

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA
E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

AVALIAÇÃO DO NÍVEL DE TENSÃO RESIDUAL E SUSCEPTIBILIDADE À
FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS API 5L X80
UTILIZADOS PARA TRANSPORTE DE PETRÓLEO E GÁS

Bruno Allison Araújo

Campina Grande
Setembro/2013

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DO NÍVEL DE TENSÃO RESIDUAL E SUSCEPTIBILIDADE À
FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS API 5L X80
UTILIZADOS PARA TRANSPORTE DE PETRÓLEO E GÁS**

BRUNO ALLISON ARAÚJO

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Campina Grande como requisito à obtenção do título de DOUTOR EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS.

Orientadores: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel

Prof. Dr. Antonio Almeida Silva

Agência Financiadora: CAPES

Campina Grande

Setembro/2013

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

A676a

Araújo, Bruno Allison.

Avaliação do nível de tensão residual e susceptibilidade à fragilização por hidrogênio em juntas soldadas do aço API 5L X80 utilizados para o setor de petróleo e gás / Bruno Allison Araújo. – 2013.

209 f. : il. color.

Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia.

"Orientação: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel, Prof. Dr. Antonio Almeida Silva".

Referências.

1. Soldagem. 2. Aço API 5L X80. 3. Tensões residuais. 4. Fragilização por Hidrogênio. I. Maciel, Theophilo Moura. II. Silva, Antonio Almeida. III. Título.

CDU 658.5(043)

**AVALIAÇÃO DO NÍVEL DE TENSÃO RESIDUAL E SUSCEPTIBILIDADE À
FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS API 5L X80
UTILIZADOS PARA TRANSPORTE DE PETRÓLEO E GÁS**

Bruno Allison Araújo

Tese Aprovada em 10/09/2013 pela banca examinadora constituída dos seguintes membros:



Dr. Theophilo Moura Maciel
(Orientador)
UAEM/UFCG




Dr. Antonio Almeida Silva
(Orientador)
UAEM/UFCG



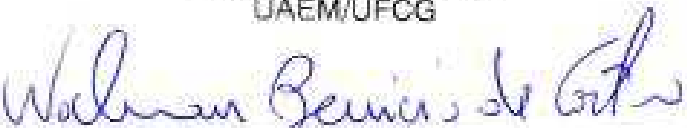
Dr. Annelise Zeemann do Pinto
(Examinadora Externa)
UFRJ/Tecmetal



Dr. Eudésio Oliveira Vilar
(Examinador Externo)
UAEQ/UFCG



Dr. Marco Antonio dos Santos
(Examinador Interno)
UAEM/UFCG



Dr. Walman Benício de Castro
(Examinador Interno)
UAEM/UFCG

DEDICATÓRIA

À minha família: minha esposa Jordana e meu amado filho Davi. Sem vocês eu não teria conseguido vencer mais uma etapa da minha vida. Amo vocês.

VITAE DO CANDIDATO

- Engenheiro Mecânico (UFCG – 2008);
- Especialização (Ênfase) em Petróleo e Gás pelo Programa de Recursos Humanos da Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis (PRH-25/UFCG – 2007).
- Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais (UFCG/PPGCEMat – 2008).

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por todas as conquistas que tenho atingido em minha vida.

À minha família. A família que construí: minha esposa Jordana e meu filho Davi por serem o meu combustível diário na luta por uma vida melhor para nós.

Aos meus familiares (vó, mãe, irmãos e irmãs, tios e tias, primos e primas, sogro e sogra) e aos meus amigos de Campina Grande e de Pocinhos pelo carinho, incentivo e por acreditarem em meu potencial.

Aos meus orientadores, Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel e Prof. Dr. Antonio Almeida, pela orientação neste trabalho, dedicação e pela amizade que foi construída neste tempo.

Ao Prof. Dr. Eudésio Oliveira Vilar pelo suporte na realização de todos os testes eletroquímicos envolvidos neste trabalho e pela amizade e companheirismo.

Ao Pesquisador Visitante do Programa de Recursos Humanos da ANP (PRH-25) da Universidade Federal de Campina Grande, Prof. Dr. Jorge Carrasco, pela amizade e pela contribuição na interpretação e discussão dos resultados.

Ao Prof. Carlos José de Araújo coordenador do Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA) da UFCG, pela disponibilidade do laboratório para a realização dos ensaios mecânicos, bem como aos seus alunos Zoroastro, Henrique, Jackson e Fernandito pelo auxílio na execução dos testes mecânicos de tração.

Ao Prof. João Batista pela disponibilidade dos laboratórios de Metalografia e Microscopia Óptica, bem como pelo suprimento de material metalográfico.

Ao Prof. Marcus Vinicius pela disponibilidade do seu laboratório de caracterização para uso do Microscópio Eletrônico de Varredura, bem como ao meu amigo Emanuel Pereira Soares, técnico responsável pela operação do respectivo microscópio.

Ao Prof. Manassés pela atenção prestada como coordenador da Oficina Mecânica, durante a execução dos corpos de prova.

Aos técnicos da oficina mecânica da UFCG, em especial a Mário, Fernando PC, Marcos e Bonaldo, bem como o aluno bolsista João Vitor, sem os quais teria sido impossível a confecção de quaisquer corpos de prova utilizados neste trabalho.

A coordenação do Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (PPGCEMat/UFCG) e a Márcia, secretária do Programa, pelo auxílio no decorrer do trabalho.

A Toda a equipe do Laboratório de Engenharia Eletroquímica (LEEq/UAEQ/UFCG), em especial Juliana, Danielle, Kátia, Carlos, Caio (In memoriam), por me auxiliarem, de uma forma ou de outra, na realização dos testes eletroquímicos.

Ao meu amigo de término de curso de graduação, mestrado, doutorado, e agora companheiro de Instituto, Prof. Marcos Mesquita da Silva, por sempre se mostrar disposto a ouvir-me e está sempre me incentivando na vida profissional.

A toda equipe do Laboratório de Soldagem da UFCG e do LVI: Siderley, Aureliano, Rômulo, Jailson, Diego, Raphael, Mariana, Socorro, Adriana, Anderson, pelo apoio e incentivo dado.

A todos os amigos que, mesmo não estando envolvidos no meu trabalho, sempre me deram apoio e incentivo nesse tempo, em especial aos amigos Marcos Mesquita, Djaildo DJ e André Fellipe.

RESUMO

O presente trabalho busca avaliar as tensões residuais e a susceptibilidade a mecanismos de fragilização por hidrogênio em juntas soldadas do aço API 5L X80 aplicadas para o setor de petróleo e gás. Foram empregados três tipos de processos de soldagem diferentes para a execução das soldas (Arco Elétrico com Eletrodo Revestido – SMAW, com Eletrodo de Tungstênio e Proteção Gasosa – GTAW e com Arame Tubular – FCAW-Autoprottegido). Quatro juntas soldadas foram obtidas variando-se consumíveis, parâmetros e processos de soldagem. As tensões residuais foram avaliadas por difração de raios-x nas regiões superiores, inferiores e ao longo da espessura das chapas. Testes de permeação eletroquímica de hidrogênio foram realizados de acordo com a norma ASTM G148-97-R11 (2011). A susceptibilidade à fragilização por hidrogênio foi avaliada através de testes de susceptibilidade à Fragilização por Hidrogênio Provocada por Sulfetos (*Sulfide Stress Cracking - SSC*) de acordo com a norma G 129-00-R06 (2006) empregando-se a solução A proposta pela norma NACE TM0177/2005 com adições de tiosulfato de sódio. Testes de Trincamento Induzido por hidrogênio (*Hydrogen Induced Cracking – HIC*) foram realizados de acordo com a norma NACE TM0284/2003. Nas regiões superiores das juntas soldadas foi verificado que, com o emprego de aportes térmicos similares, mas com intensidades de corrente e velocidades de soldagem maiores, as tensões residuais foram mais compressivas. Para diferentes consumíveis e processos de soldagem, foi verificado que o emprego de altas correntes implica em tensões residuais mais compressivas ao longo do Metal de Solda (MS) na superfície superior. No caso da região inferior, quanto maiores os aportes térmicos mais trativas foram as tensões residuais no MS. Todas as juntas mostraram-se susceptíveis à SSC. Foi verificado que a difusividade e solubilidade não podem ser considerados os únicos fatores na susceptibilidade à SSC. Mesmo apresentado, em alguns casos, tensões residuais trativas ao longo da espessura, as juntas não apresentaram trincas nos testes *HIC* em soluções simulando baixas concentrações de H₂S.

Palavras-chave: Soldagem, aço API 5L X80, Tensões Residuais, Fragilização por Hidrogênio.

ABSTRACT

This study aimed to evaluate the residual stresses and susceptibility to hydrogen embrittlement in API 5L X80 steel welded joints used for oil and gas area. Shielded Metal Arc Welding (SMAW), Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) and Flux-Core Arc Welding (FCAW-Self-protected) process were used and four weld joints were obtained by varying process, consumable and welding parameters. The residual stress was evaluated by x-ray diffraction in the top, bottom and along the thickness of the welded joints. Electrochemical tests of hydrogen permeation were carried out according to ASTM G148-97-R11 (2011). The susceptibility to hydrogen embrittlement caused by Sulfide (Sulfide Stress Cracking - SSC) was evaluated according to G 129-00-R06 (2006) employing the A solution proposed by the NACE TM0177/2005 standard with additions of sodium thiosulfate. Hydrogen-Induced Cracking (HIC) Tests were performed according to standard NACE TM0284/2003. It was verified that in the upper regions of the welded joints the use similar Heat Input, but with higher welding current intensities and welding speed, the residual stress were more compressive in Weld Metal (WM). For different welding conditions employed, it was found that the use of high currents implies more compressive residual stresses along the WM in the top surface. On the bottom of welded joint, with higher Heat Input were obtained higher tensile residual stress in the WM. All welded joints were susceptible to SSC, as verified through the Elongation Ratio (ER) obtained and the analysis of the fracture surfaces of the samples. It was found that the solubility and diffusivity can't be considered the only factors considered in susceptibility to SSC. Although shown in some cases tensile residual stress along the thickness, the joints showed no cracks in HIC tests in solutions simulating low concentrations of H₂S.

Key Words: Welding, API 5L X80 steel, Residual Stress, Hydrogen Embrittlement.

PUBLICAÇÕES

Revistas

1. ARAÚJO, B.A.; MACIEL, T.M.; CARRASCO, J.A.P.; VILAR, E.O.; SILVA, A.A. Evaluation of the diffusivity and susceptibility to hydrogen embrittlement of API 5L X80 steel welded joints. **The International Journal of Multiphysics**, 2013. (**ARTIGO ACEITO PARA PUBLICAÇÃO**).
2. ARAÚJO, B.A.; LIMA, M. S.S.S; MACIEL, T. M.; SILVA, A.A; SOARES, E.P. Estudo das tensões residuais de juntas soldadas de aço API 5L X80. **Soldagem e Inspeção (Impresso)**, v.18, p.217-226, 2013.
3. CARRASCO, J.A.P.; ARAUJO, B.A.; DINIZ, D.D. S.; BARBOSA, J.M.A.; SILVA, A.A. Simulação da Evolução de uma Trinca sob Efeito de Carregamento Mecânico Estático em Meio Corrosivo. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos (UFCEG)**, v.6, p.39-47, 2011.
4. ARAUJO, B.A.; CARRASCO, J.A.P.; TRAVASSOS, G.D.; SILVA, A.A.; VILAR, E.O; Araújo, C.J. . Experimental Characterization of Hydrogen Embrittlement in API 5L X60 and API 5L X80 Steels. **Key Engineering Materials (Online)**, v.478, p.34-39, 2011.
5. ARAUJO, B.A.; CARRASCO, J.A.P.; VILAR, E.O.; SILVA, A.A. Fragilización por Hidrógeno de los Aceros API 5L X60 y API 5L X80. **Información Tecnológica (Impresa)**, v.22, p.129-140, 2011.
6. ARAUJO, B.A.; TRAVASSOS, G.D.; CARRASCO, J.A.P.; VILAR, E.O.; SILVA, A.A.; ARAÚJO, C.J. Estudo Experimental de Fragilização por Hidrogênio em Aço de Tubulação API 5L X60. **Petro & Química**, v.319, p.50-56, 2009.

Artigos completos publicados em anais de congressos

1. ARAÚJO, B.A.; SOARES, E.P.; MACIEL, T.M.; SILVA, A.A.; VILAR, E.O.; CARRASCO, J. A. P. Determinação experimental das tensões residuais e susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas de aço API 5L X80. In: Rio Oil & Gas, Rio de Janeiro. **Rio Oil & Gas 30 ANOS - Expo and Conference**, 2012.
2. ARAÚJO, B.A.; SOARES, E.P.; MACIEL, T.M.; VILAR, E.O.; SILVA, A.A. Estudo comparativo da susceptibilidade à fragilização por hidrogênio em juntas soldadas do aço API 5L X80 utilizando diferentes processos e consumíveis. In: Congresso ABM Internacional, Rio de Janeiro-RJ. **Anais do 67º Congresso da ABM**, 2012.
3. ARAÚJO, B.A.; LIMA, M.S.S.S.; MACIEL, T.M.; SILVA, A.A.; SOARES, E.P. Estudo das Tensões Residuais de Juntas Soldadas de Aço API 5L X80. In: Congresso Nacional de Soldagem, 2012, Ouro Preto-MG. **Anais do XXXVIII CONSOLDA**, 2012.
4. ARAÚJO, B.A.; SOARES, E.P.; MACIEL, T.M.; VILAR, E.O.; SILVA, A.A.; CARRASCO, J.A.P. Estudo de Fragilização por Hidrogênio de Juntas Soldadas de aço API 5L X80 em Solução com Tiosulfato de Sódio. In: Congresso Nacional de Soldagem, Ouro Preto-MG. **Anais do XXXVIII CONSOLDA**, 2012.
5. DINIZ, D.D.S.; MELO, R.H.F.; ARAÚJO, B.A.; SILVA, A.A.; MACIEL, T.M.; SANTOS, N.C. Simulação Numérica da Distribuição de Temperatura em Processo de Soldagem de um Aço API 5L X80. In: Congresso Nacional de Engenharia Mecânica - CONEM, São Luís-MA. **Engenharia em Destaque**, v.1, 2012.
6. ARAÚJO, B.A.; SOARES, E.P.; MACIEL, T.M.; VILAR, E.O.; SILVA, A.A. Avaliação da susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas do aço API 5L X80. In: Congresso Nacional de Soldagem, Natal. **Anais do XXXVII Congresso Nacional de Soldagem**, 2011.

7. ARAÚJO, B.A.; SOARES, E.P.; MACIEL, T.M.; ARAÚJO, J.G.M.; SILVA, A.A. Avaliação do nível de tensões residuais de diferentes juntas soldadas de aço API 5L X80. In: COBEF, Caxias do Sul. **Anais do 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, 2011.

8. ARAÚJO, B.A.; MACIEL, T.M.; SOARES, E.P.; SILVA, A.A. Influência dos parâmetros e consumíveis de soldagem sobre o nível de tensões residuais em juntas soldadas de aço API 5L X80. In: Congresso Nacional de Soldagem, Recife. **Anais do XXXVI CONSOLDA**, 2010.

9. VIEIRA SEGUNDO, J.E.D.; ARAÚJO, B.A.; VILAR, E.O. Permeação eletroquímica por hidrogênio aplicada à liga API 5L X80. In: Congresso Brasileiro de Engenharia Química-COBEQ, Foz do Iguaçu. **Anais do XVIII Congresso Brasileiro de Engenharia Química**, 2010.

10. ARAÚJO, B.A.; TRAVASSOS, G.D.; VILAR, E.O.; CARRASCO, J.A.P.; SILVA, A.A.; ARAÚJO, C.J. A study of internal hydrogen embrittlement and environmental hydrogen embrittlement of API 5L X60 steel. In: Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, Gramado. **Anais do XX Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica**, 2009.

11. ARAÚJO, B.A., FREITAS, V.L.A.; TRAVASSOS, G.D.; VILAR, E.O.; CARRASCO, J.A.P.; SILVA, A.A.; ARAÚJO, C.J. Estudo de fragilização pelo hidrogênio no aço API 5L X60 em diferentes taxas de deformação. In: Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo em Gás, Fortaleza. **Anais do 5º PDPETRO**, 2009.

Resumos publicados em anais de congressos

1. CARRASCO, J.A.P.; ARAÚJO, B.A.; VILAR, E.O.; SANTOS, M.A.; SILVA, A.A. Heat Treatment Influence on Hydrogen Trapping and its Effects on Susceptibility to Hydrogen Embrittlement of API 5CT P110 Steel. In: 9th. International Conference on Diffusion in Solids and Liquids - DSL, Madri. **DSL 2013 Abstract book**, v.1, p.38-39, 2013.

2. CARRASCO, J.A.P.; ARAÚJO, B.A.; VILAR, E.O.; SANTOS, M.A.; SILVA, A.A. Experimental Characterization of Hydrogen Trapping in the API 5CT P110 Steel. In: Multiphysics, Lisboa. **Abstract Book of MULTIPHYSICS**, 2012.
3. CARRASCO, J.A.P.; ARAÚJO, B.A.; LEO, V.R.; VILAR, E.O.; SILVA, A.A. Heat Treatment Influence on the Hydrogen Diffusivity in the API 5CT P110 Steel. In: 7th International Conference on Diffusion in Solids and Liquids (DSL), Algarve. **Abstract Book DSL**, 2011.
4. ARAÚJO, B.A.; MACIEL, T.M.; SILVA, A.A.; SOARES, E.P.; ARAÚJO, J.G.M.; CARRASCO, J.A.P. Residual stress measurements by x-ray diffraction in API 5L X80 steel welds In: International Conference on Advanced Computational Engineering and Experimenting-ACEX, Algarve. **5th Conference on Advanced Computational Engineering and Experimenting**, 2011.
5. ARAÚJO, B.A.; TRAVASSOS, G.D.; SILVA, A.A.; VILAR, E.O.; CARRASCO, J.A.P.; ARAÚJO, C.J. Experimental Characterization of Hydrogen Embrittlement in API 5L X60 and API 5L X80 Steels In: International Conference on Advanced Computational Engineering and Experimenting, Paris. **International Conference on Advanced Computational Engineering and Experimenting**, 2010.
6. ARAÚJO, B.A.; MACIEL, T.M.; CARRASCO, J.A.P.; VILAR, E.O.; SILVA, A.A. Evaluation of the diffusivity and susceptibility to hydrogen embrittlement of API 5L X80 steel welded joints. In: MULTIPHYSICS, Lisboa. **Abstract Book of MULTIPHYSICS 2012**, 2012.
7. VIEIRA SEGUNDO, J.E.D.; VILAR, E.O.; ARAÚJO, B. A. Estudo da oxidação do hidrogênio permeado através da liga API 5L X80 com depósito de Níquel ou Paládio In: SIBAE, Alcalá de Henares. Madrid. **Anais do XIX Congresso de la SIBAE**, 2010.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	29
2 OBJETIVOS	31
2.1 OBJETIVO GERAL	31
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	31
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	32
3.1 Aços API e aços ARBL	32
3.2 Soldagem	35
3.2 Tensões residuais	36
3.3 Tipos de tensões residuais	37
3.4 Tensões residuais em soldagem.....	38
3.4.1 Desenvolvimento das tensões residuais	38
3.4.1.1 Desenvolvimento das tensões residuais em soldagem – Tensões residuais transversais e longitudinais	41
3.4.2 Efeitos das tensões residuais sobre as propriedades da junta soldada	50
3.4.2.1 Efeito das tensões residuais sobre a resistência à fadiga	50
3.4.2.2 Efeito das tensões residuais sobre as trincas a frio em juntas soldadas	50
3.4.2.3 Efeito das tensões residuais sobre Corrosão Sob Tensão e sobre danos induzidos por hidrogênio	51
3.5 Determinação das tensões residuais por difração de raios-x.....	52
3.6 O Hidrogênio nos metais.....	59
3.6.1 O hidrogênio em metais e ligas metálicas	59
3.6.2 Interação entre hidrogênio e metal	61
3.6.3 Aprisionadores de hidrogênio	64
3.6.4 Danos induzidos pelo hidrogênio em materiais metálicos	65
3.6.4.1 Empolamento e Trincamento Induzido por Hidrogênio	66
3.6.4.2 Fragilização por hidrogênio	69
3.6.4.3 Fragilização por hidrogênio provocada por sulfetos	72
3.6.4.4 Trincas a frio induzidas por hidrogênio	74
3.5 Principais aspectos da norma ANSI/NACE MR0175/ISO 15156	75
	14

4 MATERIAIS E METODOLOGIA	78
4.1 Atividades desenvolvidas	78
4.2 Metal de Base e procedimentos de soldagem empregados	79
4.3 Ataque eletrolítico	87
4.4 Medidas nas regiões superiores e inferiores das juntas soldadas	89
4.5 Execuções dos cortes das juntas soldadas	92
4.6 Medidas de tensões residuais ao longo da espessura das juntas soldadas	93
4.7 Análise metalográfica	94
4.8 Medidas de dureza Vickers	96
4.9 Testes de permeação eletroquímica de hidrogênio	97
4.10 Testes para verificação de danos induzidos por hidrogênio	103
4.10.1 Teste de susceptibilidade à SSC	103
4.10.2 Testes <i>HIC</i>	105
4.11 Caracterização da superfície de fratura	107
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	109
5.1 Análise metalográfica	109
5.2 Análise de tensões residuais	130
5.2.1 Tensões residuais nas regiões superiores e inferiores	130
5.2.2 Tensões residuais ao longo das espessuras das juntas	148
5.4 Medidas de dureza Vickers	157
5.5 Testes de permeação eletroquímica de hidrogênio	165
5.6 Testes de susceptibilidade à SSC.....	170
5.7 Caracterização da superfície de fratura	186
5.8 Testes <i>HIC</i>	190
6 CONCLUSÕES	193
6.1 Sugestões para trabalhos futuros	194
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	196

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Desenvolvimento dos aços API 5L, elementos de liga e rota de produção (SICILIANO, 2008 <i>apud</i> SOEIRO JÚNIOR <i>et al.</i> , 2013).	34
Figura 2: Exemplos de surgimento de tensões residuais macroscópicas e microscópicas (WITHERS e BHADESHIA, 2001).....	38
Figura 3: Mecanismo de 3 barras ilustrando o surgimento de tensões residuais; (a) Conjunto de barras presas nas extremidades e (b) Barra central sendo aquecida (MODENESI, 2001).....	39
Figura 4: Variação da tensão (σ_c) com a temperatura na barra central (MODENESI, 2001).....	39
Figura 5: Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b) (MODENESI, 2001).....	41
Figura 6: Distribuição das tensões residuais longitudinais (a) e transversais (b) em juntas de topo. Adaptado de Kou (2003).....	43
Figura 7: Exemplos de tensões longitudinais em MS; (a) para aço doce, (b) para aços de alta liga com metal de adição martensíticos e (c) para aços de alta liga com metal de adição austeníticos. Adaptado de Pilipenko (2002).....	44
Figura 8: Tensões residuais transversais devido à soldagem com único passe em: (a) solda depositada rapidamente em placas longas, (b) solda rapidamente depositada em placas curtas, (c) solda lentamente depositada em placas longas e (d) configuração final de uma junta soldada sem restrições transversais. Adaptado de Pilipenko (2002).	45
Figura 9: Representação esquemática da distribuição de tensões residuais transversais (σ_t) mostrando a superposição linear dos efeitos de: (a) contração (C), (b) resfriamento superficial mais intenso (R), (c) transformação de fase, (d) C+R, (e) C+R+T e (f) C+T. Adaptado de Macherauch e Wohlfahrt (1977) <i>apud</i> Estefen <i>et al.</i> (2008).....	46
Figura 10: Distribuição das tensões residuais transversais, ao longo da espessura, em uma junta de topo com chanfro em V. Adaptado de Gunnert (1955) <i>apud</i> Radaj (1992).	47

Figura 11: Perfil das tensões residuais na superfície interna de junta soldada de tubos de ASTM A106 Gr. B de 2" de diâmetro soldada com processo TIG manual com aporte térmico de 9,6 kJ/cm (SILVA, 2007).....	48
Figura 12: Comparação entre as tensões residuais axiais na superfície interna (a) e na superfície externa (b) em uma junta soldada de um tubo de aço A106-B de 219 mm de diâmetro (AKBARI e SATTARI-FAR, 2009).....	49
Figura 13: Desenho esquemático do espalhamento das ondas de raio-X segundo a Lei de Bragg (SILVA, 2007).	53
Figura 14: Sistemas de coordenadas utilizadas para o cálculo das tensões e das deformações; (a) eixos principais de deformação e (b) tensões principais, deformações correspondentes e direções das tensões de interesse. Adaptado de Fitzpatrick <i>et al.</i> (2005).....	55
Figura 15: Estado plano de tensão em uma superfície livre mostrando a mudança interplanar com inclinação ψ para uma tensão uniaxial σ_ϕ paralela a uma aresta da amostra (PREVÉY, 1996).....	56
Figura 16: Variação linear do $\sin^2\psi$ em relação à 2θ para um determinado ponto na análise de tensão residual em uma junta soldada (ARAÚJO <i>et al.</i> , 2010).	59
Figura 17: Sítios intersticiais octaédricos e tetraédricos ocupados pelo hidrogênio nas estruturas cristalinas CCC e CFC do ferro, com os respectivos raios dos interstícios r_i (OLIVEIRA, 2002 <i>apud</i> VIANNA, 2005).	60
Figura 18: Etapas da dissolução do hidrogênio nos metais: 1) Adsorção física da molécula na superfície do metal, 2) Adsorção química com dissociação dos átomos da molécula gasosa na superfície do metal, 3) Absorção do átomo para a camada de subsuperfície do metal, 4) Difusão do átomo para o interior do metal, onde o hidrogênio fica dissolvido (OLIVEIRA, 2002 <i>apud</i> VIANNA, 2005).	63
Figura 19: Desenho esquemático da interação do hidrogênio com a microestrutura metálica: (a) solução sólida, (b) par hidrogênio-soluto, (c) atmosfera de discordância, (d) acúmulo no contorno de grão, (e) acúmulo na interface matriz-partícula, (f) hidrogênio recombinado em vazios (THOMPSON e BERNSTEIN, 1980 <i>apud</i> DAYAL e PARVATHAVARTHINI, 2003).	64

Figura 20: Mecanismos de <i>HIB</i> , <i>HIC</i> , <i>SWC</i> e <i>SOHIC</i> em uma matriz metálica (GELDER e KROESE, 1985 <i>apud</i> ALVISI, 2010).	67
Figura 21: Trincamento interno no metal de solda de aço API 5L X70 (BEIDOKHTI <i>et al.</i> , 2009).	68
Figura 22: Fluxograma das atividades desenvolvidas no trabalho.	78
Figura 23: Chapa de aço API 5L X80 utilizada no presente trabalho.	79
Figura 24: Junta a ser soldada; a) Representação das chapas a serem soldadas e b) dimensionamento da junta.	81
Figura 25: Fontes utilizadas na soldagem: (a) Aristopower 460 (b) HELEARC-255AC/DC.	84
Figura 26: Regiões das juntas soldadas a serem analisadas.	87
Figura 27: Ilustração da junta soldada com a célula para ataque eletrolítico.	88
Figura 28: Desbaste eletrolítico em uma junta soldada; a) região superior da junta e b) região inferior da junta.	88
Figura 29: Ataque eletrolítico nos corpos de prova para testes <i>HIC</i> ; a) célula vista de cima e b) resultado do desbaste nos corpos de prova.	89
Figura 30: Difratorômetro portátil utilizado na análise de tensões residuais.	90
Figura 31: Regiões onde foram analisados os perfis de tensões residuais.	91
Figura 32: Difratorômetro com uma junta soldada posicionada para a determinação das tensões residuais transversais ao longo de uma determinada região.	92
Figura 33: Obtenção de amostras da junta T3.0 para confecção de corpos de prova para testes de permeação eletroquímica de hidrogênio.	93
Figura 34: Amostras da junta T3.0 obtidas após corte; a) testes <i>HIC</i> e b) testes de permeação eletroquímica de hidrogênio.	93
Figura 35: Pontos em que foram analisadas as tensões residuais ao longo da espessura.	94
Figura 36: Disposição das áreas analisadas durante a determinação das extensões das ZTA's das juntas soldadas.	96
Figura 37: Pontos a serem realizados os testes de dureza ao longo das juntas soldadas.	97
Figura 38: Desenho esquemático do sistema de permeação.	98

Figura 39: Curva de permeação eletroquímica de hidrogênio para os aços API 5L X60 e API 5L X80 (ARAÚJO, 2009).	101
Figura 40: Sistema experimental para ensaios de permeação de hidrogênio.	102
Figura 41: Região A da junta T2.0 após o teste de permeação.	103
Figura 42: Célula para testes de baixa taxa de deformação e carregamento mecânico constante segundo a norma NACE TM 0177-2005.	104
Figura 43: Área da solda a ser avaliada em testes <i>HIC</i>	105
Figura 44: Desenho em corte da célula para testes de trincamento desenvolvida de acordo com a norma NACE TM0284-2003.	106
Figura 45: Parâmetros verificados na análise dos testes de trincamento. Adaptado de NACE TM 0284-2003.	107
Figura 46: Análise metalográfica do MB.	109
Figura 47: Análise metalográfica do passe de raiz da junta T1.0. MO 500X.	110
Figura 48: Análise metalográfica do passe quente da junta T1.0. MO 500X.	110
Figura 49: Análise metalográfica do último passe de enchimento da junta T1.0. MO 500X.	111
Figura 50: Análise metalográfica do último passe de acabamento da junta T1.0. MO 500X.	111
Figura 51: Análise metalográfica do passe de raiz da junta T2.0. MO 500X.	112
Figura 52: Análise metalográfica do passe quente da junta T2.0. MO 500X.	112
Figura 53: Análise metalográfica do último passe de enchimento da junta T2.0. MO 500X.	113
Figura 54: Análise metalográfica do último passe de acabamento da junta T2.0. MO 500X.	113
Figura 55: Análise metalográfica do passe de raiz da junta T3.0. MO 500X.	114
Figura 56: Análise metalográfica do passe quente da junta T3.0. MO 500X.	114
Figura 57: Análise metalográfica do último passe de enchimento da junta T3.0. MO 500X.	115
Figura 58: Análise metalográfica do último passe de acabamento da junta T3.0. MO 500X.	115
Figura 59: Análise metalográfica do passe de raiz da junta E1.0. MO 500X.	116

Figura 60: Análise metalográfica do passe quente da junta E1.0. MO 500X.	116
Figura 61: Análise metalográfica do último passe de enchimento da junta E1.0. MO 500X.....	117
Figura 62: Análise metalográfica do último passe de acabamento da junta E1.0. MO 500X.....	117
Figura 63: Macrografia da junta T1.0.	121
Figura 64: Macrografia da junta T2.0.	122
Figura 65: Macrografia da junta T3.0.	122
Figura 66: Macrografia da junta E1.0.	123
Figura 67: Extensão da ZTA para as juntas soldadas.	123
Figura 68: Microestruturas da ZTAGG e ZTAGF da junta T1.0.....	126
Figura 69: Microestruturas da ZTAGG e ZTAGF da junta T2.0.....	127
Figura 70: Microestruturas da ZTAGG e ZTAGF da junta T3.0.....	128
Figura 71: Microestruturas da ZTAGG e ZTAGF da junta E1.0.....	129
Figura 72: Tensões residuais longitudinais ao longo da região superior da junta T1.0.	132
Figura 73: Tensões residuais transversais ao longo da região superior da junta T1.0.	132
Figura 74: Tensões residuais longitudinais ao longo da região superior da junta T2.0.	133
Figura 75: Tensões residuais transversais ao longo da região superior da junta T2.0.	134
Figura 76: Tensões residuais longitudinais ao longo da região superior da junta T3.0.	135
Figura 77: Tensões residuais transversais ao longo da região superior da junta T3.0.	135
Figura 78: Tensões residuais longitudinais ao longo da região superior da junta E1.0.	136
Figura 79: Tensões residuais transversais ao longo da região superior da junta E1.0.	137
Figura 80: Tensões residuais longitudinais ao longo da região inferior da junta T1.0. .	141
Figura 81: Tensões residuais transversais ao longo da região inferior da junta T1.0...	141
Figura 82: Tensões residuais longitudinais ao longo da região inferior da junta T2.0. .	142
Figura 83: Tensões residuais transversais ao longo da região inferior da junta T2.0...	143
Figura 84: Tensões residuais longitudinais ao longo da região inferior da junta T3.0. .	144

Figura 85: Tensões residuais transversais ao longo da região inferior da junta T3.0...	144
Figura 86: Tensões residuais longitudinais ao longo da região inferior da junta E1.0..	145
Figura 87: Tensões residuais transversais ao longo da região inferior da junta E1.0. .	146
Figura 88: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T1.0 – Região A.....	149
Figura 89: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T1.0 – Região B.....	149
Figura 90: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T1.0 – Região C.	150
Figura 91: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T2.0 – Região A.....	151
Figura 92: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T2.0 – Região B.....	151
Figura 93: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T2.0 – Região C.	152
Figura 94: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T3.0 – Região A.....	153
Figura 95: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T3.0 – Região B.....	153
Figura 96: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T3.0 – Região C.	154
Figura 97: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra E1.0 – Região A.....	155
Figura 98: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra E1.0 – Região B.....	155
Figura 99: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra E1.0 – Região C.	156
Figura 100: Valores médios de dureza ao longo da linha 1.	158
Figura 101: Valores médios de dureza ao longo da linha 2.	158
Figura 102: Valores médios de dureza ao longo da linha 3.	159
Figura 103: Valores médios de dureza ao longo da linha 4.	159

Figura 104: Valores médios de dureza ao longo da linha 5.	160
Figura 105: Valores médios de dureza da junta T1.0.....	160
Figura 106: Valores médios de dureza da junta T2.0.....	161
Figura 107: Valores médios de dureza da junta T3.0.....	161
Figura 108: Valores médios de dureza da junta E1.0.....	162
Figura 109: Curvas de permeação eletroquímica de hidrogênio para o MB e para as juntas soldadas.	165
Figura 110: Comparativo entre as difusividades obtidas.....	166
Figura 111: Comparativo entre as solubilidades obtidas.....	167
Figura 112: Curvas normalizadas de fluxo de hidrogênio para as juntas soldadas e MB.	170
Figura 113: Curvas de tensão-deformação para MB ensaiado ao ar e em solução com tiosulfato de sódio.....	171
Figura 114: Curvas de tensão-deformação para a junta T1.0 ensaiada ao ar e em solução com tiosulfato de sódio.....	172
Figura 115: Curvas de tensão-deformação para a junta T2.0 ensaiada ao ar e em solução com tiosulfato de sódio.....	172
Figura 116: Curvas de tensão-deformação para a junta T3.0 ensaiada ao ar e em solução com tiosulfato de sódio.....	173
Figura 117: Curvas de tensão-deformação para a junta E1.0 ensaiada ao ar e em solução com tiosulfato de sódio.....	173
Figura 118: Comparativo entre os limites de escoamento determinados nos testes de susceptibilidade à SSC.	175
Figura 119: Comparativo entre os limites de ruptura determinados nos testes de susceptibilidade à SSC.	175
Figura 120: Comparativo entre os alongamentos obtidos nos testes de susceptibilidade à SSC.....	176
Figura 121: Comparativo entre as reduções de área obtidas nos testes de susceptibilidade à SSC.	176
Figura 122: Identificação dos pontos de início de fratura de alguns corpos de prova ensaiados ao ar e em solução (imagens em 50X).	185

Figura 123: Amostra 1 da junta T1.0 sem hidrogênio. Fratura iniciou no metal de solda.	186
Figura 124: Amostra 1 da junta T2.0 sem hidrogênio.....	187
Figura 125: Amostra 1 da junta T2.0 sem hidrogênio. Região próxima a falta de fusão onde ocorreu o processo de fratura do corpo de prova.....	187
Figura 126: Amostra 1 da junta T1.0 com hidrogênio. Fratura iniciando na região imediatamente após a linha de fusão (início da ZTA).	188
Figura 127: Amostra 1 T2.0 com hidrogênio.	188
Figura 128: Amostra 1 T2.0 com hidrogênio.	189
Figura 129: Diagrama de Domínio pH VS PH ₂ S determinando a agressividade dos meios utilizado no respectivo teste <i>HIC</i> (Ballesteros, 2009).....	191

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química do aço API 5L X80 fornecida pelo fabricante.	80
Tabela 2: Propriedades mecânicas do aço API 5L X80 fornecida pelo fabricante	80
Tabela 3: Consumíveis empregados nas diferentes condições de soldagem.	82
Tabela 4: Composição química dos consumíveis informada pelo fabricante.	83
Tabela 5: Diâmetros dos consumíveis empregados nos processos de soldagem.	83
Tabela 6: Parâmetros de soldagem para a condição de soldagem T1.0.	85
Tabela 7: Parâmetros de soldagem para a condição de soldagem T2.0.	85
Tabela 8: Parâmetros de soldagem para a condição de soldagem T3.0.	86
Tabela 9: Parâmetros de soldagem para a condição de soldagem E1.0.	86
Tabela 10: Comparação das extensões (mm) da ZTA determinadas juntamente com os aportes térmicos médios (kJ/mm) empregados.....	124
Tabela 11: Níveis médios máximos de tensões residuais longitudinais e transversais no MS e ZTA/MB na região superior da junta.	138
Tabela 12: Níveis máximos de tensões residuais longitudinais e transversais no MS e ZTA/MB Na região inferior da junta.	147
Tabela 13: Resultados dos valores médios de dureza obtidos.	162
Tabela 14: Aportes térmicos médios – H_m (kJ/mm) – ao longo das linhas analisadas.	164
Tabela 15: Parâmetros determinados a partir das curvas de permeação obtidas.....	166
Tabela 16: Valores médios dos parâmetros obtidos testes de susceptibilidade à SSC.	174
Tabela 17: Pontos de ruptura dos corpos de prova ensaiados.	177
Tabela 18: Parâmetros obtidos nos testes <i>HIC</i>	190

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Letras Latinas

<i>A</i>	Amperes
Å	Angstrons
<i>a</i>	Comprimento da trinca nos testes de trincamento induzido por hidrogênio
A_{InH}	Valores de alongamento das amostras não hydrogenadas
A_{IH}	Valores de alongamento das amostras hydrogenadas
<i>b</i>	Espessura das trincas nos testes de trincamento induzido por hidrogênio
<i>C</i>	Concentração de hidrogênio
<i>d</i>	Distância interplanar
D_{app}	Coefficiente de difusão aparente
<i>d</i>	Distância interplanar
D_L	Coefficiente de difusão do Hidrogênio no Ferro - α
d_0	Distância interplanar para um material livre de tensões
<i>E</i>	Módulo de Young
<i>Et</i>	Energia de ligação do aprisionador
<i>H</i>	Aporte térmico
<i>HV</i>	Dureza Vickers
<i>I</i>	Corrente de soldagem
<i>J</i>	Fluxo de hidrogênio
<i>L</i>	Espessura da amostra
<i>M</i>	Sítio de adsorção sobre a superfície metálica
MH_{ads}	Hidrogênio adsorvido sobre a superfície do eletrodo
<i>mm</i>	Milímetro
<i>P</i>	Permeabilidade
<i>R</i>	Constante real dos gases
<i>S</i>	Solubilidade
<i>T</i>	Espessura dos corpos de prova nos testes de trincamento induzido por hidrogênio

T_{abs}	Temperatura absoluta
t_l	Time-lag (tempo decorrido para se atingir 63% do fluxo estacionário de permeação de hidrogênio)
U	Tensão de soldagem
V	Volts
v_s	Velocidade de soldagem
W	Largura da seção dos corpos de prova nos testes de trincamento induzido por hidrogênio

Letras Gregas

ε	Deformação
θ	Ângulo de difração
λ	Comprimento de onda da radiação incidente
ν	Coeficiente de Poisson
σ	Tensão
σ_c	Tensão na barra central
σ_l	Tensão longitudinal
σ_{LE}	Tensão limite de escoamento
σ_{RT}	Tensão limite de ruptura
σ_ϕ	Tensão ao longo de uma direção paralela a uma aresta da amostra
ϕ	Direção paralela a uma aresta da amostra
ψ	Inclinação do difratômetro em relação à amostra

Símbolos químicos e Abreviações

Al	Alumínio
ANSI	American National Standards Institute
API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for Testing and Materials

AWS	AMERICAN WELDING SOCIETY
B	Boro
BTD	Baixa Taxa de Deformação
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CE	Carbono Equivalente
CFC	Cúbica de Face Centrada
CLR	Crack Length Ratio
Co	Cobalto
Cr	Cromo
CSR	Crack Sensivity Ratio
CTR	Crack Thickness Ratio
Cu	Cobre
FA	Ferrita Acicular
FCAW-S	Self-Shielding Flux Cored Arc Welding
FCAW-S	Agregado Ferrita-Carboneto
FP (G)	Ferrita de Contorno de Grão ou Alotriomórfica
FP (I)	Ferrita Poligonal Intragranular ou Idiomórfica
FS	Ferrita com Segunda Fase
FS (NA)	Ferrita com Segunda Fase não Alinhada
FS(A)	Ferrita com Segunda Fase Alinhada
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HCL	Ácido Clorídrico
HE	Hydrogen Embrittlement
HELP	Hydrogen Enhanced Localized Plasticity
HIB	Hydrogen Induced Blistering
HIC	Hydrogen Induced Cracking
HSLA	High strength Low Alloy
IIW	International Institute of Welding
ISO	International Organization for Standardization
LaMMEA	Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas
M	Martensita

MB	Metal de Base
MB LE	Metal de Base ao Longo da Espessura
MB SL	Metal de Base no sentido da laminação
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Mn	Manganês
MO	Microscopia Óptica
MS	Metal de solda
NACE	International The Corrosion Society
Ni	Níquel
P	Fósforo
Pcm	weld metal cracking parameter
RA	Redução de Área
RAI	Razão de Alongamento
S	Enxofre
SCC	Stress Corrosion Cracking
Si	Silício
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
SOHIC	Stress Oriented Hydrogen Induced Cracking
SSC	Sulfide Stress Cracking
SWC	Stepwise Cracking
TFIH	Trinca a Frio Induzida por Hidrogênio
Ti	Titânio
TMCP	Thermomechanical Controlled Process
TMCR	Thermomechanical Controlled Rolling
UFMG	Universidade Federal de Campina Grande
V	Vanádio
ZF	Zona Fundida
Zr	Zircônio
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTAGF	Zona Termicamente Afetada de Grãos finos
ZTAGG	Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros

1 INTRODUÇÃO

A evolução tecnológica dos vários segmentos industriais, principalmente nas últimas décadas, tem ocasionando um aumento da necessidade de transportar óleo e gás natural por tubulações e motivado que elevados investimentos sejam realizados na montagem de novas redes de transporte e distribuição de hidrocarbonetos. Além disso, a necessidade de canalizar insumos provenientes de locais de extração recém descobertos e de abastecer centros consumidores com demanda em ascensão, também contribuíram para o crescimento da rede dutoviária (FEDELE, 2002; GORNI *et al.*, 2009).

Dentre os aços na fabricação de tubos para dutos de transporte de petróleo e gás, destacam-se os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), como o aço API 5L X80, que é um dos mais utilizados para dutos em muitos países. No Brasil, a utilização desse aço ainda não está bem consolidada, pois ainda vem sendo estudado o seu comportamento sob diversos aspectos, principalmente a soldabilidade.

A soldagem é o principal processo de fabricação e/ou montagem e reparo de dutos para o transporte de petróleo, gás e derivados. De uma maneira geral, as soldagens em campo são executadas de forma manual, utilizando soldadores qualificados, cujas soldas são inspecionadas por diversas técnicas. Entretanto, mesmo com toda a experiência já adquirida, a tecnologia de soldagem de dutos se encontra em constante desenvolvimento, sempre se atualizando de modo a atender os requisitos de soldabilidade de novos materiais e as crescentes necessidades de aumento da produtividade.

Em juntas soldadas, muitas são as alterações metalúrgicas sofridas pelos materiais quando submetidos ao ciclo térmico de soldagem, destacando-se, por exemplo, o surgimento de tensões residuais. O surgimento de tensões residuais após o processo de soldagem exerce uma considerável influência sobre as características de serviço das estruturas soldadas e seu controle permite evitar possíveis falhas das mesmas. Diferentes técnicas são usadas para verificar o estado de tensões residuais na região da solda, que podem ser destrutivas ou não destrutivas. Os principais

métodos destrutivos são: Furo Cego, Remoção de Camadas e o Método do Seccionamento. Os principais métodos não destrutivos são: Difração de Raios-x, Ultrassom e Difração de Nêutrons. A escolha do método a ser utilizado dependerá da situação envolvida e, no caso de juntas a serem empregadas em outro tipo de testes, recomenda-se a o emprego de um método não destrutivo.

O problema de tensões residuais em soldas é bastante amplo e sua interação com fatores ambientais deve ser considerada. Em condições de serviço, os dutos podem estar submetidos a pressões elevadas e, ao mesmo tempo, sofrer o efeito de substâncias ácidas presentes nos hidrocarbonetos transportados, como o H_2S , cuja ação isolada ou combinada com as tensões atuantes na estrutura pode gerar processos de degradação das propriedades mecânicas do material, como corrosão interna, Corrosão Sob Tensão (*Stress Corrosion Cracking – SCC*) e Fragilização por Hidrogênio (*Hydrogen Embrittlement – HE*), reduzindo desta forma o tempo de vida útil desses dutos. Esses fenômenos, aliados às alterações metalúrgicas sofridas pela junta soldada, como as tensões residuais, podem intensificar ainda mais os processos de degradação.

