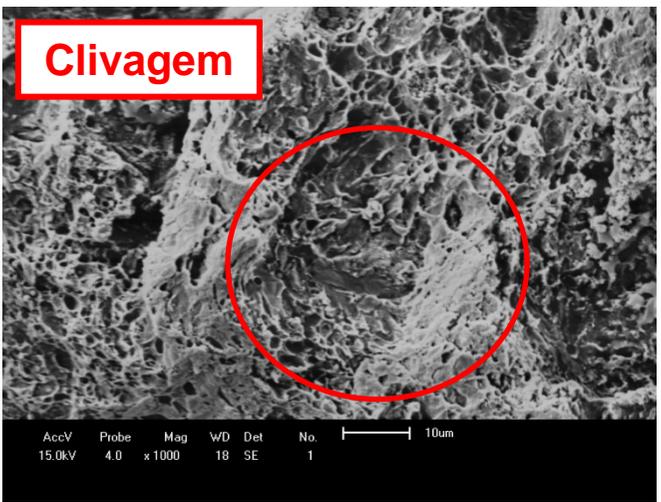
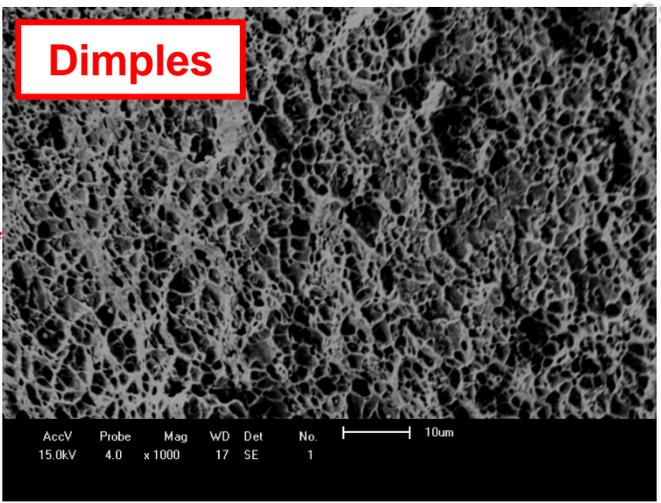