Dos fenômenos citados, *HE* destaca-se como sendo um dos principais problemas que dutos e tubulações usadas no setor de petróleo e gás podem estar submetidos, dependendo das condições de operação e serviço. Os átomos de hidrogênio produzidos durante os processos de fabricação, como fundição e soldagem, e produzidos eletroquimicamente nos sistemas de proteção catódica ou durante a corrosão, podem difundir na rede cristalina e, dependendo de alguns fatores, como nível de concentração, microestrutura e estado tensional, fragilizar o metal ainda na etapa de fabricação ou quando a estrutura se encontra em serviço.

Diante da importância do estudo de determinação das tensões residuais em juntas soldadas, bem como os mecanismos de fragilização por hidrogênio, realizar-se-á neste trabalho a determinação dos níveis de tensões residuais de juntas soldadas pelo método de difração de Raios-x e sua susceptibilidade à fragilização por hidrogênio. A metodologia a ser empregada envolverá a preparação de juntas para os diferentes processos, caracterização dos níveis de tensões residuais e microestruturas presentes

em diferentes condições de soldagem, complementadas por testes de tração sob condições de permeação de hidrogênio.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Avaliar a influência da variação do tipo de processo e consumível de soldagem sobre os níveis de tensões residuais e sobre a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas de aços API 5L X80 de Alta Resistência e Baixa Liga.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Avaliar o efeito de soldas realizadas por processo ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (*Shielding Metal Arc Welding – SMAW*) utilizando eletrodos básicos e celulósicos, Arame Tubular Auto Protegido (*Self-Shielding Flux Cored Arc Welding – FCAW-S*) e com Eletrodo de Tungstênio e Proteção Gasosa (*Gas Tungsten Arc Welding – GTAW*) sobre os níveis de tensões residuais e sobre os parâmetros obtidos em ensaios de verificação de danos induzidos por hidrogênio nas juntas soldadas de aços API 5L X80;
- Relacionar os resultados obtidos com a microestrutura e os ensaios de dureza realizados na junta soldada sob as várias condições;
- Estabelecer relações e identificar correlações entre os níveis de tensões residuais e susceptibilidade à fragilização por hidrogênio.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços API e aços ARBL

Define-se metalurgicamente “aço” como sendo uma liga de ferro e carbono que contém, teoricamente, entre 0,05 e 2,0% de carbono. Porém, na prática, a quantidade de carbono nunca é superior a 1,5%. Além disso, nos aços empregados na indústria de processo a quantidade máxima de carbono é de 0,35% (TELLES, 2003).

Como se sabe, a classificação dos aços pode ser feita em função do seu teor de carbono (aços de baixo, médio e alto carbono), bem como em função do seu teor de elementos de liga (aços de baixa, de média e de alta liga) (MODENESI, 2004).

Uma das classes mais importantes no setor de petróleo e gás é a dos aços microligados. Estes aços, também conhecidos como Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL ou, do inglês, *High Strength Low Alloy – HSLA*), apresentam maior resistência mecânica, aliada com uma elevada tenacidade, quando comparados com outros aços de composição similar. São, basicamente, aços de baixo teor de carbono ou aços carbono-mangânês com pequenas adições (em geral inferiores a 0,1%) de alumínio, vanádio, titânio ou nióbio, podendo conter ainda adições de cobre, molibdênio, níquel ou cromo. Suas características mecânicas são devidas à sua granulação extremamente fina e a fenômenos de precipitação resultantes de sua composição química e de seu processo de fabricação. Este envolve, em geral, a laminação controlada (laminação com um controle estrito da temperatura e quantidade de deformação em seus passes) seguida por um resfriamento acelerado ao final da laminação ou por um tratamento térmico de normalização (MODENESI, 2004).

Os aços podem ser novamente classificados de acordo com o tipo de elementos de liga que são adicionados para determinadas aplicações específicas. No caso dos aços empregados na indústria do petróleo eles são classificados segundo a norma API (*American Petroleum Institute*). Em se tratando de dutos de transporte a classificação API é a API 5L “*Specification for Line Pipe Steel*” (API 5L, 2004).

Esta especificação tem por finalidade fornecer padrões para tubos adequados ao transporte de gás, água e óleo, nas indústrias de petróleo e gás natural. Os dutos para

serem classificados de acordo com a norma API devem atender, por exemplo, aos requisitos de propriedades mecânicas, composição química, dimensões, peso. O grau do tubo é determinado pelo limite de escoamento (σ_{LE}) em Ksi. Os graus A25 e X são seguidos por dígitos que determinam o valor mínimo de escoamento especificado (*SMYS – Specified Minimum Yield Strength*). Os graus X que são abrangidos pela norma API 5L são X42, X46, X52, X60, X65, X70, X80 e graus intermediários (BALLESTEROS, 2009). Embora a norma especifique graus até X80, mas hoje já é uma realidade os aços X100 e X120.

Os aços da classificação API são considerados aços ARBL, possuindo elevada resistência mecânica, aliada à boa soldabilidade, baixo nível de inclusão e boa qualidade superficial. Conseqüentemente, uma microestrutura otimizada é necessária para obtenção das propriedades mecânicas características dos aços ARBL. No caso dos aços para dutos API, a composição é variada para fornecer propriedades específicas. Conteúdos máximos e mínimos são descritos na especificação API 5L para vários graus, principalmente em relação aos elementos de liga Mn, Co, V, Ti (ORDOÑEZ, 2004).

Com o avanço tecnológico dos últimos 60 anos, foram realizadas várias modificações nas técnicas de fabricação com base na compreensão das variáveis metalúrgicas que controlam a resistência e a tenacidade de materiais metálicos. Desde então, com o desenvolvimento de avançados microscópios e a utilização do processo de laminação controlada, tem-se conseguido aços com ótimas combinações de propriedades mecânicas com a microestrutura presente (ALBUQUERQUE, 2010).

A utilização de aços com melhores propriedades mecânicas, como resistência e tenacidade, pode contribuir para a redução de custos totais dos projetos de redes dutoviárias, tornando possível utilizar menores espessuras de parede, mantendo a mesma pressão de serviço. Tem-se ainda, em função disto, a diminuição do peso dos dutos e da quantidade de solda depositada em cada junta. Além disso, existe a possibilidade do dimensionamento de linhas com maiores pressões de trabalho, reduzindo o número de estações de compressão necessárias para o bombeamento do fluído ao longo do traçado (KALWA *et al.*, 2002).

Essas vantagens têm incentivado o desenvolvimento de novos aços ARBL para a fabricação de dutos. Conforme pode ser observado na Figura 1. Até os anos 70, esses aços eram produzidos pelo processo de laminação à quente seguido de normalização, onde se obtinha uma microestrutura composta de lamelas de Ferrita e Perlita, com Ferrita grosseira (ASTM 7-8). No início da década de 70 foi introduzida uma nova rota de produção para esses aços, chamada de laminação controlada (*Thermomechanical Controlled Rolling – TMCR*), o que permitiu a produção de aços do grau X70, com reduzidos teores de carbono, e adições de elementos nióbio e vanádio. Logo, a microestrutura passou a apresentar maior uniformidade, com grãos mais refinados de Ferrita (ASTM 10-11). Esta tecnologia foi sendo aperfeiçoada nos anos 80, com a introdução de uma técnica que reúne o processo de laminação controlada seguido de resfriamento acelerado (*Thermomechanical Controlled Process – TMCP*). Foi então possível produzir o aço do grau X80, com teores de carbono ainda mais reduzidos, melhorando, portanto, sua soldabilidade. Neste caso, a microestrutura apresentava-se mais refinada, do tipo ferrítica-bainítica. Adições de molibdênio, cobre e níquel tem sido testadas com sucesso em conjunto com processos modificados de resfriamento controlado, objetivando o desenvolvimento de tubos da classe X100 (KALWA *et al.*, 2002).

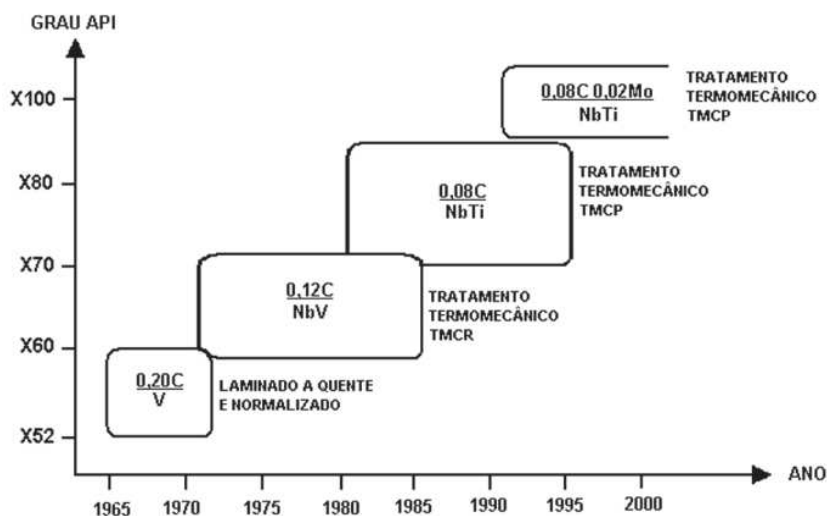


Figura 1: Desenvolvimento dos aços API 5L, elementos de liga e rota de produção (SICILIANO, 2008 *apud* SOEIRO JÚNIOR *et al.*, 2013).

O aço ARBL do grau API 5L X80 é amplamente utilizado na construção de dutos para transporte de petróleo e seus derivados devido à excelente relação custo/benefício quando comparado com os graus X70 e X65. O Brasil segue essa tendência, porém o aço nacional é fabricado pela rota *TMCR*, diferente do produzido em outros países que utilizam a rota *TMCP*. Em função disto, o aço nacional requer um sistema de elementos de liga diferenciado e um melhor controle nos parâmetros de laminação das chapas. Portanto, o aço API 5L X80 nacional exige maiores cuidados durante a execução das soldagens, principalmente na montagem de dutos em campo (SOEIRO JUNIOR *et al.*, 2013).

3.2 Soldagem

A soldagem pode ser definida como uma operação em que se visa obter a união de duas ou mais peças, assegurando na junta a continuidade das propriedades físicas e químicas necessárias para o seu bom desempenho (MARQUES *et al.*, 2009). A soldagem pode ser definida, também, como o “processo de união de materiais usados para obter a coalescência (união) localizada de metais e não metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição” (AMERICAN WELDING SOCIETY – AWS, 1982).

3.2.1 Soldabilidade

A soldabilidade representa a capacidade de um determinado aço ser soldado sem defeitos ou com um mínimo de riscos para que isto ocorra e de funcionar satisfatoriamente bem com bom desempenho durante condições de serviços. Sendo assim, busca-se que a soldagem seja realizada sem excessivo endurecimento da Zona Termicamente Afetada (ZTA) e sem risco de trincamento por hidrogênio (MACIEL, 1994; YURIOKA, 2001).

De uma maneira geral, a resistência mecânica dos aços carbono aumenta e a sua ductilidade e soldabilidade diminuem à medida que o teor de carbono aumenta

(MODENESI, 2004) devido à elevada dureza que surge na ZTA, proporcionando risco de trinca a frio induzida pelo hidrogênio.

Com o objetivo de avaliação da soldabilidade, equações para determinação de um parâmetro conhecido como carbono equivalente (CE) são usadas comumente para estimar a sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio de um aço. Existem várias destas equações na literatura. Nestas, a influência relativa dos diferentes elementos de liga do aço é colocada em termos de equivalentes de carbono, de modo que, quanto maior o valor do carbono-equivalente de um aço, maior a sua sensibilidade à fissuração. Para aços API que apresentam teores de carbono inferiores a 0,12%, Ito e Bessyo (1968) propuseram um parâmetro conhecido como P_{cm} (*Weld Metal Cracking Parameter*), conforme a Equação (1):

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1)$$

Para um teor de carbono maior que 0,12% o CE é calculado pela fórmula do Instituto Internacional de Soldagem (INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING – IIW):

$$C_{eq}(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \left(\frac{Cr + Mo + V}{5} \right) + \left(\frac{Ni + Cu}{15} \right) \quad (2)$$

Nestas duas equações apresentadas os elementos aparecem em porcentagem de peso. De acordo com a norma API 5L (2004), o valor do P_{cm} não deve ultrapassar 0,25%; quanto menor o valor de P_{cm} melhor a soldabilidade do aço. Desta forma, a soldabilidade destes aços aumenta com a diminuição do teor de carbono e do valor do CE.

3.2 Tensões residuais

As tensões residuais são tensões que existem em um corpo se todas as cargas externas são removidas. Elas são chamadas às vezes de tensões internas e podem ser induzidas no material em quase todas as etapas de seu processamento, como por exemplo, fundição, laminação, flexão, corte à chama, forjamento, usinagem, soldagem, brazagem, aspersão térmica, eletrodeposição, tratamentos térmicos, termoquímicos e tratamentos superficiais (KOU, 2003; MASUBUCHI, 1983).

3.3 Tipos de tensões residuais

De acordo com a distância na qual atuam no corpo as tensões residuais podem ser classificadas em macroscópicas (Tensões Tipo I) e microscópicas (Tensões Tipo II) (WITHERS e BHADESHIA, 2001).

A característica das Tensões Tipo I é que variam continuamente ao longo de grandes distâncias, estendendo-se sobre vários grãos dentro do material. As Tensões Tipo II estão quase sempre presentes em materiais policristalinos, já que nestes os grãos apresentam propriedades elásticas e térmicas diferentes em relação à sua vizinhança devido à anisotropia dos materiais. (WITHERS e BHADESHIA, 2001). A Figura 2 mostra exemplos da origem de tensões residuais macroscópicas e microscópicas.

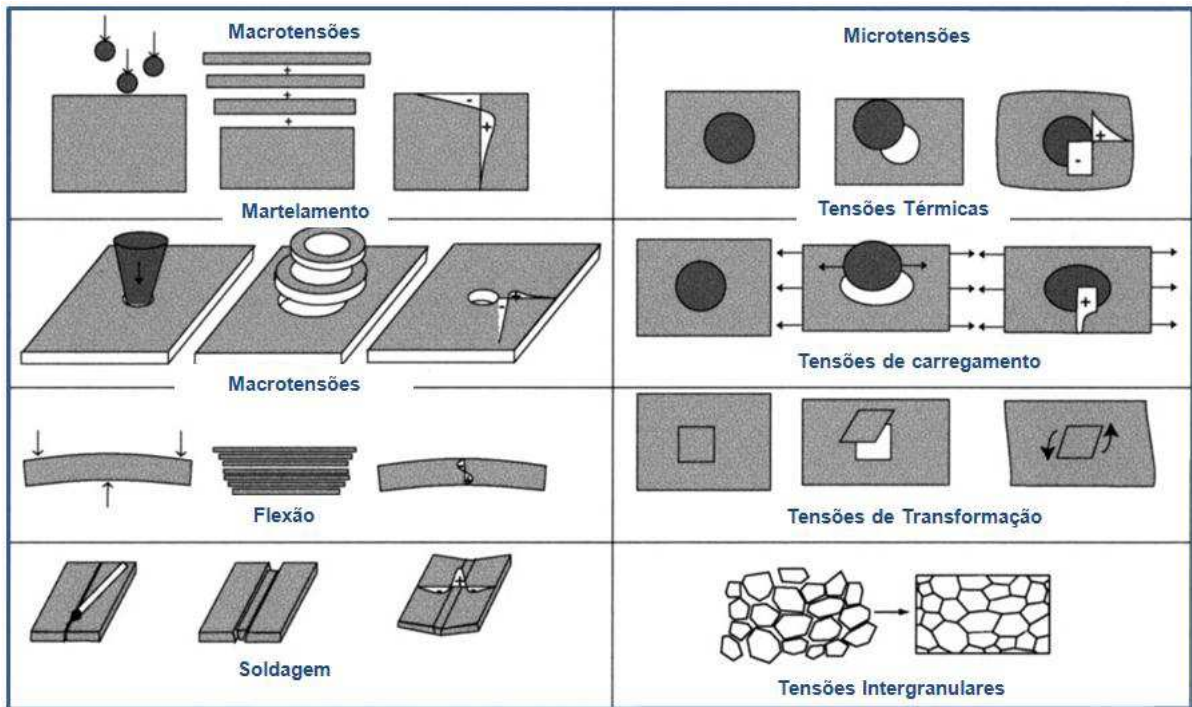


Figura 2: Exemplos de surgimento de tensões residuais macroscópicas e microscópicas (WITHERS e BHADSHIA, 2001).

3.4 Tensões residuais em soldagem

3.4.1 Desenvolvimento das tensões residuais

Para o entendimento da origem das tensões residuais, considere três barras de um aço de baixo carbono de mesmo comprimento e seção e unidas em suas extremidades por duas bases, de forma que nenhuma pode se alongar ou contrair independentemente das outras, conforme a Figura 3. Sendo a barra central (barra 2) aquecida enquanto as externas forem mantidas a temperatura ambiente, essa terá a tendência de dilatar, porém, será impedida pelas outras através das bases. Assim, tensões de compressão se desenvolverão na barra central e, nas barras externas, tensões de tração.

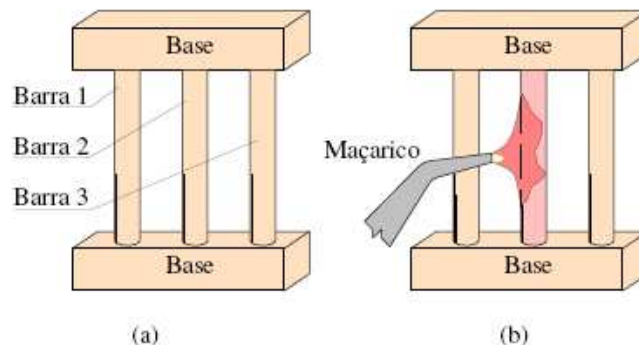


Figura 3: Mecanismo de 3 barras ilustrando o surgimento de tensões residuais; (a) Conjunto de barras presas nas extremidades e (b) Barra central sendo aquecida (MODENESI, 2001).

Na Figura 4 está ilustrada a evolução da tensão longitudinal média na barra central em função de sua temperatura. O que se pode perceber é que no início do aquecimento (Figura 4, A-B), as tensões e deformações resultantes da dilatação da barra central serão elásticas. Como as barras mantêm o mesmo comprimento aproximado, a dilatação térmica tem de ser compensada por deformações elásticas.

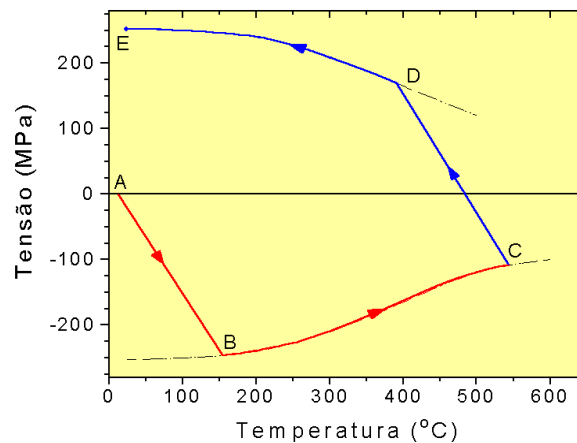


Figura 4: Variação da tensão (σ_c) com a temperatura na barra central (MODENESI, 2001).

Quando a tensão na barra central (σ_c) atinge o limite de escoamento, esta barra passa a se deformar plasticamente (ponto B, Figura 4). Como o limite de escoamento tende a diminuir com a elevação da temperatura, o valor da tensão na barra central

cairá à medida que a sua temperatura aumenta e a barra sofre, conseqüentemente, uma maior deformação plástica (curva BC, Figura 4). Sendo o aquecimento interrompido no ponto C, a barra central se contrai com a diminuição da temperatura. Devido às restrições impostas pelas barras externas, as tensões de compressão na barra central são reduzidas e tornam-se nulas acima da temperatura ambiente, pois, com a deformação plástica sofrida no processo, a barra se tornou mais curta do que as externas. Continuando-se o resfriamento, surgirão tensões trativas até que o limite de escoamento seja atingido no ponto D. A partir desta temperatura, a barra central passa a deformar plasticamente até atingir a temperatura ambiente. Ao final do processo, a barra central estará submetida a tensões de tração e de valor próximo ao do limite de escoamento do material (Figura 4, ponto E), enquanto que as barras externas, para manter o equilíbrio de forças, estarão submetidas a tensões de compressão de valor igual à metade da tensão na barra central (MODENESI, 2001).

Para o caso de uma junta soldada pode-se fazer uma analogia ao caso citado anteriormente. Associando-se a região da solda com a barra central e as regiões mais afastadas do MB, com as barras externas. Por este raciocínio, pode-se esperar, como consequência da operação de soldagem, o desenvolvimento de tensões residuais de tração na região da solda e de tensões de compressão no Metal de Base (MB). A Figura 5 compara, esquematicamente, a distribuição de tensões residuais na montagem das barras com um perfil de tensões residuais típico em uma solda.

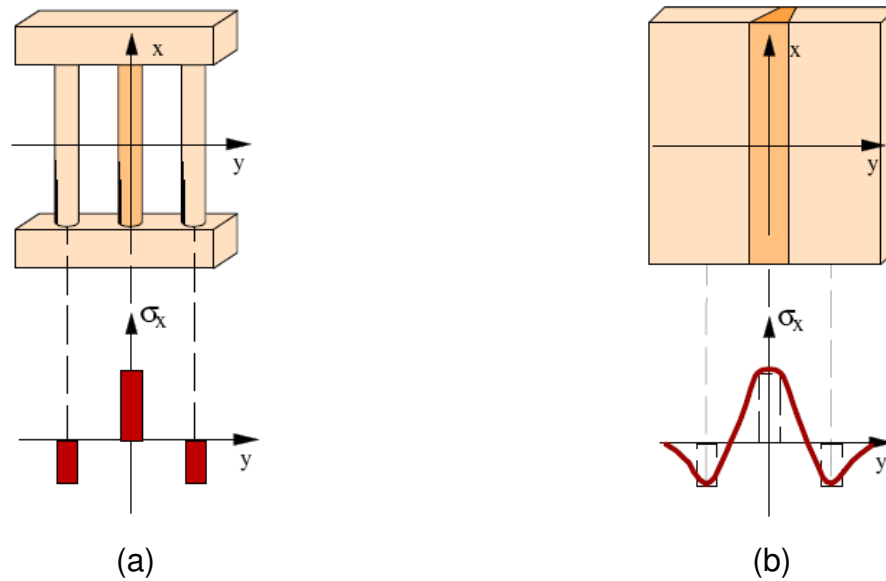


Figura 5: Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b) (MODENESI, 2001).

3.4.1.1 Desenvolvimento das tensões residuais em soldagem – Tensões residuais transversais e longitudinais

Tensões residuais de soldagem é uma consequência da interação dos seguintes processos (ZINN e SCHOLTES, 2002):

- Impedimento da expansão e contração no resfriamento de regiões diferentemente aquecidas (*Shrinkage Residual Stresses*);
- Resfriamento superficial intenso (*Quenching Residual Stresses*);
- Transformações de fase (*Transformation Residual Stresses*).

Dos exemplos citados acima, a contração no resfriamento de regiões aquecidas simultaneamente a diferentes temperaturas é um dos principais fatores no surgimento de tensões residuais, cujo nível depende do grau de restrição da junta. Em geral, a restrição é total na direção longitudinal do cordão de solda. No caso do resfriamento mais rápido da superfície ocorre uma condição de resfriamento não homogêneo ao

longo da espessura. Sendo assim, a superfície resfria-se mais rapidamente do que o interior. Caso esse mecanismo fosse a única fonte de tensões residuais, tensões compressivas seriam obtidas na superfície e, em equilíbrio, tensões trativas seriam obtidas no interior. No entanto, tensões residuais de tração surgem também durante as transformações de fase da Austenita para Ferrita, Bainita, Perlita ou Martensta, já que elas ocorrem com variação de volume. Logo, o material da ZF e da ZTA que sofre transformação de fase tenderá a se expandir, o que será impedido pelo resto do material frio e não transformado (ESTEFEN *et al.*, 2008).

Do ponto de vista do sentido de atuação das tensões residuais, no caso de soldagem de chapas, por exemplo, as tensões residuais podem ser denominadas tensões residuais longitudinais e transversais, que são as tensões que atuam na direção da solda e na direção transversal a ela, respectivamente. Além disso, pode também ser interessante considerar as tensões que atuam ao longo da espessura da junta. Logo, na análise de tensões residuais, podem-se avaliar, de acordo com as necessidades, as tensões longitudinais e as tensões transversais. Essas análises podem ser realizadas nas superfícies superior e inferior das chapas e ao longo da espessura. Na Figura 6 pode-se observar um comportamento típico das tensões residuais longitudinais e transversais em juntas soldadas.

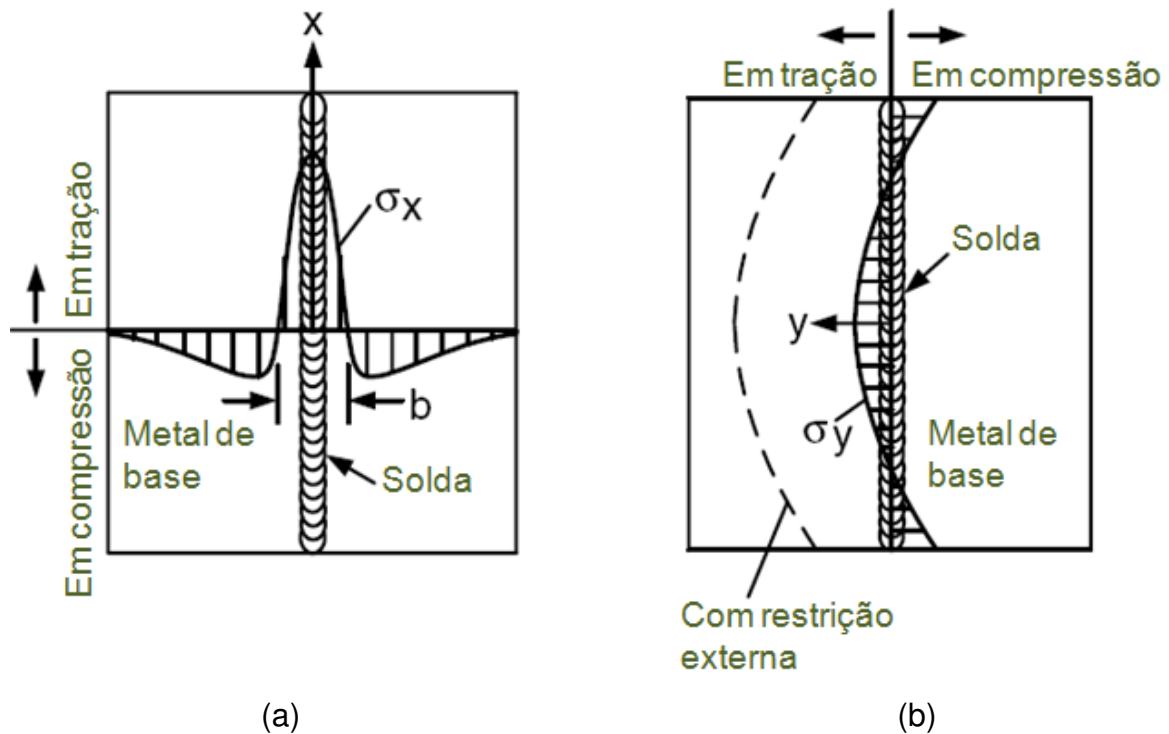


Figura 6: Distribuição das tensões residuais longitudinais (a) e transversais (b) em juntas de topo. Adaptado de Kou (2003).

Considerando os níveis de tensões residuais que surgem durante o processo de soldagem, o nível máximo de tensões longitudinais em soldas está, normalmente, próximo ao Limite de Escoamento (σ_{LE}) e tende a diminuir a partir do eixo da solda, ocorrendo o seu relaxamento para tensões compressivas nas áreas adjacentes. A distribuição de tensões residuais na solda pode variar em relação ao comportamento muitas vezes comum (Figura 7a). Dependendo do nível de elementos de liga da solda e do MB, a distribuição pode variar significativamente. A taxa de resfriamento durante a soldagem e o estado inicial do aço pode ter influência significativa sobre a distribuição de tensões.

O comportamento das tensões residuais longitudinais na seção transversal da solda é similar para aços austeníticos e aços baixo-carbono. Se durante o resfriamento ocorrem mudanças estruturais em baixas temperaturas, então contrações graduais mudam para uma rápida expansão e, conseqüentemente, as tensões trativas são reduzidas. Caso a taxa de resfriamento seja alta o suficiente para resultar na formação

de martensita, então as áreas próximas estarão em um estado compressivo, conforme Figura 7b. A largura da zona de deformação plástica depende dos parâmetros de soldagem, das propriedades do material e da rigidez da estrutura (MASUBUSHI, 1980 *apud* PILIPENKO, 2002).

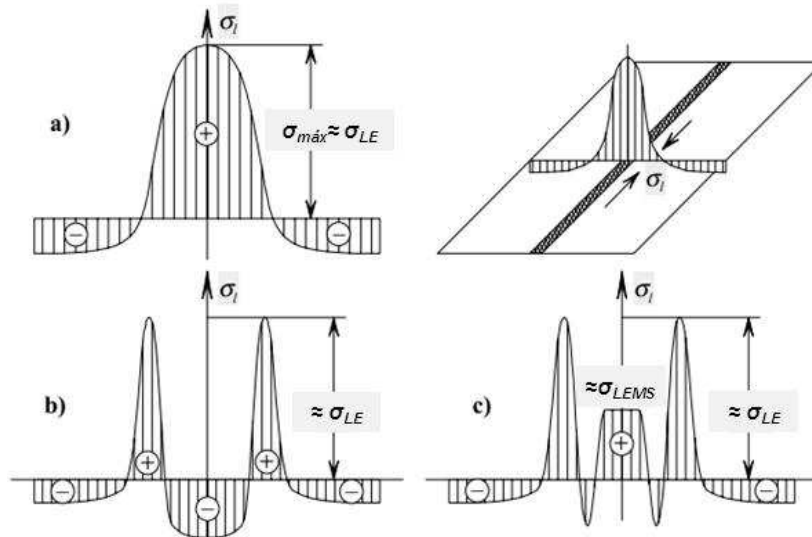


Figura 7: Exemplos de tensões longitudinais em MS; (a) para aço doce, (b) para aços de alta liga com metal de adição martensíticos e (c) para aços de alta liga com metal de adição austeníticos. Adaptado de Pilipenko (2002).

Como já citado, não só as tensões residuais longitudinais atuam na junta soldada. Após a junta soldada ter resfriado, devido ao encurtamento longitudinal e transversal do material, tensões residuais transversais surgem na estrutura, conforme pode ser observado na Figura 8. Caso a junta tenha sido soldada livre, isto é, sem restrições, os níveis de tensões residuais transversais não serão tão elevados. Os maiores valores serão atingidos próximos aos finais da solda. As tensões poderão ser compressivas ou trativas (PILIPENKO, 2002).

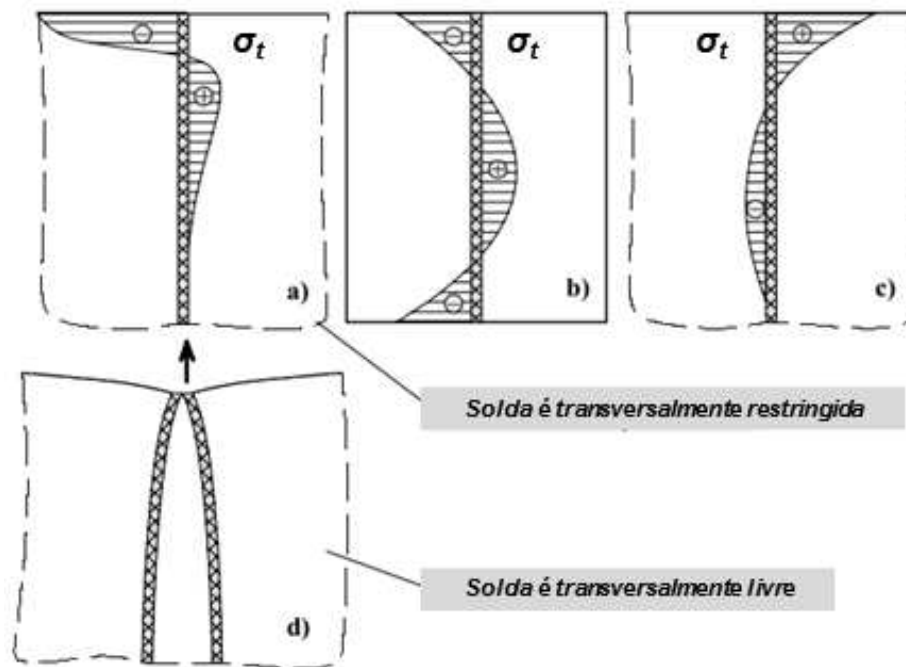


Figura 8: Tensões residuais transversais devido à soldagem com único passe em: (a) solda depositada rapidamente em placas longas, (b) solda rapidamente depositada em placas curtas, (c) solda lentamente depositada em placas longas e (d) configuração final de uma junta soldada sem restrições transversais. Adaptado de Pilipenko (2002).

Conforme pode ser observado, uma solda depositada instantaneamente entre duas placas produz uma área aberta no meio da solda se a solda resfria sem restrição transversal. Tensões compressivas são iniciadas devido ao encurtamento longitudinal da zona de deformação plástica e as bordas das placas tendem a flexionar-se conforme ilustrado na Figura 8d. Durante a soldagem de placas curtas e finas com alta velocidade de soldagem, as bordas das placas movem-se uma em direção à outra durante o resfriamento. O encurtamento longitudinal tende a flexionar as placas no seu plano e, como resultado, tensões residuais surgem conforme ilustrado na Figura 8b. Caso a velocidade de soldagem seja baixa o suficiente para o MS resfriar até a temperatura onde o material é capaz de suportar carregamento (por exemplo, para o aço doce essa temperatura seria $T=600^{\circ}\text{C}$) e isso não acontecer em uma distância tão longe atrás do arco, então o cordão de solda será submetido a tensões trativas como mostrado na

Figura 8c. Uma adicional restrição da junta terá um sério efeito sobre a distribuição de tensões residuais.

A distribuição de tensões residuais transversais também pode ser avaliada do ponto de vista dos fenômenos já descritos anteriormente (impedimento da expansão e contração no resfriamento de regiões diferentemente aquecidas, resfriamento superficial intenso e transformações de fase). Na Figura 9 é mostrada a distribuição de tensões residuais transversais para diferentes situações.

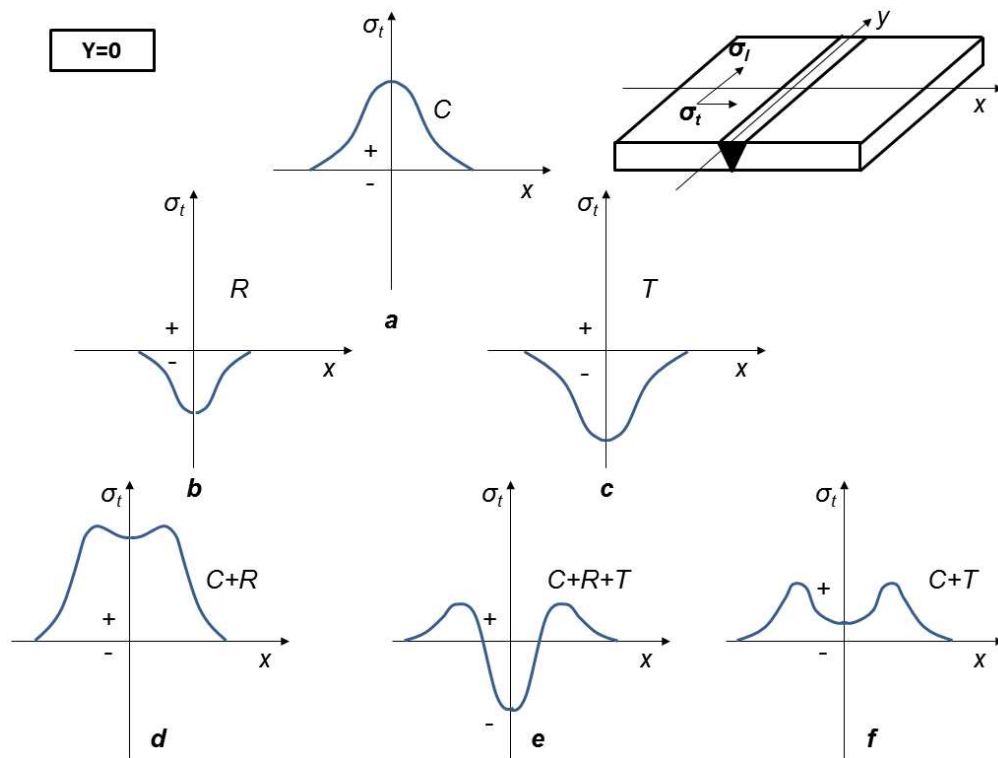


Figura 9: Representação esquemática da distribuição de tensões residuais transversais (σ_t) mostrando a superposição linear dos efeitos de: (a) contração (C), (b) resfriamento superficial mais intenso (R), (c) transformação de fase, (d) C+R, (e) C+R+T e (f) C+T. Adaptado de Macherauch e Wohlfahrt (1977) *apud* Estefen *et al.* (2008).

Pode-se verificar que as tensões residuais podem ser uma combinação entre os vários efeitos, não sendo exclusivamente oriundas de um fenômeno só. Além das tensões decorrentes dos efeitos de contração (Figura 9a), as tensões residuais

transversais podem ser resultantes do gradiente de temperatura ao longo da espessura da peça, conforme mostrado na Figura 9b. Na Figura 9c é apresentado um comportamento típico do perfil de tensões residuais transversais decorrentes das transformações de fase durante o processo de soldagem. A combinação dos efeitos combinados entre contração, resfriamento superficial intenso e transformações de fase é ilustrada nas Figura 9d, Figura 9e e Figura 9f, onde é verificada a contribuição de cada efeito para a redução das tensões trativas, ou até mesmo a passagem para um campo de tensões residuais compressivas (ESTEFEN *et al.*, 2008).

O entendimento do comportamento das tensões residuais pode se tornar ainda mais complicado quando são consideradas mais variáveis e, ao mesmo tempo, caminha-se para situações diferentes no cotidiano. Isto pode ser verificado quando se analisa as tensões residuais ao longo da espessura de juntas soldadas. No caso de soldagem multipasse, consideráveis diferenças podem existir em relação ao caso da soldagem em um único passe, pois, neste caso, apenas o primeiro e o último passes teriam comportamento similares à soldagem em um único passe. A Figura 10 ilustra o perfil das tensões residuais transversais (neste caso, no sentido do eixo y) variando sobre a espessura da chapa (compressão sobre a superfície e tração no interior), o qual resultou a partir de diferentes condições de resfriamento sobre a superfície e o interior.

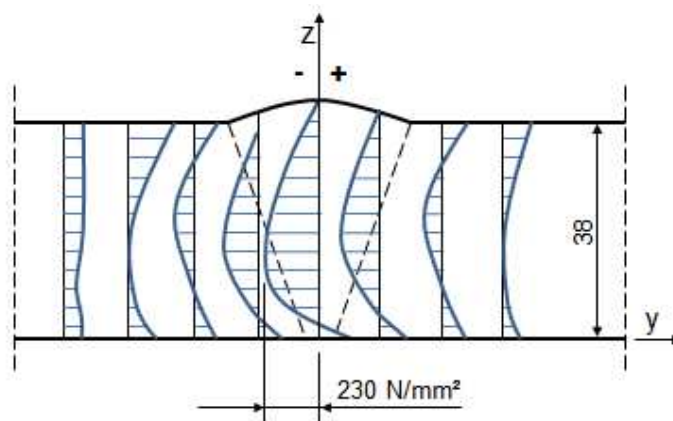


Figura 10: Distribuição das tensões residuais transversais, ao longo da espessura, em uma junta de topo com chanfro em V. Adaptado de Gunnert (1955) *apud* Radaj (1992).

O estudo das tensões residuais apresentadas até o momento, ou seja, em chapas planas pode ser considerado de mais fácil análise quando se comparando com o estudo em tubos. Isso porque, muitas vezes, devido ao diâmetro dos tubos, as análises das tensões residuais podem se tornar complicadas devido ao fato de não se poder inserir um equipamento para a análise das tensões residuais dentro dos mesmos.

Após estudo a cerca do comportamento das tensões residuais em tubos, importantíssimas considerações foram alcançadas por alguns pesquisadores. Scarmangas e Porter (1985) *apud* Silva (2007) realizaram uma série de experimentos, bem como simulações, como forma de se tentar avaliar o comportamento das tensões residuais axiais (transversais) em funções da espessura da parede e dos parâmetros de soldagem envolvidos. Os autores chegaram à conclusão que a redução do raio devido ao resfriamento após a soldagem aliada à condição de simetria no centro da seção transversal do tubo (linha neutra) resulta em uma variação quase linear das tensões residuais axiais através da espessura, apresentando tensões axiais trativas na superfície interna e tensões residuais axiais compressivas na superfície externa. Esse comportamento verificado é consistente e muitos autores verificam tal comportamento quando da análise de tensões residuais em tubulações. A Figura 11 e a Figura 12 mostram comportamentos típicos de tensões residuais em tubos.

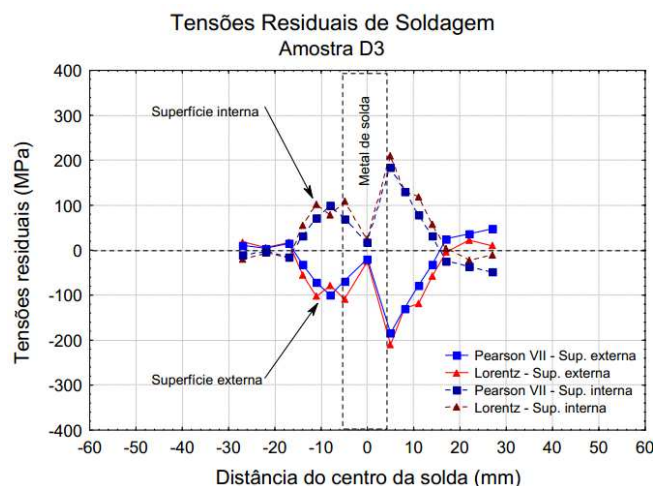
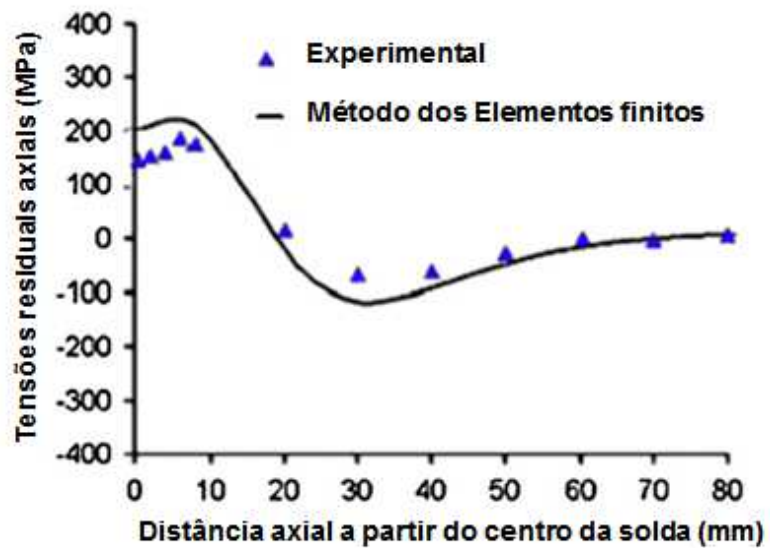
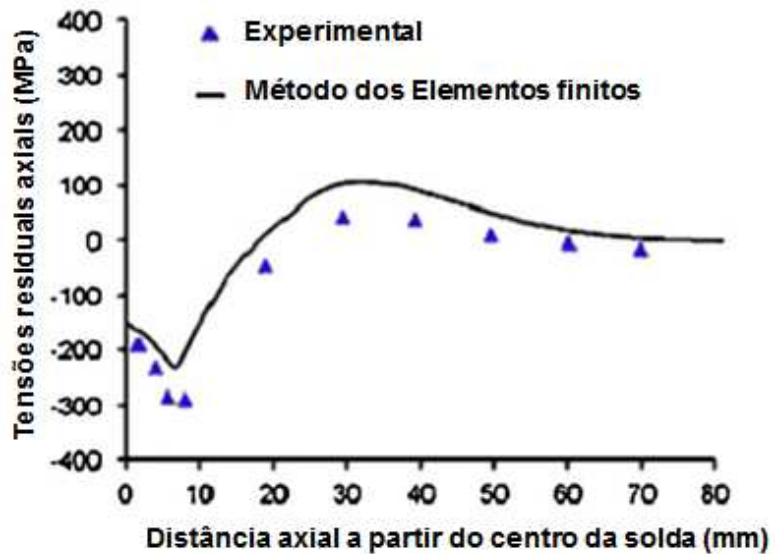


Figura 11: Perfil das tensões residuais na superfície interna de junta soldada de tubos de ASTM A106 Gr. B de 2" de diâmetro soldada com processo TIG manual com aporte térmico de 9,6 kJ/cm (SILVA, 2007).



(a)



(b)

Figura 12: Comparação entre as tensões residuais axiais na superfície interna (a) e na superfície externa (b) em uma junta soldada de um tubo de aço A106-B de 219 mm de diâmetro (AKBARI e SATTARI-FAR, 2009).

3.4.2 Efeitos das tensões residuais sobre as propriedades da junta soldada

Muitas das falhas que ocorrem em engenharia, e principalmente em juntas soldadas, são devido à fadiga, danos induzidos por hidrogênio, SCC, etc., os quais podem ser intensificados quando existe a presença de um alto nível de tensão residual (FRANCIS *et al.*, 2007).

3.4.2.1 Efeito das tensões residuais sobre a resistência à fadiga

Tensões residuais podem ter um efeito significativo sobre a vida em fadiga de componentes de engenharia (CHAMPOUX *et al.* 1988 *apud* WEBSTER e EZEILO, 2001). Em particular, tensões de tração próximas à superfície tendem a acelerar a iniciação, e crescimento, das fases que compõem o processo de fadiga enquanto que tensões compressivas próximas às superfícies prolongam a vida em fadiga. Para uma precisão maior em análise de fadiga é importante o conhecimento dos perfis de tensões residuais gerados pelos diferentes processos de fabricação (WEBSTER e EZEILO, 2001).

3.4.2.2 Efeito das tensões residuais sobre as trincas a frio em juntas soldadas

As trincas são uma das principais fontes de falhas em juntas soldadas, sendo a sua propagação um dos mecanismos responsáveis por causar o colapso das estruturas ou componentes. No entanto, para que as trincas se formem e propaguem é de fundamental importância a presença de um nível elevado de tensões trativas, da ordem da tensão de escoamento. Quando a estrutura é submetida a tensões de tração, torna-se necessário minimizar as tensões residuais para evitar que, durante a operação, as combinações entre tensões residuais e tensões de trabalho atinjam níveis capazes de promover a propagação de trincas. Em alguns casos é possível que o material rompa somente sob o efeito das tensões residuais, sem qualquer ação de forças externas (SILVA, 2007).

Um dos principais tipos de trincamento em juntas soldadas são as trincas a frio. As trincas a frio em soldagem ocorrem como o resultado da simultânea presença de três fatores principais: hidrogênio no metal de solda, tensões residuais e microestrutura susceptível (LANCASTER, 1999).

Muitas são as formas que o hidrogênio pode ser introduzido na soldagem, como: umidade, compostos orgânicos nos consumíveis (revestimentos ou fluxos), umidade na superfície do material, presença de tintas, outros compostos orgânicos na superfície a ser soldada, etc. Muito cuidado deve-se ter com este tipo de trinca, pois este fenômeno pode ocorrer muitas horas depois do processo de soldagem ter sido realizado (BAILEY, 1994).

3.4.2.3 Efeito das tensões residuais sobre Corrosão Sob Tensão e sobre danos induzidos por hidrogênio

O nível de resistência de alguns aços usados em equipamentos de exploração, produção, processamento e transporte de hidrocarbonetos, em meios aquosos contendo sulfeto de hidrogênio (H_2S), tem ganhado particular importância ao longo dos anos, devido ao problema de SCC (SILVA, 2007). A combinação de tensões residuais de soldagem, decorrentes da fabricação dos equipamentos, com tensões de serviço e a presença de cloretos, estabelecem uma condição extremamente favorável ao surgimento de trincas (BAGDASARIAN e TRUAX, 1997 *apud* SILVA, 2007).

No caso dos danos induzidos por hidrogênio, a reação entre H_2S e a superfície do aço gera hidrogênio atômico, o qual por sua vez, em grande parte difunde para o interior do aço fragilizando-o (Carneiro *et al.* 2003). Segundo Bezerra *et al.* (1995) *apud* Carneiro *et al.* (2003), programas de inspeção têm indicado que 25% das falhas de equipamentos das indústrias de refino de petróleo está de alguma maneira relacionada a danos por hidrogênio.

Diferentes processos de degradação por hidrogênio são provocados pela presença de H_2S : *Hydrogen-Induced Cracking (HIC)* e *Sulfide Stress Cracking (SSC)* (BEIDOKHTI *et al.*, 2009). O primeiro caso está relacionado ao processo de difusão do hidrogênio no aço e sua recombinação como molécula em sítios aprisionadores de

hidrogênio. O segundo caso está relacionado, além do hidrogênio, à corrosão e a tensões trativas (residuais ou aplicadas) na presença de água e H₂S (ANSI/NACE MR0175/ISO 15156-1, 2009).

3.5 Determinação das tensões residuais por difração de raios-x

As técnicas de medição de tensões residuais dividem-se em destrutivas, e não destrutivas. São destrutivas as técnicas que, para colherem informações de deformação suficientes para a análise das tensões residuais existentes, comprometem ou impossibilitam o uso posterior do espécime medido. As técnicas não destrutivas não precisam da remoção de material e não provocam qualquer tipo de dano no espécime para a medição de tensões residuais (RODRIGUES, 2007). Os principais métodos destrutivos são: Furo Cego, Remoção de Camadas e o Método do Seccionamento. Os principais métodos não destrutivos são: Difração de raios-x, Ultrassom e Difração de Nêutrons. Neste trabalho se utilizará apenas o método não destrutivo de difração de raios-x.

O método de difração de raios-x é uma técnica bem estabelecida para medição de tensões residuais. As medidas de tensões residuais por difração de raios-x baseia-se na interação que existe entre feixe de raios-x e o retículo cristalino (CULLITY, 1978).

As medidas de difração de raios-x são baseadas na Lei Bragg. Considere um material cristalino formado por muitos cristais, em que um cristal pode ser definido como um sólido composto de átomos que possui um arranjo atômico periódico em três dimensões. Estes planos periódicos de átomos podem causar padrões de interferências construtivas e/ou destrutivas por difração. A natureza desta interferência depende do espaçamento interplanar d , e do comprimento de onda λ da radiação incidente. Para que haja interferência construtiva dos feixes, é necessário que o espalhamento ocorra segundo a Equação (3):

$$n\lambda = 2d\sin\theta \tag{3}$$

Onde λ é o comprimento de onda do raio-x e d é a distância interplanar. Esta equação é comumente conhecida como Lei de Bragg e constitui a base fundamental para a teoria de difração de raios-x. A Figura 13 mostra de forma esquemática o espalhamento das ondas de raios-x por um determinado material. Podem-se observar vários planos cristalográficos definidos, porém, apenas alguns produzirão o espalhamento construtivo das ondas de modo a ter intensidade alta o bastante para poderem ser detectados e desta maneira, ocorrer a formação de um padrão de difração (SILVA, 2007).

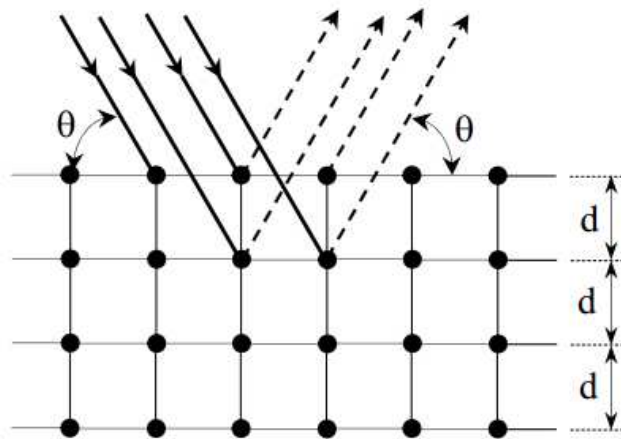


Figura 13: Desenho esquemático do espalhamento das ondas de raio-X segundo a Lei de Bragg (SILVA, 2007).

Em medidas de tensões residuais por difração de raios-x, a deformação no retículo cristalino é medida, e a tensão residual produzindo tal deformação é calculada, assumindo uma distorção linear elástica do retículo cristalino. Embora o termo “medida de tensão” seja usualmente empregado, tensão é uma propriedade extrínseca que não é medida diretamente. Todos os métodos de determinação de tensão requerem medidas de alguma propriedade intrínseca do material, tais como deformação ou força e área, e o cálculo de tensões associadas (PREVÉY, 1986).

Para realizar medidas de deformações, as amostras são colocadas no difratômetro de raios-x e expostas a um feixe de raios-x que interagem com o retículo cristalino para causar padrões (perfis) de difração (FITZPATRICK *et al.*, 2005).

Para se determinar as tensões residuais, a deformação no retículo cristalino deve ser medida por pelo menos duas orientações precisamente conhecidas relativas à superfície da amostra. Portanto, medidas de tensões residuais por difração de raios-x são aplicáveis a materiais que são cristalinos, tenham grãos relativamente finos e produzam difração para qualquer orientação da superfície da amostra (PREVÉY, 1986).

Como já foi mostrado, existe uma relação clara entre o perfil de difração que é observado quando raios-x são difratados através do retículo cristalino e a distância entre os planos atômicos (espaçamento interplanar) dentro do material. A alteração do espaçamento interplanar acarretará em diferentes perfis de difração obtidos. A mudança no comprimento de onda do feixe de raios-x também resultará em um diferente perfil de difração. O espaçamento interplanar do material que está livre de deformação produzirá um perfil de difração característico para o material. Quando o material está deformado, alongações e contrações são produzidas dentro do material, os quais mudam o espaçamento interplanar dos planos hkl do retículo cristalino. Esta mudança induzida no espaçamento interplanar causará uma mudança no perfil de difração. Com medidas precisas desta mudança de perfil de difração, a mudança no espaçamento interplanar pode ser avaliada e assim a deformação dentro do material ser deduzida. Logo, necessita-se estabelecer relações matemáticas entre o espaçamento interplanar e a deformação. O sistema ortogonal usado nas seguintes explicações é definido na Figura 14 (FITZPATRICK *et al.*, 2005).

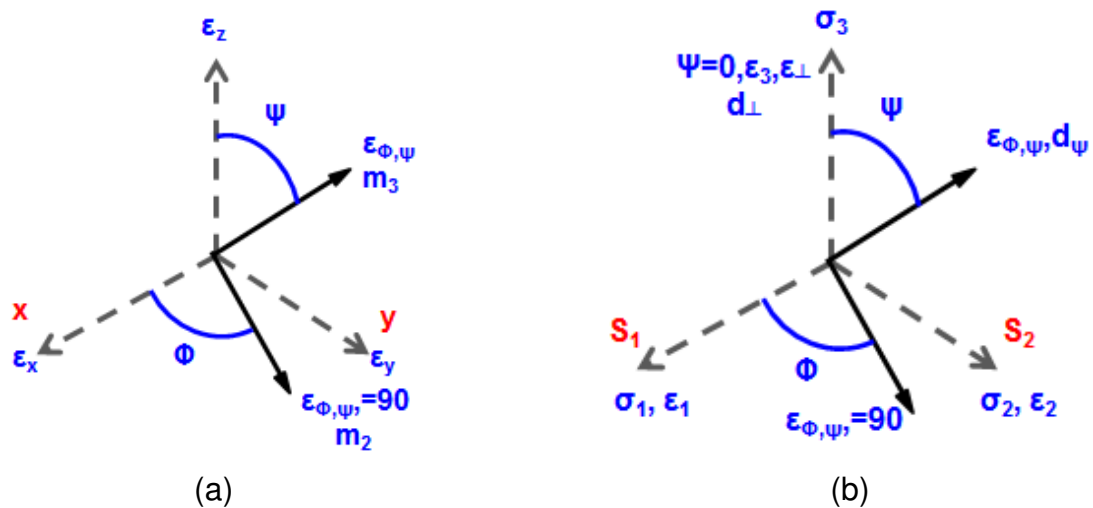


Figura 14: Sistemas de coordenadas utilizadas para o cálculo das tensões e das deformações; (a) eixos principais de deformação e (b) tensões principais, deformações correspondentes e direções das tensões de interesse. Adaptado de Fitzpatrick *et al.* (2005).

A deformação ε_{33} pode ser medida experimentalmente pela medida da posição de pico 2θ , e resolvendo a Equação (3) para um valor de d_n . Se nós conhecemos a distância interplanar d_0 , então:

$$\varepsilon_z = \frac{d_n - d_0}{d_0} \quad (4)$$

Devido ao fato da penetração de raios-x ser extremamente rasa ($<10 \mu\text{m}$) uma condição de estado plano de tensão é assumido existir na camada superficial que está difratando o feixe de raios-x. A distribuição de tensão é então descrita pelas tensões principais σ_{11} e σ_{22} no plano da superfície, com nenhuma tensão agindo perpendicularmente a superfície livre, conforme indicado na Figura 15. Considera-se então que a componente normal σ_{33} e as tensões de cisalhamento $\sigma_{13} = \sigma_{31}$ e $\sigma_{23} = \sigma_{32}$ são iguais a zero. Uma componente de deformação perpendicular à superfície, ε_{33} , existe como um resultado do efeito Poisson causado pelas duas tensões principais.

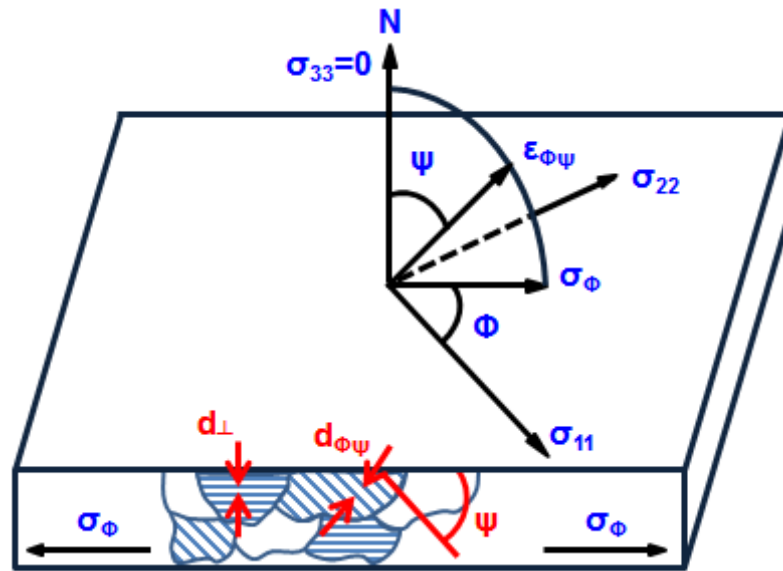


Figura 15: Estado plano de tensão em uma superfície livre mostrando a mudança interplanar com inclinação ψ para uma tensão uniaxial σ_ϕ paralela a uma aresta da amostra (PREVÉY, 1996).

Conforme já mencionado, a deformação dentro do material pode ser medida pela comparação entre o espaçamento interplanar do retículo cristalino quando ele está tensionado e quando ele não está tensionado. Isso, no entanto requer medidas precisas de uma amostra não tensionada do material. A Equação (4) apresenta a solução para medidas tomadas normais à superfície. Pela alteração da inclinação do espécime dentro do difratômetro, ou inclinação do difratômetro em relação à amostra, medidas dos planos em um ângulo ψ podem ser feitas, conforme ilustrado na Figura 15, e as deformações ao longo da direção ψ calculadas através da Equação (5):

$$\varepsilon_\psi = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad (5)$$

Onde d_0 é o espaçamento do retículo cristalino livre de tensão.

A Figura 15 mostra planos paralelos à superfície do material, e planos em um ângulo com direções definidas por ϕ e ψ em relação à superfície. Isto ilustra como planos paralelos que estão em um ângulo em relação à superfície são medidos pela

inclinação do espécime, ou do difratômetro, de maneira que os planos são trazidos para um posição onde será satisfeita a Lei de Bragg.

Enquanto é muito útil conhecer as deformações dentro do material, é mais útil conhecer as tensões de engenharia que estão associadas a essas deformações. A partir da Lei de Hooke nós sabemos que:

$$\sigma_y = E\varepsilon_y \quad (6)$$

Onde E é o módulo de Young.

Sabe-se também que a tensão provocada por uma determinada força produzindo uma deformação na direção x produzirá não apenas uma deformação linear nesta direção, mas também deformações na direção transversal. Assumindo um estado plano de tensão, isto é, $\sigma_z=0$, e que este estado de tensão é biaxial, a razão entre as deformações transversais e longitudinais é o coeficiente de Poisson, ν .

$$\varepsilon_x = \varepsilon_y = -\nu\varepsilon_z = \frac{-\nu\sigma_y}{E} \quad (7)$$

Assumindo-se que na superfície do material, onde as medidas de raios-x são realizadas, $\sigma_z=0$, então:

$$\varepsilon_x = -\nu(\varepsilon_x + \varepsilon_y) = \frac{-\nu}{E}(\sigma_x + \sigma_y) \quad (8)$$

Logo, combinando-se as Equações (4) e (8):

$$\frac{d_n - d_0}{d_0} = -\frac{\nu}{E}(\sigma_x + \sigma_y) \quad (9)$$

A Equação (9) se aplica a um caso geral, onde apenas a soma das tensões principais pode ser obtida, e o preciso valor de d_0 ainda é requerido.

Como deseja-se medir uma simples tensão em alguma direção na superfície, σ_ϕ , por exemplo, podemos recorrer a teoria da elasticidade para um material isotrópico onde a deformação ao longo de uma linha inclinada (m_3 na Figura 14) é:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi) \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (10)$$

Considerando-se as deformações em termos de espaçamento interplanar, e o uso das deformações para avaliar as tensões, então, pode-se mostrar que:

$$\sigma_\phi = \frac{E}{(1+\nu)\sin^2 \psi} \left(\frac{d_\psi - d_n}{d_n} \right) \quad (11)$$

Através desta equação pode-se calcular a tensão em qualquer direção escolhida através do espaçamento interplanar que é determinado a partir de duas medidas, feitas no plano normal a superfície e contendo a direção de tensão a ser medida.

O método mais comumente usado para determinação de tensão é o $\sin^2 \psi$. Um número de difrações são feitas em várias inclinações ψ (ver Figura 15). O espaçamento interplanar, ou posição 2θ , é medido e plotado em função do valor do $\sin^2 \psi$. O resultado é uma curva similar a mostrada na Figura 16.

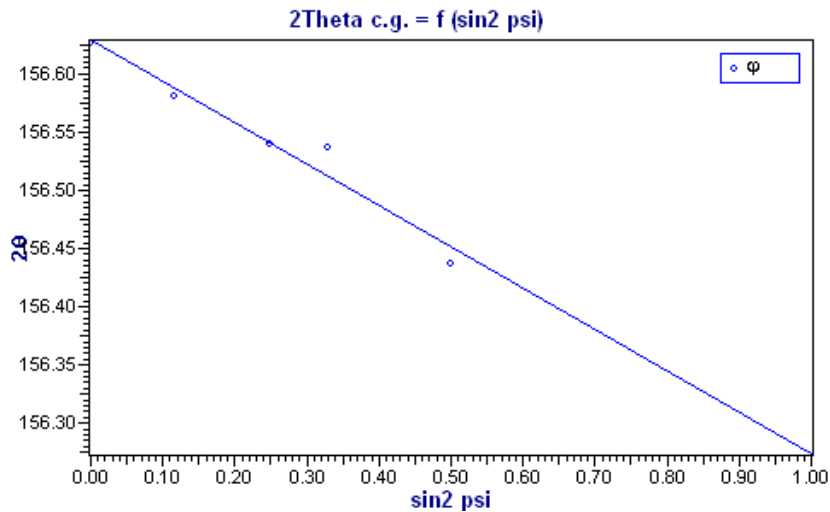


Figura 16: Variação linear do $\text{sen}^2\psi$ em relação à 2θ para um determinado ponto na análise de tensão residual em uma junta soldada (ARAÚJO *et al.*, 2010).

Como pode ser verificado, existe uma relação linear entre 2θ e o $\text{sen}^2\psi$ ($2\theta = f(\text{sen}^2\psi)$), e a partir da determinação do coeficiente angular da reta a tensão pode ser determinada através da Equação (12) (RADICON Ltd., 2009):

$$\sigma_{\phi} = \frac{E}{1+\nu} (\theta_{0^{\circ}} - \theta_{90^{\circ}}) \cot g \theta_{0^{\circ}} \quad (12)$$

Onde $\theta_{0^{\circ}}$ e $\theta_{90^{\circ}}$ são os picos de difração nos ângulos $\psi = 0^{\circ}$ e $\psi = 90^{\circ}$ extrapolados a partir da curva $2\theta = f(\text{sen}^2\psi)$ (ver Figura 16).

3.6 O Hidrogênio nos metais

3.6.1 O hidrogênio em metais e ligas metálicas

Átomos de hidrogênio possuem um raio atômico da ordem de 0,25-0,54 Å, muito menor que o diâmetro dos átomos metálicos. Esta característica dá ao hidrogênio significativa mobilidade (difusão) em metais.

Na Figura 17 observa-se que o raio do maior interstício da estrutura cristalina CCC, que é tetraédrico, é aproximadamente igual ao menor interstício da estrutura

crystalina CFC. Como a distância entre os sítios intersticiais na Austenita (CFC) é maior que na Ferrita (CCC) isso resulta em uma maior barreira de potencial para a difusão do hidrogênio na rede CFC do que na CCC (FUKAI, 1993 *apud* SIQUARA, 2006). Adicionalmente, como as estruturas CFC têm menor número de sítios intersticiais do que as estruturas CCC, a difusão na Austenita é mais difícil.

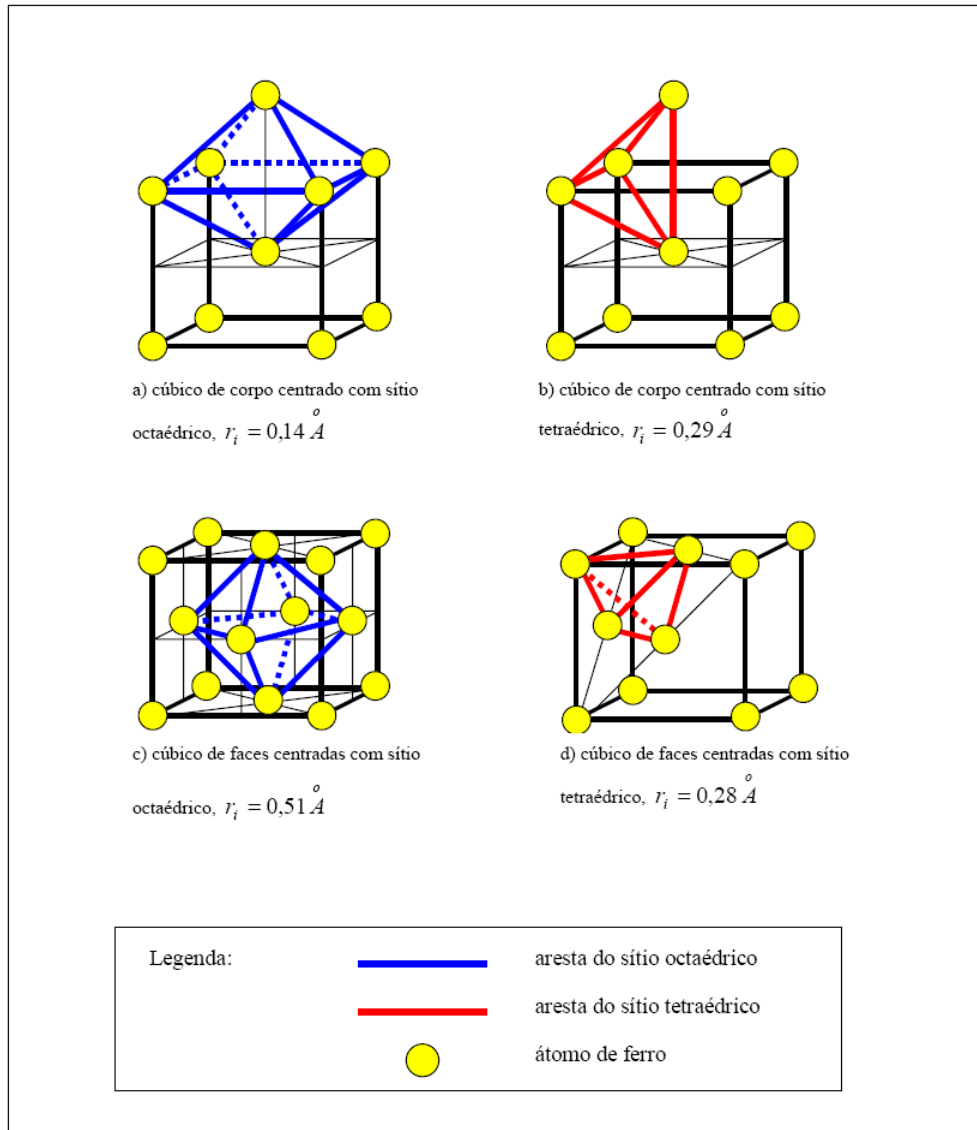


Figura 17: Sítios intersticiais octaédricos e tetraédricos ocupados pelo hidrogênio nas estruturas cristalinas CCC e CFC do ferro, com os respectivos raios dos interstícios r_i (OLIVEIRA, 2002 *apud* VIANNA, 2005).

3.6.2 Interação entre hidrogênio e metal

Átomos de hidrogênio podem rapidamente entrar em sistemas metálicos, a partir de uma fase aquosa. Em soluções aquosas, a interface metal-líquido é carregada devido à dipolaridade das moléculas de água, e a interface carregada de duas fases forma uma dupla camada que essencialmente age como um capacitor (IYER e PICKERING, 1990).

A reação de interface, no caso de soluções eletrolíticas alcalinas, que contribui para a penetração do hidrogênio através de uma superfície metálica, é representada pela reação de Volmer. Esta etapa corresponde à formação do hidrogênio atômico que é adsorvido na superfície do metal (GABRIELLI *et al.*, 2006):



Se o meio for ácido a reação de Volmer que contribuirá para a penetração do hidrogênio através de uma superfície metálica será:



Os átomos adsorvidos de hidrogênio podem formar hidrogênio gasoso por dois diferentes processos:

1) Dessorção eletroquímica (Reação de Heyrovsky):



2) Recombinação química (Reação de Tafel):



Nestas reações M é um sítio de adsorção sobre a superfície metálica e MH_{ads} o hidrogênio adsorvido sobre a superfície do eletrodo.

A reação de adsorção é seguida por uma absorção de uma parte de hidrogênio adsorvido. Isto representa a penetração de hidrogênio no material, em uma subcamada logo abaixo da superfície do eletrodo, descrita pela Equação (17), a qual assume uma reação reversível entre os dois estados, H_{ads} e H_{abs} , de átomos de hidrogênio.



Então, os átomos de hidrogênio se difundem a partir da subcamada (subsuperfície) para o interior do metal.



Avaliando-se a situação em que se tem um carregamento gasoso, conforme a Figura 18, verifica-se que na adsorção física a molécula de gás, através de forças fracas de Van der Waals, torna-se fracamente ligadas à superfície. As moléculas neste estado são móveis sobre a superfície e podem formar multicamadas. O calor envolvido neste tipo de adsorção atinge, no máximo, algumas kcal/mol. Na adsorção química ocorrem fortes interações entre as moléculas e os átomos da superfície sólida. Ocorre reação química entre os átomos da molécula fisicamente adsorvida e da superfície. Em geral, esta reação leva à dissociação ou à decomposição da molécula de gás, o que em geral eleva o calor de adsorção química para algumas centenas de kcal/mol. A reação de penetração ou absorção através de uma superfície envolve a passagem de um átomo de hidrogênio de um estado de quimissorção para o de solução intersticial, ou solução propriamente dita; para que isto aconteça é preciso que o átomo de hidrogênio supere uma barreira de potencial. Após a penetração, o hidrogênio dissolve-se no

solvente através de difusão no estado sólido (MIRANDA e RODRIGUES, 1994 *apud* VIANNA, 2005).

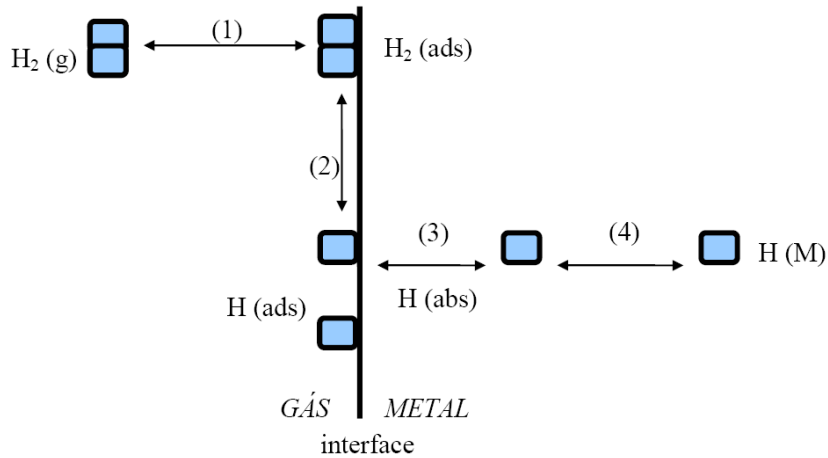


Figura 18: Etapas da dissolução do hidrogênio nos metais: 1) Adsorção física da molécula na superfície do metal, 2) Adsorção química com dissociação dos átomos da molécula gasosa na superfície do metal, 3) Absorção do átomo para a camada de subsuperfície do metal, 4) Difusão do átomo para o interior do metal, onde o hidrogênio fica dissolvido (OLIVEIRA, 2002 *apud* VIANNA, 2005).

As equações que são mostradas na Figura 18 são as seguintes:

1) Adsorção física da molécula na superfície do metal:



2) Adsorção química com dissociação dos átomos da molécula de hidrogênio na superfície do metal:



3) Penetração dos átomos de hidrogênio através da superfície:



4) Difusão para o interior do metal:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -\nabla J \quad (22)$$

Onde J é o fluxo de hidrogênio e C é a concentração de hidrogênio.

3.6.3 Aprisionadores de hidrogênio

O transporte de hidrogênio é fortemente influenciado pelos sítios aprisionadores (ou armadilhas) de hidrogênio. A Figura 19 ilustra exemplos de sítios que agem como aprisionadores de hidrogênio.

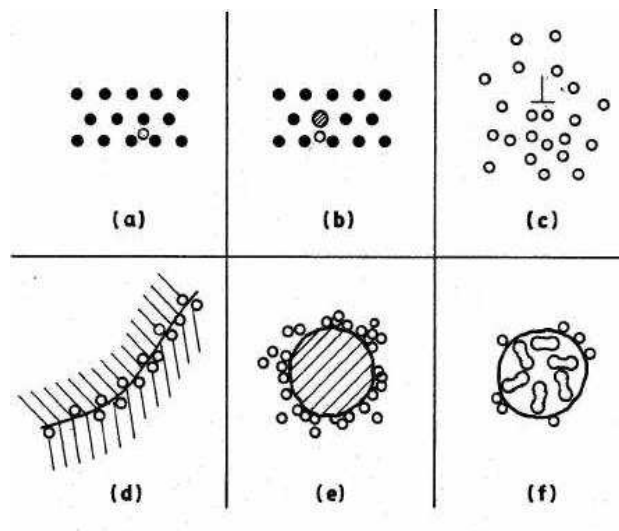


Figura 19: Desenho esquemático da interação do hidrogênio com a microestrutura metálica: (a) solução sólida, (b) par hidrogênio-soluto, (c) atmosfera de discordância, (d) acúmulo no contorno de grão, (e) acúmulo na interface matriz-partícula, (f) hidrogênio

recombinado em vazios (THOMPSON e BERNSTEIN, 1980 *apud* DAYAL e PARVATHAVARTHINI, 2003).

Sabe-se que uma grande quantidade de átomos de hidrogênio (bem superior à concentração de equilíbrio) pode ser retida à temperatura ambiente na matriz ferrítica devido à presença dos numerosos defeitos estruturais que o aprisionam (BERNSTEIN, 1970).

De acordo com a sua energia, os aprisionadores são classificados como reversíveis ou irreversíveis. Os aprisionadores reversíveis, os quais possuem baixa energia, podem facilmente liberar o hidrogênio aprisionado. Os aprisionadores irreversíveis são aqueles que necessitam de mais energia para liberarem o hidrogênio aprisionado.

Uma aproximação geral para determinar a energia de ligação de aprisionadores no aço relaciona o coeficiente de difusão aparente, D_{app} , com o coeficiente de difusão do H no retículo cristalino do Fe- α puro, D_L . A equação relacionando ambos os parâmetros é a equação de Arrhenius, definida por:

$$D_{app} = D_L \exp\left(-\frac{E_t}{RT_{abs}}\right) \quad (23)$$

Onde E_t é a energia de ligação do aprisionador, R é a constante real dos gases ($R=8,3145$ J/mol.K) e T_{abs} é a Temperatura absoluta.

3.6.4 Danos induzidos pelo hidrogênio em materiais metálicos

Quando o hidrogênio entra no reticulado dos metais e ligas metálicas, pode degradar as suas propriedades mecânicas de diversas maneiras, que dependem, entre outros fatores, da forma do hidrogênio que produz o dano (atômico, molecular), da fonte do hidrogênio (ambiental, eletroquímica), da condição metalúrgica do material e da existência ou não de tensões aplicadas ou residuais (STROE, 2006). Os principais tipos de danos induzidos por hidrogênio são abordados nos itens a seguir.

3.6.4.1 Empolamento e Trincamento Induzido por Hidrogênio

A precipitação de hidrogênio molecular em defeitos internos (inclusões não metálicas, vazios) desenvolve alta pressão interna. Este mecanismo (Teoria da pressão) foi proposto inicialmente por Zappfe e Sims (1941) *apud* Dayal e Parvathavarthini (2003).

Dependendo da natureza do material, sendo este de baixa ou alta resistência, danos internos podem propagar na forma de trincas por um processo chamado Trincamento Induzido por Hidrogênio (*Hydrogen-Induced Cracking - HIC*) ou Empolamento Induzido por Hidrogênio (*Hydrogen-Induced Blistering - HIB*). A presença de tensões externas não é uma condição essencial para este tipo de fenômeno ocorrer.

HIB ocorre durante ou após o hidrogênio atômico ter sido absorvido pelo metal. O hidrogênio que foi absorvido pode ficar em locais como contornos de grão, vacâncias, discordâncias, e qualquer outro volume onde os sítios intersticiais estão dilatados. A recombinação do hidrogênio atômico para hidrogênio molecular gera pressões internas no material comprometendo a sua integridade (LOUTHAN Jr., 2008).

HIC ocorre de maneira semelhante ao *HIB*. A fragilização é causada pela absorção de hidrogênio devido à reação eletroquímica na superfície do aço (LOPEZ *et al.*, 1996 *apud* BEIDOKHTI *et al.*, 2009).

HIC pode apresentar diferentes morfologias e se comportar como Trincamento em Degrau (*Stepwise Cracking - SWC*) e Trincamento Induzido por Hidrogênio e Orientado por Tensão (*Stress Oriented Hydrogen Induced Cracking - SOHIC*). Os empolamentos são mais frequentes em chapas finas, ou a partir de *SWCs* próximos à superfície livre de chapas grossas. Porém, uma ocorrência de maior gravidade (por poder dar origem a vazamentos de um gás letal, H_2S , hidrocarbonetos ou a fraturas frágeis), existirá se o *HIC* nuclear em regiões particularmente tensionadas, tipicamente num nível superior ao que decorre de um simples carregamento pela pressão interna em vasos de pressão, ou os carregamentos existentes em tubulações de transporte de petróleo e derivados. Neste caso, ao invés de gerar um *SWC*, a interligação entre *HICs* apresentará a tendência de ocorrer perpendicularmente à superfície da chapa, dando

origem a um *SOHIC* (ALVISI, 2010). A Figura 20 ilustra a representação esquemática do *HIC* ocorrido a partir do acúmulo do hidrogênio em interfaces tais como são as inclusões alongadas de sulfeto de manganês, juntamente com as formas de trincamento que decorrem da interação entre *HICs* (GELDER e KROESE, 1985 *apud* ALVISI, 2010).

SOHIC pode ser uma combinação de *HIC* e Fragilização por Hidrogênio Provocada por Sulfetos (*SSC*) – fenômeno a ser visto em maiores detalhes nas próximas seções (STROE, 2006). O modo de trincamento pode ser categorizado como *SSC* causado pela combinação de uma tensão externa e deformação ao redor de trincas de *HIC*. Este fenômeno tem sido observado em material base de dutos soldados longitudinalmente e na ZTA de soldas em vasos de pressão. *SOHIC* é um fenômeno não muito comum usualmente associado com aços ferríticos de baixa resistência e aços para vasos de pressão (ANSI/NACE/MR0175/ISO 15156-1, 2009).

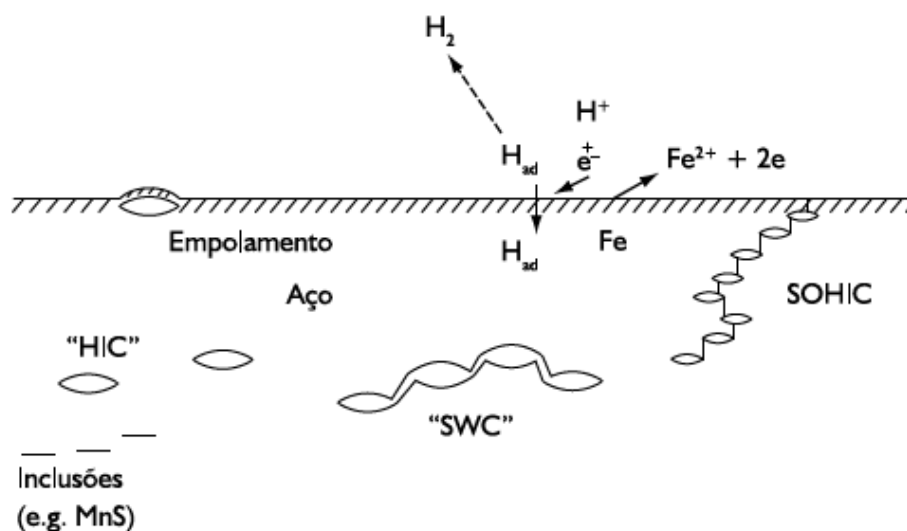


Figura 20: Mecanismos de *HIB*, *HIC*, *SWC* e *SOHIC* em uma matriz metálica (GELDER e KROESE, 1985 *apud* ALVISI, 2010).

Como, em geral, o transporte de hidrocarbonetos está relacionado à presença, em maior ou menor concentração, de H_2S , existe a necessidade do estudo do comportamento dos materiais em relação aos ambientes de trabalhos que os mesmos serão submetidos. Isto tem causado esforço entre vários pesquisadores no

entendimento do *HIC* (CARNEIRO *et al.*, 2003; HUANG *et al.*, 2010; KITTEL *et al.*, 2010).

O estudo de *HIC* tem conduzido diversos grupos de pesquisadores a conclusões das mais diversas em relação aos parâmetros, ou fatores, que governam o fenômeno.

Carneiro *et al.* (2003), estudando duas categorias de aços API, mostraram que a resistência a *HIC* teve uma melhora significativa em presença de uma microestrutura Bainita/Martensita temperada e revenida, sendo esta homogênea e refinada.

Avaliando a soldagem do aço API 5L X70, Beidokhti *et al.* (2009) verificaram que aumentando-se o percentual de Ferrita Acicular na microestrutura ocorre uma melhora na resistência à *HIC*, enquanto que constituintes do tipo Bainita e Martensita/Austenita podem prejudicar a resistência à *HIC* dos espécimes em ambientes ricos em H₂S. A Figura 21 ilustra *HIC* em solda de aço API 5L X70.

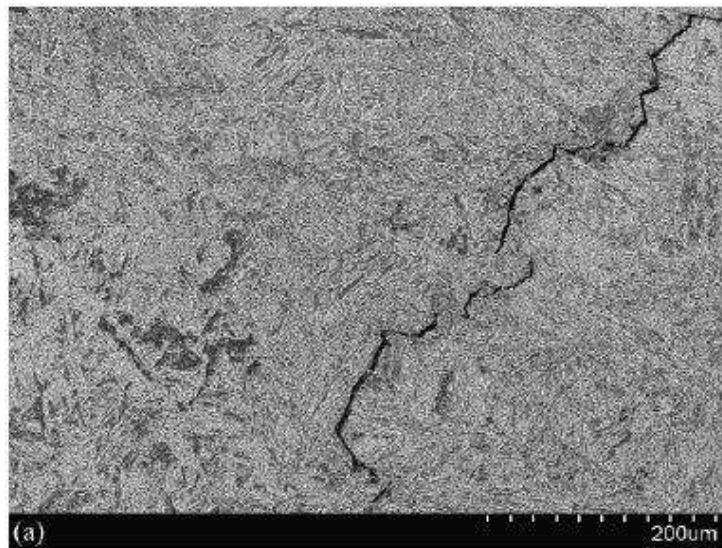


Figura 21: Trincamento interno no metal de solda de aço API 5L X70 (BEIDOKHTI *et al.*, 2009).

Alguns fatores podem ter maior, ou menor influência no surgimento de *HIC*. Uma percepção que ainda é usada é que quanto maior for a resistência do aço, mais susceptível ele será a *HIC* (PARK *et al.*, 2002), mas estudos apresentados na literatura sugerem que a microestrutura, e não a resistência, desempenha um papel dominante em *HIC* (THOMPSON *et al.*, 1980 *apud* ARAFIN e SZPUNAR, 2011). No entanto,

infelizmente, estudos têm apresentado resultados contraditórios em relação ao papel dos diferentes microconstituintes em relação a *HIC*. Por exemplo, tem sido relatado por Chang *et al.* (2001) que microestruturas contendo mais sítios aprisionadores de hidrogênio são mais efetivas na redução a susceptibilidade a *HIC*, pois existe pouca quantidade de hidrogênio difusível disponível para participar do processo de trincamento. Hardie *et al.* (2006) concluíram que o hidrogênio móvel no material é o principal responsável para o *HIC*. No entanto, outros pesquisadores (PARK *et al.*, 2008; HUANG *et al.*, 2010), mostraram que quanto menor for a difusividade do hidrogênio na microestrutura, maior será a eficiência de aprisionamento e maior será a vulnerabilidade a *HIC*.

3.6.4.2 Fragilização por hidrogênio

Fragilização por hidrogênio é uma forma de falha que é causada pela ação de hidrogênio em combinação com tensões residuais ou aplicada, resultando na redução na capacidade de carga de um determinado componente. Muitas ligas, tais como ligas de Fe, Ni, Al, Ti, Zr são susceptíveis a fragilização por hidrogênio. Na realidade nenhuma liga metálica está totalmente imune a este tipo de fragilização. Geralmente uma pequena quantidade de hidrogênio atômico é suficiente devido a ter capacidade de aumentar os seus efeitos migrando para regiões com estado triaxial de tensões (DAYAL e PARVATHAVARTHINI, 2003).

Existem diferentes teorias que tentam explicar o mecanismo que envolve a fragilização. Esses mecanismos são altamente dependentes da composição química, da microestrutura, da densidade e do tipo de aprisionadores, do nível de resistência e das condições de serviço (GOJIC *et al.*, 2003).

A situação é ainda mais complicada considerando-se que as variáveis listadas têm inter-relações muito complexas. Na tentativa de explicar o comportamento do hidrogênio nos metais foram desenvolvidas muitas teorias sobre os mecanismos da degradação provocada pelo hidrogênio, baseadas na experiência adquirida no trabalho nas indústrias e em observações experimentais. No entanto, apesar de estudos exaustivos sobre o tema e como os experimentos com hidrogênio são difíceis de serem

levados a cabo, esses mecanismos permanecem pouco claros porque nenhum dos propostos até agora pode explicar todos os fenômenos observados no processo nem inclui o papel de todos os fatores. Entretanto, quase todos eles concordam em que o hidrogênio dissociado em solução é o responsável pela degradação, e que é mais ou menos independente da fonte inicial do hidrogênio, contanto que barreiras cinéticas não impeçam a sua entrada (TAHA e SOFRONIS, 2001; STROE, 2006; DAYAL e PARVATHAVARTHINI, 2003).

Durante a década passada, foram alcançados consensos acerca do papel essencial dos efeitos da interação hidrogênio/deformação e os numerosos mecanismos propostos para explicar o ataque do hidrogênio refletem em muitos sentidos o que foi observado quando o hidrogênio interage com os metais (¹ĆWIEK, 2005). Entre os vários mecanismos propostos, os da plasticidade e do dano induzidos pelo hidrogênio são referenciados de forma crescente para muitos sistemas material/soluto (OLDEN *et al.*, 2008). Os mecanismos mais comumente citados são: Redução da Energia Superficial (Teoria da adsorção), Decoção Intensificada pelo Hidrogênio e a Plasticidade Localizada Intensificada pelo Hidrogênio (*Hydrogen Enhanced Localized Plasticity - HELP*) (TAHA e SOFRONIS, 2001; ELIAZ *et al.*, 2002).

A Teoria da Adsorção foi proposta por Petch e Stables (1952) *apud* Stroe (2006) e considera que átomos de hidrogênio adsorvidos sobre a superfície diminuem a energia superficial. Esta redução da energia superficial é proporcional à concentração de hidrogênio adsorvido.

A teoria da Decoção foi proposta por Troiano (1960) e modificada por Oriani (1972). Este modelo é baseado no postulado de que o hidrogênio diminui a resistência entre os cristais ao longo de um plano cristalográfico, ou seja, diminui as forças de coesão entre átomos e conseqüentemente, a energia para formar planos de clivagem.

Esta teoria baseou-se em aspectos sub-microscópicos da interação do hidrogênio com a rede cristalina, onde o ente fragilizante não seria mais o gás e sim o átomo de hidrogênio. De acordo com este modelo, sob a força motriz gerada pelo gradiente de tensões, o hidrogênio difunde até a região de máxima triaxialidade de tensões na frente de um entalhe ou trinca aguçada gerando uma alta concentração de hidrogênio. O aumento da interação dos elétrons cedidos pelo hidrogênio com os

elétrons do nível 3d dos átomos de ferro resultaria no aumento das forças de repulsão entre os átomos de ferro, na diminuição das forças interatômicas de coesão e consequentemente, na redução da resistência à fratura do reticulado, que seria menor na ponta de uma trinca, sendo este um local preferencial para o acúmulo de hidrogênio. O tempo de incubação seria então o tempo requerido para se alcançar uma concentração crítica de hidrogênio na região da ponta da trinca e, quando ela é atingida, a trinca pula até a região fragilizada e se detém. Oriani (1972) modificou a teoria de Troiano para mostrar que o hidrogênio dissolvido reduz a força resistiva de coesão máxima do reticulado do ferro. Baseado nessa ideia, ele formulou um modelo mecanístico da extensão de uma trinca assistida pelo hidrogênio. De acordo com esse modelo, a trinca cresce quando a tensão de tração elástica local normal ao plano da trinca iguala à máxima força coesiva por unidade de área, na medida em que ela é reduzida pela grande concentração de hidrogênio deslocado até lá pelo efeito da tensão elástica sobre o potencial químico do hidrogênio. A taxa de crescimento de trinca dependeria então da rapidez com que o hidrogênio pode ser transportado até a região da ponta da trinca (DEHDIA, 1980).