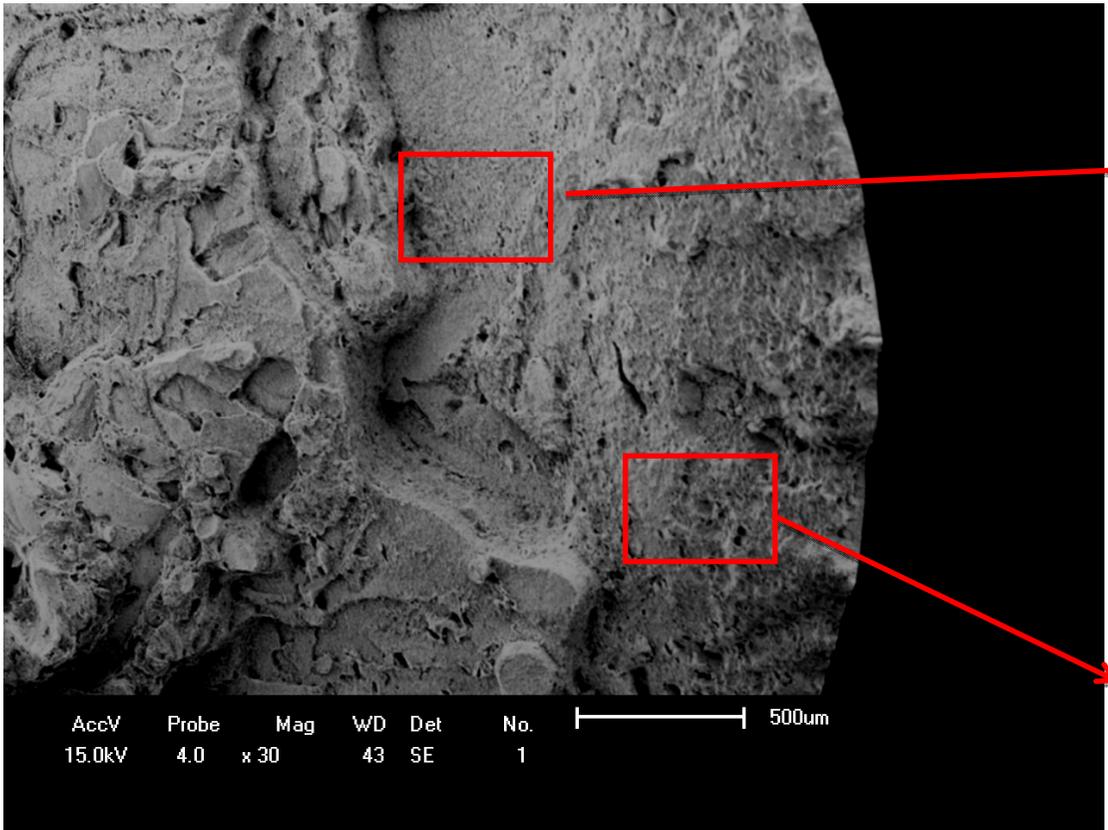
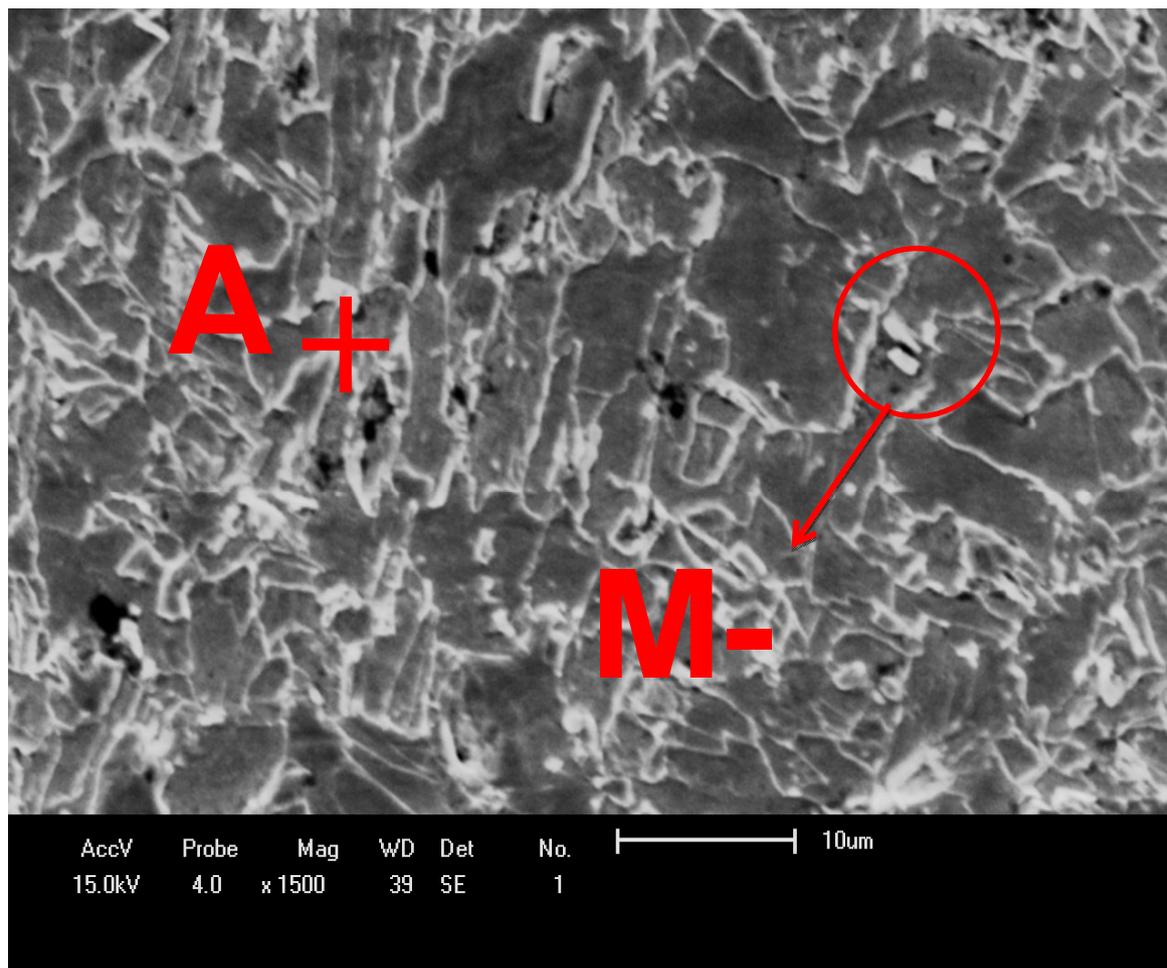


Figura 7. Amostra ensaiada em solução com característica de fratura mista.



**Figura 8.** Presença do Microconstituente M-A na junta A4.0 (MEV-3.000X).

A Ferrita Acicular é o microconstituente mais desejável para a obtenção de uma boa tenacidade; no entanto, este fato por si só não garante a aquisição das melhores características mecânicas no metal de solda. Nas soldas em questão constatou-se uma pequena redução na proporção de AF quando se aumentava o aporte térmico, (Tabelas 5 e 7). Por exemplo, a condição A3 possui um aporte térmico maior que o da condição A4, portanto a condição A4 possui um percentual de AF (43%) um pouco maior do que a condição A3 (40%). Esta tendência foi observada por Godoy.<sup>(12)</sup> A presença de AF é proporcionada por taxas de resfriamento intermediárias (menores valores de energia de soldagem) e pela presença de elementos de liga tais como Mn, Ni, Mo etc. Tais elementos conferem maior temperabilidade aos cordões de solda, porém os mesmos favorecem a formação do constituinte M-A, que poderá vir a anular o efeito benéfico da AF, devido à redução pontual da tenacidade, o mesmo pode ser observado por estudos de Sauer e Rebello.<sup>(13)</sup>

Avaliando-se as juntas A3 e A4, percebe-se que mesmo a primeira junta apresentando valores de aporte térmico maior, mostra valores de dureza superiores aos apresentados pela junta A4 que possui valores menores de aporte térmico. Para estes casos o fator composição química tornou-se mais significativa. Por exemplo, observa-se na Tabela 6 que a junta A3 possui um percentual maior de Mn (1,17) e de Al (0,40) do que a junta A4. Estes elementos químicos favorecem o aumento localizado da dureza, tanto na formação de microconstituintes com maior dureza

como também na dissolução de elementos desfavoráveis à dureza.<sup>(1)</sup> Segundo Omweg et al.<sup>(14)</sup> microestruturas de elevada dureza na região da solda aumentam a chance de fragilização por hidrogênio, em aços ARBL para fabricação de dutos. Além de apresentar menores valores de ductilidade, estas microestruturas diminuem a capacidade de acomodação das tensões nesta região, ao contrário de estruturas mais dúcteis capazes de permitir, sem trincar, uma maior quantidade de hidrogênio que as mais duras.

É claramente visível pela Figura 5 que o corpo de prova relativo à condição A3 apresentou uma ductilidade muito superior àquela da condição A4. Tanto para a condição de ensaio com e sem a dopagem com hidrogênio, apesar de ter apresentado uma dureza maior nas linhas 2 e 4 conforme observado nos gráficos da Figura 4. Curvas dos ensaios expostos ao meio agressivo apresentam comportamento muito similar com relação aos valores de ductilidade. Em ambas as comparações à junta A4 apresenta-se como a menos dúctil. Quando testadas em solução com tiosulfato de sódio os valores de *RRA* indicam uma maior susceptibilidade à fragilização por hidrogênio da junta A3 (*RRA* = 0,59) em relação à junta A4 (*RRA* = 0,28), este resultado pode ser atribuído à influência dos processos de soldagem na heterogeneidade microestrutural das juntas, o que desencadeia respostas diferentes ao processo de fragilização por hidrogênio.

Estudos de susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas do aço API 5L X80 com diferentes arames tubulares, também foram realizados por Ballesteros, Ponciano e Bott<sup>(15)</sup> e Martins.<sup>(16)</sup> Em todos esses trabalhos as juntas soldadas de aço API 5L X80 apresentaram susceptibilidade à fragilização por hidrogênio quando ensaiados em tiosulfato de sódio.

Nos resultados obtidos por Ballesteros, Ponciano e Bott<sup>(15)</sup> na maioria dos testes BTD as fraturas tiveram uma tendência maior de ocorrerem no Metal de Base (MB), sendo este efeito predominante devido à redução de tenacidade do material pelo efeito do hidrogênio, associada à deformação plástica imposta. Apesar do presente trabalho apresentar combinações de consumíveis semelhante, as fraturas dos corpos de prova ensaiados em solução tenderam a ocorrer no metal de solda (MS) ou próximos às linhas de fusão, é possível que a maior heterogeneidade microestrutural e a composição química desta região possa ter favorecido o aparecimento de descontinuidades e defeitos microestruturais (inclusões, vazios, poros etc.), além disso, esta região pode ainda estar sob influência das tensões residuais.