O modelo é suportado pelo fato de que a fragilização parece ocorrer na ausência de deformações locais significativas, por argumentos termodinâmicos e por cálculos teóricos da distribuição eletrônica na presença de hidrogênio. No entanto, há uma ausência total de medições experimentais diretas que suportem este mecanismo. Há também um número de “aspectos em aberto” relacionados com a base experimental na qual este modelo é fundamentado (ĆWIEK, 2005) e somente pode ser aplicado a fraturas frágeis, pois não explica as fraturas acompanhadas por plasticidade (STROE, 2006).

A teoria da mobilidade de discordâncias, ou Plasticidade Localizada Intensificada pelo Hidrogênio (*Hydrogen Enhanced Localized Plasticity - HELP*), é um modelo baseado em observações consistentes para intervalos de temperatura e taxas de deformação, que indicam que a presença do hidrogênio em solução sólida incrementa a mobilidade das discordâncias e promove a criação de regiões de alta plasticidade. O incremento dessa mobilidade é atribuído à redução das interações entre discordâncias e outros obstáculos quando o hidrogênio está presente no sistema, incrementando

assim a quantidade de deformação que ocorre numa região adjacente à superfície da fratura. Dessa forma, as discordâncias se movimentam mais perto umas das outras e dos obstáculos, provocando a formação de colunas de discordâncias (*pile-ups dislocations*), que são mais compactas na medida em que o hidrogênio atua dentro do material. A falha ocorre por fratura interna dos pontos frágeis (REN, 2007).

As bases deste modelo foram propostas por Beachem (1972) e foi aperfeiçoado por Birnbaum e Sofronis (1994).

Beachem (1972) observou ruptura de estrias (*tear ridges*) e *dimples* nas superfícies de fratura de um aço fragilizado por hidrogênio e sugeriu que o efeito do hidrogênio foi o de destravar as discordâncias em lugar de travá-las, pois ele permite o movimento e a multiplicação de discordâncias sob tensões reduzidas. Sirois e Birnbaum (1992) *apud* Dayal e Parvathavarthini (2003) propuseram um mecanismo no qual o hidrogênio forma atmosferas ao redor das discordâncias ou outros centros de tensão elástica. A redistribuição das atmosferas de hidrogênio na medida em que os campos de tensão combinam efetivamente, protege a discordância do centro elástico reduzindo a energia de interação entre a discordância e o obstáculo. Consequentemente, as discordâncias podem se movimentar a menores níveis da tensão aplicada. Como resultado da superposição linear dos campos de tensão das discordâncias, a distribuição do hidrogênio ao redor das discordâncias muda na medida em que elas se aproximam. Com a concentração de hidrogênio, a tensão de cisalhamento experimentada por uma discordância devido às outras diminui, consequentemente, o efeito do hidrogênio é o de reduzir a tensão aplicada necessária para movimentar uma discordância em cunha com uma atmosfera de hidrogênio através de um campo de obstáculos elásticos. Observações *in situ* da deformação e fraturamento de espécimes numa célula ambiental realizadas via Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET), proporcionaram evidencia de que este modelo é um mecanismo viável de falha para um grande número de metais e ligas (ĆWIEK, 2005).

3.6.4.3 Fragilização por hidrogênio provocada por sulfetos

De acordo com a norma NACE TM 0177-2005 o fenômeno de trincamento de metais sob a ação combinada de tensão e corrosão em ambiente aquoso contendo sulfeto de hidrogênio (H_2S) pode ser denominado Fragilização por Hidrogênio Provocada por Sulfetos (*Sulfide Stress Cracking – SSC*), caso o fenômeno ocorra em temperatura ambiente, e Corrosão sob Tensão (*Strees Corrosion Cracking – SCC*), caso o fenômeno ocorra em mais altas temperaturas. Para o *SCC*, o processo de trincamento ocorre devido ao processo de dissolução anódica localizada e tensões trativas (residuais ou aplicadas) na presença de água e H_2S . *SSC* é um caso especial de fragilização por hidrogênio onde H_2S (ou outros envenenadores) aumenta a entrada de hidrogênio atômico no material. A *SSC* pode ser rápida e catastrófica (ANSI/NACE/MR0175/ISO 15156-1, 2009).

Muitas variáveis metalúrgicas podem ser determinantes na susceptibilidade à *SSC* dos aços ARBL. Em geral, a susceptibilidade aumenta com o aumento da resistência do material. Microestruturas duras são mais susceptíveis e tratamentos térmicos inadequados, assim como a ZTA de juntas soldadas que foram executadas com baixo aporte térmico, são causas de *SSC*. A ocorrência deste tipo de dano é com frequência prevenida pela dureza (STROE, 2006).

Para Zhao *et al.* (2003), o valor de resistência de aços para tubulações de petróleo não é o fator determinante na susceptibilidade à *SSC* e não seria prudente avaliar a susceptibilidade apenas em função da resistência. A microestrutura tem um forte efeito sobre a resistência à *SSC*. Segundo os autores, a Ferrita Acicular teria a melhor resistência à *SSC*, seguido pela Ferrita ultrafina, e a microestrutura Ferrita-Perlita seria uma das piores em termos de resistência à *SSC*. O melhor comportamento da Ferrita Acicular seria devido ao fato dessa microestrutura apresentar fortes aprisionadores de hidrogênio, o que contribuiria para a maior resistência à *SSC* não permitindo que o hidrogênio difunda-se e contribua para o início do processo de trincamento.

Estudando diferentes aços ARBL microligados, Koh *et al.* (2004) mostraram que a Ferrita Acicular apresentou menor susceptibilidade à *SSC* do que a microestrutura Ferrita-Bainita. Segundo os autores, na microestrutura Ferrita-Bainita, uma segunda fase em forma de agulha foi sensível à nucleação de trincas. Esta segunda fase em

forma de agulhas poderia estar associada à formação de Martensita em ripas e o microconstituintes Martensita/Austenita Retida (M/A). Logo foi concluído que o retardo de formação de constituintes M/A é desejável para aumentar a resistência a SSC.

3.6.4.4 Trincas a frio induzidas por hidrogênio

Absorção de hidrogênio durante operações de soldagem é um mecanismo relativamente simples em que o hidrogênio decorrente da dissociação da água apresenta-se como contaminação nos consumíveis de soldagem, fluxos, umidade em arames, etc., e entra na poça de fusão no metal fundido. Outro método de contaminação a ser considerado pode ser pela contaminação por água da superfície a ser soldada, presença de óleos ou gordura, onde devido à influência das variações de temperaturas impostas pelo ciclo térmico, ocorre a queima desses produtos liberando o hidrogênio, sendo este então absorvido pela poça de fusão e permanecendo na estrutura durante o processo de solidificação (CARTER e CORNISH, 2001).

Seguindo o resfriamento da junta soldada, as condições impostas nos parâmetros de soldagem podem ter influência significativa nas características microestruturais da junta. Trincamento à Frio Induzido por Hidrogênio (TFIH) em juntas soldadas, mais conhecido como “*Cold Cracking*”, ocorre quando quatro fatores estão presentes simultaneamente: hidrogênio presente em um grau suficiente, tensões trativas, residuais ou aplicadas, agindo sobre a junta, presença de microestrutura frágil e baixa temperatura (BAILEY *et al*, 1993).

Alto nível de tensões residuais pode ser introduzido durante o resfriamento devido às contrações impostas pelo resfriamento durante o processo de solidificação e devido ao grau de restrição da junta. Martensita, especialmente aquelas de características mais duras e frágeis presentes em aços de alto carbono, é a microestrutura que apresenta maior susceptibilidade à TFIH. Uma vez que a temperatura de formação da martensita, M_s , é relativamente baixa, o trincamento tende a ocorrer em temperaturas relativamente baixas (entre 100 e 200°C) (KOU, 2003).

Essas variáveis citadas são as principais envolvidas no fenômeno TFIH, mas dependendo da situação, uma delas pode ser predominante (MARTINS 1990 *apud* CALOI, 2008).

Mesmo sendo largamente estudada, a formação TFIH em juntas soldadas continua sendo um tema que desafia pesquisadores e usuários, devido às mudanças de comportamento dos fatores e mecanismos que atuam sobre o fenômeno, como consequência do crescente desenvolvimento de novos materiais, novos processos de soldagem e, portanto, novos tipos de consumíveis. Esta grande diversidade de fatores e mecanismos que estão envolvidos no fenômeno contribui para a grande dispersão encontrada nos resultados de pesquisas que estudam TFIH (SILVA e TREVISAN, 2010).

Nos processos de soldagem manuais ao arco elétrico existe maior possibilidade de surgimento de TFIH; isto ocorre em virtude do aprisionamento de hidrogênio na poça de fusão. Com o tempo, este hidrogênio difunde-se para a ZTA e em presença de altas densidades de discordâncias, juntamente com uma microestrutura frágil, pode provocar o TFIH (ALBUQUERQUE, 2010).

No caso dos aços ARBL, que é o objeto de estudo do presente trabalho, a característica principal desses aços é a boa relação resistência mecânica/tenacidade. Devido ao fato desses aços possuírem baixo teor de carbono, garante-se uma soldabilidade e menor tendência dos mesmos desenvolverem TFIH em relação aos aços convencionais (ASM Handbook, 1997).

3.5 Principais aspectos da norma ANSI/NACE MR0175/ISO 15156

As consequências das falhas de componentes metálicos das indústrias de óleo e gás, associado com a exposição de H₂S, conduziram a preparação de uma primeira edição da NACE MR0175, a qual foi publicada em 1975 pela *National Association of Corrosion Engineers*, hoje conhecida como NACE International (ANSI/NACE MR0175/ISO 15156, 2009).

As originais e subsequentes edições da NACE MR0175 estabeleceram limites de pressões parciais de H₂S, acima das quais precauções contra SSC foram sempre

consideradas necessárias. Em edições mais recentes NACE MR0175 proporcionaram para algumas ligas resistentes à corrosão, em termos de composição ambiental e pH, temperatura e pressão parcial de H₂S. Em 2003, a publicação de três partes da ISSO 15156 e ANSI/NACE MR0175/ISSO 15156 foi completada pela primeira vez. Estes documentos tecnicamente idênticos proporcionaram requerimentos e recomendações para qualificação e seleção de materiais para aplicação em ambientes ricos em H₂S em sistemas de produção de óleo e gás.

Em se tratando das especificações dos aços carbono e aços baixa liga que são tratados pela norma para as respectivas aplicação em óleo e gás, a norma ANSI/NACE MR0175/ISO 15156 (2009) estabelece que o mesmo tenha uma dureza máxima de 22 HRC. Além disso, estabelece que a composição química deve apresentar um teor de níquel menor do que 1% e que deve ser usada em uma das seguintes condições de tratamentos térmicos:

- a) Laminado à quente (apenas aço carbono);
- b) Recozido;
- c) Normalizado;
- d) Normalizado e revenido;
- e) Normalizado, austenitizado, temperado e revenido;
- f) Austenitizado, temperado e revenido.

Estes processos de tratamentos diferenciam-se em relação às rotas de produção do aço API 5L X80, devido ao processamento termomecânico e controle da velocidade de resfriamento imposto durante a fabricação.

Em se tratando da soldagem, a norma ANSI/NACE MR0175/ISO 15156 (2009) estabelece também um limite de dureza de 22 RCC, bem como estabelece que os consumíveis e procedimentos que produzem um depósito contendo mais do que 1% de níquel são aceitáveis após testes de qualificação em relação à SSC.

Algumas publicações falam sobre o efeito adverso do níquel sobre a resistência à SSC de aços com alto teor deste elemento, tipicamente maior do que 1% (MENDIBIDE e SOURMAIL, 2009). No entanto, um efeito benéfico, ou nenhum efeito,

deste elemento tem sido reportado (SCHMID, 1979 *apud* MENDIBIDE e SOURMAIL, 2009; ASHI e WILD *et al.*, 1982 *apud* MENDIBIDE e SOURMAIL, 2009).

O efeito adverso do níquel não é completamente explicado e pelo menos dois diferentes mecanismos pelos quais este elemento diminui a resistência à SSC podem ser propostos. O primeiro é baseado sobre a modificação da temperatura de transformação de fase, pois quando o níquel é adicionado, devido às mudanças de temperatura de transformação que são impostas, durante revenimento pode ocorrer a transformação da Austenita para Martensita. Esta fase aumentará localmente a dureza do material e, portanto diminuirá a resistência à SSC (ASAHI e UENO, 1994). A segunda explicação é baseada na mudança de mecanismo de trincamento que se desenvolve a partir de uma fratura controlada por *HE* para uma por *SCC* (fratura controlada por dissolução anódica) quando uma concentração crítica de níquel é atingida (KANE e CAYARD, 1998).

4 MATERIAIS E METODOLOGIA

4.1 Atividades desenvolvidas

No presente trabalho, conforme já verificado nos objetivos, buscou-se avaliar os níveis de tensões residuais e susceptibilidade à fragilização por hidrogênio em juntas soldadas de aço API 5L X80. Para tanto, uma série de atividades foram desenvolvidas de modo a se atingir os objetivos esperados, conforme pode ser verificado na Figura 22.

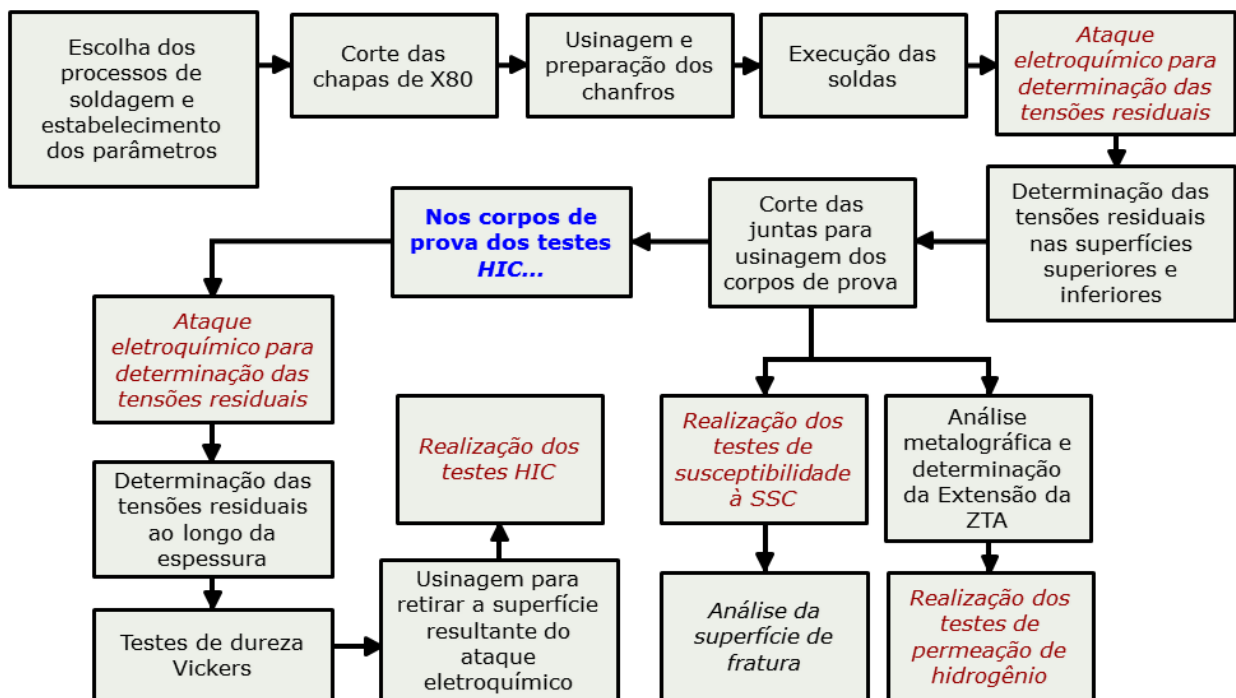


Figura 22: Fluxograma das atividades desenvolvidas no trabalho.

Inicialmente foram escolhidos os processos e parâmetros de soldagem. Após o corte das chapas e preparação dos chanfros, procedeu-se a execução das soldas. De modo a se minimizar os erros na determinação das tensões residuais, procede-se com um ataque eletroquímico para se remover a camada de óxido decorrente do processo de fabricação da chapa e dos processos de soldagem. Após essa etapa, foram determinados os níveis de tensões residuais das superfícies superiores e inferiores das

chapas. Em seguida, após corte e usinagem dos corpos de prova, várias atividades puderam ser realizadas em paralelo, como as análises metalográfica e determinação das extensões das ZTA's, testes de susceptibilidade à SSC, bem como as etapas prévias dos testes *HIC*. Tais etapas prévias constituíram-se da determinação das tensões residuais ao longo da espessura e dos testes de dureza Vickers realizados.

Nos itens a seguir, mostra-se de forma detalhada como foi realizada cada etapa apresentada no fluxograma das atividades desenvolvidas.

4.2 Metal de Base e procedimentos de soldagem empregados

Neste trabalho utilizou-se uma chapa de aço API 5L X80 de 1 m x 1 m de 17 mm de espessura, cedido pela USIMINAS, conforme Figura 23. A respectiva chapa foi obtida via *TMCR*. A Tabela 1 apresenta a composição química do aço API 5L X80, onde se pode perceber o seu baixo teor de carbono, que é uma das principais características desta classe de aço. Na Tabela 2 são apresentadas as propriedades mecânicas do aço fornecidas pelo fabricante.



Figura 23: Chapa de aço API 5L X80 utilizada no presente trabalho.

Tabela 1: Composição química do aço API 5L X80 fornecida pelo fabricante.

Porcentagem (%) em peso										
C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	Al	Cr	V	Cu
0,084	1,61	0,23	0,011	0,011	0,011	0,17	0,035	0,135	0,015	0,029

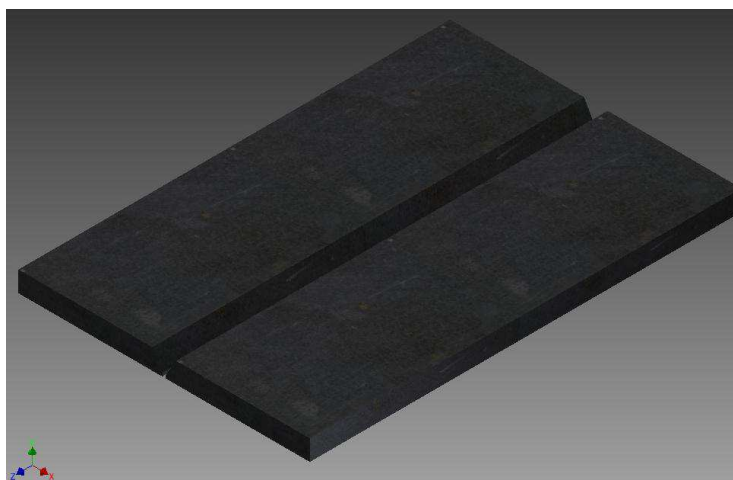
Tabela 2: Propriedades mecânicas do aço API 5L X80 fornecida pelo fabricante

Propriedades mecânicas do aço API 5L X80	
Limite de escoamento (σ_{LE}) (MPa)	561
Limite de resistência à tração (σ_{RT}) (MPa)	683
Alongamento (%)	34
Dureza (HV-10)	206
Tenacidade -20°C (J)	143

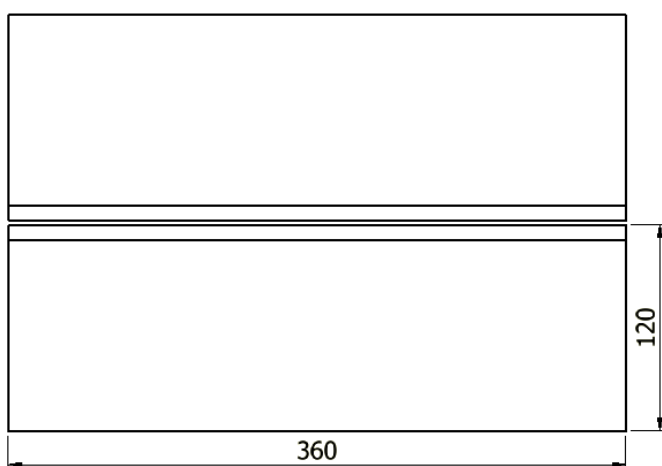
Fonte: Usiminas.

Pedaços de 120 mm x 360 mm foram retirados da chapa para a execução das juntas soldadas. Como a norma API 1104 (1999) não especifica qual tipo de chanfro utilizar, para o presente trabalho foi empregado um chanfro de 60°, de acordo com os trabalhos de Ballesteros (2010) e Ordoñez (2004). A escolha de um ângulo de 60° foi utilizada como referência a uma especificação do procedimento de soldagem de um fabricante de arames – *Hobart Brothers* – que utiliza, no caso de uma junta de topo em V simples, um ângulo de 60° para a execução de soldas em dutos (MARTAWITAWA, 2002 *apud* ORDOÑEZ, 2004).

A Figura 24 apresenta a configuração das chapas para a execução das soldagens e o respectivo dimensionamento do chanfro empregado.



(a)



(b)

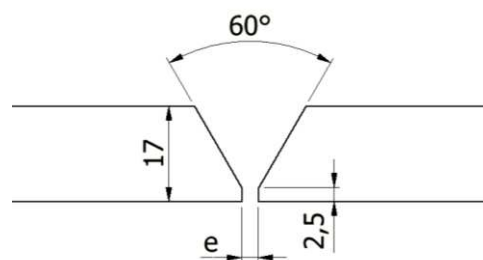


Figura 24: Junta a ser soldada; a) Representação das chapas a serem soldadas e b) dimensionamento da junta.

Para o presente caso, o espaçamento “e” entre as juntas soldadas correspondeu ao diâmetro do consumível empregado na execução dos passes de raiz das juntas soldadas. A altura do nariz foi de 2,5 mm de modo a se ter boa homogeneidade do cordão, bem como uma penetração total no passe de raiz. Configurações de juntas bastante similares para a soldagem de aço API 5L X80 foram empregadas em trabalhos anteriores de Ordoñez (2004), Pinto (2006) e Ballesteros (2010).

Para a realização das soldagens das chapas, procurou-se seguir as recomendações da norma API 1104 (1999), onde se estabelece que os passes

necessários para a execução da soldagem de tubulações e dutos podem ser executados por um mesmo processo de soldagem ou uma combinação entre processos.

Para o presente trabalho foram empregados 3 diferentes processos de soldagem (Arco Elétrico com Eletrodo Revestido – *SMAW*, com Eletrodo de Tungstênio e Proteção Gasosa – *GTAW* e com Arame Tubular– *FCAW*-Autoprottegido). Foram realizadas 4 juntas soldadas com diferentes combinações de consumíveis e processos. As 4 combinações de consumíveis e processos de soldagem empregados estão apresentados na Tabela 3. Os passes de raiz das juntas T1.0, T2.0 e E1.0 foram executados utilizando-se uma temperatura de pré-aquecimento de aproximadamente 100°C. O passe de raiz da junta T3.0 foi executado à temperatura ambiente, de modo a se poder verificar a influência do pré-aquecimento no perfil de tensões residuais ao longo do respectivo passe de raiz. As juntas T1.0, T2.0 e E1.0 foram executadas com 8 passes de soldagem e a junta T3.0 com 7.

Tabela 3: Consumíveis empregados nas diferentes condições de soldagem.

Sequência	Passe de Raiz	Passe Quente	Passe de Enchimento	Passe de Acabamento	Processos
T1.0	AWS ER70S – 3 GTAW	AWS E8010	AWS E8018-G	AWS E8018- G	GTAW+SMAW
T2.0	AWS ER70S – 3 GTAW	AWS E9010	AWS E9018-G	AWS E9018- G	GTAW+SMAW
T3.0	AWS ER70S – 3 GTAW	AWS E9010	AWS E91T8-K8	AWS E91T8- K8	GTAW+SMAW +FCAW autoprottegido
E1.0	AWS E6010 – SMAW	AWS E8010	AWS E8018-G	AWS E8018- G	SMAW

As composições químicas, bem como os diâmetros dos consumíveis, são apresentadas na Tabela 4 e na Tabela 5.

Tabela 4: Composição química dos consumíveis informada pelo fabricante.

CONSUMÍVEL	Percentual (%) em massa									
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	Al	Cr	V
AWS E6010	0,09	0,35	0,15	0,010	0,010	-	-	-	-	-
AWS ER70S-3	0,10	1,10	0,60	-	-	-	-	-	-	-
AWS E8010	0,07	0,60	0,13	-	-	0,70	0,30	-	-	-
AWS E8018-G	0,06	1,10	0,40	-	-	1,65	-	-	-	-
AWS E9010	0,10	0,90	0,20	0,019	0,009	0,80	0,50	-	0,015	0,008
AWS E9018-G	0,05	1,10	0,50	-	-	1,60	0,20	-	-	-
AWS E91T8-K8	0,06	1,92	0,17	-	-	0,83	-	0,90	-	-

Fonte: ESAB.

Tabela 5: Diâmetros dos consumíveis empregados nos processos de soldagem.

PROCESSO DE SOLDAGEM	CONSUMÍVEIS EMPREGADOS			
	SMAW	Celulósicos	AWS E6010 ($\Phi - 3,25$ mm)	AWS E8010 ($\Phi - 4,00$ mm)
Básicos		AWS E8018-G ($\Phi - 4,00$ mm)		AWS E9018-G ($\Phi - 4,00$ mm)
GTAW	AWS ER70S-3 ($\Phi - 2,00$ mm)			
FCAW-Autoprotetido	AWS E91T8-K8 ($\Phi - 1,60$ mm)			

A fonte de energia utilizada na soldagem pelos processos SMAW e FCAW é designada comercialmente como Aristopower 460 fabricada pela ESAB. É uma fonte de corrente constante (CC:10-500A) e tensão constante (CV:80V), trifásica com uma potência aparente de 29KVA. Para as soldagens realizadas com o processo GTAW foi utilizada uma fonte comercialmente denominada HELIARC-255 AC/DC também

fabricada pela ESAB. É uma fonte de corrente constante nominal de 250A com uma tensão em vazio de 80V /AC e de 72V/DC, trifásica com uma potência aparente de 27KVA. As respectivas fontes são mostradas na Figura 25.



(a)



(b)

Figura 25: Fontes utilizadas na soldagem: (a) Aristopower 460 (b) HELEARC-255AC/DC.

Os parâmetros de soldagem empregados na execução das 4 juntas soldadas estão apresentados da Tabela 6 até a Tabela 9.

Tabela 6: Parâmetros de soldagem para a condição de soldagem T1.0.

	Passes	I (A)	U (V)	v_s (mm/s)	H (kJ/mm)
1	Raiz	152	12	1,2	1,52
2	Quente	69	33	1,5	1,52
3	Enchimento	111	21	1,1	2,12
4	Enchimento	137	20	2,3	1,19
5	Enchimento	131	21	1,7	1,62
6	Acabamento	131	21	2,1	1,31
7	Acabamento	131	20	2,4	1,09
8	Acabamento	131	20	2,1	1,25

Tabela 7: Parâmetros de soldagem para a condição de soldagem T2.0.

	Passes	I (A)	U (V)	v_s (mm/s)	H (kJ/mm)
1	Raiz	157	13	1,0	2,04
2	Quente	86	35	1,6	1,88
3	Enchimento	113	23	1,2	2,16
4	Enchimento	117	22	1,9	1,35
5	Enchimento	116	22	2,1	1,21
6	Acabamento	116	21	1,8	1,35
7	Acabamento	117	22	2,4	1,07
8	Acabamento	118	22	2,6	1,00

Tabela 8: Parâmetros de soldagem para a condição de soldagem T3.0.

	Passes	I (A)	U (V)	v_s (mm/s)	H (kJ/mm)
1	Raiz	160	12	1,1	1,74
2	Quente	85	33	1,8	1,56
3	Enchimento	221	20	1,6	2,76
4	Enchimento	234	20	2,6	1,80
5	Enchimento	228	20	4,1	1,11
6	Acabamento	240	20	2,1	2,28
7	Acabamento	222	20	3,0	1,48

Tabela 9: Parâmetros de soldagem para a condição de soldagem E1.0.

	Passes	I (A)	U (V)	v_s (mm/s)	H (kJ/mm)
1	Raiz	54	38	1,0	1,94
2	Quente	82	33	1,5	1,81
3	Enchimento	160	22	1,8	1,94
4	Enchimento	165	21	2,7	1,30
5	Enchimento	165	22	2,7	1,36
6	Acabamento	165	22	2,5	1,48
7	Acabamento	165	22	2,9	1,26
8	Acabamento	165	23	3,1	1,20

Após os procedimentos de soldagem definiram-se as regiões das juntas que seriam analisadas, conforme Figura 26.

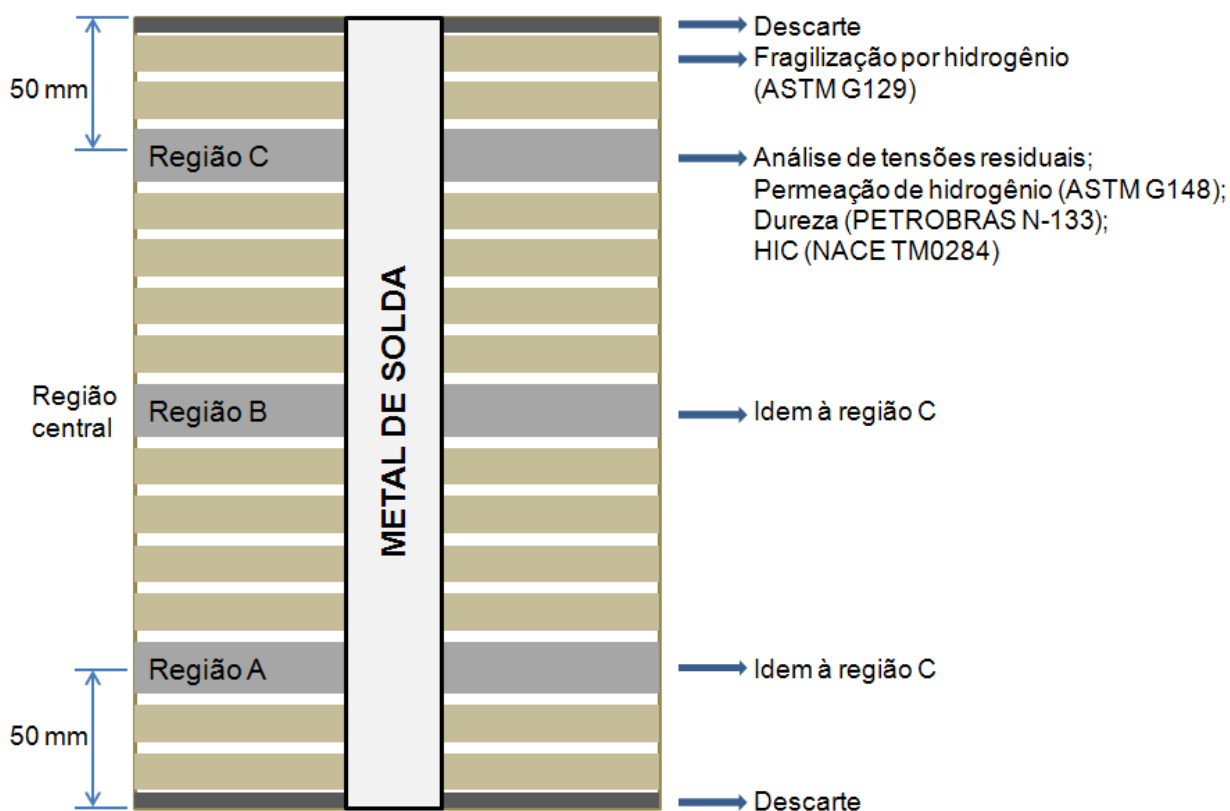


Figura 26: Regiões das juntas soldadas a serem analisadas.

4.3 Ataque eletrolítico

Antes de serem realizadas as análises de tensão residual por difração de raios-x as juntas soldadas foram submetidas a um ataque eletrolítico para a remoção de camada de óxidos de modo a não interferir nas análises posteriores. A solução empregada para a realização do ataque foi ácido clorídrico (HCl) com 10% de concentração numa densidade de corrente de $0,25\text{A}/\text{cm}^2$ por um tempo de 20 minutos, conforme sugerido por Costa *et al.* (2007). Foi empregado um aço inoxidável ferrítico como cátodo. Utilizou-se uma fonte retificadora AC-CC (TECTROL - Modelo TCA-30V, 30A OBR1A) para fornecimento da corrente desejada de modo a se obter a densidade de corrente citada acima. A Figura 27 ilustra a junta soldada com a respectiva célula eletrolítica.

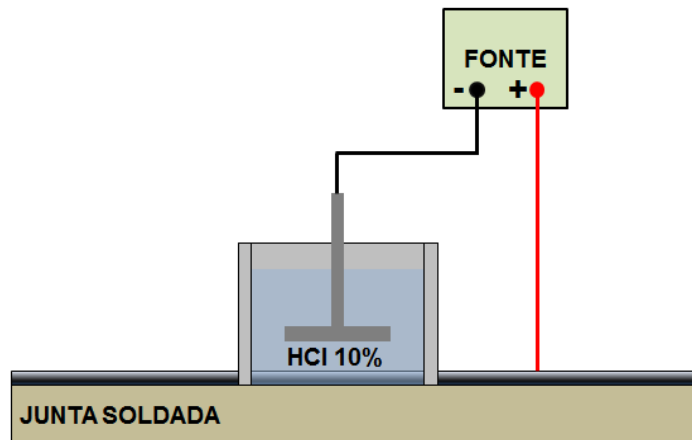


Figura 27: Ilustração da junta soldada com a célula para ataque eletrolítico.

A Figura 28 mostra as regiões superiores e inferiores de uma das chapas após o ataque eletrolítico necessário para uma melhor determinação das tensões residuais.



(a)



(b)

Figura 28: Desbaste eletrolítico em uma junta soldada; a) região superior da junta e b) região inferior da junta.

Não só as regiões superiores e inferiores foram submetidas ao ataque eletrolítico para a verificação das tensões residuais. Conforme será visto mais a frente, foram analisadas, também, as tensões residuais ao longo da espessura de corpos de prova obtidos das juntas soldadas. Esses corpos de prova são os que foram submetidos posteriormente a testes *HIC*. Logo, eles foram submetidos, também, ao ataque eletrolítico como forma de se eliminar as tensões residuais decorrentes do processo de

usinagem e os níveis de tensões residuais ao longo da espessura serem avaliados com mais confiabilidade. A Figura 29 mostra um desses corpos de prova submetidos ao ataque eletrolítico e o resultado final desse desbaste que é produzido na superfície dos mesmos.



(a)

(b)

Figura 29: Ataque eletrolítico nos corpos de prova para testes *HIC*; a) célula vista de cima e b) resultado do desbaste nos corpos de prova.

4.4 Medidas nas regiões superiores e inferiores das juntas soldadas

Para análise das tensões residuais foi utilizado um difratômetro portátil - *Portable stress analyser STRESSRAD (RADICON Ltd. Scientific Instruments)*, conforme Figura 30, juntamente com o software de análise do equipamento – *Stress*. Uma vez que o material utilizado neste trabalho possui uma estrutura principalmente ferrítica, a análise foi feita nos planos (211) com o emprego de um comprimento de onda de $\lambda = 2,2911\text{\AA}$. Este comprimento de onda é produzido por um tubo anódico de Cromo (LU *et al.*, 1996). O método empregado foi o $\text{sen}^2\psi$, com medidas realizadas para $\psi = 0^\circ, 20^\circ, 30^\circ, 35^\circ, 45^\circ$.



Figura 30: Difratorômetro portátil utilizado na análise de tensões residuais.

Foram realizadas análises em três regiões distintas (A, B e C) de todas as juntas, tanto na região inferior da junta (passe de raiz) quanto na região superior (passes de acabamento). A Figura 31 ilustra a disposição dos pontos analisados nas juntas.

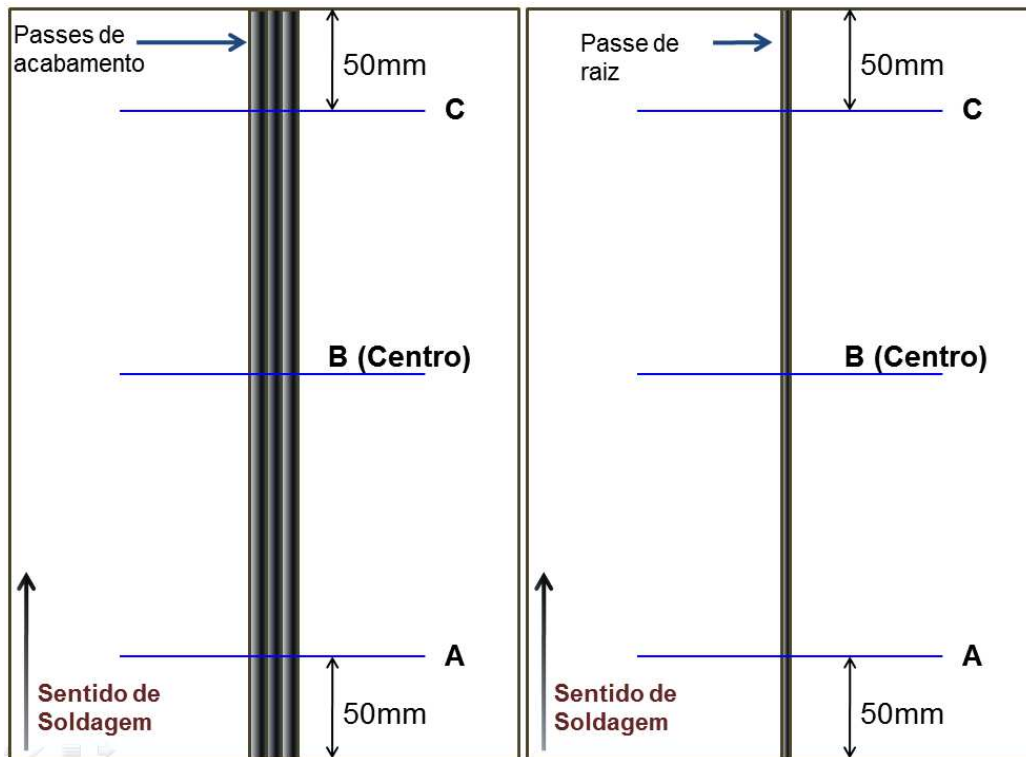


Figura 31: Regiões onde foram analisados os perfis de tensões residuais.

Ao longo de cada região foram analisados 31 pontos espaçados de 2 mm. A origem das medidas foi colocada como sendo o centro do cordão de solda, sendo analisados 15 pontos à sua direita e 15 pontos à sua esquerda. A Figura 32 mostra o difratômetro, juntamente com uma das juntas soldadas, durante as determinações das tensões residuais.



Figura 32: Difratorômetro com uma junta soldada posicionada para a determinação das tensões residuais transversais ao longo de uma determinada região.

4.5 Execuções dos cortes das juntas soldadas

Após a determinação das tensões residuais nas superfícies superiores e inferiores das juntas, procede-se a execução dos cortes para obtenção dos corpos de prova. A Figura 33 mostra a obtenção das amostras da junta soldada para a confecção dos corpos de prova dos demais testes que são realizados após a verificação do nível de tensões residuais das juntas soldadas. A Figura 34 mostra exemplos das amostras obtidas para confecção de corpos de prova para testes *HIC*, que são os mesmos empregados para os testes de dureza e determinação de tensões residuais ao longo da espessura das juntas, bem como as amostras obtidas para os testes de permeação eletroquímica de hidrogênio e análise metalográfica. As juntas foram cortadas utilizando-se uma serra mecânica da marca Franho modelo S-500. Os cortes foram realizados na oficina mecânica da UFCG.



Figura 33: Obtenção de amostras da junta T3.0 para confecção de corpos de prova para testes de permeação eletroquímica de hidrogênio.



(a)



(b)

Figura 34: Amostras da junta T3.0 obtidas após corte; a) testes *HIC* e b) testes de permeação eletroquímica de hidrogênio.

4.6 Medidas de tensões residuais ao longo da espessura das juntas soldadas

As tensões residuais ao longo da espessura também foram avaliadas. Essas medidas foram realizadas após a análise das tensões das regiões superiores e inferiores. Logo, como mostrado anteriormente, as chapas foram cortadas e, posteriormente, os corpos de prova para os testes *HIC* foram usinados. As tensões

residuais transversais ao longo da espessura foram avaliadas nos corpos de prova dos testes *HIC* nas regiões A, B e C. Os corpos de prova foram submetidos, também, ao ataque eletrolítico como forma de se eliminar as tensões residuais decorrentes do processo de usinagem, conforme já mostrada anteriormente na Figura 29. A Figura 35 ilustra a distribuição dos pontos onde foram analisados os níveis de tensões residuais decorrentes dos processos de soldagem empregados. Nesta figura, a primeira dimensão ilustrada (1 mm) corresponde a remoção de uma camada superior e inferior, por usinagem, para a confecção dos corpos de prova, conforme determinações da Norma NACE TM0284-2003. A segunda medida (1,5 mm) corresponde à distância mínima da superfície lateral do corpo de prova para a realização das tensões residuais, tendo em vista que a área do feixe de raios-x incidindo sobre a amostra é de 1-1,5 mm².

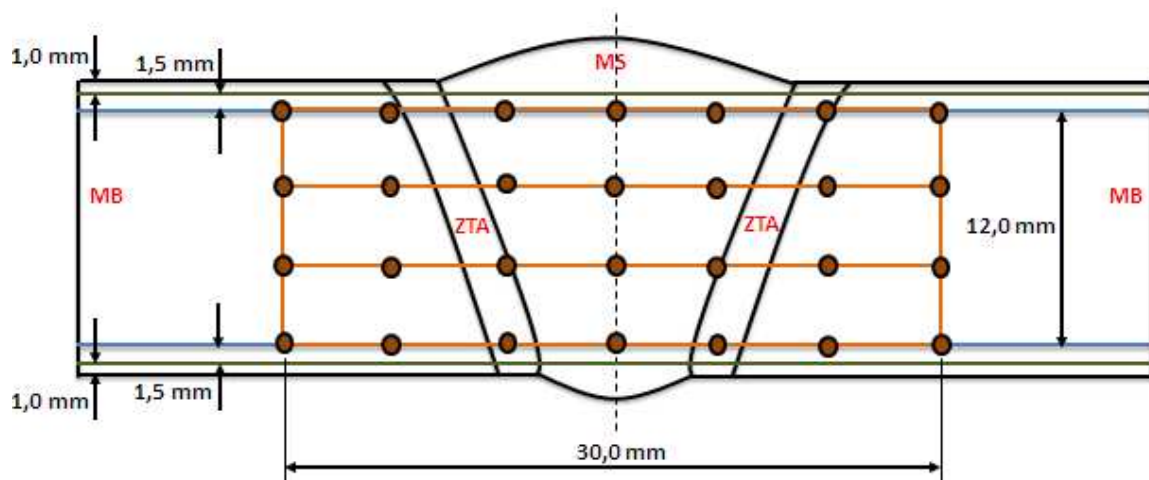


Figura 35: Pontos em que foram analisadas as tensões residuais ao longo da espessura.

Após a obtenção dos valores de tensões residuais transversais, foi possível fazer uma interpolação entre os pontos, de tal forma a se obter um mapeamento de cores mostrando os valores de tensões ao longo de toda a espessura das juntas.

4.7 Análise metalográfica

As análises metalográficas foram realizadas ao longo do MB, MS e ZTA. Foi utilizado um microscópio ótico Olympus modelo BX51, utilizando-se o Programa de Análise de Imagem AnalySIS. Também foi realizada caracterização por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

O ataque químico utilizado foi Nital 2,0%, de 5 a 10 segundos, para visualização no microscópio ótico.

Para o caso das análises realizadas ao longo do MS, devido à grande variação microestrutural provocada pelas transformações intensas nesta região, foram adotadas as terminologias que foram propostas e adotadas pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW), como forma de classificar e normatizar a nível internacional os constituintes do MS, a partir de sua observação em microscopia ótica (GODOY, 2008).

Sendo assim, de acordo com a terminologia do IIW, os constituintes mais comuns a serem identificados no MS foram:

1. Ferrita Primária (FP):
 - Ferrita de Contorno de Grão ou Alotriomórfica – FP (G);
 - Ferrita Poligonal Intragranular ou Idiomórfica – FP (I).
2. Ferrita com Segunda Fase (FS):
 - Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS (A);
 - Ferrita com Segunda Fase não Alinhada – FS (NA).
3. Ferrita Acicular (FA)
4. Agregado Ferrita-Carboneto (FC)
5. Martensita (M)

As ZTA's das juntas soldadas também foram avaliadas. Foram avaliadas as microestruturas, bem como as extensões correspondentes. Na Figura 36 são mostradas as áreas em que foram avaliadas as respectivas extensões da ZTA.

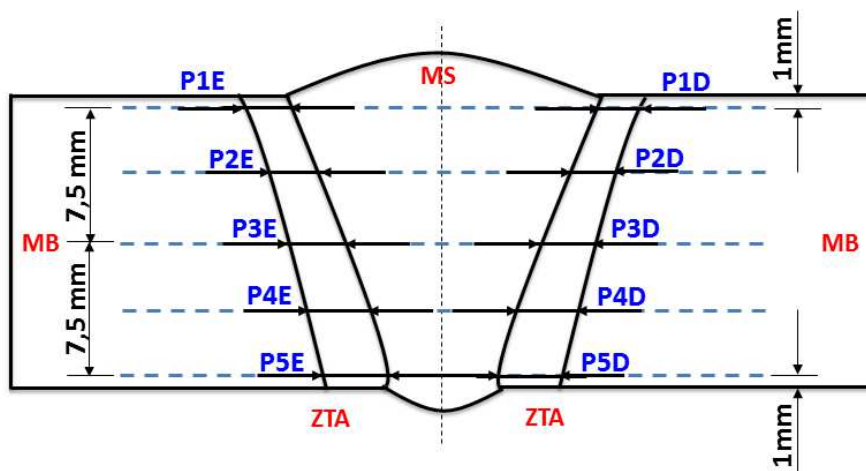


Figura 36: Disposição das áreas analisadas durante a determinação das extensões das ZTA's das juntas soldadas.

As medições foram realizadas nas três áreas de interesse estudadas (Regiões A, B e C) e, posteriormente realizadas as médias aritméticas e plotagem dos resultados obtidos.

4.8 Medidas de dureza Vickers

Testes de dureza foram realizados nas juntas soldadas de acordo com a norma N-133, da PETROBRAS, onde é recomendado que o método de medição de dureza na qualificação do procedimento de soldagem deve ser Vickers e que a carga a ser utilizada nesse método seja de 5 Kgf. Foi acrescentado alguns pontos a mais de análise de dureza na região central da junta soldada, de modo a se obter um mapeamento da dureza. Para a análise atual isso se faz necessário, pois quando os corpos de prova são usinados para a realização dos testes de susceptibilidade à SSC, as regiões dos passes de raiz e acabamento são usinadas, permanecendo, desta forma, apenas a região de passe quente e enchimento. Sendo assim é necessário analisar a região central da junta soldada para que esses resultados possam ser analisados posteriormente com os resultados dos testes de susceptibilidade à SSC.

Como forma de se poder comparar os resultados de dureza com os demais resultados obtidos em testes *HIC*, optou-se por se fazer um mapeamento completo da

dureza da junta soldada, analisando-se 5 linhas, distribuídas de forma equivalente ao longo da espessura da junta. Cada linha apresenta 31 pontos espaçados por 1 mm. Logo, cada região da junta (A, B e C) teve 150 pontos analisados, o que corresponde a 450 pontos de dureza por junta. A Figura 37 ilustra as linhas que foram analisadas por região.

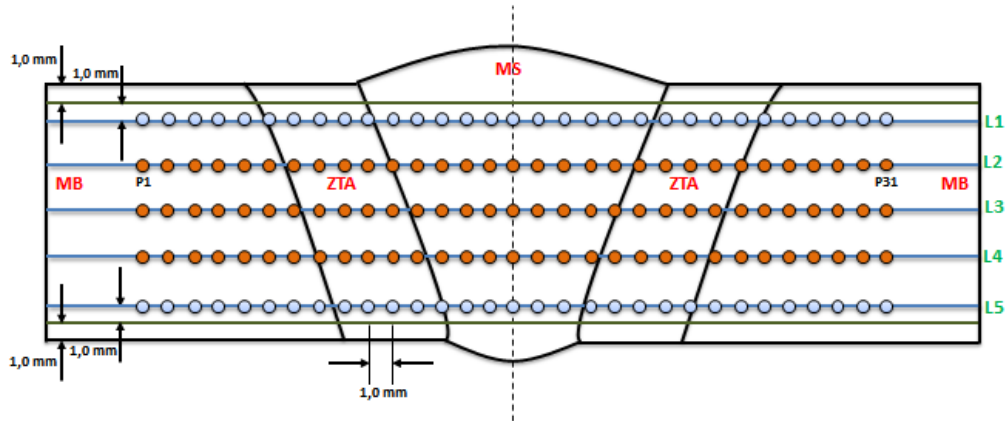


Figura 37: Pontos a serem realizados os testes de dureza ao longo das juntas soldadas.

Da mesma forma que na análise de tensões residuais ao longo da espessura das juntas, após a obtenção dos valores de dureza, se fez uma interpolação entre os pontos, de tal forma a se obter um mapeamento de cores mostrando os valores de dureza ao longo de toda a espessura das juntas.

Embora a norma ANSI/NACE/MR0175/ISO 15156-1 (2009) defina um limite de dureza de 22 HRC para aços ao carbono pré-qualificados, o que não é o caso do aço API 5L X80, no presente trabalho, procurou-se seguir este limite como forma de se ter um parâmetro comparativo para os valores de dureza determinados.

4.9 Testes de permeação eletroquímica de hidrogênio

O método empregado para os testes de permeação eletroquímica de hidrogênio foi o desenvolvido por Devanathan e Stachurski (1962), onde se utiliza uma célula de permeação que é formada por duas células adjacentes denominadas célula de carga e célula de detecção.

O princípio do método consiste em produzir hidrogênio sobre uma das faces da membrana metálica situada na célula eletroquímica de carga e medir seu fluxo de permeação através da membrana pela oxidação eletroquímica na célula adjacente conhecida como célula de detecção. Portanto, a intensidade de corrente de oxidação do hidrogênio atômico é uma medida direta do fluxo de permeação de hidrogênio através da membrana metálica. A célula de permeação (Figura 38), constituída das células de carga e detecção, é denominada muitas vezes de célula gêmea (*twin cell*). Conforme pode ser observado, as células situam-se simetricamente sendo dividida pela a membrana metálica que se encontra localizada no centro.

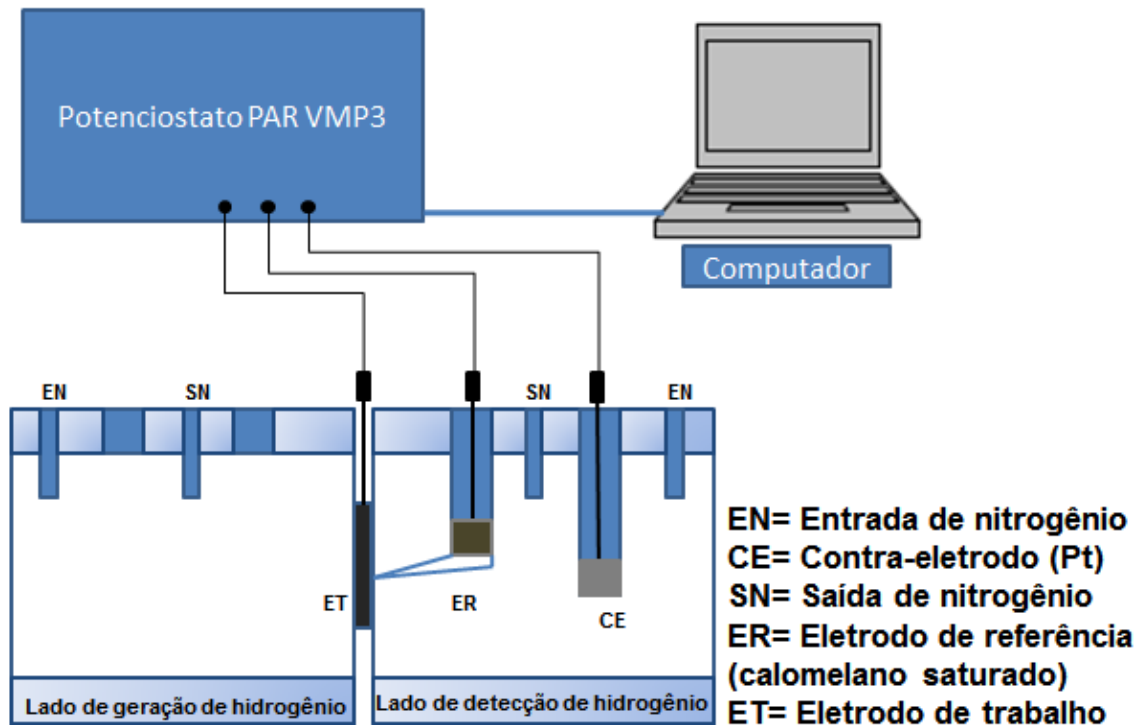


Figura 38: Desenho esquemático do sistema de permeação.

Por ser um teste em que muitas variáveis podem afetar os resultados e causar interpretações errôneas, alguns cuidados devem ser tomados quanto à realização do teste de permeação eletroquímica de hidrogênio.

Morris (1998) cita cinco passos importantes para a realização dos testes. O primeiro deles é a limpeza e secagem tanto da amostra quanto da célula de

permeação. O segundo passo é a colocação da amostra entre os compartimentos de geração e detecção de hidrogênio. O próximo passo é a colocação do eletrólito em ambos os lados de geração e detecção de hidrogênio. A solução no lado de detecção é tipicamente alcalina sendo 0,1M NaOH. O quarto passo é conectar o lado de saída no circuito elétrico a fim de passiva-lo. Passivação é o termo usado para descrever o processo no qual a concentração de hidrogênio torna-se desprezível. O quinto passo é o borbulhamento de nitrogênio para purgar o oxigênio e evitar sua interferência na formação de óxidos metálicos.

Após atingir-se uma concentração desprezível de hidrogênio no lado de detecção ($<0,1 \mu\text{m/cm}^2$) uma densidade de corrente catódica é aplicada para eletrolisar a solução de entrada e produzir hidrogênio. Para o presente trabalho não foi aplicada nenhuma corrente ou potencial catódico para a geração de hidrogênio. Logo, o lado de geração de hidrogênio da célula de permeação foi mantido em potencial de circuito aberto, sendo o hidrogênio gerado espontaneamente.

A solução empregada nos testes de permeação foi a solução A da norma NACE TM0177-2005, composta de NaCl (5%) com ácido acético (0,5%). Em substituição ao borbulhamento de H_2S , foi empregada a adição de tiosulfato de sódio ($10^{-3} \text{ mol.l}^{-1}$), tendo a solução apresentado um pH em torno de 3,1-3,4. Esta solução foi proposta por Tsujikawa *et al.* (1993) para simular baixos teores de H_2S , como alternativa às soluções que são propostas pela NACE que são bastante agressivas. Quando o corpo de prova é imerso nesta solução, H_2S é gerado sobre sua superfície e segundo Tsujikawa *et al.* (1993) esta solução pode gerar H_2S numa faixa significativa por 24 horas. Sendo a concentração de tiosulfato de 10^{-3} M a concentração de H_2S é da ordem de $5 \times 10^{-4} \text{ M}$. A solução com tiosulfato de sódio gera H_2S conforme as seguintes reações:





O objetivo em trabalhar-se com tiosulfato de sódio, simulando-se, desta maneira, baixos teores de H₂S, reside no fato de que as soluções NACE (TM0177/2005, por exemplo) são bastante agressivas e utilizadas para simular ambientes com elevados teores de H₂S. Além disso, sabe-se que o gás sulfídrico é bastante tóxico e nocivo ao homem e os custos com equipamentos de segurança para a realização destes ensaios poderiam ser bastante elevados (GIRELLI, 2006).

O lado de detecção da célula de permeação foi polarizado em +300 mV em relação ao Eletrodo Saturado de Calomelano (SCE). O hidrogênio que se difunde pela amostra ao chegar ao lado de detecção é oxidado. Ao oxidar, o hidrogênio libera um elétron, e é esta medida de corrente elétrica que indica o processo de permeação através na amostra.



A curva transiente representada pela variação do fluxo de hidrogênio com o tempo evolui assintoticamente, ou seja, é alcançado o estado estacionário de permeação no qual o fluxo de hidrogênio torna-se constante e os dados de difusividade, permeabilidade e solubilidade podem ser obtidos a partir das equações que governam o fenômeno. As equações a seguir mostram o cálculo dos respectivos parâmetros citados.

$$t_l = \frac{L^2}{6D_{apa}} \quad (29)$$

$$P = J_{\infty} \cdot L \quad (30)$$

$$S = \frac{P}{D_{apa}} \quad (31)$$

Onde t_l é o *time-lag*, tempo decorrido para se atingir 63% do fluxo de estado estacionário de permeação de hidrogênio, L é a espessura da amostra, D_{apa} é a difusividade aparente, P é a permeabilidade, J_{∞} é o fluxo de estado estacionário de hidrogênio e S é a solubilidade.

Na Figura 39 apresenta-se uma curva típica de permeação eletroquímica de hidrogênio onde é comparada a permeação entre os aços API 5L X60 e API 5L X80. Da análise desta figura, verificou-se uma maior difusividade no aço API 5L X80, juntamente com uma maior solubilidade do aço API 5L X60, sendo neste caso, o maior valor de solubilidade atribuída a estrutura bandeada devido ao processo de laminação.

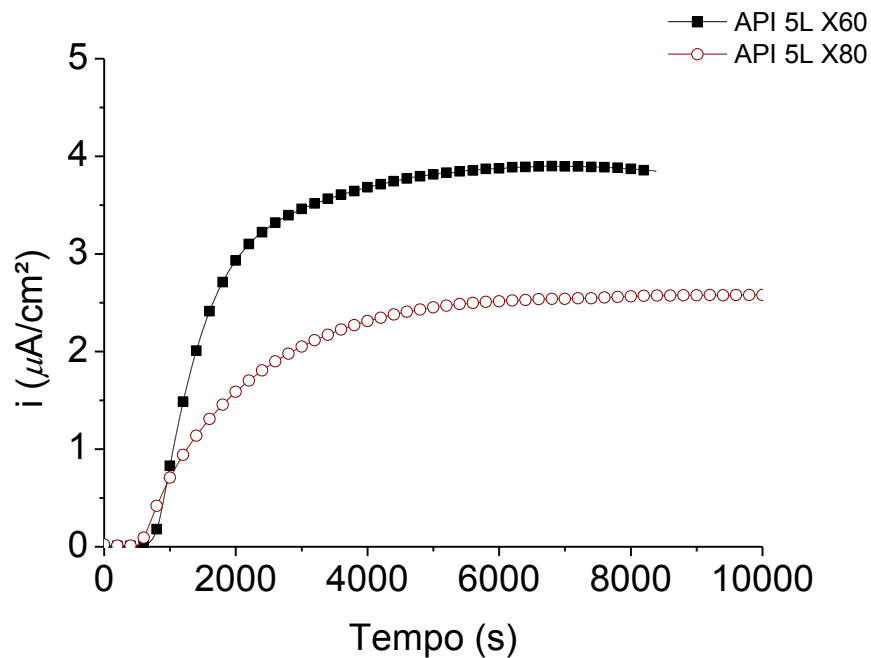


Figura 39: Curva de permeação eletroquímica de hidrogênio para os aços API 5L X60 e API 5L X80 (ARAÚJO, 2009).

No presente trabalho, as espessuras das amostras foram de aproximadamente 1,2 mm. A amostra de permeação apresentou dois tratamentos superficiais diferentes.

Um dos lados (o de geração) foi lixado até a lixa de granulometria 320, de modo a se ter as mesmas condições dos testes *HIC* a serem realizados posteriormente. O outro lado (o de detecção) foi lixado até a lixa de granulometria 1200 e posteriormente polido até a alumina de 0,05 μm . Foram analisadas as difusividades, permeabilidades e solubilidades nas três regiões das juntas (A, B, e C). Conseqüentemente, os resultados obtidos representam a média aritmética entre os parâmetros obtidos nos três testes para cada junta. A Figura 40 apresenta o sistema de permeação empregado no presente trabalho. A célula de permeação foi desenvolvida na UFCG por Araújo (2009) de acordo com a metodologia proposta por Devanathan e Stachurski (1963).

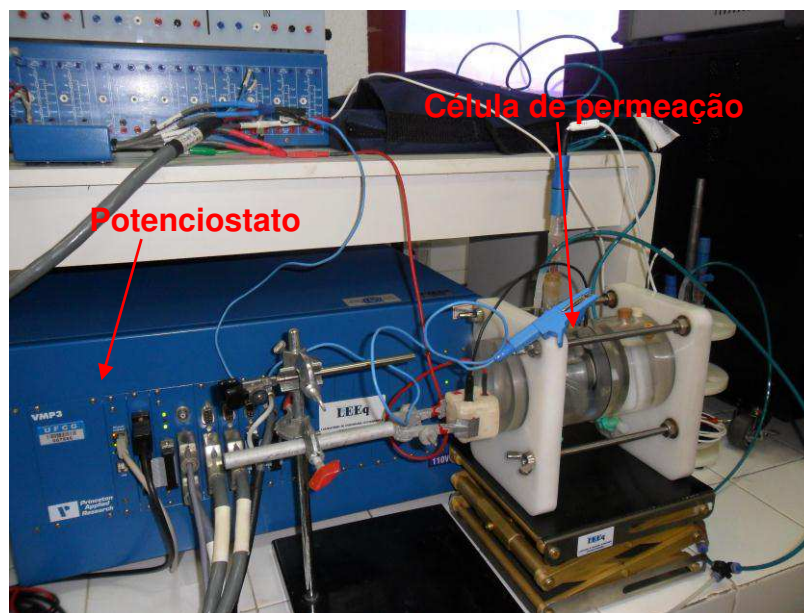


Figura 40: Sistema experimental para ensaios de permeação de hidrogênio.

Os testes de permeação foram realizados no MB e na região central do MS. No MB foram feitos testes ao Longo da Espessura (MB LE) e ao longo do sentido de laminação (MB SL). Tanto para o MS quanto para o MB, a permeação foi avaliada em uma região de 0,785 cm^2 ($\Phi = 10 \text{ mm}$). O objetivo em se analisar esta região central reside no fato de poder-se utilizar os parâmetros obtidos diretamente com os obtidos nos testes realizados (testes de susceptibilidade à SSC e testes *HIC*). A Figura 41 mostra o lado de geração de hidrogênio do corpo de prova da junta T2.0 (Região A – T2.0 A) após o teste de permeação.



Figura 41: Região A da junta T2.0 após o teste de permeação.

Os testes de permeação eletroquímica de hidrogênio foram realizados no Laboratório de Engenharia Eletroquímica da Universidade Federal de Campina Grande (LEEq/UAEQ/UFCG) através de um Potenciostato multicanal PAR – Princeton Applied Research – modelo VMP3. Os testes foram realizados de acordo com a norma ASTM G148-97-R11 (2011).

4.10 Testes para verificação de danos induzidos por hidrogênio

4.10.1 Teste de susceptibilidade à SSC

Para a caracterização da susceptibilidade à SSC, foram realizados testes em Baixa Taxa de Deformação (BTD) de acordo com a norma ASTM G 129-00-R06 (2006), ao ar e em solução, os quais foram executados sob carregamento axial a uma velocidade de deslocamento do travessão de $9 \times 10^{-4} \text{ mm.s}^{-1}$, correspondente a uma taxa de deformação de $2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, em corpos de prova cilíndricos conforme norma ASTM E8/E8M-09 (2009). Todos os testes foram realizados à temperatura ambiente. Este tipo de teste é amplamente empregado para avaliar a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio, sendo uma importante ferramenta para investigar possíveis materiais a serem empregados na indústria de óleo e gás, podendo ser realizados um número relativamente satisfatórios de testes dentro de um tempo relativamente curto.

Os resultados obtidos nos testes de susceptibilidade à SSC foram comparados com os resultados obtidos nos testes de tração (ensaios ao ar). A susceptibilidade à

SSC das juntas ensaiadas foi avaliada de acordo com a Razão de Alongamento (RAI), conforme a Equação (32), onde será possível verificar a perda de ductilidade entre as amostras hidrogenadas (fragilizadas) e não hidrogenadas (G 129-00-R06, 2006):

$$RAI = \frac{A_{IH}}{A_{nH}} \quad (32)$$

Onde os valores de A_{nH} e A_{IH} são os valores de alongamento das amostras não hidrogenadas e hidrogenadas, respectivamente.

A célula empregada para a realização dos testes foi desenvolvida de acordo com a norma NACE TM0177-2005. A representação da célula, que foi utilizada como referência, com o respectivo corpo de prova é mostrada na Figura 42.

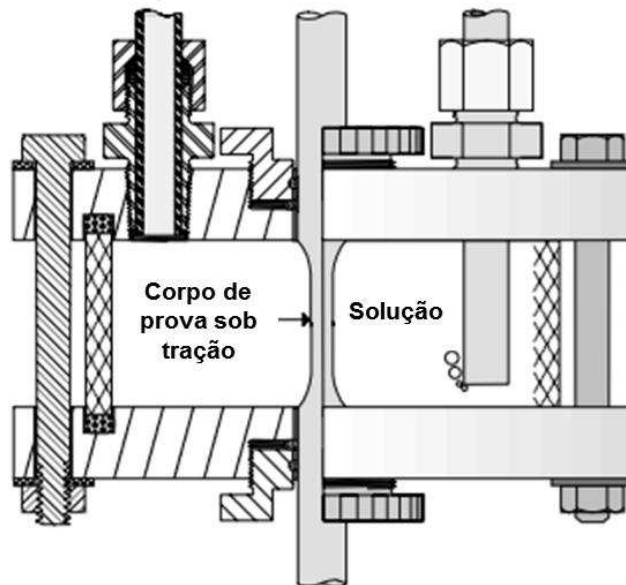


Figura 42: Célula para testes de baixa taxa de deformação e carregamento mecânico constante segundo a norma NACE TM 0177-2005.

A solução empregada nos testes SSC foi a mesma empregada nos testes de permeação eletroquímica de hidrogênio. Os ensaios foram realizados no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA) da UFCG, utilizando-se de uma máquina universal de ensaios de marca INSTRON e modelo 5582.

4.10.2 Testes *HIC*

Testes *HIC* foram realizados de forma a determinar a susceptibilidade das juntas soldadas a *HIC* causado por absorção de hidrogênio a partir de solução corrosiva na presença de sulfeto. Os testes foram realizados de acordo com a norma NACE TM0284-2003.

Para cada condição de soldagem foram obtidos três corpos de prova de acordo com os requisitos estabelecidos pela norma. Na Figura 43 é possível observar o posicionamento do corpo de prova, em relação ao sentido de soldagem, com suas respectivas áreas a serem examinadas após os testes.

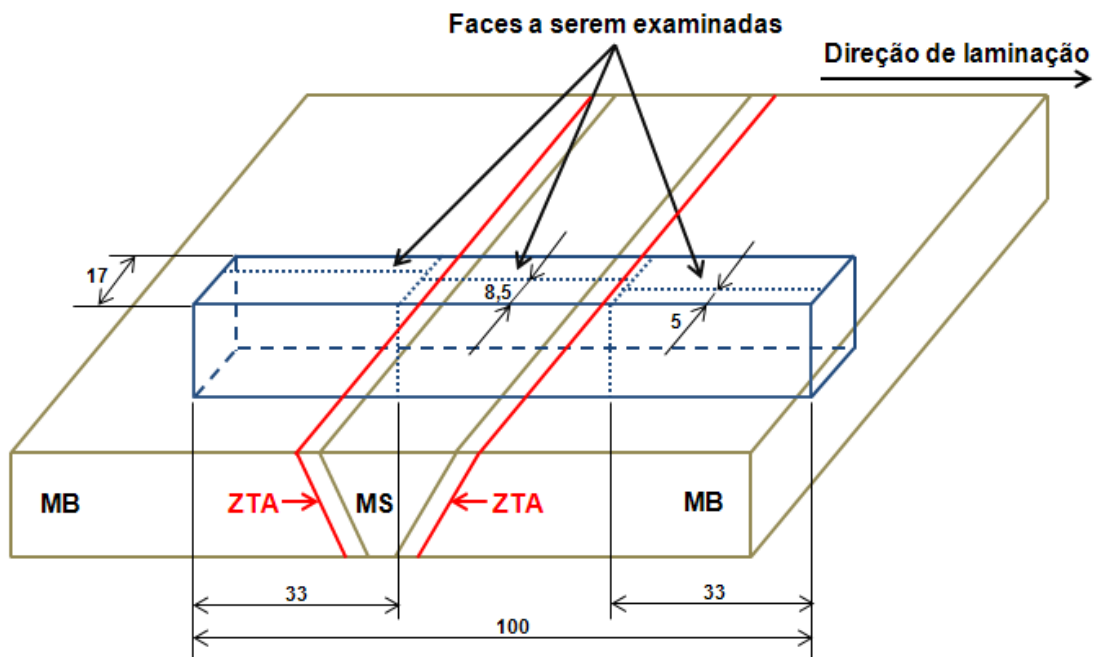


Figura 43: Área da solda a ser avaliada em testes *HIC*.

Para a realização dos respectivos testes de trincamento foi desenvolvida uma célula de modo que os três corpos de prova fossem ensaiados simultaneamente, bastando para isso que os requerimentos da norma fossem estabelecidos, como por exemplo, a razão entre o volume de solução e a área superficial dos corpos de prova

fossem no mínimo de 3 ml.cm^{-2} . A Figura 44 ilustra a célula desenvolvida em corte com a localização dos três corpos de prova.

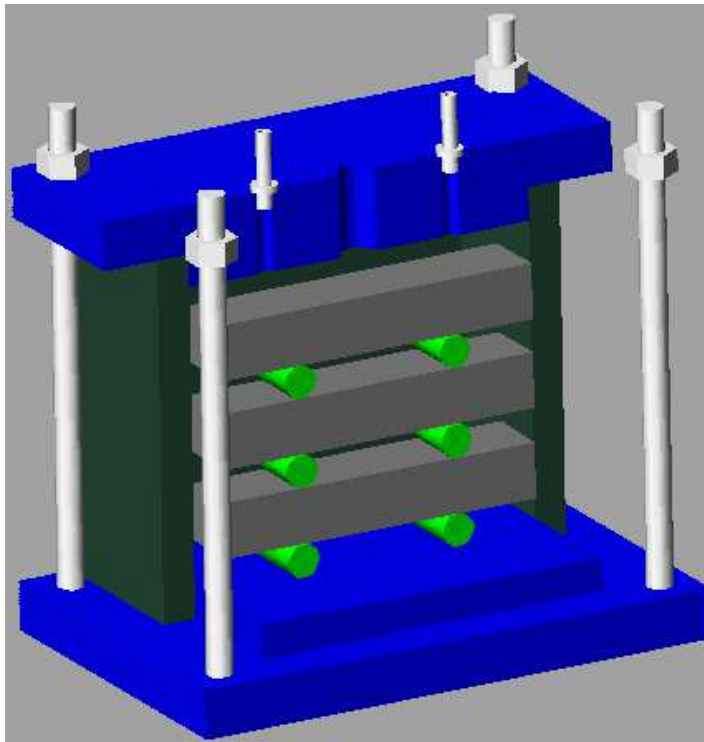


Figura 44: Desenho em corte da célula para testes de trincamento desenvolvida de acordo com a norma NACE TM0284-2003.

Para os testes *HIC* foi empregada a mesma solução dos testes de permeação eletroquímica de hidrogênio e dos ensaios BTB. O pH inicial da solução foi de $3,1 \pm 0,1$. A duração dos testes foi de 96 horas. A medição das trincas no teste deve ser de acordo com a Figura 45. Na medição de comprimento de trinca e espessura, as trincas separadas por menos de 0,5mm devem ser consideradas como uma única trinca de comprimento igual ao somatório dos comprimentos das trincas envolvidas acrescidas das distâncias entre elas e com espessura igual à da região trincada. Todas as trincas identificadas visíveis em até 100X devem ser incluídas no cálculo.

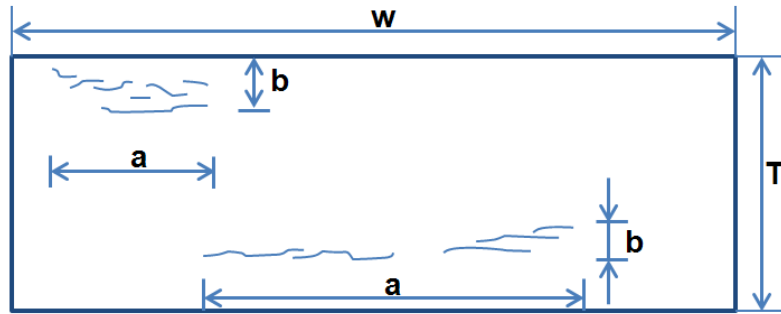


Figura 45: Parâmetros verificados na análise dos testes de trincamento. Adaptado de NACE TM 0284-2003.

Os seguintes parâmetros deverão ser calculados:

- Razão de Sensitividade de Trinca (*Crack Sensivity Ratio – CSR*):

$$CSR = \frac{\sum (axb)}{W \times T} \times 100 \% \quad (32)$$

- Razão de Comprimento de Trinca (*Crack Length Ratio – CLR*):

$$CLR = \frac{\sum a}{W} \times 100 \% \quad (33)$$

- Razão de espessura de Trinca (*Crack Thickness Ratio – CTR*)

$$CTR = \frac{\sum b}{T} \times 100 \% \quad (34)$$

Onde a é o comprimento da trinca, b é a espessura da trinca, W é a largura da seção e T é a espessura do corpo de prova.

4.11 Caracterização da superfície de fratura

As superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados ao ar livre e dos corpos de prova testados em ambiente agressivo foram avaliadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) de modo a se avaliar a influencia dos testes SSC sobre o modo de fratura apresentado pelos corpos de prova ensaiados. O equipamento utilizado foi um Microscópio Eletrônico de Varredura SHIMADSU modelo SSX-550.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Análise metalográfica

As amostras obtidas para análise metalográfica foram examinadas por MO (500X) e MEV (500X). Foram examinados tanto os metais de solda como as Zonas Termicamente Afetadas de Grãos Grosseiros e Grãos Finos (ZTAGG e ZTAGF) de cada região de interesse das juntas (Passes de raiz, quente, enchimento e acabamento).

A microestrutura do aço API 5L X80 no estado como recebido é apresentada na Figura 46, com aumentos de 500X e 1000X. Conforme pode ser observado o aço API 5L X80 utilizado neste trabalho apresenta as características microestruturais típicas de um aço Ferrítico-Bainítico.

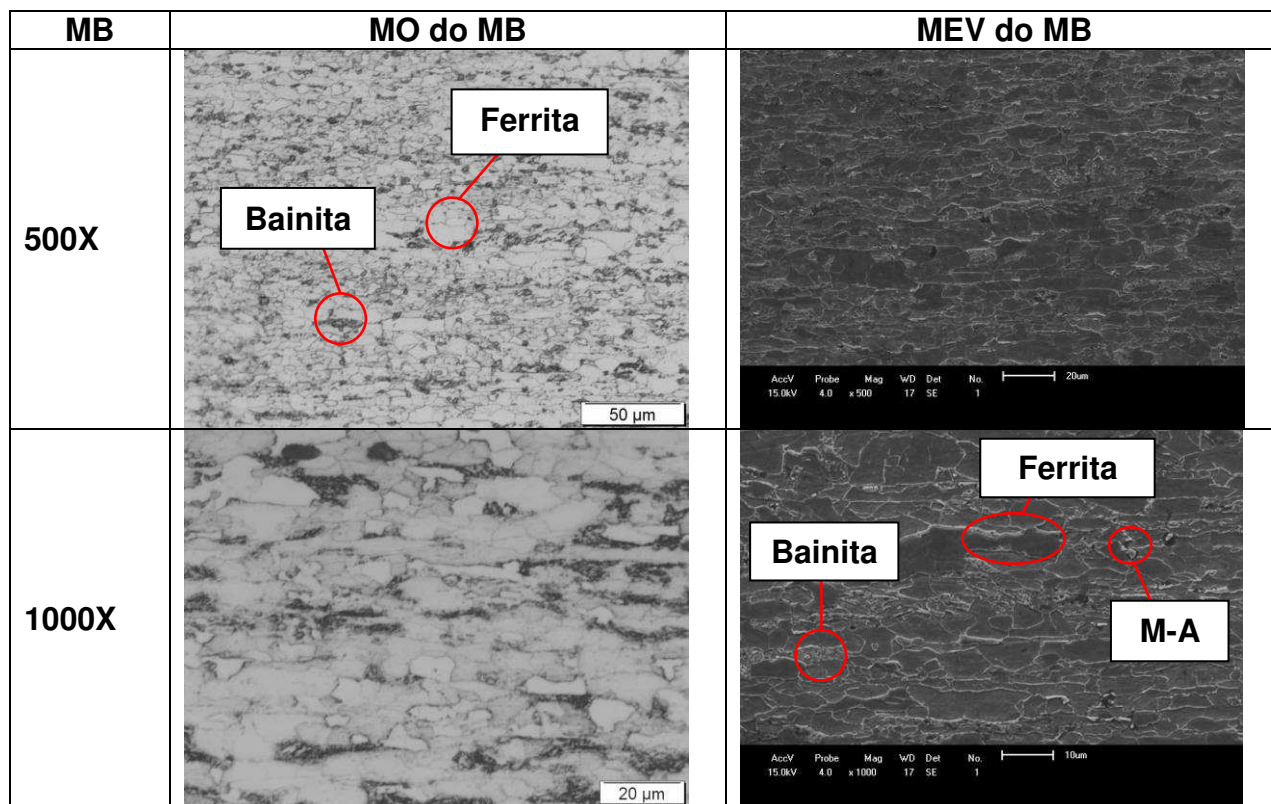


Figura 46: Análise metalográfica do MB.

Da Figura 47 até a Figura 62 são mostradas as respectivas análises metalográfica realizadas no MS nas respectivas regiões do passe de raiz, passe quente, passe de enchimento e passe de acabamento em MO com aumentos de 500X.

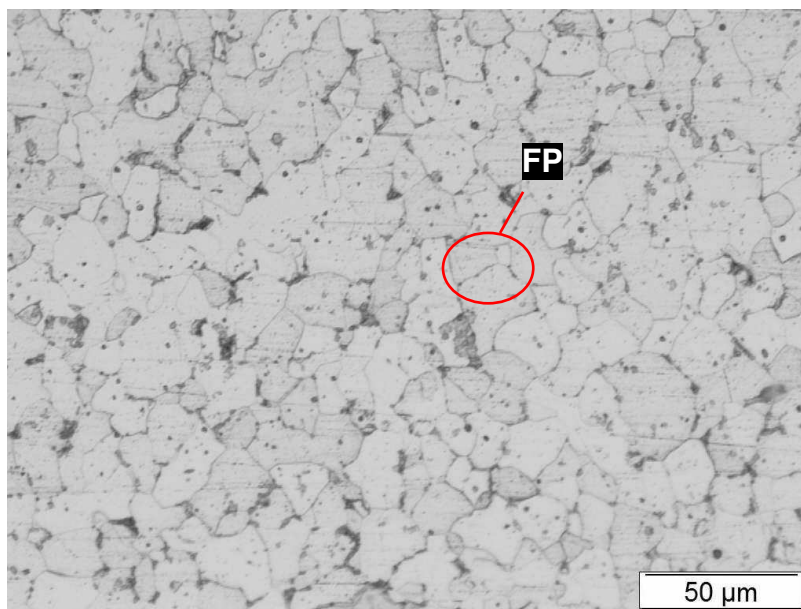


Figura 47: Análise metalográfica do passe de raiz da junta T1.0. MO 500X.

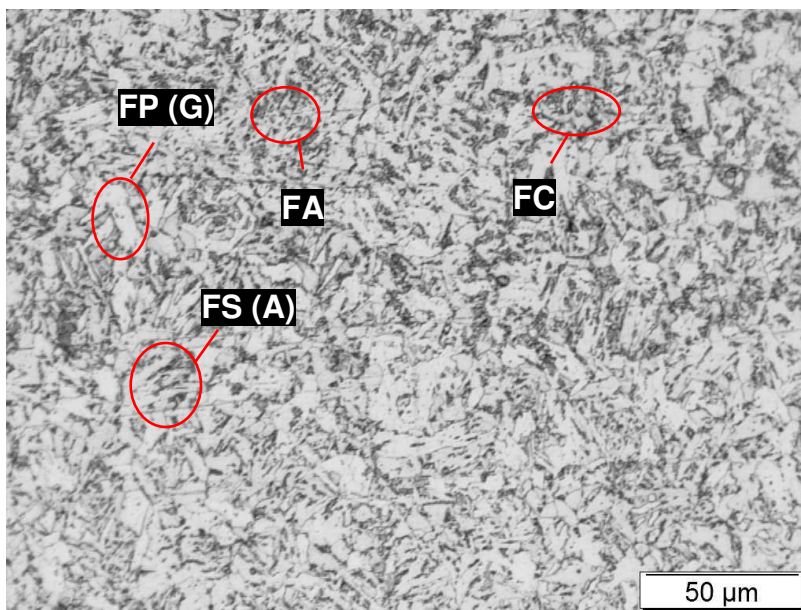


Figura 48: Análise metalográfica do passe quente da junta T1.0. MO 500X.

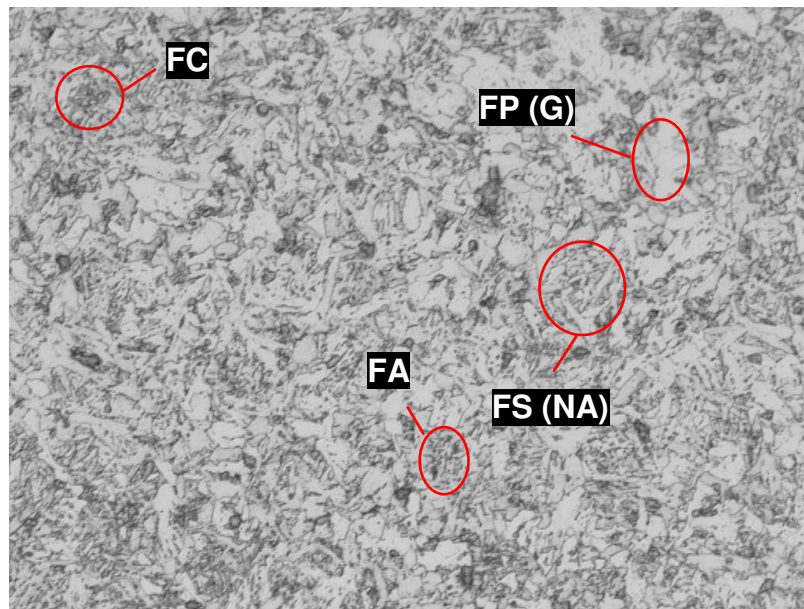


Figura 49: Análise metalográfica do último passe de enchimento da junta T1.0. MO 500X.

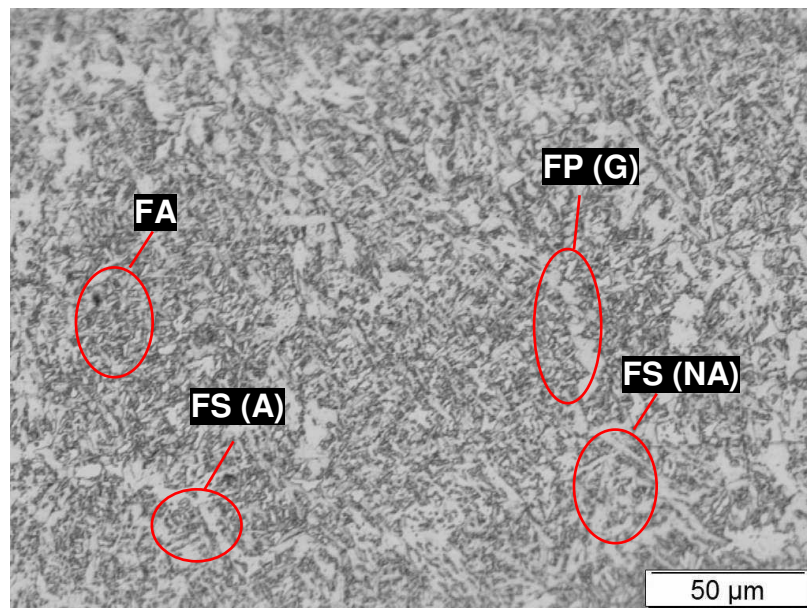


Figura 50: Análise metalográfica do último passe de acabamento da junta T1.0. MO 500X.

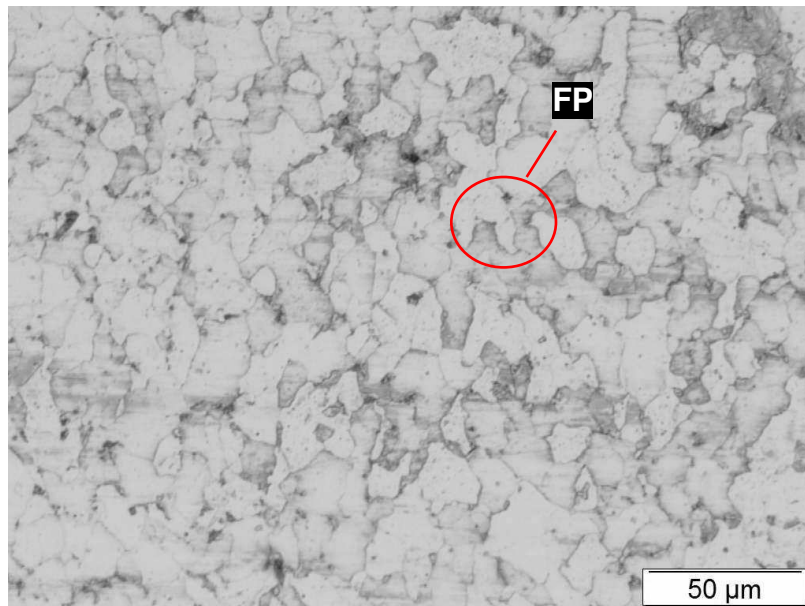


Figura 51: Análise metalográfica do passe de raiz da junta T2.0. MO 500X.

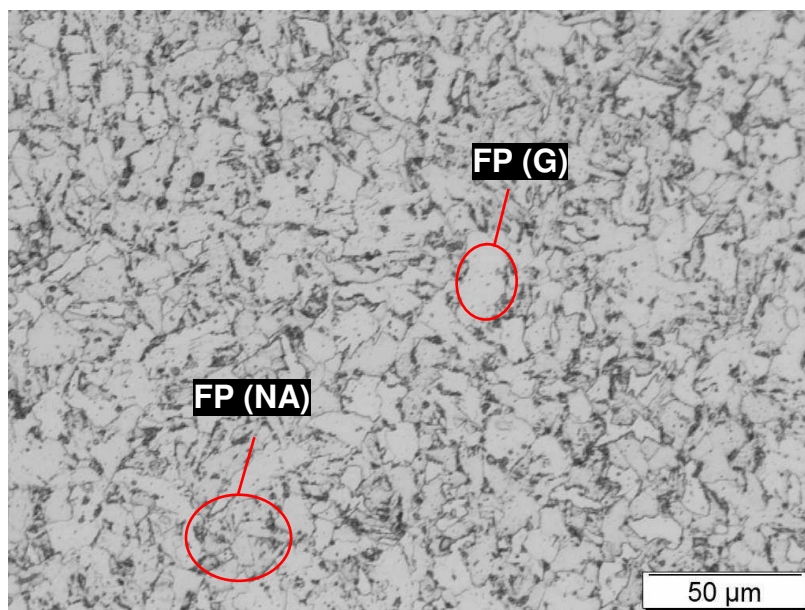


Figura 52: Análise metalográfica do passe quente da junta T2.0. MO 500X.

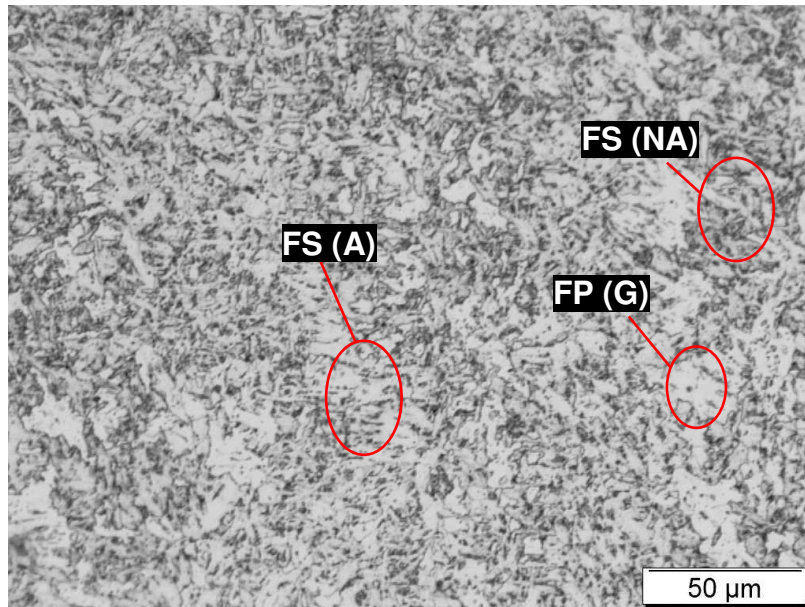


Figura 53: Análise metalográfica do último passe de enchimento da junta T2.0. MO 500X.

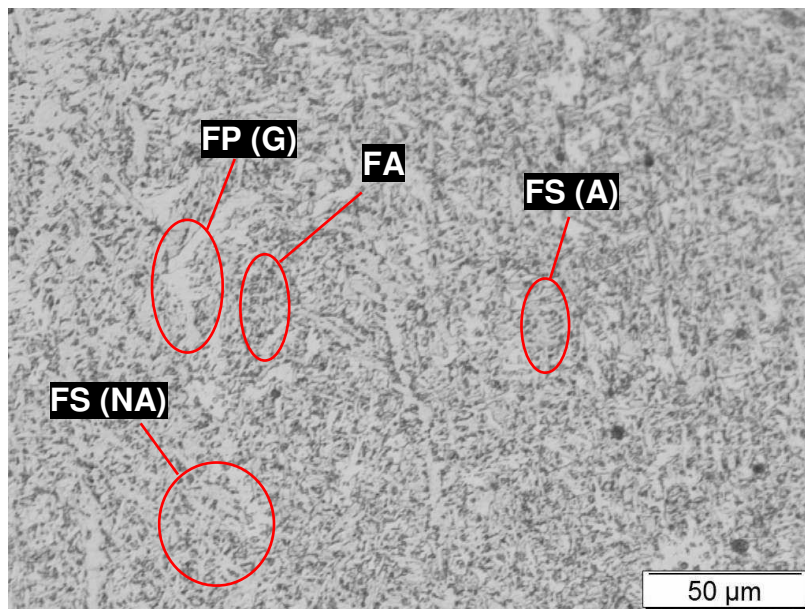


Figura 54: Análise metalográfica do último passe de acabamento da junta T2.0. MO 500X.