Apesar destes fatores serem comuns de ocorrer no metal de solda, os mesmos podem afetar diretamente na resistência do material aos processos de dissolução corrosivos (fragilização por hidrogênio), o que pode ter tornado esta região mais susceptível a ação do hidrogênio do que por exemplo a ZTA. Também como sugerido por Omweg et al.,<sup>(14)</sup> as condições que apresentam menor dureza também apresentam-se como menos susceptíveis à fragilização. Isto fica comprovado pela condição A4 que apresentou os menores valores de dureza e se mostrou menos susceptível ao fenômeno da fragilização por hidrogênio, apresentando um valor de *RRA* muito pequeno.

Observando a Figura 7 é importante perceber que o aspecto de superfície frágil se modifica para uma aparência mais dúctil, à medida que se desloca para o centro, isto provavelmente pode ter ocorrido pelo fato do tempo de ruptura não ter sido o suficiente para que o hidrogênio pudesse difundir até a região central da amostra. Esta perda de ductilidade pode também estar associada à presença de trincamento secundário próximo à superfície de fratura e nas regiões mais afastadas da

superfície de fratura. O trincamento secundário comumente associado com o mecanismo de recombinação do átomo de hidrogênio é promovido pela presença de inclusões não-metálicas conforme observado por Bott et al.<sup>(17)</sup> Trincamentos secundários foram encontrados em todas as juntas ensaiadas em solução. A Figura 9 mostra trincamentos secundários próximo à superfície de fratura, e em regiões afastadas da superfície de fratura.

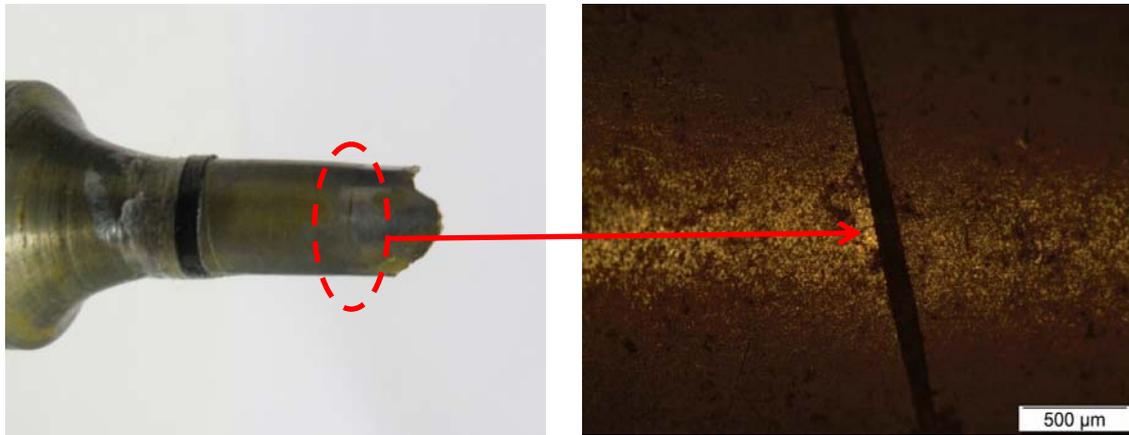


Figura 9. Trincamento secundário próximo à linha de fusão.

Todos estes resultados podem estar ligados diretamente à utilização dos diferentes arames tubulares, a proteção gasosa do arame tubular utilizado na junta A4 confere uma solda mais “limpa” com menos inclusões e com menos heterogeneidades microestruturais. Apesar do arame tubular auto-protetido ser mais prático no tocante a execução da soldagem, o mesmo pode comprometer a integridade da junta soldada quando a mesma for submetida a ambientes corrosivos ricos em hidrogênio.

## 5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos é possível fazer as seguintes considerações:

- a significativa sensibilidade das amostras aos efeitos do hidrogênio demonstra que a solução empregada para os ensaios de fragilização apresentou eficiência na simulação do ambiente fragilizante com baixo teor de  $H_2S$ ;
- o início das fraturas nos metais de solda ou próximo à linha de fusão de todas as amostras ensaiadas demonstra a maior sensibilidade deste tipo de ensaio à heterogeneidade microestrutural e à presença de discontinuidades comumente presente nesta região da junta soldada;
- os aspectos “frágeis” das fraturas dos corpos de prova ensaiados sob solução quando comparados com aquelas ensaiadas ao ar livre confirma a susceptibilidade das amostras a este tipo de ensaio;
- todas as amostras ensaiadas em solução apresentaram trincamento secundário próximo à superfície de fratura; e
- a junta A4 apresenta-se menos susceptível a fragilização por hidrogênio do que a junta A3.