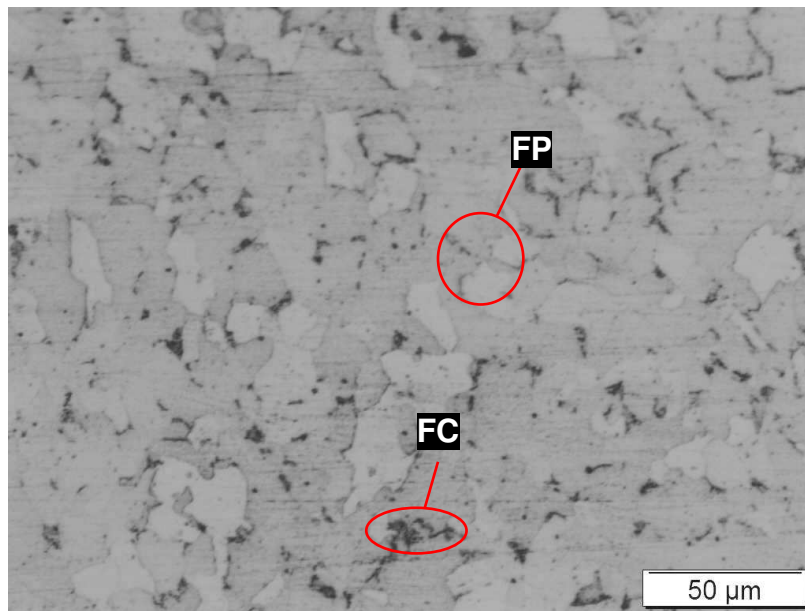


Figura 55: Análise metalográfica do passe de raiz da junta T3.0. MO 500X.

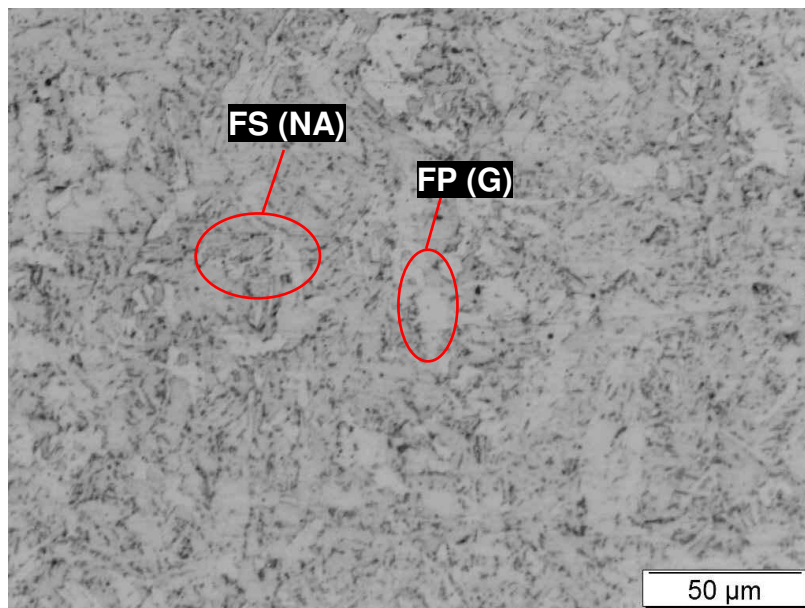


Figura 56: Análise metalográfica do passe quente da junta T3.0. MO 500X.

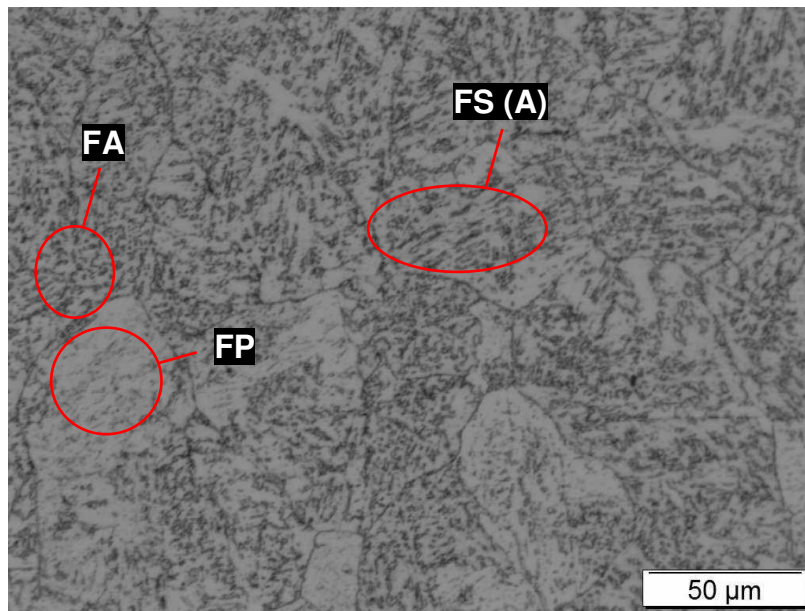


Figura 57: Análise metalográfica do último passe de enchimento da junta T3.0. MO 500X.

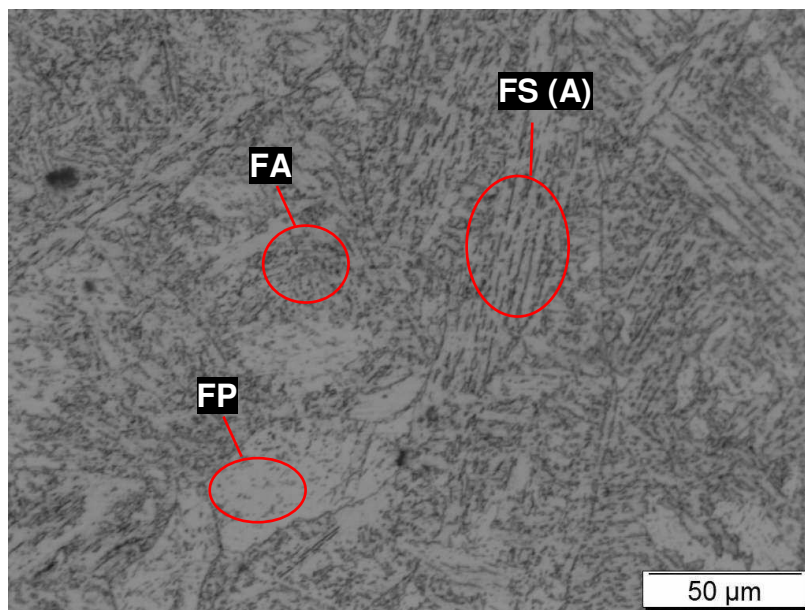


Figura 58: Análise metalográfica do último passe de acabamento da junta T3.0. MO 500X.

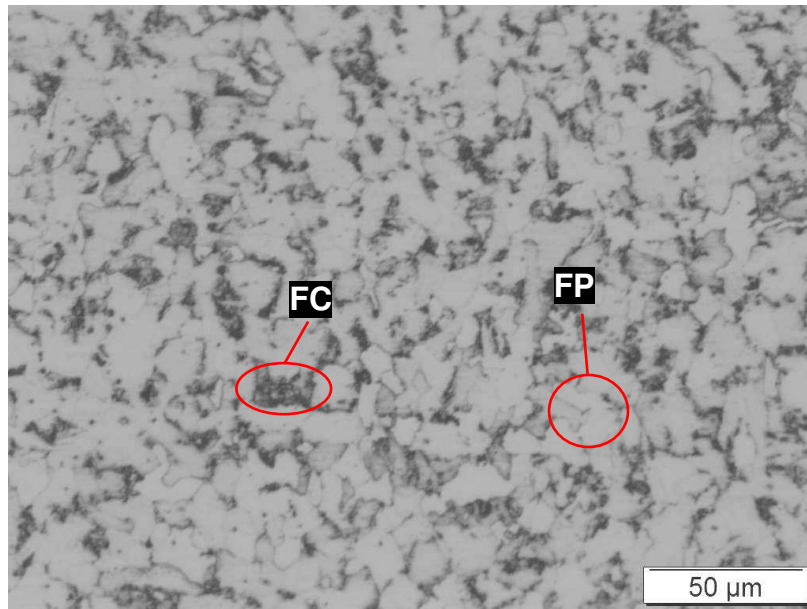


Figura 59: Análise metalográfica do passe de raiz da junta E1.0. MO 500X.

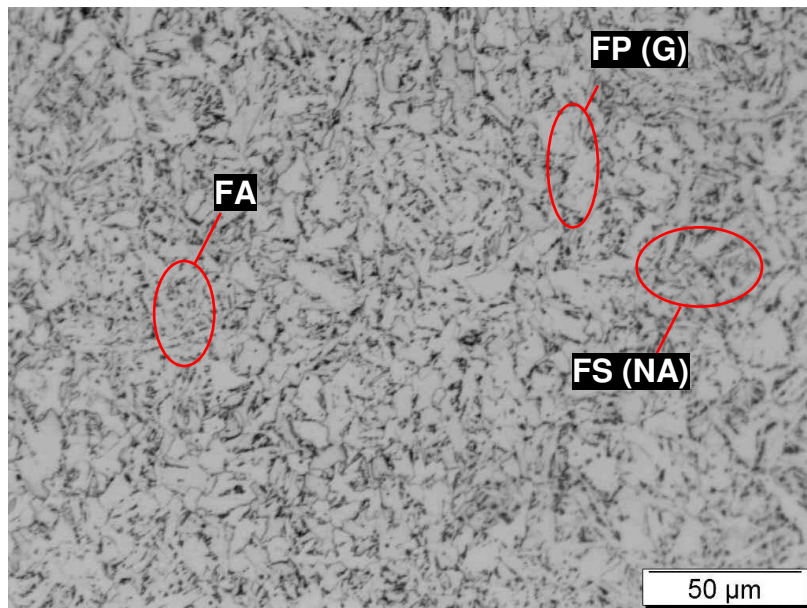


Figura 60: Análise metalográfica do passe quente da junta E1.0. MO 500X.

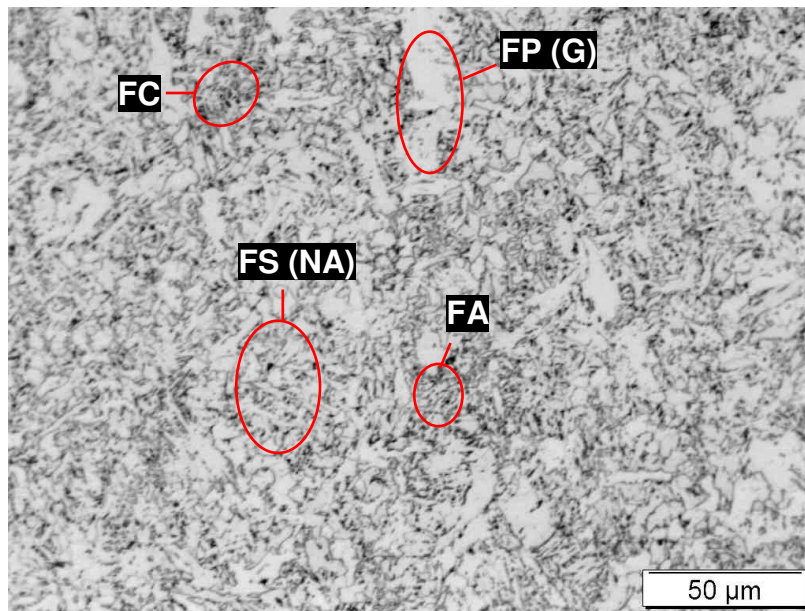


Figura 61: Análise metalográfica do último passe de enchimento da junta E1.0. MO 500X.

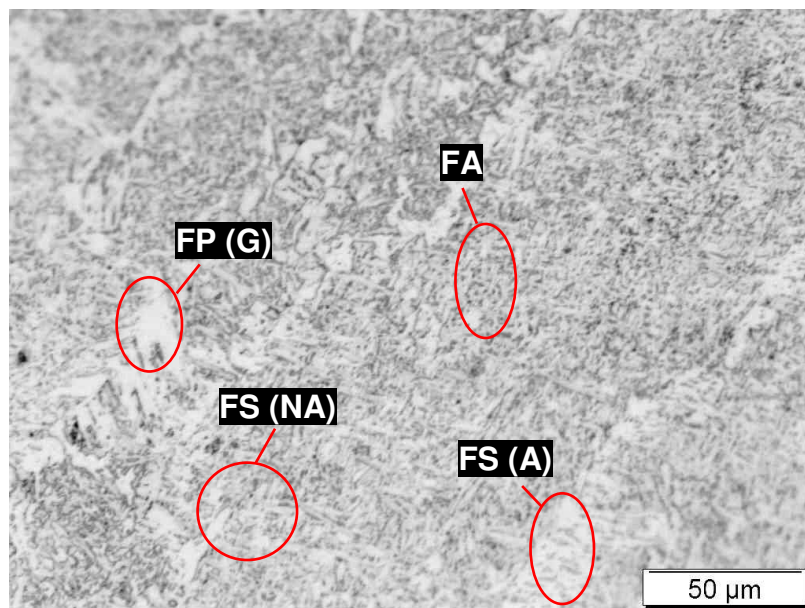


Figura 62: Análise metalográfica do último passe de acabamento da junta E1.0. MO 500X.

Conforme pode ser observado através das figuras mostradas, todas as juntas analisadas apresentaram no passe de raiz uma microestrutura predominantemente

ferrítica com pequenas áreas de FC. A junta E1.0 apresentou uma maior proporção de FC em relação às demais juntas. Sabe-se que o processo GTAW é um processo com melhor controle da fonte de calor, bem como é considerado um processo mais limpo em relação ao SMAW, tendo em vista a sua proteção com gás inerte. Deve-se salientar também que essas diferenças podem ser atribuídas, principalmente à composição química dos consumíveis empregados no passe de raiz. No caso das juntas T1.0, T2.0 e T3.0, empregou-se a vareta AWS ER70S-3, e para a junta E1.0 empregou-se o eletrodo AWS E6010. Mesmo sabendo-se que maiores percentuais de Mn e Si poderiam reduzir a quantidade de FP para o caso do consumível AWS ER70S-3 (Pinto, 2006; Bhadeshia, 2011), o emprego de dois diferentes processos de soldagem, conseqüentemente parâmetros de soldagem diferentes, contribuíram para as diferenças encontradas nas microestruturas dos passes de raiz das juntas soldadas.

Para execução dos passes quente, de enchimento e de acabamento das juntas T1.0, T2.0 e E1.0, o processo de soldagem empregado foi o mesmo (SMAW) e para a junta T3.0 foi o FCAW-autoprotetido. Na execução dos passes quente das juntas foram empregados os consumíveis AWS E8010, para as juntas T1.0 e E1.0, e AWS E9010 para as juntas T2.0 e T3.0. No caso da Junta T1.0 a microestrutura no passe quente apresentou-se como sendo FP (G) com FS (NA), apresentado, também, áreas com FA e FC. Para a junta T2.0 é possível verificar que a microestrutura essencialmente FP com FS (NA). Embora boa parte da estrutura apresente grãos alongados e com alto ângulo, como não apresentou uma relação comprimento/espessura suficiente para ser considerada uma microestrutura FS (NA) foi considerada como sendo FP (G) ou FP (I). A microestrutura do passe quente da junta T3.0 apresentou microestrutura bastante similar ao da junta T2.0, já que em ambas empregou-se o mesmo consumível (AWS E9010), embora no caso da junta T3.0 a microestrutura mostre-se mais refinada, o que pode ter sido o resultado das diferentes taxas de resfriamento, já que no caso da junta T3.0 empregou-se 1,56 kJ/mm e a junta tinha teoricamente um menor estado energético devido ao fato de que estava sendo soldada sem pré-aquecimento. A Junta E1.0 apresentou uma proporção maior de FS (NA), apresentando, também áreas com FA.

Os passes de enchimento das juntas T1.0 e E1.0 foram executados com o eletrodo AWS E8018-G, e os da junta T2.0 foram executados com o eletrodo AWS E9018-G. Para a junta T3.0 empregou-se o consumível AWS E91T8-K8. O primeiro passe de enchimento de todas as juntas foram executados com um maior aporte térmico devido ao tecimento necessário para o preenchimento da área central da junta. Sendo assim, quando da comparação entre as análises microestruturais das juntas, não se poderia escolher o primeiro passe de enchimento de uma junta e comparar-se com o segundo ou terceiro passe de enchimento de outra junta. Sendo assim, para se fazer uma comparação entre as microestruturas obtidas optou-se por escolher o terceiro passe de enchimento, que é o mostrado nas figuras apresentadas. O aporte térmico para o respectivo passe de enchimento nas juntas foram 1,62 kJ/mm ($I=131$; $v=1,7$ mm/s) para a junta T1.0, 1,21 kJ/mm ($I=116$; $v=2,1$ mm/s) para a junta T2.0, 1,11 kJ/mm ($I=228$ A; $v=4,1$ mm/s) para a junta T3.0 e 1,36 kJ/mm ($I=165$; $v=2,7$ mm/s) para a junta E1.0. Comparando-se a junta T1.0 com a T2.0 é possível verificar uma maior incidência de FP (G) e FS (NA) na junta T1.0, enquanto que a junta T2.0 apresentou uma maior incidência de FS (A). No caso da junta T3.0 foi observado uma presença marcante da FS(A) e FA, embora as áreas de FP (G) apresentadas por essa condição de soldagem mostram vestígios de carbonetos no seu interior, o que leva a crer que na verdade seriam áreas com a presença de FS (A). A junta E1.0, embora apresentando uma FP (G) mais grosseira que as demais juntas soldadas, apresentou uma maior área contendo FA, quando comparado com a junta T1.0. Como este passe da junta E1.0 foi executado com aporte térmico muito próximo em relação à junta T1.0, percebe-se que o fato de se ter executado com maior intensidade de corrente aliado com uma maior velocidade, pode ter influenciado na maior presença de FA, conforme observado também por Oliveira *et al.* (2010). Além disso, mesmo que em pequena variação, as diferenças entre os teores de C e Ni entre os eletrodos AWS E8018-G e o AWS E9018-G podem ter contribuído para essa variação, já que o C, Ni e Mn tem influência marcante nos percentuais de FA em MS (PINTO, 2006; BHADESHIA, 2011).

Para melhor analisar a influência dos parâmetros de soldagem empregados sobre a microestrutura apresentada nos passes de acabamento, a mesma consideração sobre os passes de enchimento serão adotadas para os passes de

acabamento. O passe analisado em todas as juntas soldadas foi o último passe de acabamento. Os consumíveis empregados foram os mesmos usados nos passes de enchimento, ou seja, AWS E8018-G para as juntas T1.0 e E1.0, AWS E9018-G para a junta T2.0 e AWS E91T8-K8 para a junta T3.0. Para a execução deste passe foi empregado um aporte térmico de 1,25 kJ/mm ($I=131A$; $v=2,1mm/s$) para a junta T1.0, 1,00 kJ/mm ($I=118A$; $v=2,6mm/s$) para a junta T2.0, 1,48 kJ/mm ($I=222A$; $v=3,0mm/s$) para a junta T3.0 e 1,20 kJ/mm ($I=165A$; $v=3,1mm/s$) para a junta E1.0. Para todas as juntas analisadas as microestruturas apresentadas foram bastante similares do ponto de vista do tipo de microconstituintes encontrados. Comparando-se a análise microestrutural das juntas T1.0 e T2.0 verifica-se que a microestrutura apresentada pela junta T2.0 foi nitidamente mais refinada no passe analisado, que foi devido principalmente ao emprego de um aporte térmico menor associado ao emprego de uma velocidade de soldagem maior. Para as juntas em que foram empregados os mesmos eletrodos AWS E8018-G, ou seja, as juntas T1.0 e E1.0, verifica-se que a FP (G) na junta E1.0 apresentou-se visivelmente mais grosseira do que a da junta T1.0, muito embora a área de FA da junta E1.0 parece ser maior e mais refinada do que a da junta T1.0. Isso pode estar associado principalmente ao emprego de aportes térmicos similares, porém utilizando-se maiores intensidades de corrente, bem como maiores velocidades de soldagem. No caso da junta T3.0, onde se utilizou maior energia de soldagem, embora com velocidade bem maior que as demais, porém com maior velocidade de soldagem, a microestrutura apresentou-se como sendo predominantemente FS (A), embora apresente áreas de FP (G). Isso pode ser atribuído ao emprego de um maior aporte térmico que acarreta em uma menor taxa de resfriamento e conseqüentemente uma menor fração de constituintes de baixa temperatura de transformação como, por exemplo, a FA (GODOY, 2008).

Para o caso da junta T3.0, deve ser considerado também ação desoxidante e desnitrante em soldagem com arame tubular autoprotetido. Neste caso, o alumínio combate a elevada oxidação inicial da solda pelo ar atmosférico, resultando num MS mais limpo, comparativamente às outras juntas. No entanto isso leva a uma pobre quantidade de inclusões óxidas, que são insuficientes para a nucleação da Ferrita Acicular em teores adequados à obtenção de requisitos adequados de tenacidade.

Sendo assim, o MS do obtida com arame tubular autoprottegido na condição como soldado, apresenta uma microestrutura típica de grão colunares, formada por alguns grãos de Ferrita Poligonal, colônias de Ferrita em placas paralelas e alinhadas além de feixes de Bainita (BONISZEWSKY, 1992 *apud* GODOY, 2008), conforme observado também no presente trabalho.

As ZTA's das juntas soldadas também foram avaliadas, tanto do ponto de vista microestrutural como, também, em relação à sua extensão. Da Figura 63 até a Figura 66 são apresentadas a macrografias das amostras analisadas durante a determinação da extensão da ZTA e na Figura 67 é apresentado um gráfico ilustrando a extensão da ZTA de todas as juntas em estudo.



Figura 63: Macrografia da junta T1.0.

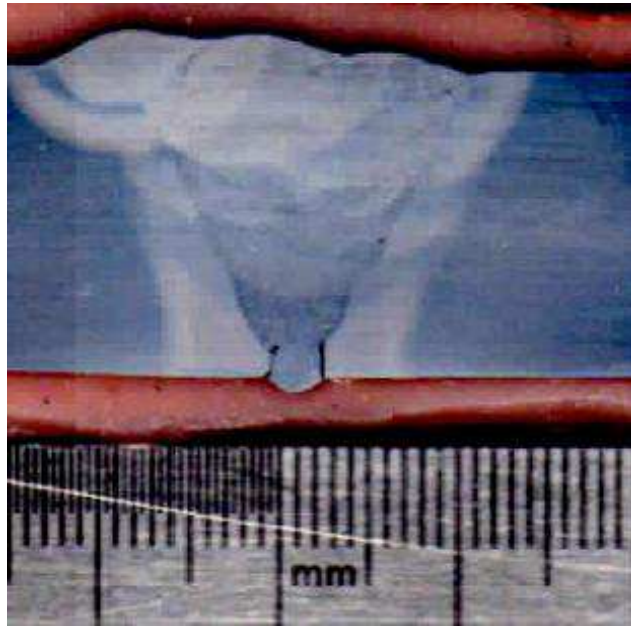


Figura 64: Macrografia da junta T2.0.

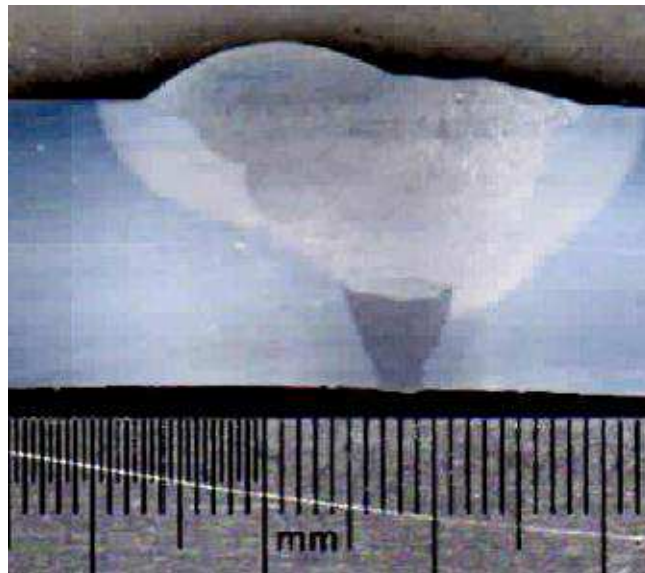


Figura 65: Macrografia da junta T3.0.



Figura 66: Macrografia da junta E1.0.

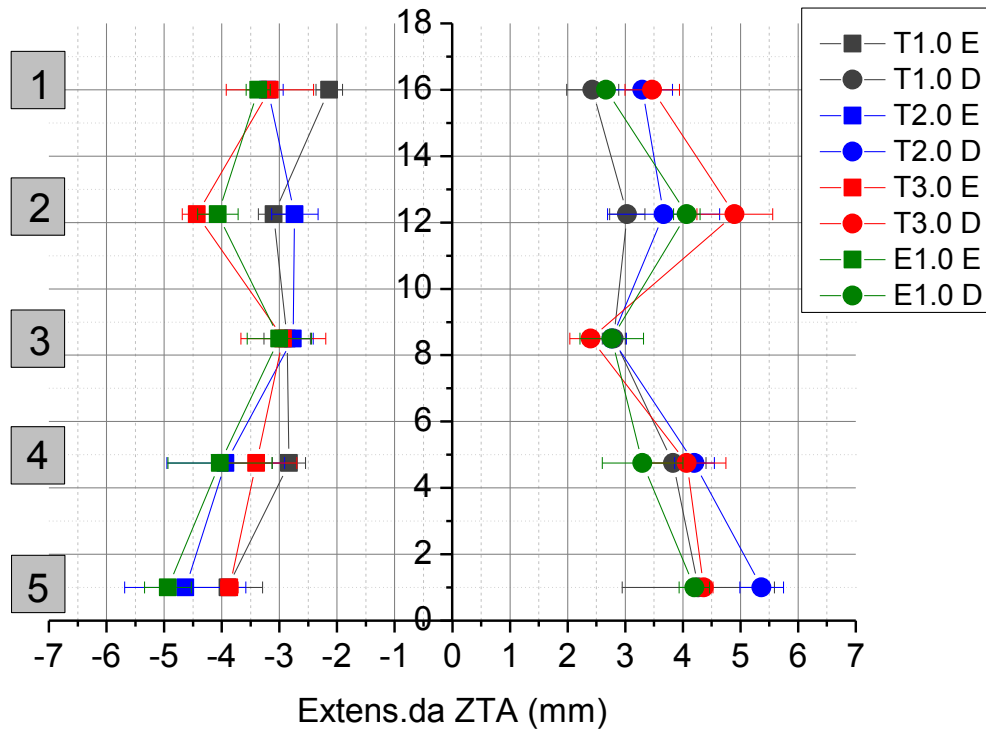


Figura 67: Extensão da ZTA para as juntas soldadas.

Na Tabela 10, são apresentados os valores médios das extensões da ZTA, bem como os valores médios das energias de soldagem empregadas, de modo a se poder fazer uma relação direta entre os dados obtidos. Nesta análise, o aporte considerado é o aporte térmico médio. Sendo assim, na região 5, apresenta-se o aporte térmico médio entre os passes de raiz e quente. Na região 4, apresenta-se o aporte médio entre os passes quente e primeiro passe de enchimento. Na região 3 apresenta-se o aporte térmico médio entre os três passes de enchimento. Na região 2 apresenta-se o aporte térmico médio entre os dois últimos passes de enchimento e os passes de acabamento e, finalmente, na região 1 apresenta-se o aporte térmico médio entre os passes de acabamento. Tais considerações são necessárias, pois o reaquecimento dos passes subsequentes pode influenciar na granulometria e microestruturas das diferentes regiões da ZTA de uma junta soldada.

Tabela 10: Comparação das extensões (mm) da ZTA determinadas juntamente com os aportes térmicos médios (kJ/mm) empregados.

	T1.0		T2.0		T3.0		E1.0	
	Ext.	H _m	Ext.	H _m	Ext.	H _m	Ext.	H _m
Região 1	2,28	1,21	3,25	1,14	3,31	1,88	3,01	1,31
Região 2	3,06	1,29	3,20	1,19	4,66	1,66	4,06	1,32
Região 3	2,83	1,64	2,76	1,57	2,66	1,89	2,88	1,53
Região 4	3,33	1,82	4,06	2,02	3,73	2,16	3,66	1,87
Região 5	4,08	1,52	5,00	1,96	4,11	1,65	4,56	1,87

Conforme pode ser observado, quase que em todas as regiões analisadas observou-se a relação de que quanto maior o aporte térmico maiores foram as extensões da ZTA. Uma região crítica, devido aos altos aportes térmicos empregados, bem como solicitações mecânicas decorrentes da aplicação dos passes subsequentes, é a região 5. Nesta região, devido aos altos aportes térmicos empregados em relação aos passes posteriores, verificaram-se as maiores extensões de ZTA. No caso da junta T3.0 que foi soldada sem pré-aquecimento não houve variação significativa entre a extensão da ZTA quando comparando-se com a junta T1.0, por exemplo, que foi

soldada com mesmo processo de soldagem, consumível, e aporte térmico similar. Para a junta E1.0 que foi soldada com um processo de soldagem diferente das demais juntas, neste caso SMAW, o valor de extensão de ZTA apresentado, mostrou-se compatível com os obtidos pelos outros processos, o que pode ser devido aos parâmetros de soldagem empregados, já que poder-se-ia supor que devido ao emprego de um consumível de maior diâmetro, a junta apresentasse uma maior extensão de ZTA, devido ao fato de empregar-se uma maior energia de soldagem. Isso foi verificado apenas quando se comparando com as juntas T1.0 e T3.0, já que quando comparando-se com a junta T2.0 a extensão da ZTA da junta E1.0 foi menor.

Com relação à região correspondente aos passes quente e primeiro passe de enchimento, também foi possível verificar que o emprego de maiores aportes térmicos acarretaram em maiores extensões da ZTA. Para a região central analisada, devido aos menores aportes térmicos empregados, verificaram-se menores extensões da ZTA. Uma região também de fundamental importância é a região 1 que corresponde à região próxima da superfície da junta em que é analisada posteriormente, assim como a região 5, os níveis de tensões residuais decorrentes dos processos de soldagem empregados. Nesta região, foi verificado, também, que o emprego de um maior aporte térmico acarretou em uma extensão da ZTA.

Esses valores de ZTA obtidos podem apresentar influência direta no comportamento da junta, pois dependendo da extensão desta região, intensas alterações microestruturais podem ter sido sofridas pela junta e, juntamente com os níveis de tensões residuais apresentados, podem comprometer seriamente o comportamento da junta em serviço. Os valores apresentados, bem como a sua relação com os aportes térmicos empregados são consistentes e mostram boa relação com os dados apresentados pela literatura especializada, conforme trabalhos de Albuquerque (2009), Monteiro (2004) e Thaulow *et al.* (1987).

Da Figura 68 até a Figura 71 são apresentadas as microestruturas correspondentes à Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros (ZTAGG), bem como Zona Termicamente Afetada de Grão Finos (ZTAGF), nas áreas correspondentes aos respectivos passes de raiz, quente, enchimento e acabamento das juntas soldadas.

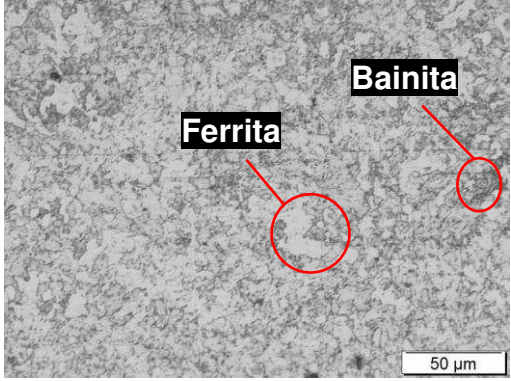
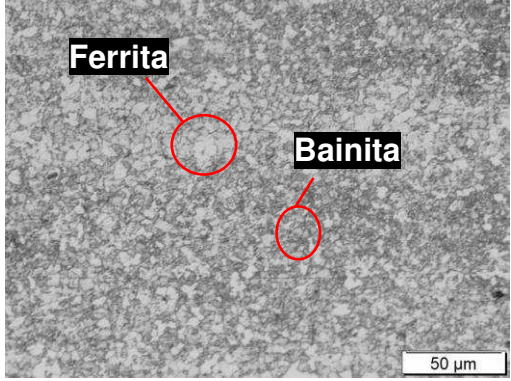
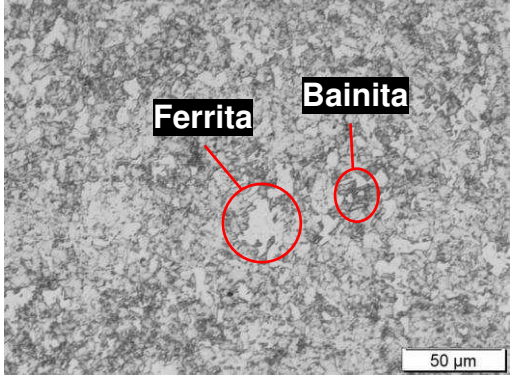
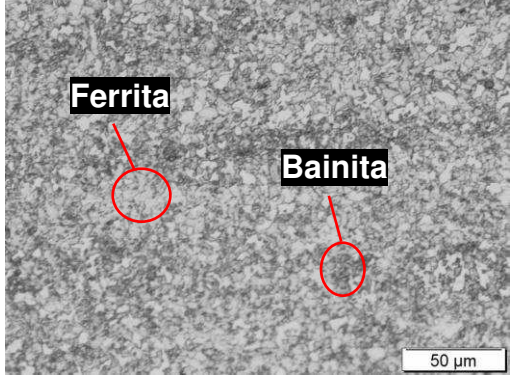
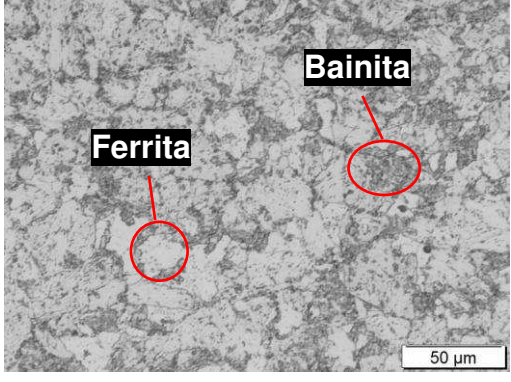
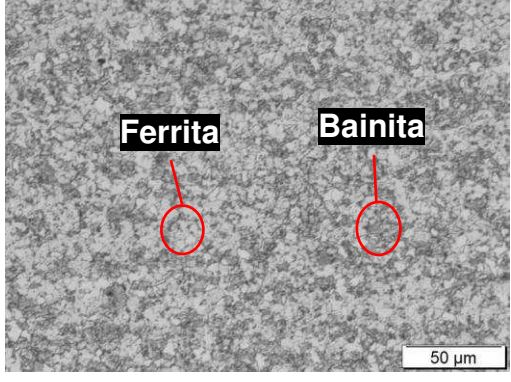
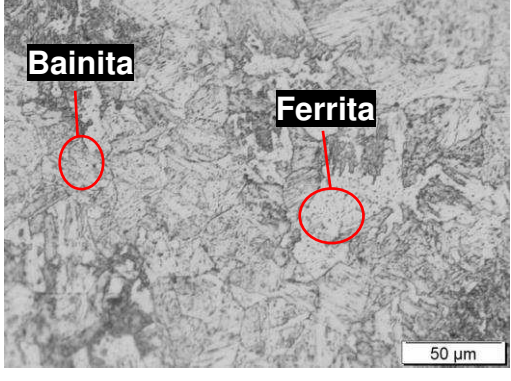
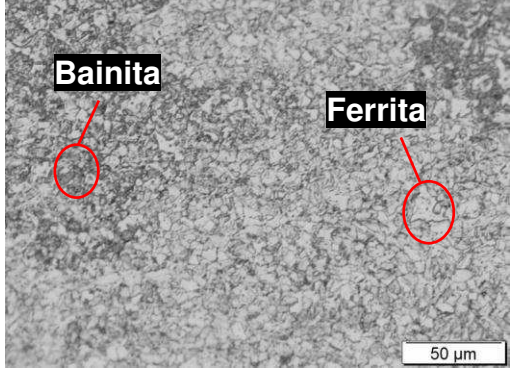
Passes	T1.0 – ZTAGG (500X)	T1.0 – ZTAGF (500X)
Raiz		
Quente		
Último passe de enchimento		
Último passe de acabamento		

Figura 68: Microestruturas da ZTAGG e ZTAGF da junta T1.0.

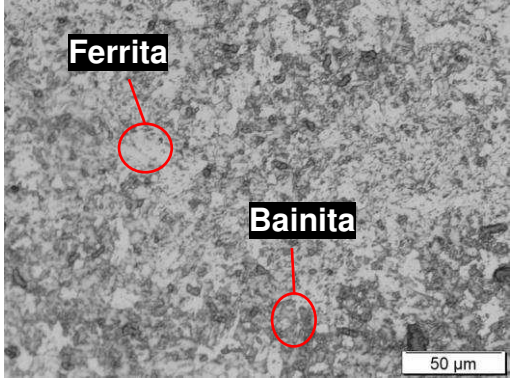
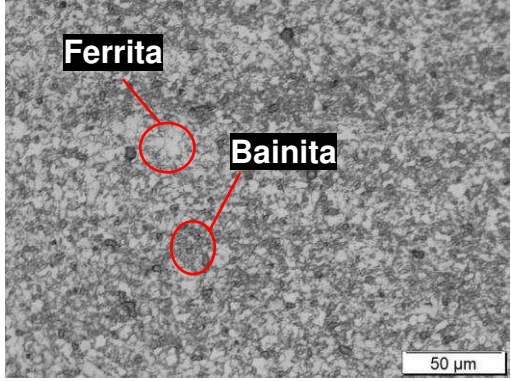
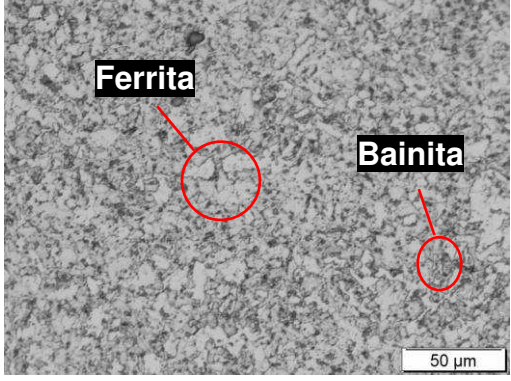
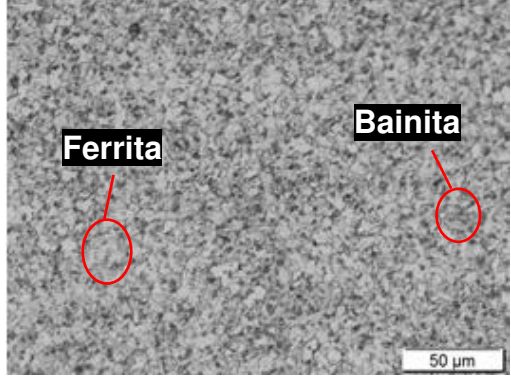
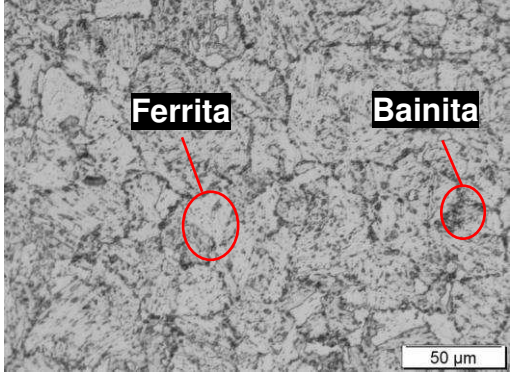
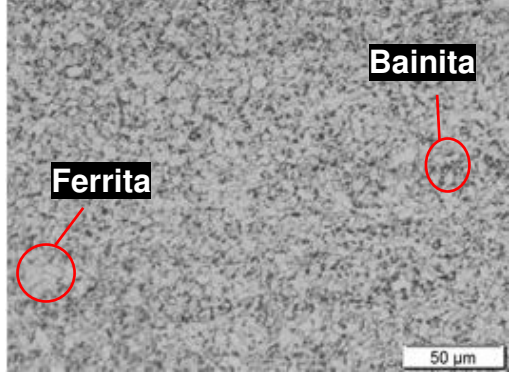
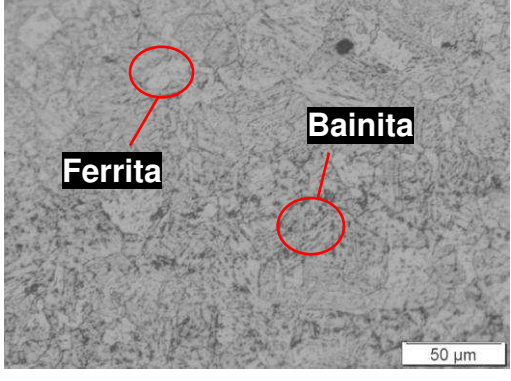
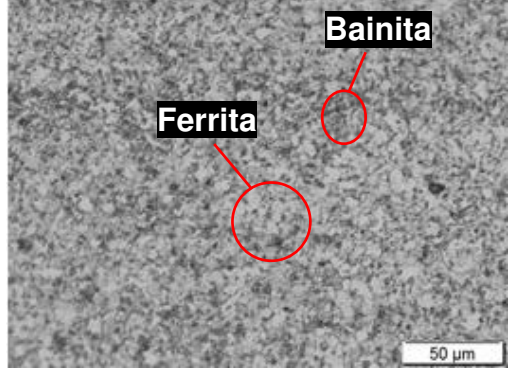
Passes	T2.0 – ZTAGG (500X)	T2.0 – ZTAGF (500X)
Raiz		
Quente		
Último passe de enchimento		
Último passe de acabamento		

Figura 69: Microestruturas da ZTAGG e ZTAGF da junta T2.0.

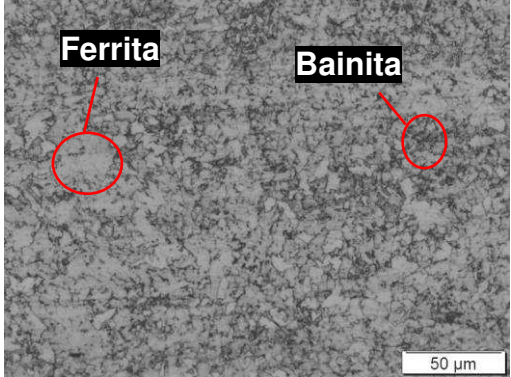
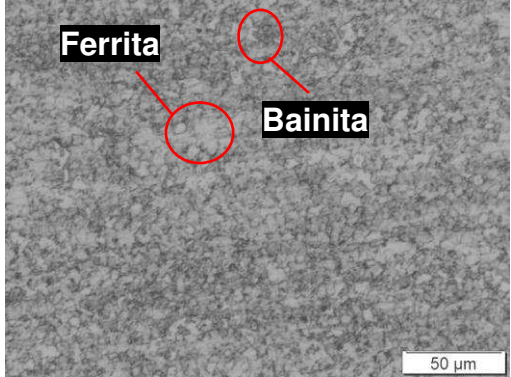
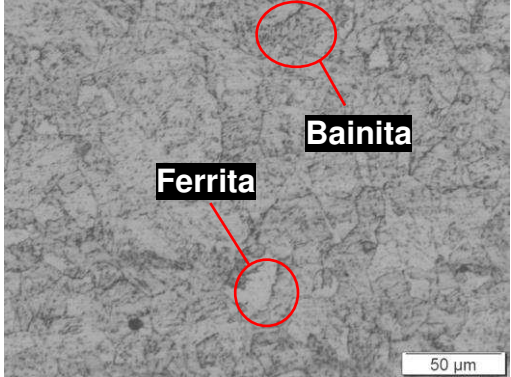
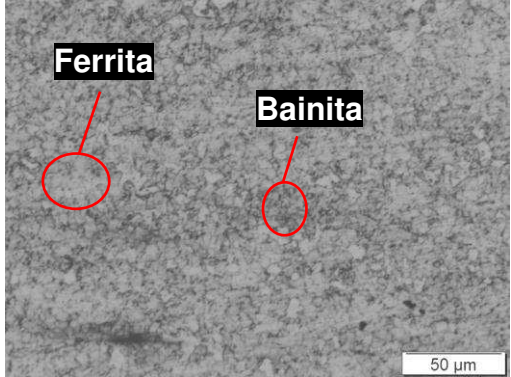
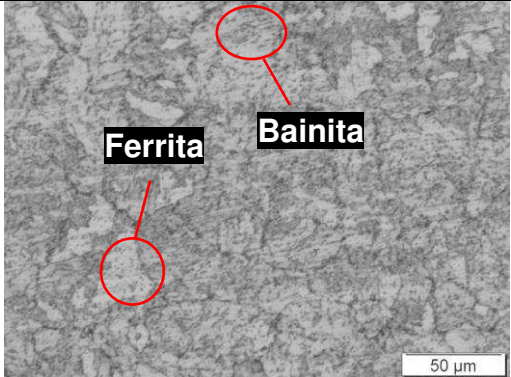
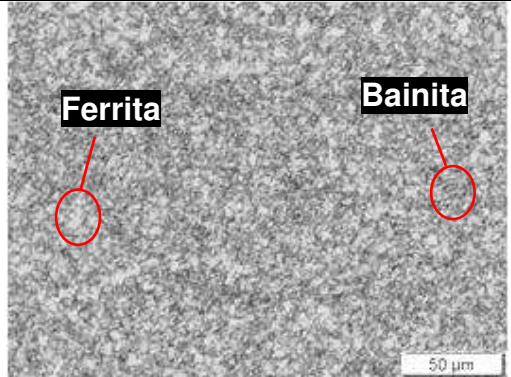
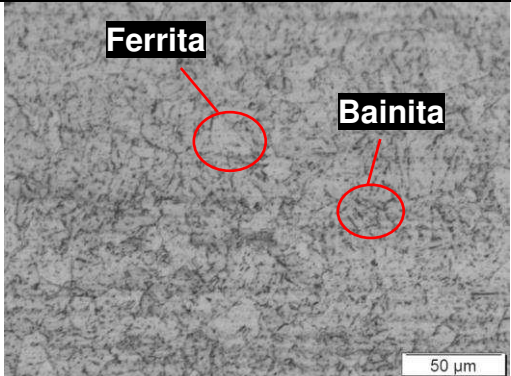
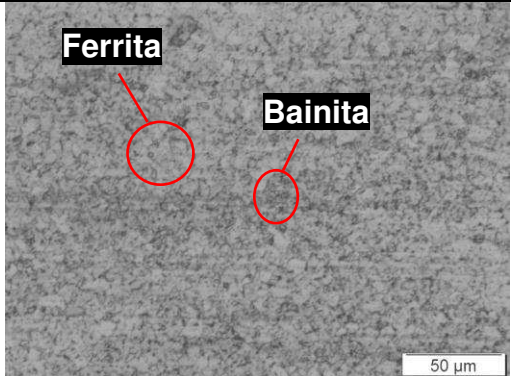
Passes	T3.0 – ZTAGG (500X)	T3.0 – ZTAGF (500X)
Raiz		
Quente		
Último passe de enchimento		
Último passe de acabamento		

Figura 70: Microestruturas da ZTAGG e ZTAGF da junta T3.0.

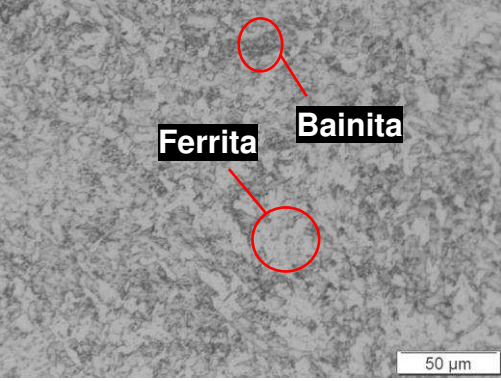
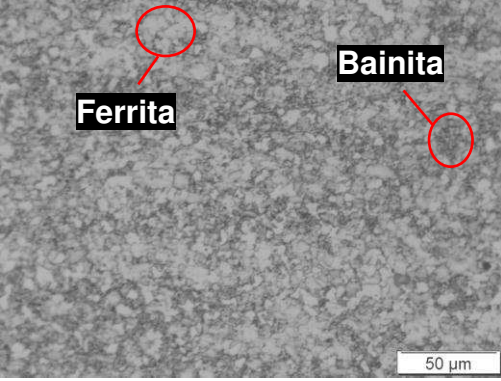
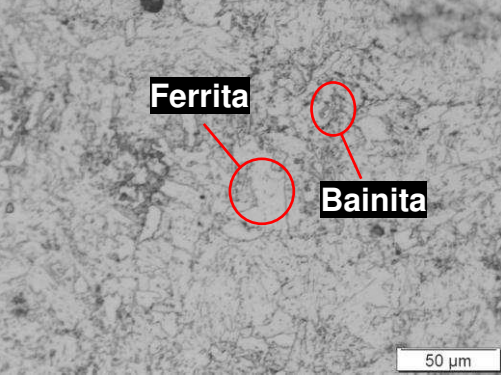
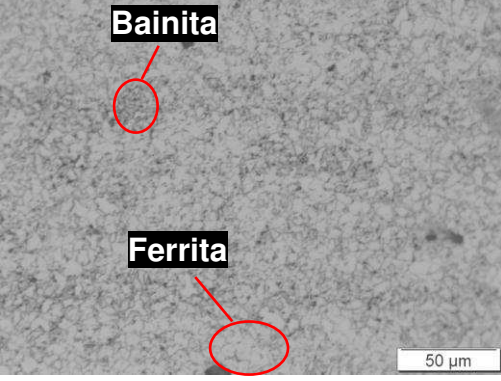
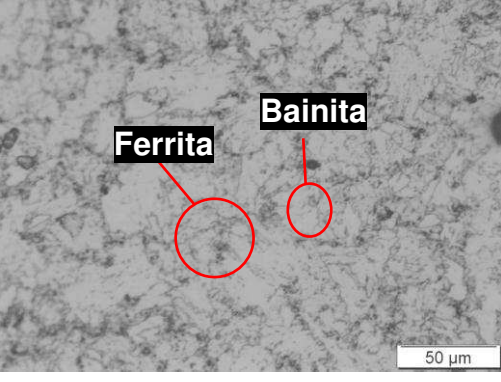
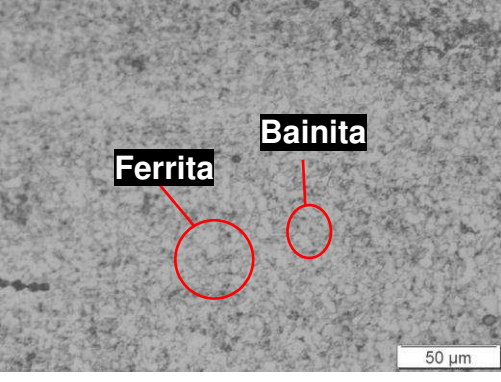
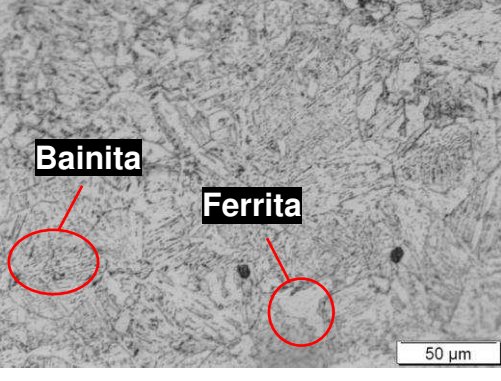
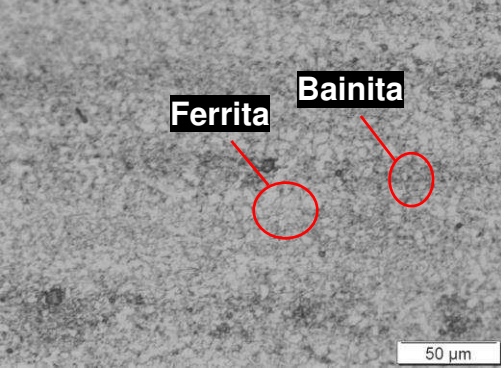
Passes	E1.0 – ZTAGG (500X)	E1.0 – ZTAGF (500X)
Raiz		
Quente		
Último passe de enchimento		
Último passe de acabamento		

Figura 71: Microestruturas da ZTAGG e ZTAGF da junta E1.0.

De uma maneira geral as microestruturas da ZTAGG e ZTAGF das juntas soldadas apresentaram-se bastantes similares em função dos tipos de microestruturas apresentadas (Ferrita e Bainita). A ZTAGF para todas as juntas apresentou-se bastante similares, independente dos aportes térmicos empregados. No caso da ZTAGG das juntas, verificaram-se diferenças mais marcantes entre as regiões analisadas. No caso das juntas T1.0 e T3.0 que apresentaram similares extensões de ZTA devido aos parâmetros de soldagem empregados, como tiveram menores aportes térmicos empregados, nestas duas juntas foram verificadas uma ZTAGG com granulometria visivelmente menor quando comparadas com as outras duas condições de soldagem empregadas (T2.0 e E1.0). A ZTAGG do passe quente da junta T3.0 apresentou-se mais grosseira quando comparada com as outras condições de soldagem empregadas, já que neste caso foi empregado um maior aporte térmico. Comportamentos similares também foram identificados no ZTAGG dos passes de enchimento. Neste caso, assim como em outros casos de soldagem de aços API 5L X80 apresentados na literatura, como no trabalho de Ballesteros (2009), foram identificados precipitação de contorno de grão na ZTAGG, que ocorre devido ao reaquecimento imposto pelos passes subsequentes. No caso da ZTAGG dos passes de acabamento, devido aos menores aportes térmicos empregados, bem como ausência de revenimento provocado por passes subsequente, verificou-se um uma maior presença da Bainita, devido às maiores taxas de resfriamento impostas devido aos parâmetros de soldagem empregados e não ocorre reaquecimento devido à passes subsequentes. O aumento do tamanho de grão identificado na ZTAGG das regiões analisadas pode ter ocorrido devido à dissolução de carbonetos que ancoram os contornos de grão austeníticos durante a austenitização (ALBUQUERQUE, 2010).

5.2 Análise de tensões residuais

5.2.1 Tensões residuais nas regiões superiores e inferiores

A partir dos dados obtidos por difração de raios-x foi possível plotar os resultados de tensões residuais longitudinais e transversais para as juntas analisadas. As análises foram realizadas inicialmente na parte superior da junta e posteriormente na parte inferior da junta. Da Figura 72 até a Figura 79 mostram-se os resultados de tensões residuais longitudinais e transversais para as condições de soldagem empregadas no presente trabalho (T1.0, T2.0, T3.0 e E1.0). Para o presente caso (análise da parte superior da junta) são plotados os valores das tensões residuais (longitudinais ou transversais) e a respectiva distância ao centro do cordão de solda. As linhas verticais plotadas com o mesmo tipo de linha das curvas de tensões residuais indicam os limites da região correspondente ao MS, tendo em vista que devido à solda ter sido realizado de forma manual, a sua largura ao longo da junta pode variar.

Conforme pode ser observado, as tensões residuais longitudinais apresentam maiores magnitudes do que as tensões residuais transversais. Um melhor comportamento da distribuição de tensões residuais, tanto as transversais quanto as longitudinais, é identificado na região do Metal de Base (MB). A ZF, devido a sua maior heterogeneidade, com a presença de grãos colunares, apresenta uma maior dispersão dos resultados, não apontando para um comportamento tão bem definido quanto o MB.

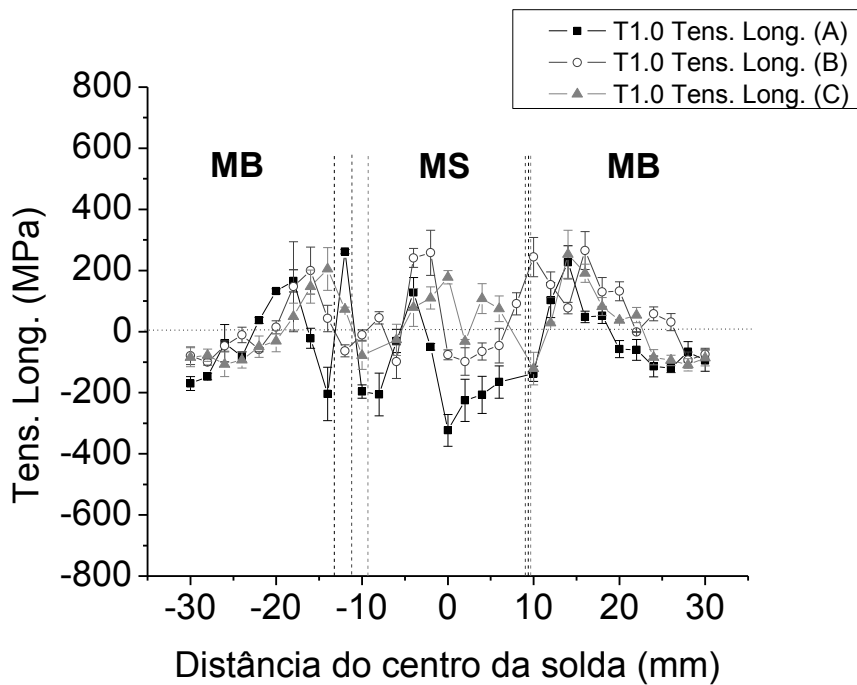


Figura 72: Tensões residuais longitudinais ao longo da região superior da junta T1.0.

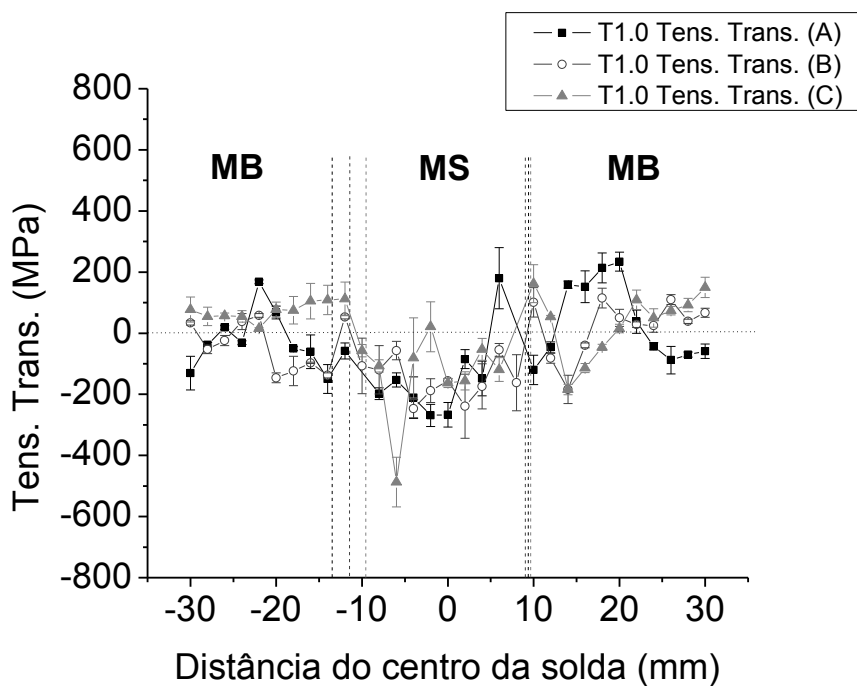


Figura 73: Tensões residuais transversais ao longo da região superior da junta T1.0.

Avaliando-se a região superior da junta T1.0 é possível verificar que os maiores valores de tensões residuais longitudinais trativas localizam-se, principalmente no

centro do MS e nas suas vizinhanças, incluindo a ZTA. Para o caso das tensões residuais transversais não foi observado níveis elevados de tensões residuais trativas ao longo do MS, porém as tensões passam a se elevar na região da ZTA e MB adjacente. Percebe-se que o comportamento das tensões residuais longitudinais e transversais ao longo das três regiões A, B, C apresentou mesmo comportamento ao longo de toda a junta. Avaliando-se a região próxima à zona de ligação onde estará presente maior nível de concentração de tensão, bem como a presença de alteração microestrutural correspondente à ZTA devido à imposição do ciclo térmico de soldagem, é possível verificar que os maiores níveis de tensões residuais longitudinais no lado esquerdo e lado direito da chapa foram 205 MPa (posição = -14 mm) e 265 MPa (posição = 16 mm), enquanto que com relação às tensões residuais transversais estes valores foram de 168 MPa (posição = -22 mm) e 234 MPa (posição = 20 mm).

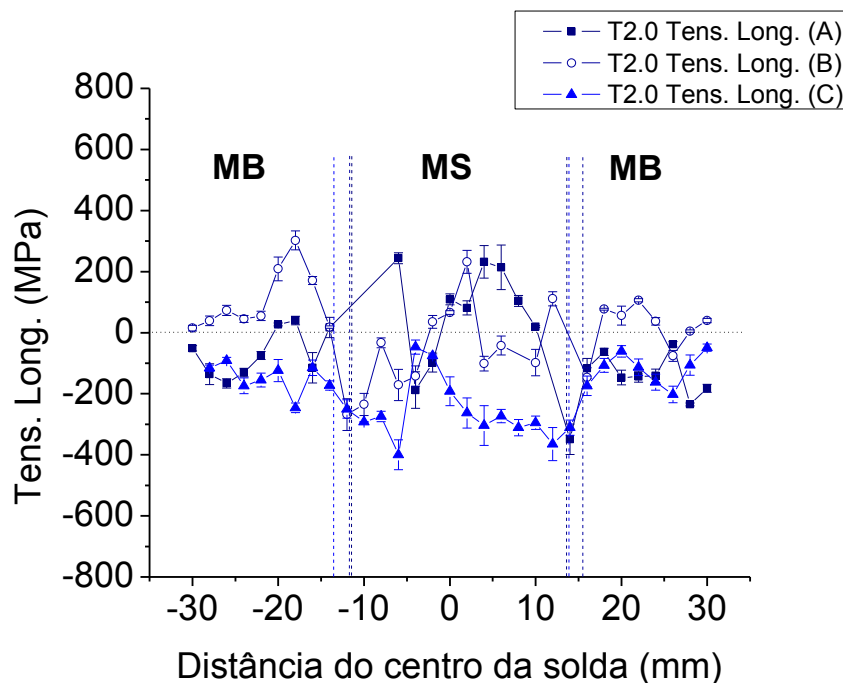


Figura 74: Tensões residuais longitudinais ao longo da região superior da junta T2.0.

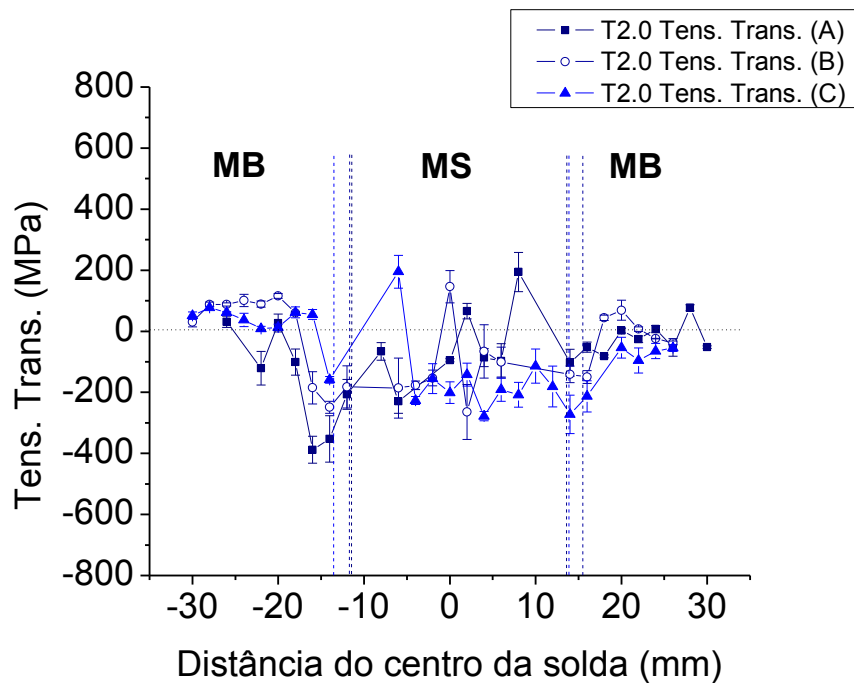


Figura 75: Tensões residuais transversais ao longo da região superior da junta T2.0.

Considerando-se agora a região superior da junta T2.0 é possível verificar que os valores de tensões residuais na ZF não apresentou a mesma regularidade com relação às regiões A, B e C como no caso da junta T1.0. Esta irregularidade foi mais pronunciada nas tensões residuais longitudinais. Na junta T2.0 também foi verificado um menor nível de tensões residuais, principalmente na região próxima à ZTA. Apenas na região central (Região B) foi identificado um alto pico de tensão residual longitudinal, que foi superior à junta T1.0. Os maiores níveis de tensões residuais longitudinais no lado esquerdo e lado direito da chapa foram 302 MPa (posição = -18 mm) e 106 MPa (posição = 22 mm), enquanto que para as tensões residuais transversais estes valores foram 116 MPa (posição = -20 mm) e 69 MPa (posição = 20 mm).

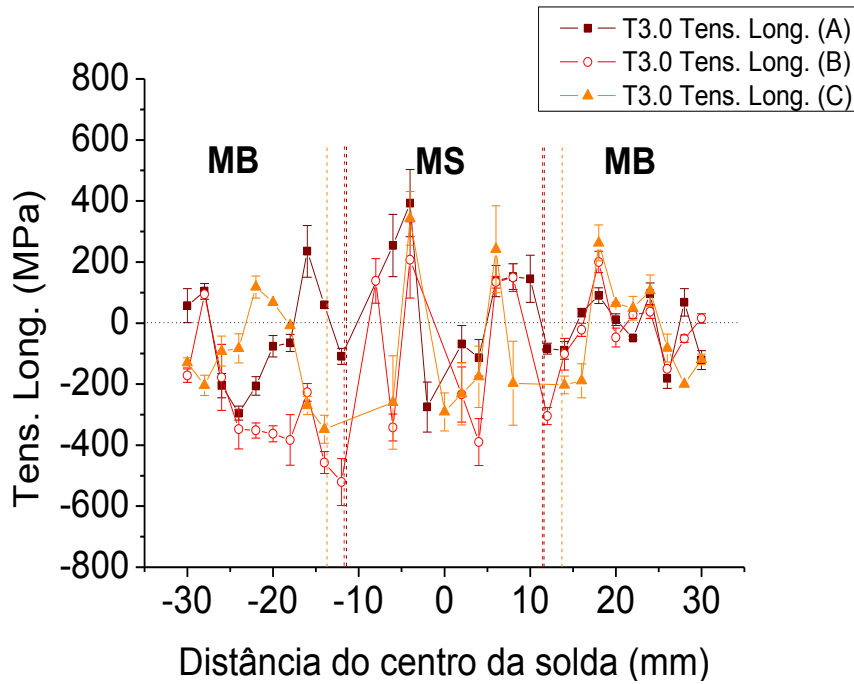


Figura 76: Tensões residuais longitudinais ao longo da região superior da junta T3.0.

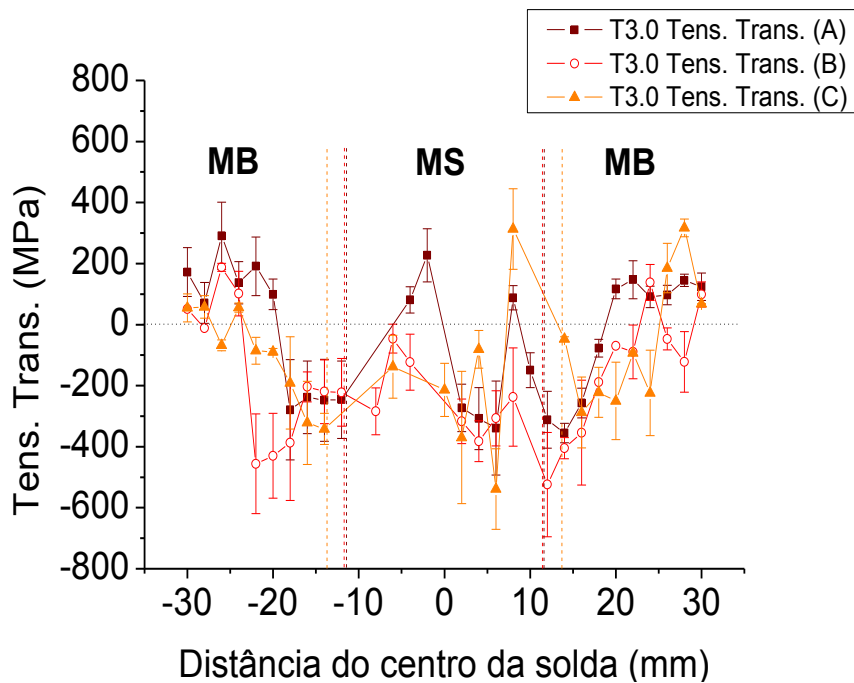


Figura 77: Tensões residuais transversais ao longo da região superior da junta T3.0.

Na região superior da junta T3.0 é possível observar que a região do MS apresentou picos de tensões residuais trativas, tanto no caso das tensões longitudinais

quanto das tensões transversais. A região do MS também apresenta regiões de tensões residuais compressivas. Pode-se perceber que as três regiões distintas analisadas apresentam comportamentos similares entre os perfis de tensões residuais obtidos. Tal comportamento é mais bem observado no caso das tensões residuais transversais. Outro comportamento mais notório das tensões residuais transversais para esta junta foi o de apresentar um estado mais compressivo de tensões residuais na região próxima a interface entre o MS e MB, ou seja, na provável região da ZTA da junta. Os maiores níveis de tensões residuais longitudinais no lado esquerdo e lado direito da chapa foram 235 MPa (posição = -16 mm) e 263 MPa (posição = 18 mm), enquanto que para as tensões residuais transversais estes valores foram 291 MPa (posição = -26 mm) e 317 MPa (posição = 28 mm).

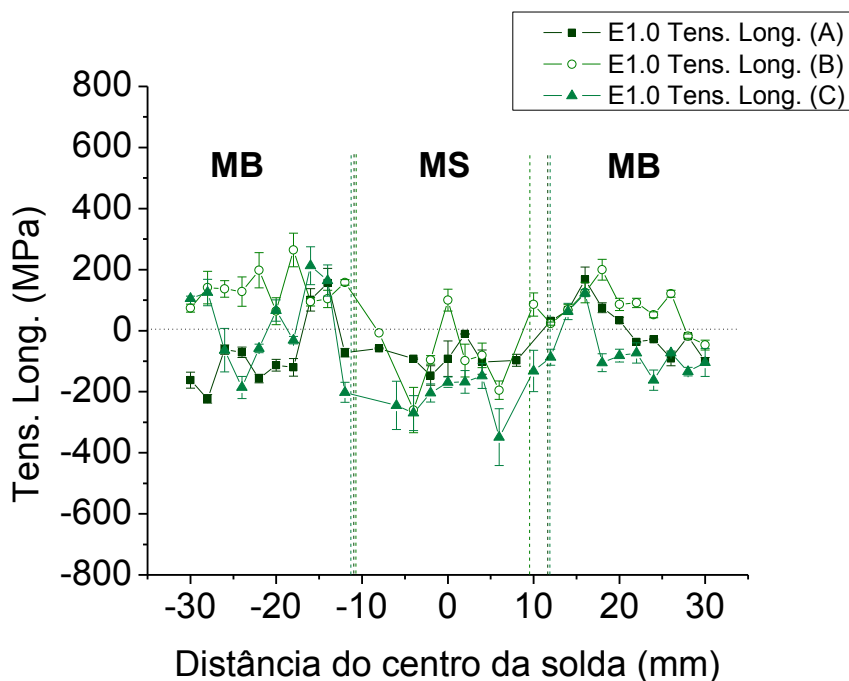


Figura 78: Tensões residuais longitudinais ao longo da região superior da junta E1.0.

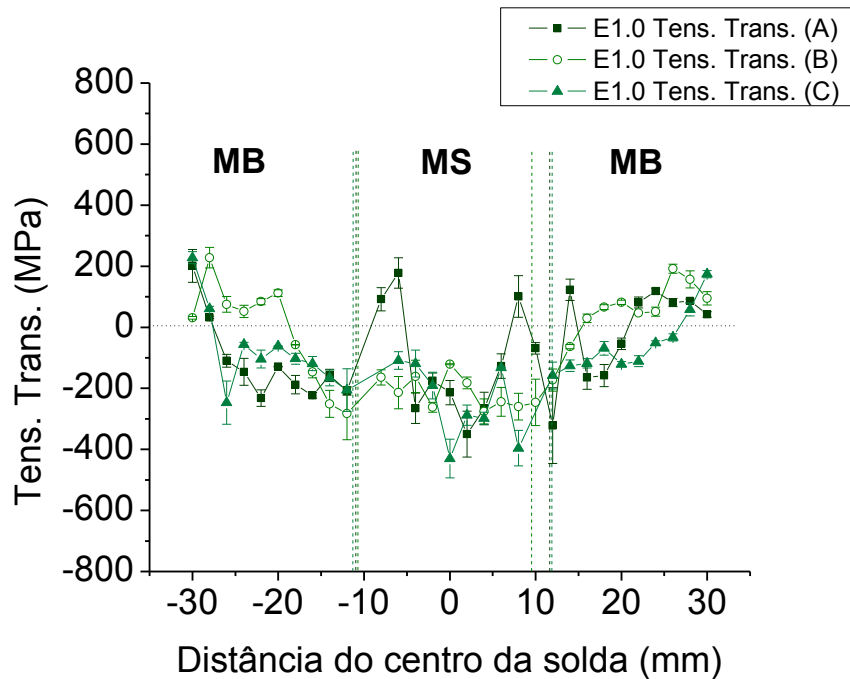


Figura 79: Tensões residuais transversais ao longo da região superior da junta E1.0.

Avaliando-se a região superior da junta E1.0 é possível verificar que o comportamento das tensões residuais longitudinais e transversais foram similares (não em magnitudes, apenas no perfil da curva) nas três regiões de análise das tensões residuais. Diferentemente das outras duas condições de soldagem (juntas T1.0 e T2.0), os maiores níveis de tensões residuais transversais são localizados em pontos mais distantes da zona de ligação entre o MS e o MB. Os maiores níveis de tensões residuais longitudinais no lado esquerdo e lado direito da chapa foram 264 MPa (posição = -18 mm) e 200 MPa (posição = 18 mm), enquanto que para as tensões residuais transversais estes valores foram 228 MPa (posição = -28 mm) e 192 MPa (posição = 26 mm).

Diante da importância do nível de tensões residuais trativas em juntas soldadas são apresentados na Tabela 11 os valores médios de tensões residuais longitudinais e transversais no MS e nos 3 primeiros pontos analisados que corresponde a toda a ZTA e início do MB, respectivamente.

Tabela 11: Níveis médios máximos de tensões residuais longitudinais e transversais no MS e ZTA/MB na região superior da junta.

Junta	MS (MPa)		ZTA/MB (MPa)		H _{médio} nos passes de acabamento (kJ/mm)
	Long.	Transv.	Long.	Transv.	
T1.0	-2,3	-112,8	63,6	-23,2	1,22
T2.0	-70,5	-115,2	-105,2	-144,8	1,14
T3.0	-45,5	-196,8	-130,1	-277,6	1,88
E1.0	-129,1	-188,0	70,0	-167,1	1,31

As regiões superiores das juntas que foram submetidas à análise de tensões residuais são compostas dos passes de acabamento e do MB. Logo, as energias que foram consideradas para análise dos resultados foram correspondentes àqueles passes. As juntas T1.0, T2.0, T3.0 e E1.0 apresentaram aporte térmico médio nos passes de acabamento de aproximadamente 1,22 kJ/mm, 1,14 kJ/mm, 1,88 kJ/mm e 1,31 kJ/mm, conforme Tabela 11, utilizando correntes com valores médios de 131 A, 117 A, 231 A e 165 A. As juntas T1.0 e E1.0 foram soldadas, nos passes de acabamento, com o mesmo consumível (E8018-G). Logo, pode ser verificado que, embora os aportes térmicos tenham sido próximos, a utilização de uma corrente mais elevada acarretou em uma intensidade ligeiramente maior de tensões residuais compressivas. Tal fato também foi constatado por Oliveira *et al.* (2010), quando analisou juntas soldadas com o eletrodo E8018-G, e verificou que quando os aportes térmicos eram similares, mas as intensidades de correntes eram maiores, mais compressivas foram as tensões residuais ao longo do MS. Mesmo com o emprego de diferentes processos e consumíveis de soldagem, é verificado, também, que o emprego de maiores intensidades de corrente implica em níveis de tensões residuais transversais mais compressivos ao longo do MS.

A junta T2.0 foi soldada nos passes de acabamento com o eletrodo E9018-G. Tal consumível diferencia-se do E8018-G principalmente pelo teor de Mo de 0,20%. Comparando-se com a junta T1.0, soldada com aporte térmico idêntico ligeiramente maior, percebe-se que houve mudanças significativas entre os níveis de tensões

residuais obtidos para as duas juntas. A diferença entre as intensidades de corrente foram significativas para se alterar os níveis de tensões residuais obtidos tanto no MS quanto na ZTA. Porém, no caso das tensões residuais transversais no MS os níveis de tensões residuais transversais foram bastante similares.

A junta T3.0 foi soldada nos passes de acabamento com o processo FCAW-autoprottegido utilizando uma energia de soldagem superior às outras juntas. Conforme verificado, os perfis de tensões residuais apresentaram picos em regiões específicas da junta, ou seja, nos centros dos cordões de solda, principalmente no caso das tensões residuais longitudinais. Além disso, esta foi a junta que apresentou no MS e na ZTA um estado de tensões residuais bem mais compressivos do que as demais juntas. O emprego do maior aporte térmico deslocou os picos de tensões residuais do MB para regiões mais afastadas em relação à ZTA. Deve ser lembrado que o número de passes da respectiva junta é inferior em relação às demais e que o processo de soldagem é outro (FCAW-autoprottegido), o que pode ter ocasionado as diferenças nos resultados obtidos.

Sabe-se que o emprego de um maior aporte térmico gera um maior nível de tensões residuais trativas (MODENESI, 2001; MARQUES *et al*, 2009; FRANCIS *et al*, 2007), entretanto, deve-se salientar que os casos apresentados na literatura são muitas vezes decorrentes de diferentes processos de soldagem, juntamente com diferentes condições e geometrias de juntas soldadas. Para o presente caso, por exemplo, embora a junta T3.0 tenha sido soldada com maior aporte térmico que as demais juntas, o fato de apresentar picos tensões residuais trativas ao longo do MS mais pronunciados do que às outras juntas pode estar ligado, também, ao processo de soldagem empregado, bem como ao diferente número de passes empregados.

Mesmo apresentando dois picos de tensões residuais trativas ao longo do MS, a junta T3.0, assim como todas as juntas soldadas no presente trabalho, apresentaram na região superior um estado de tensão residual transversal predominantemente compressivo. Estudando as tensões residuais em soldas de aço HSLA-100, Gao *et al*. (1997) encontraram resultados semelhantes aos aqui encontrados, onde as tensões residuais eram sempre compressivas sobre a superfície da solda, e nas suas proximidades, tornando-se gradualmente trativas à medida que a distância a partir da

linha de fusão aumenta, sendo esse fenômeno atribuído ao efeito de transformações de fase no aço, uma vez que a expansão volumétrica associada à transformação da austenita para martensita/bainita podem aumentar o nível de tensões compressivas. Além disso, esse estado compressivo na superfície da solda pode estar relacionado também a Ferrita Acicular presente nesta região, conforme análises microestruturais apresentadas, que apresenta mecanismo de transformação similar à Bainita, cujo estado de tensões residuais compressivos é devido à componente de deformação cisalhante de sua transformação (BHADESHIA, 2002 *apud* OLIVEIRA *et al.*, 2010). Para Pilipenko (2002), se mudanças estruturais durante o resfriamento ocorrem em baixas temperaturas, como os casos apresentados acima, então a contração gradual que ocorreria passa para um estado de expansão rápida. Conseqüentemente, as tensões residuais trativas são diminuídas ou até mesmo mudadas para um estado de tensão compressivo.

Da Figura 80 até a Figura 87 são mostrados os resultados de tensões residuais longitudinais para as condições de soldagem T1.0, T2.0, T3.0 e E1.0, realizadas na parte inferior da junta. Para o presente caso são plotados os valores das tensões residuais (longitudinais ou transversais) e a respectiva distância ao centro do passe de raiz. Como não houve variação significativa na largura do passe de raiz, as linhas verticais plotadas representam os limites entre o MS e o MB para as três regiões das juntas analisadas.

Para a análise da região inferior da junta, devido aos testes *HIC* subsequentes englobar o passe de raiz, uma maior atenção foi dada às tensões residuais próximas a ZTA desta região. A alta penetração envolvida nos passes de raiz faz com que essa região sofra posteriormente um alto grau de deformação e, conseqüentemente, esteja submetida a um elevado nível de tensões residuais incrementada com a aplicação dos passes subsequentes. Como o trabalho visa realizar posteriormente testes simulando ambientes apresentando baixo teor de H₂S (susceptibilidade à SSC e testes *HIC*), uma análise de forma criteriosa é necessária. Tendo em vista que o trincamento devido à presença de H₂S é realizado durante operações de serviço, as tensões residuais junto ao “pé” do passe de raiz precisam ser analisadas, pois estas regiões são preferências para o seu surgimento (PARADOWSKA *et al.*, 2005; PARADOWSKA *et al.*, 2006).

Atenção especial foi dada as tensões residuais transversais, tendo em vista que elas são consideradas mais importantes em fenômenos de SSC e SCC (HAYASHI *et al.*, 2000).

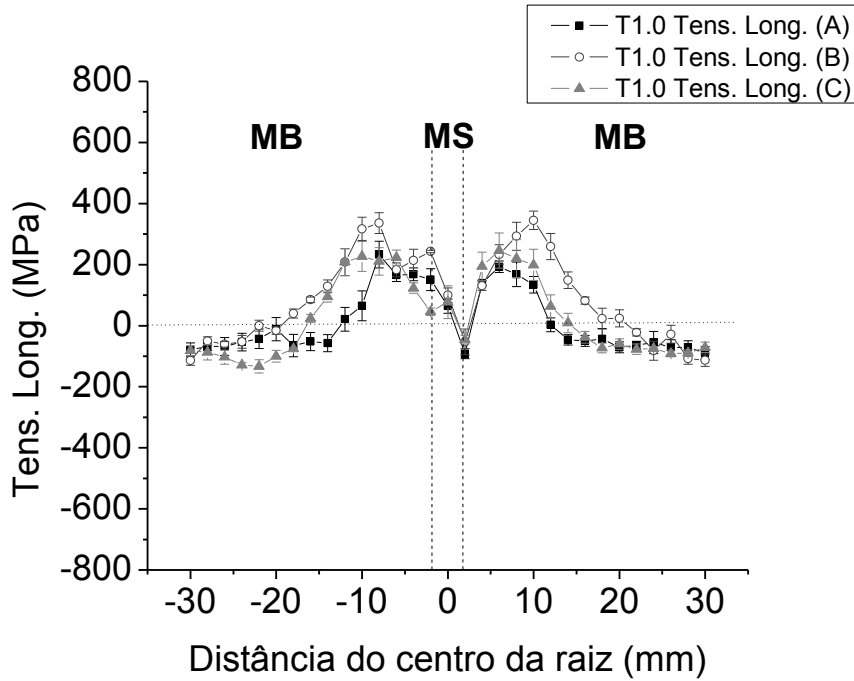


Figura 80: Tensões residuais longitudinais ao longo da região inferior da junta T1.0.

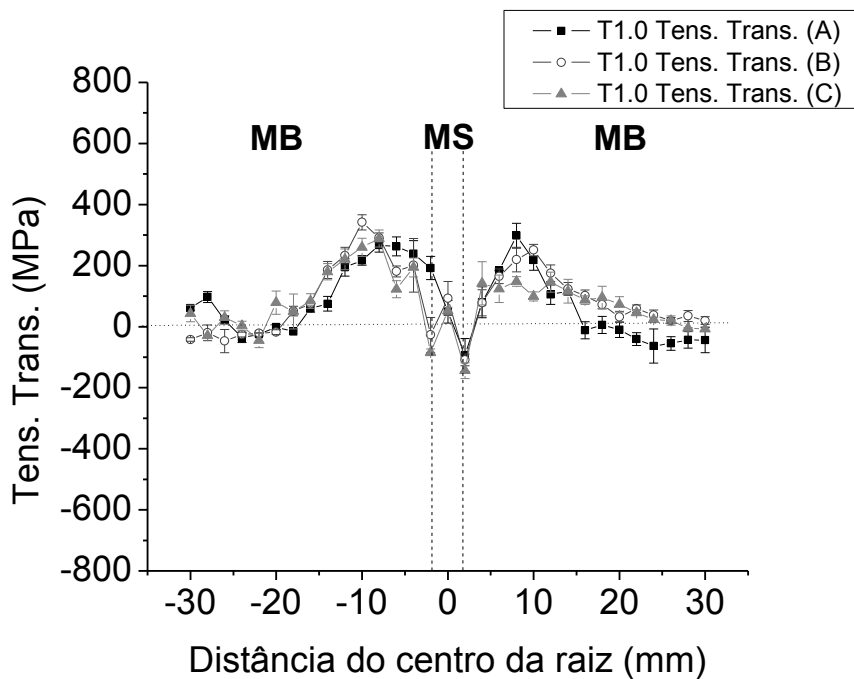


Figura 81: Tensões residuais transversais ao longo da região inferior da junta T1.0.

Através das figuras é possível verificar que a junta T1.0 apresentou um menor nível de tensões residuais longitudinais e transversais ao longo da região do MS em relação à ZTA e MB. Diferentemente da região superior da chapa, verifica-se que os perfis de tensões residuais ao longo da junta apresentam uma melhor regularidade, pois a análise se dá praticamente apenas na região do MB, tendo em vista que a região do passe de raiz apresenta menores dimensões em relação à região dos passes de acabamento. Os maiores níveis de tensões residuais longitudinais no lado esquerdo e lado direito da chapa foram 336 MPa (posição = -8 mm) e 345 MPa (posição = 10 mm), enquanto que para as tensões residuais transversais estes valores foram 342 MPa (posição = -10 mm) e 298 MPa (posição = 8 mm).

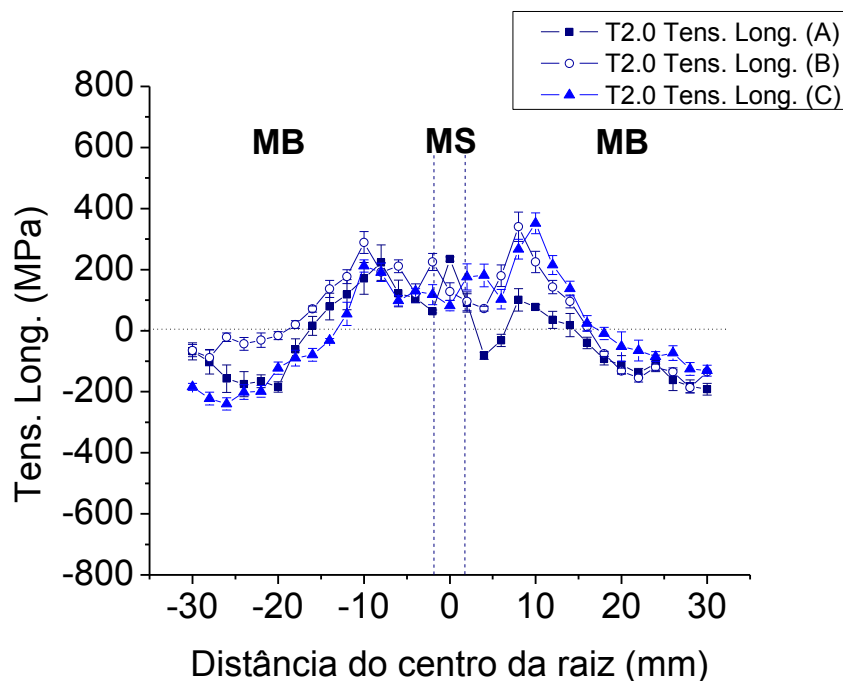


Figura 82: Tensões residuais longitudinais ao longo da região inferior da junta T2.0.

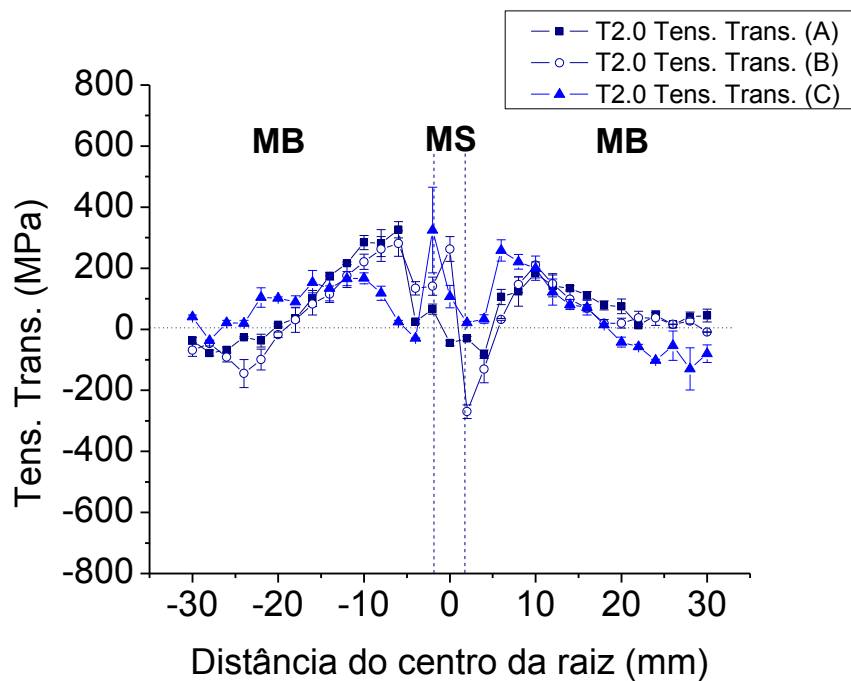


Figura 83: Tensões residuais transversais ao longo da região inferior da junta T2.0.

Avaliando-se as figuras é possível verificar que a junta T2.0 apresentou um maior nível de tensões residuais trativas, longitudinais e transversais, no MS em relação à junta T1.0. Na mesma forma que na junta T1.0, na junta T2.0 também foi possível observar uma certa similaridade entre os perfis de tensões residuais obtidos ao longo das três regiões analisadas. Os maiores níveis de tensões residuais longitudinais no lado esquerdo e lado direito da chapa foram 289 MPa (posição = -10 mm) e 352 MPa (posição = 10 mm), enquanto que para as tensões residuais transversais estes valores foram 326 MPa (posição = -6 mm) e 258 MPa (posição = 6 mm).