## Agradecimentos

Os autores agradecem aos Laboratórios de Soldagem (Labsol-UFCG), Laboratório

de Engenharia Eletroquímica (LEEq-UFCG), ao Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA-UFCG), a oficina mecânica da UFCG e a Capes pelo auxílio por meio de bolsa de doutorado.

## REFERÊNCIAS

- 1 ROCHA, D.B. Estudo da soldabilidade do tubo API 5L X80 utilizando os processos de soldagem MAG com transferência controlada e eletrodo tubular: 2010. 219p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.
- 2 GEMELLI, E. Corrosão de Materiais Metálicos e Sua Caracterização. 1ªed. Rio de Janeiro - RJ, Editora LTC, 2001.
- 3 SIQUARA, P. C. Influência Da Microestrutura Nas Propriedades Físicas E Mecânicas De Aços 2,25Cr-1Mo Usados em Ambientes Ricos em Hidrogênio. Universidade Federal do Rio de Janeiro - COPPE. Rio de Janeiro – RJ. 2006. (Dissertação de Mestrado).
- 4 Petróleo Brasileiro S.A., Soldagem: N-133 Rev. J, Rio de Janeiro, Julho, 2005.
- 5 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Test Methods Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count – E562, 2002.
- 6 American Society for Testing and Materials, Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking- G 129-00 (2006).
- 7 TSUJIKAWA, S.; MIYASARKA, A.; JEDA, M.; ANDO, S.; SHIBATA, T.; HARUNA, T.; KATAHIRA, M.; YAAMANE, Y.; AOKI, T.; YAMADA, T. Alternative for Evaluating Sour Gas resistance of Low-Alloy Steels and Corrosion-Resistant Alloys, Corrosion, v.49, n.5, p.409-419, 1993.
- 8 NACE Standard TM0177-2005, Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H<sub>2</sub>S Environments.
- 9 GEMELLI, E. Corrosão de Materiais Metálicos e Sua Caracterização. 1ªed. Rio de Janeiro - RJ, Editora LTC, 2001.
- 10 PINTO, P. M. A. S. Soldagem circunferencial de tubo API 5L X80 empregando processos manual/semi-automático. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro – RJ. 2006. (Dissertação de Mestrado).
- 11 CAMPOS, P. T. Caracterização Mecânica e Microestrutural de Juntas pelos processos de juntas soldadas pelos processos MIG/MAG e arames Tubulares (FCMAW). Pontifícia Universidade do Paraná. Curitiba – PR, 2005. (Dissertação de Mestrado).
- 12 GODOY, W.L. Efeito da temperatura de pré-aquecimento e características do pulso na microestrutura de aço estrutural de alta resistência e baixa liga soldado com arco elétrico e proteção gasosa: 2008. 159p. Dissertação (Mestrado)–Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia, Bauru.
- 13 SAUER, A.; REBELLO, J. M. A. O Constituinte Austenita-Martensita (A-M). Matéria, v.1, n.1, p.15-21, jul. 1996.
- 14 OMWEG, G. M., FRANKEL, G. S.; BRUCEA, W. A.; RAMIREZ, J. E.; KOCHA, G. Performance of Welded High-Strength Low-Alloy Steels in Sour Environments, Corrosion, v.59, n.7, p.640-652, 2003.
- 15 BALLESTEROS, A.F.; PONCIANO, J.A.C.; BOTT, I.S. Susceptibilidade de juntas soldadas circunferenciais de aço API 5L X80 à corrosão sob tensão e à fragilização por hidrogênio, Technol. Metal. Mater. Miner., v.6, n.3, p.147-152, Jan.-Mar. 2010.
- 16 MARTINS, F.A. Avaliação da junta soldada de aço API em meio corrosivo: 2005. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciências dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.
- 17 BOTT, I.S; SOUZA, L.F.G; TEIXEIRA, J.C.G.; RIOS, P.R. High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 36A, p.443-454, Fev, 2005.