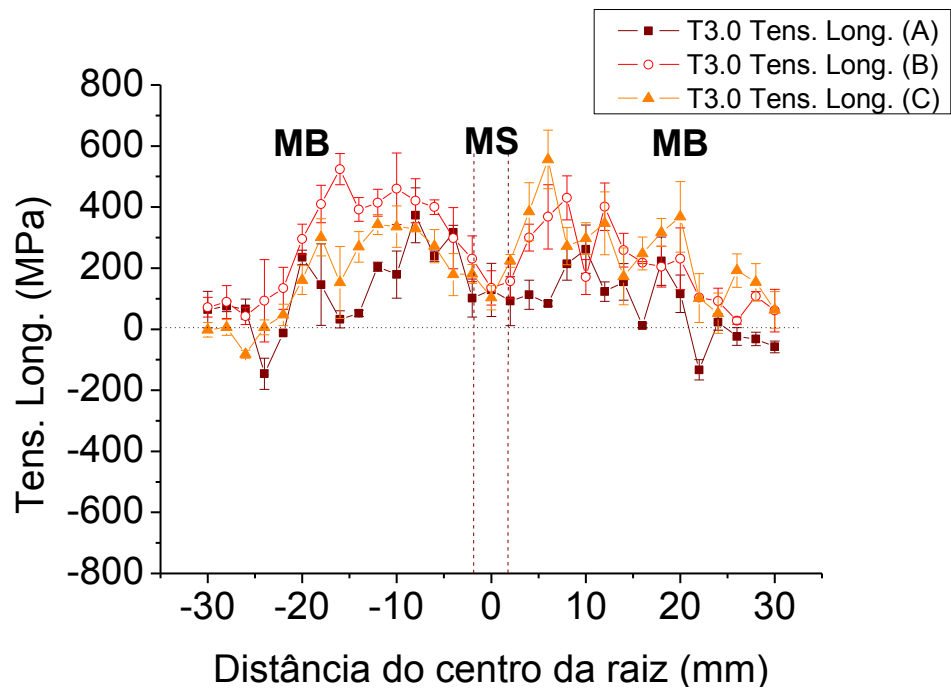


Figura 84: Tensões residuais longitudinais ao longo da região inferior da junta T3.0.

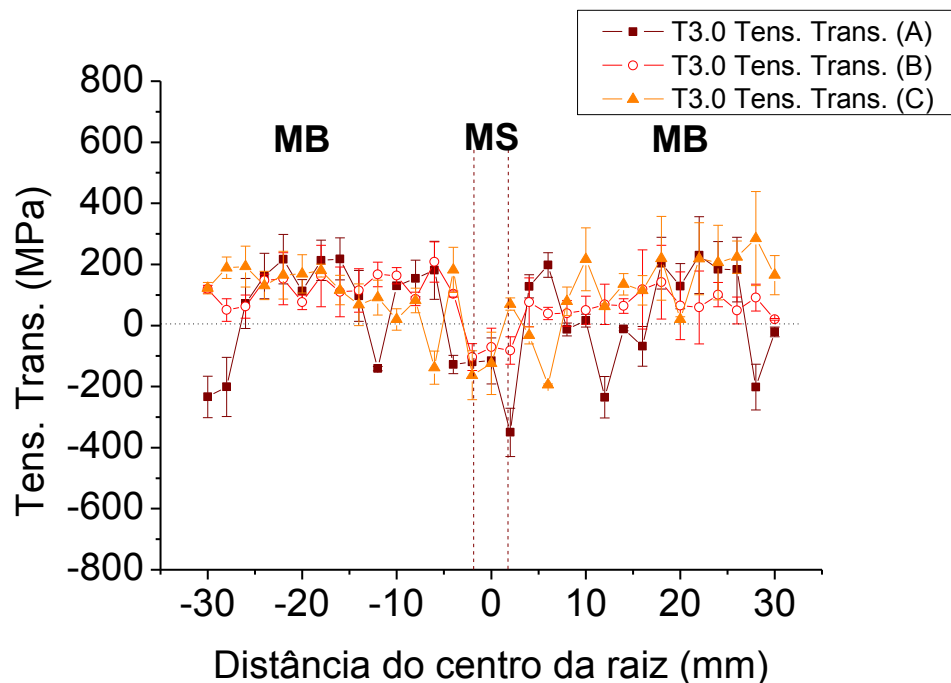


Figura 85: Tensões residuais transversais ao longo da região inferior da junta T3.0.

Para a junta T3.0 verifica-se um comportamento diferente em relação às juntas T1.0 e T2.0, que foram soldadas pelo mesmo processo de soldagem (GTAW) e mesmo

consumível (ER70S-3). Verificou-se um estado de tensões residuais longitudinais similares aos outros casos apresentados anteriormente, porém os níveis de tensões residuais transversais foram mais compressivos ao longo da região do MS. O fato de a junta ter sido soldada sem pré-aquecimento no passe de raiz não parece ter influenciado os níveis de tensões residuais longitudinais. Tal constatação não pode ser considerada quando da análise das tensões residuais transversais. Nesse caso, constata-se uma significativa redução do nível de tensões residuais transversais, inclusive com o desaparecimento de picos de tensões trativas próximos a ZTA da junta. Os maiores níveis de tensões residuais longitudinais no lado esquerdo e lado direito da chapa foram 524 MPa (posição = -16 mm) e 556 MPa (posição = 6 mm), enquanto que para as tensões residuais transversais estes valores foram 218 MPa (Posição = -16 mm) e 285 MPa (posição = 28 mm).

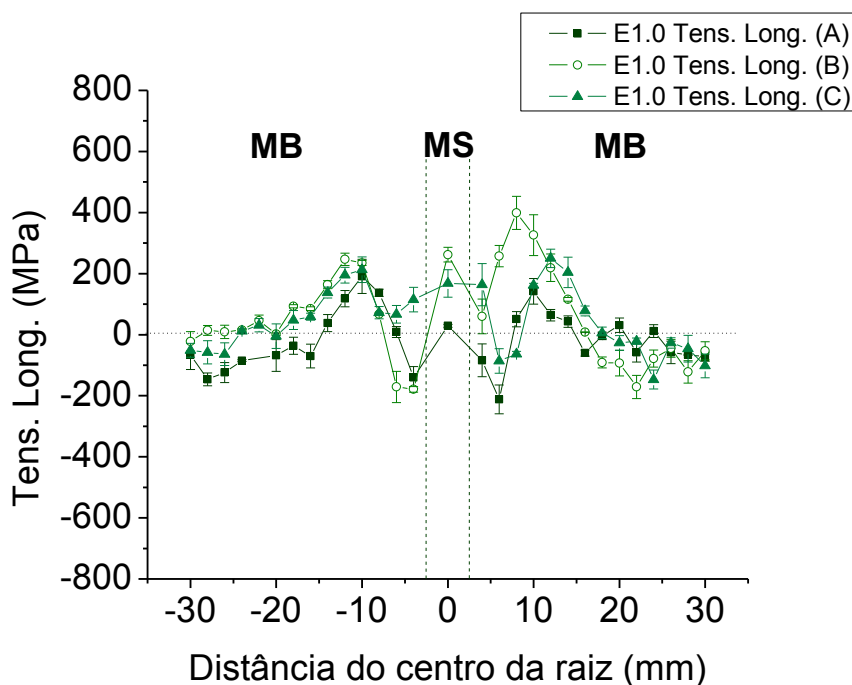


Figura 86: Tensões residuais longitudinais ao longo da região inferior da junta E1.0.

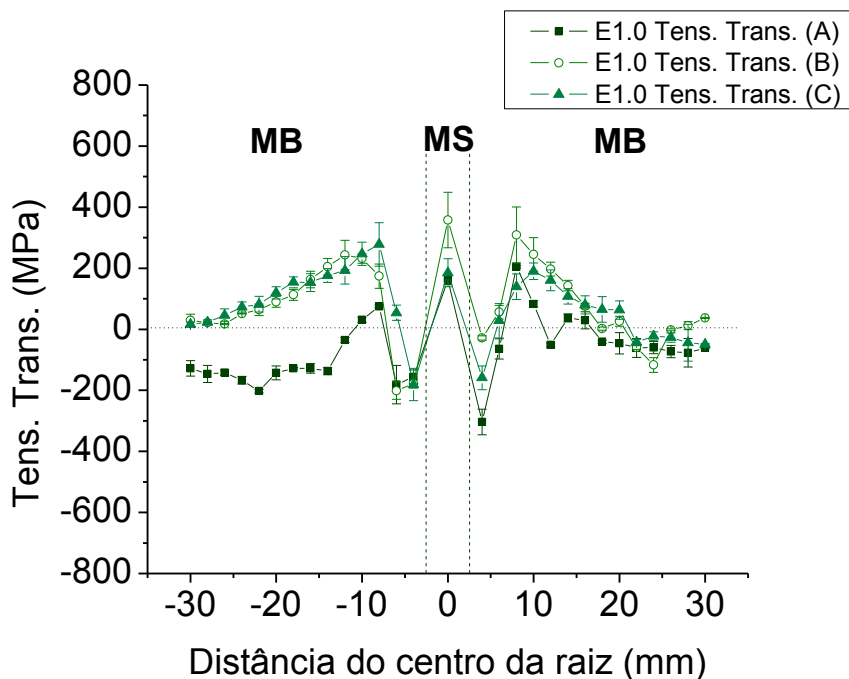


Figura 87: Tensões residuais transversais ao longo da região inferior da junta E1.0.

Para a junta E1.0 observou-se um comportamento diferente em relação à todas as outras juntas avaliadas. As tensões residuais longitudinais e transversais apresentaram um comportamento trativo ao longo do MS e compressivo na região de interface entre o MS e o MB (provável ZTA). Os maiores níveis de tensões residuais longitudinais no lado esquerdo e lado direito da chapa foram 247 MPa (posição = -12 mm) e 399 MPa (posição = 8 mm), enquanto que para as tensões residuais transversais estes valores foram 278 MPa (Posição = -8 mm) e 309 MPa (posição = 8 mm).

Mais uma vez, considerando-se a importância do nível de tensões residuais trativas em juntas soldadas são apresentados na Tabela 12 os valores médios de tensões residuais longitudinais e transversais no MS e nos 3 primeiros pontos analisados que corresponde a toda a ZTA e início do MB, respectivamente.

Tabela 12: Níveis máximos de tensões residuais longitudinais e transversais no MS e ZTA/MB Na região inferior da junta.

Junta	MS (MPa)		ZTA/MB (MPa)		$H_{\text{médio}}$ nos passes de raiz e quente (kJ/mm)
	Long.	Transv.	Long.	Transv.	
T1.0	80,3	64,6	136,7	94,9	1,52
T2.0	138,7	108,3	110,0	68,3	1,95
T3.0	122,3	-103,6	259,8	-6,8	1,65
E1.0	153,0	235	-16,6	-109,5	1,87

Conforme já mencionado anteriormente, a análise da região inferior das juntas engloba o passe de raiz e o MB, este sendo em maior extensão devido à geometria das juntas, o que por sua vez acarreta em perfis mais regulares de tensões residuais nas análises.

A análise da região do passe de raiz em juntas soldadas é de grande importância tendo em vista que este deve absorver grande parte das tensões residuais decorrentes das deformações proporcionadas pelos passes subsequentes (Pinto, 2006).

Os passes de raiz das juntas T1.0, T2.0, T3.0 foram executadas pelos processos GTAW enquanto que o passe de raiz da junta E1.0 foi executado pelo processo SMAW. Na execução dos passes subsequentes as juntas T1.0, T2.0 e E1.0 foram executados pelo processo SMAW, enquanto que a junta T3.0 foi pelo processo FCAW-autoprotetido. Os aportes térmicos médios entre os passes de raiz e passes quente para as respectivas juntas T1.0, T2.0, T3.0 e E1.0 foram 1,52 kJ/mm, 1,95 kJ/mm, 1,65 kJ/mm e 1,87 kJ/mm, como pode ser visto na Tabela 12. No caso das tensões residuais longitudinais é verificado que tanto para as juntas soldadas com o passe de raiz pelo processo GTAW quanto para a junta soldada pelo processo SMAW, foi verificado que o emprego de um maior aporte térmico proporcionou um maior nível de tensões residuais tratativas ao longo do MS, pois as juntas T1.0 e T3.0, que foram soldadas com o emprego de menor aporte térmico em relação as juntas T2.0 e E1.0, apresentaram um estado de tensões residuais menos tratativo no MS.

Para a junta T3.0, o fato de não ter sido empregado pré-aquecimento, não teve influência significativa sobre os níveis de tensões residuais longitudinais ao longo do MS, mas teve influência marcante na ZTA, conforme dados apresentados na Tabela 12.

Conforme já mencionado, as tensões residuais transversais são consideradas mais importantes em fenômenos de fragilização por hidrogênio e corrosão sob tensão (HAYASHI *et al.*, 2000), principalmente se considerarmos o passe de raiz que está em contato direto com o hidrocarboneto transportado, sendo este rico em H₂S, por exemplo.

No caso das tensões residuais transversais, houve variação significativa entre os níveis de tensões residuais para as juntas analisadas. O aporte térmico para a junta T2.0 e E1.0 foram similares o que por sua vez gerou níveis próximos de tensões residuais longitudinais ao longo do MS. Os aportes das juntas T2.0 e E1.0 foram maiores que o da junta T1.0, logo, foi verificado para a região do passe de raiz que maiores aportes térmicos acarretarão em níveis de tensões residuais transversais trativas ao longo do MS.

Uma observação importante é que apesar da junta E1.0 ter proporcionado valores mais elevados de tensões residuais transversais trativas ao longo do MS, esta apresentou um estado compressivo ao longo da região da ZTA. Entre as juntas soldadas com a vareta ER70S-3, as tensões residuais transversais foram maiores com o emprego de maiores aportes térmicos. A junta T3.0 apresentou menor intensidade de tensões residuais transversais no MS em relação às demais juntas, e não apresentou picos bem definidos como as demais juntas estudadas. O fato de a junta ter sido soldada sem pré-aquecimento pode ter sido o fator para estes resultados encontrados, ou seja, o pré-aquecimento implica em mais energia aplicada nas juntas e maiores serão os níveis de tensões residuais trativas na região inferior da chapa.

5.2.2 Tensões residuais ao longo das espessuras das juntas

As tensões residuais transversais foram analisadas ao longo da espessura das amostras obtidas das juntas. Os resultados obtidos foram plotados e as figuras

seguintes mostram o estado de tensões residuais ao longo da espessura. As tensões analisadas correspondem às tensões transversais em relação ao sentido de soldagem.

Da Figura 88 até a Figura 90 são apresentados os valores de tensões residuais ao longo da espessura para a junta T1.0.

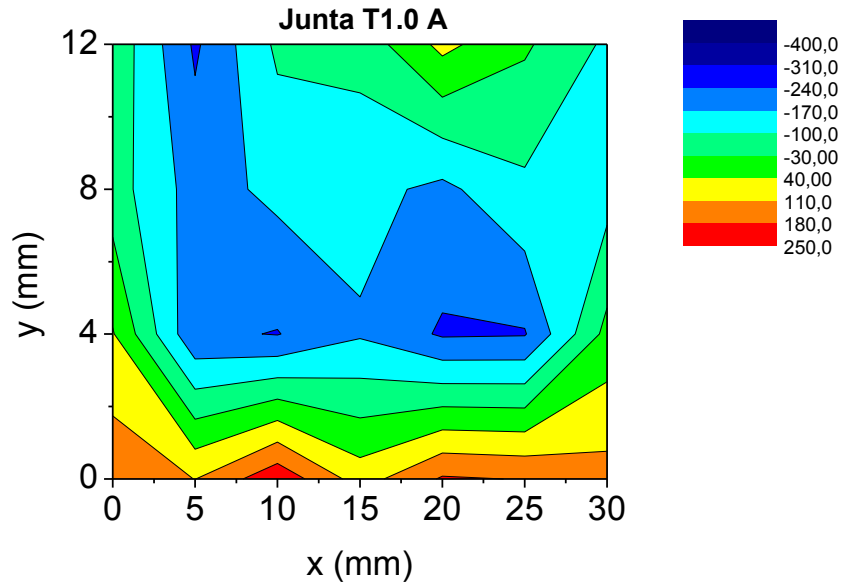


Figura 88: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T1.0 – Região A.

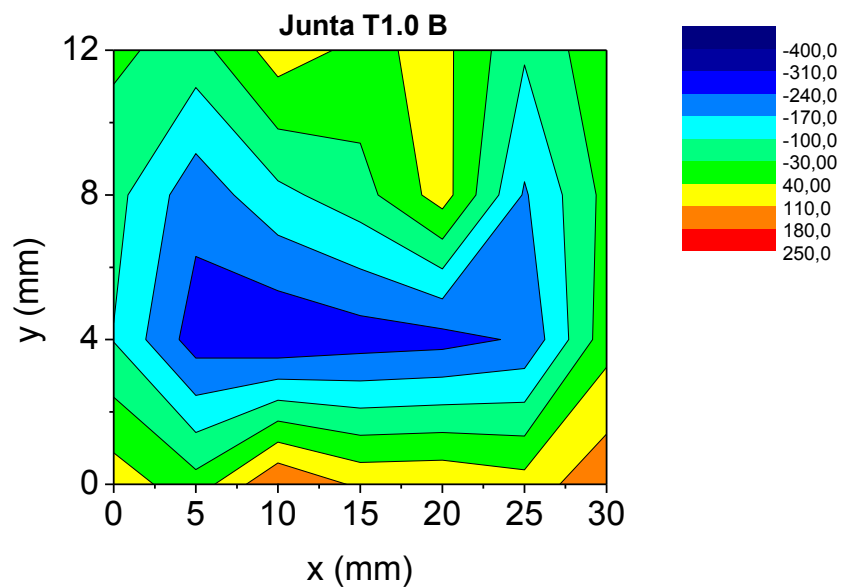


Figura 89: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T1.0 – Região B.

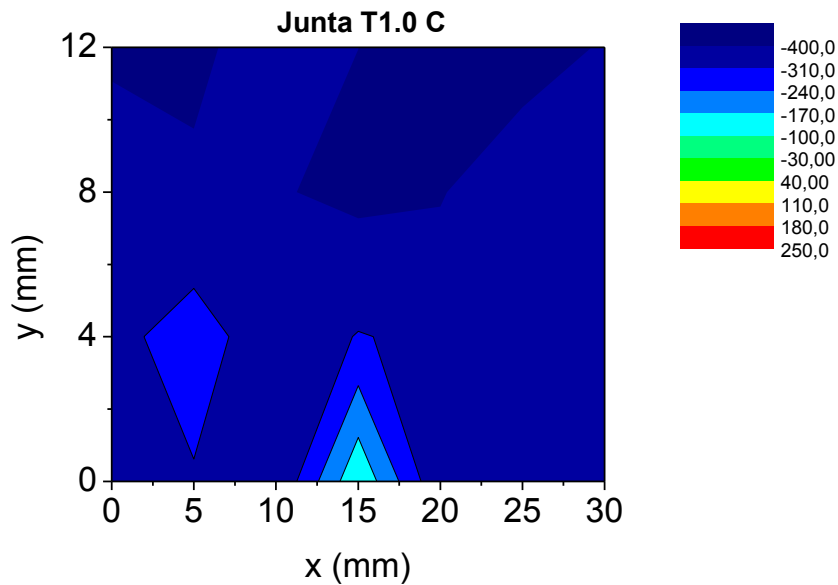


Figura 90: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T1.0 – Região C.

Conforme pode ser observado na análise da junta T1.0, os valores de tensões residuais tenderam a ser parcialmente compressivos na porção inicial e central da junta soldada (Regiões A e B) e totalmente compressivo na seção final da junta (região C). Pode ser verificado que a região superior da chapa encontra-se em um estado mais compressivo do que a região inferior, pois, conforme pode ser observada, a região do passe de raiz é trativa. Conforme verificado, ocorre a diminuição de intensidade de tensões trativas, passando para um estado totalmente compressivo, quando se aproxima do final da junta soldada (região C).

Da Figura 91 até a Figura 93, são apresentados os perfis de tensões residuais para a junta T2.0.

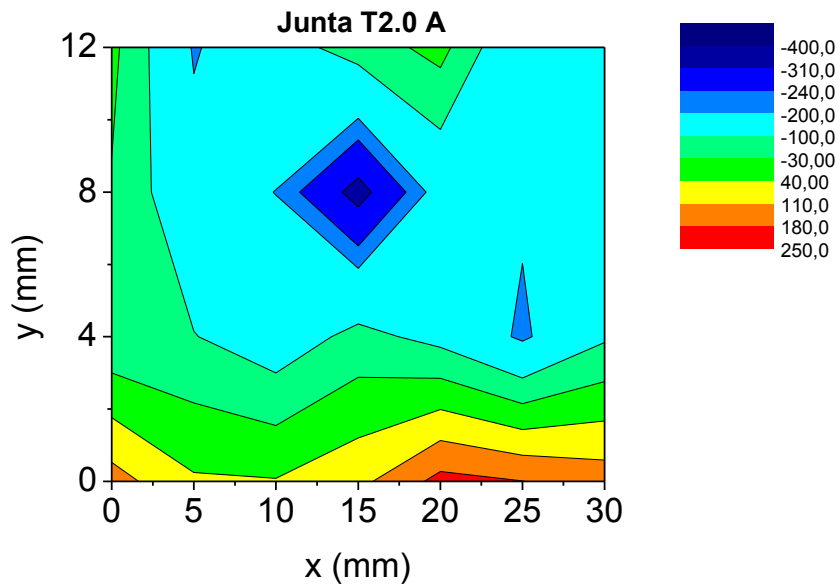


Figura 91: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T2.0 – Região A.

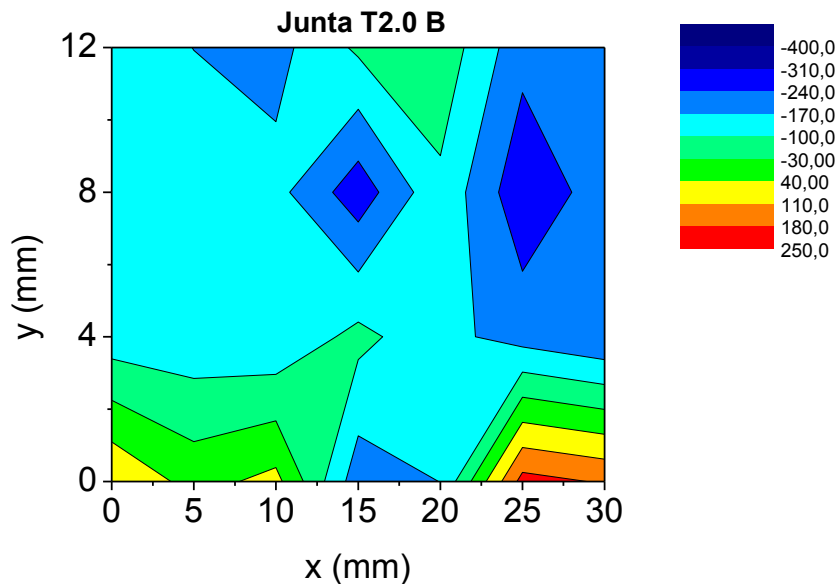


Figura 92: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T2.0 – Região B.

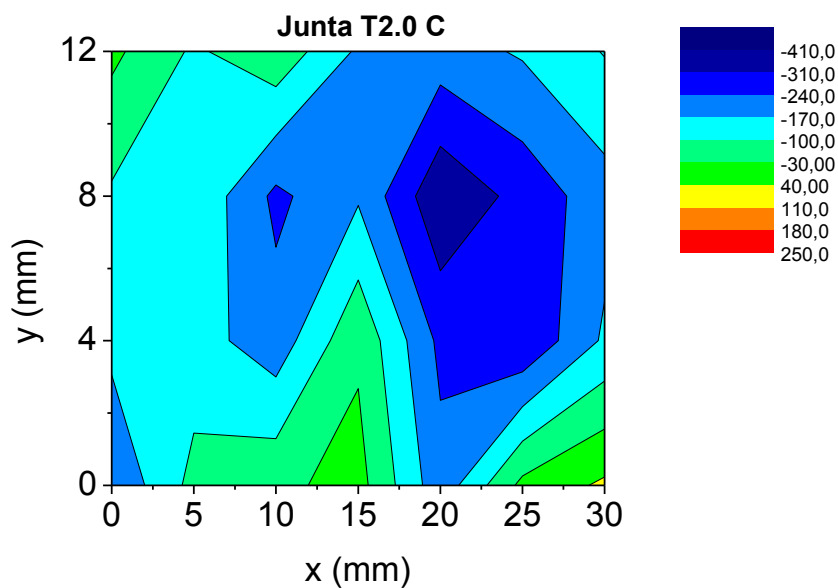


Figura 93: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T2.0 – Região C.

O comportamento da junta T2.0 é bastante similar ao da junta T1.0. Assim, como no caso da junta T1.0, o estado compressivo aumenta à medida que se aproxima do final da junta, embora com menos intensidade do que a junta T1.0.

Da Figura 94 até a Figura 96, são apresentados os perfis de tensões residuais para a junta T3.0.

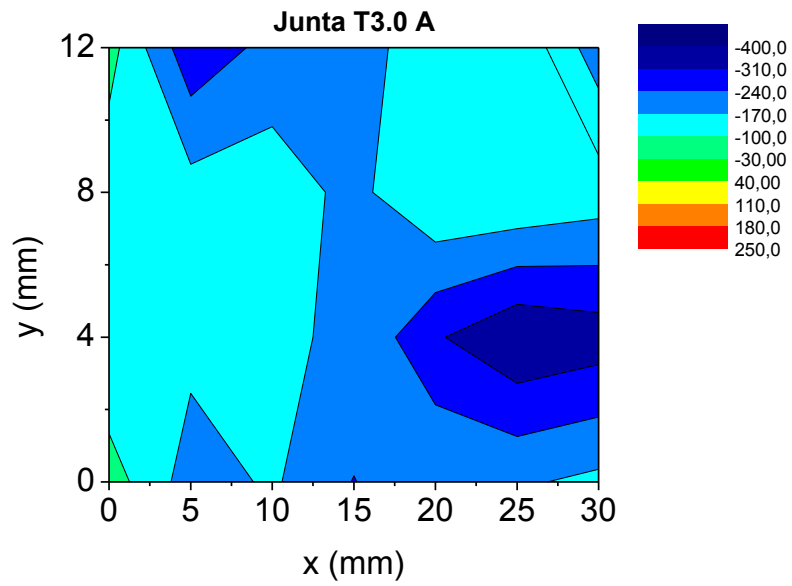


Figura 94: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T3.0 – Região A.

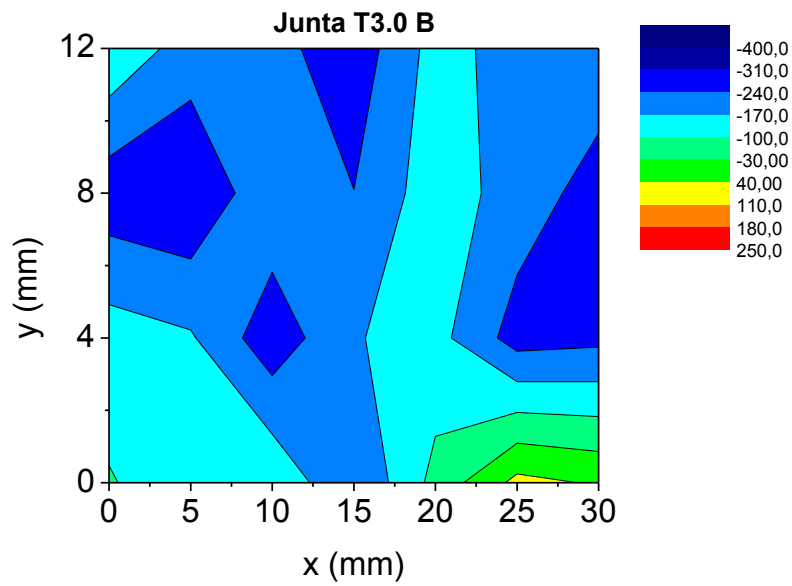


Figura 95: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T3.0 – Região B.

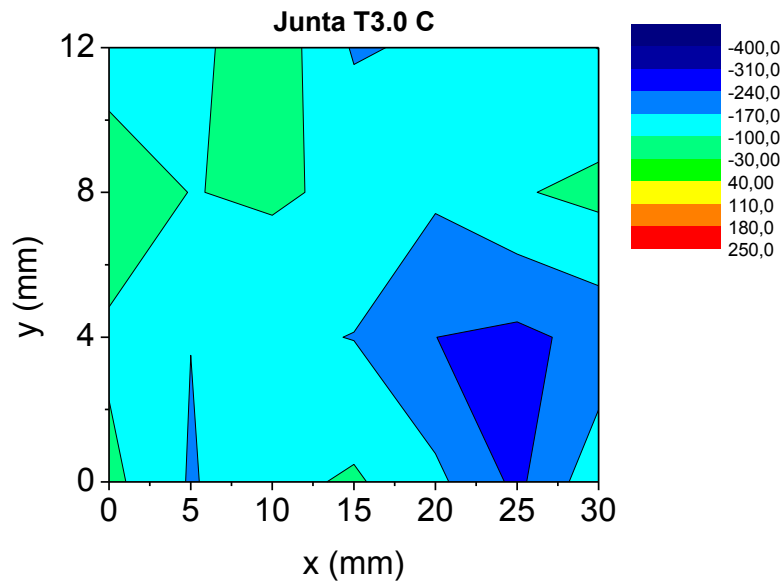


Figura 96: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra T3.0 – Região C.

Avaliando-se o estado de tensões residuais da junta T3.0, verifica-se que a junta encontra-se quase que totalmente sob um estado de tensões compressivas, sendo este mais uniforme do que os estados verificados nas junta T2.0 e T1.0. Diferentemente dos casos apresentados até o momento, para esta condição não foi verificada a tendência de um estado mais compressivo quando se chega à região final da junta soldada. O número de passes reduzidos, associado com os parâmetros de soldagem empregados, pode ter contribuído para este comportamento.

Da Figura 97 até a Figura 99, são apresentados os perfis de tensões residuais para a junta E1.0.

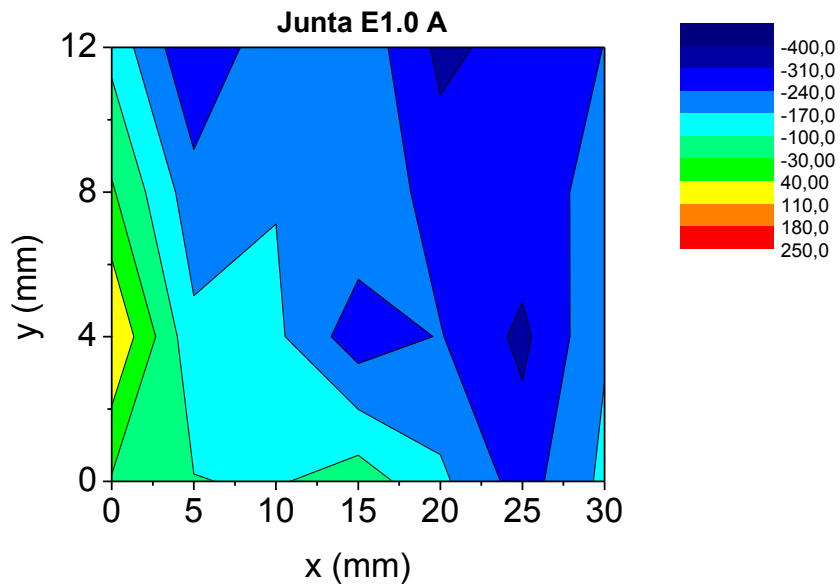


Figura 97: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra E1.0 – Região A.

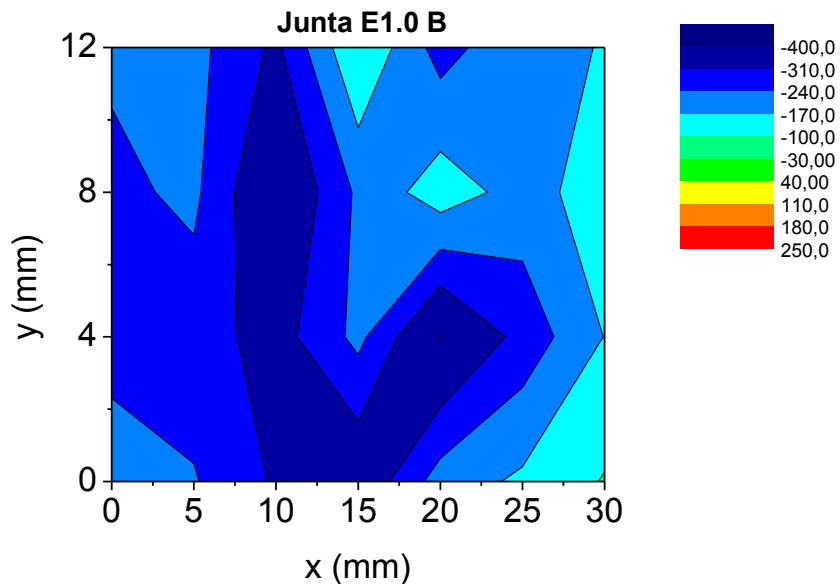


Figura 98: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra E1.0 – Região B.

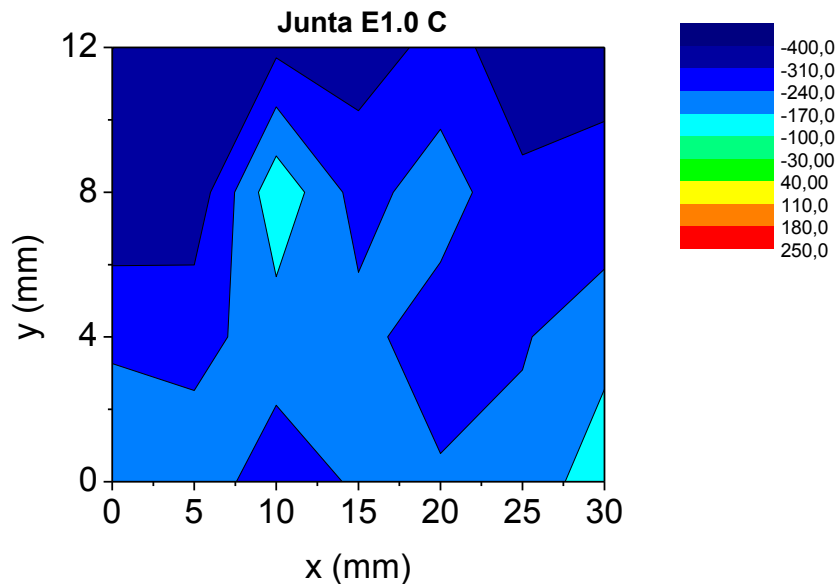


Figura 99: Medidas de tensões residuais ao longo da espessura para a amostra E1.0 – Região C.

Analisando-se a junta E1.0, verifica-se que houve significativa diferença entre o estado de tensões residuais em relação as juntas T1.0, T2.0 e T3.0. A junta E1.0 encontra-se quase que totalmente submetida a um estado de tensões residuais compressiva ao longo da sua espessura, sendo este mais pronunciado em relação à junta T3.0. Entretanto, da mesma forma que nas juntas T1.0 e T2.0, é verificado que a intensidade das tensões residuais compressivas intensifica-se nas regiões central (B) e final (C) da respectiva junta.

Ao longo da espessura das amostras das juntas, pode-se perceber que o emprego de menores aportes térmicos tende a introduzir tensões residuais trativas em mais áreas do que no caso das soldagens com o emprego de maiores aporte térmicos.

Como podem ser observados, através das figuras apresentadas, os níveis de tensões residuais nas regiões superiores e inferiores das juntas soldadas são diferentes, pois na região superior observa-se um comportamento compressivo na região superior e tensões trativas, ou tensões menos compressivas, na região inferior das juntas. Isso ocorre devido ao fato de que durante o resfriamento, como a ZF e sua vizinhança contraem-se, as dimensões da junta nesta parte se tornam menor e, dessa forma, um momento de flexão é gerado devido a deformação. Portanto tensões

residuais compressivas são produzidas sobre a região superior e tensões trativas, ou tensões compressivas em menores intensidades, surgem na região inferior da junta (SATTARI-FAR e FARAHANI, 2009).

Para soldagem multipasse em juntas de topo, como os casos apresentados aqui, verifica-se que um grande número de variáveis envolvidas tornam o fenômeno bastante complexo, pois além das variações decorrentes entre os processos de soldagem empregados, têm-se, também, variações de consumíveis e parâmetros empregados. Tudo isso, aliado às transformações envolvidas, contribuem para os diferentes perfis de tensões encontrados no presente estudo.

Como se sabe, as tensões residuais neste tipo de junta empregado são distribuídas irregularmente ao longo da chapa. Conforme resultados encontrados no presente trabalho, tensões transversais trativas ocorrem na raiz das juntas das soldas de topo em juntas soldadas sem restrição. Essas observações estão de acordo com dados encontrados na literatura, onde é verificado que para juntas soldadas sem restrição, os passes de raiz encontram-se submetidos a um estado de tensão trativo, e para as juntas soldadas com restrição, os passes de raiz encontram-se submetidos a um estado de tensão compressivo (RADAJ, 1992).

5.4 Medidas de dureza Vickers

As análises de dureza Vickers foram realizadas, conforme já mencionado na metodologia, em cinco linhas diferentes das três regiões (A, B e C) das juntas soldadas. Inicialmente foram realizadas as medidas de dureza para cada junta nas suas três regiões especificadas (Regiões A, B e C). Posteriormente, realizou-se o cálculo da média aritmética em cada ponto, onde foi possível plotar-se os resultados das respectivas durezas para as juntas T1.0, T2.0, T3.0 e E1.0, conforme mostradas da Figura 100 até a Figura 104. Neste caso, as linhas verticais mostra a indicação do limite entre o MS e ZTA e, dão um indicativo da quantidade de metal depositado e diluição das juntas. Foi possível, também, plotar os resultados em um mapa de cores onde se comparou as respectivas condições de soldagem, conforme verificado da Figura 105

até a Figura 108. As marcações presentes nas respectivas figuras (mapeamento de cores) correspondem à área útil dos corpos de prova para os testes SSC.

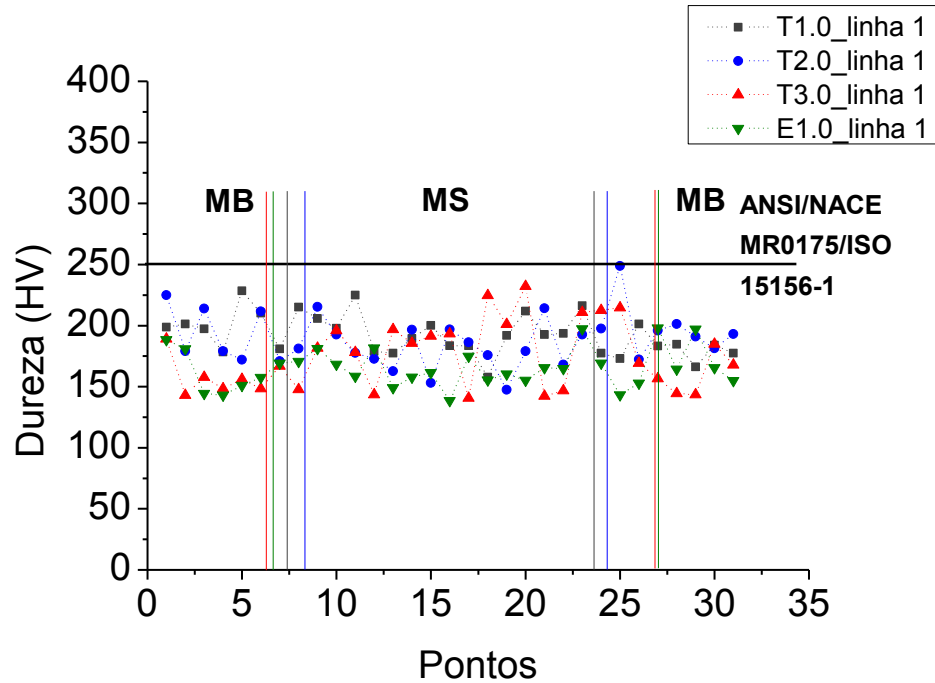


Figura 100: Valores médios de dureza ao longo da linha 1.

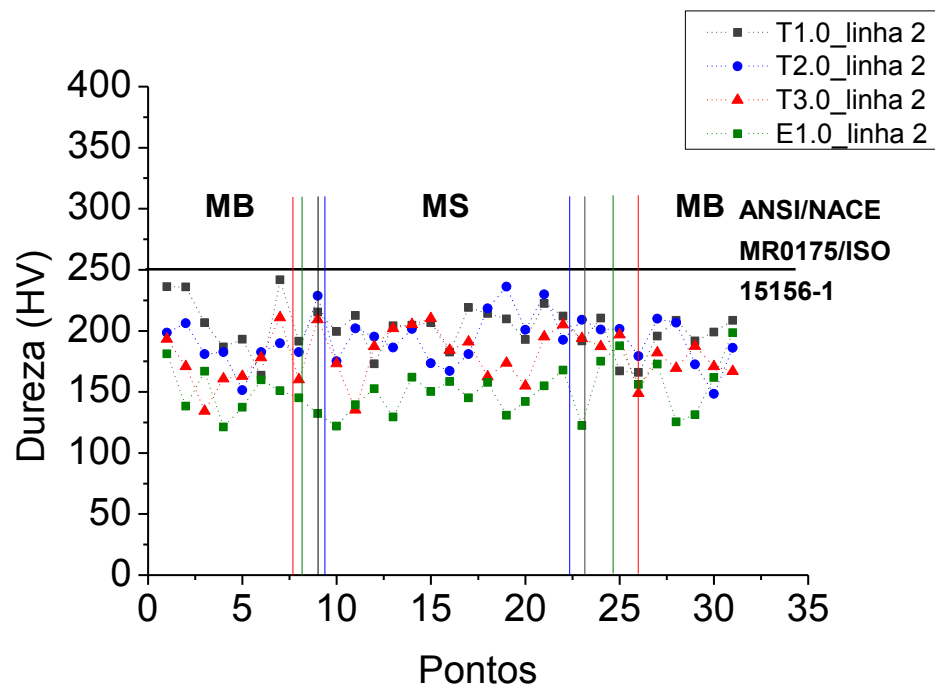


Figura 101: Valores médios de dureza ao longo da linha 2.

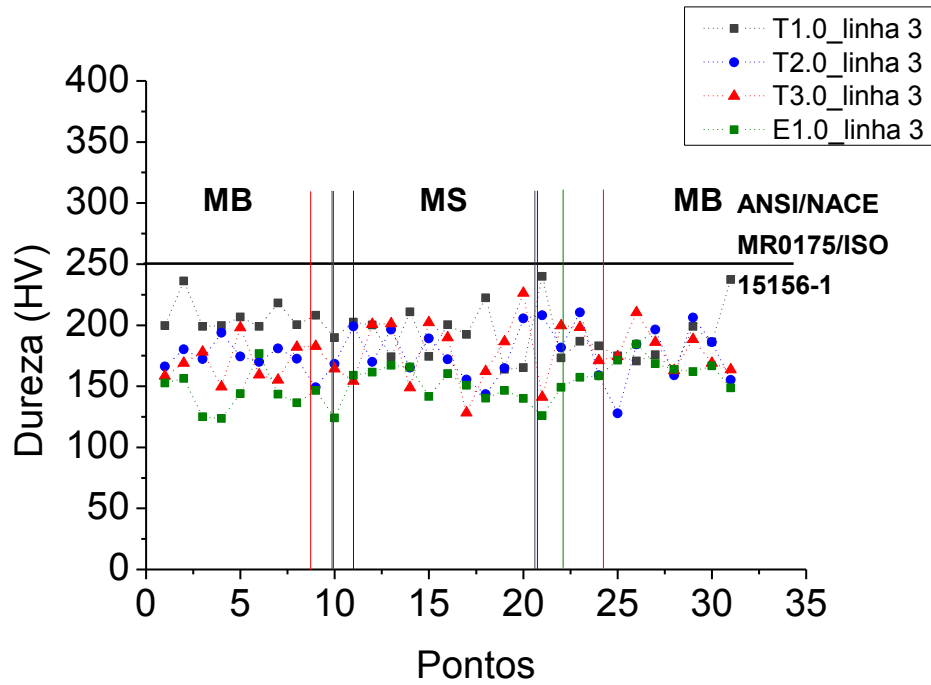


Figura 102: Valores médios de dureza ao longo da linha 3.

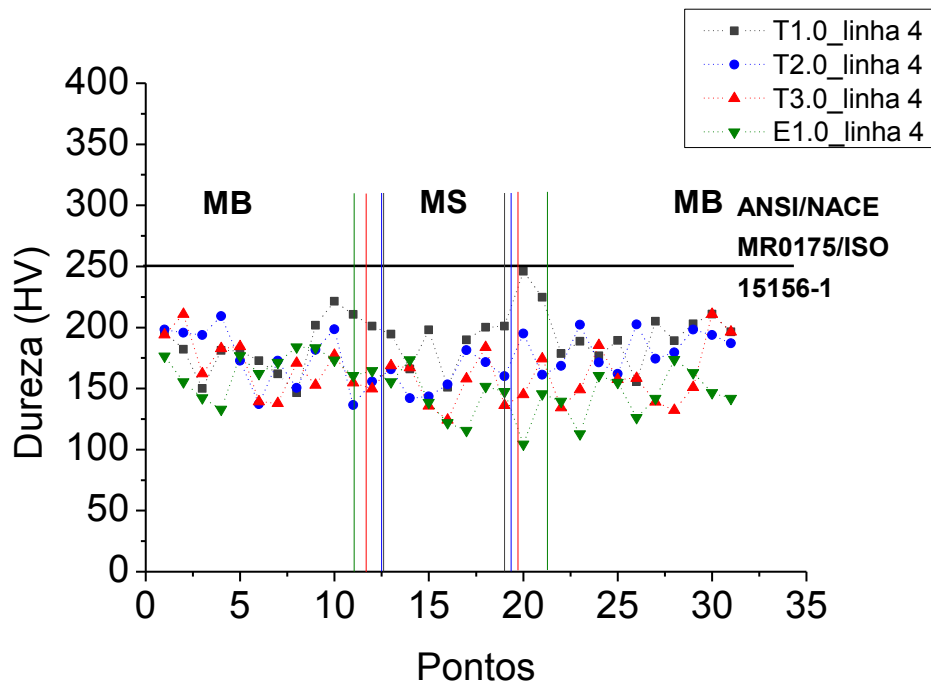


Figura 103: Valores médios de dureza ao longo da linha 4.

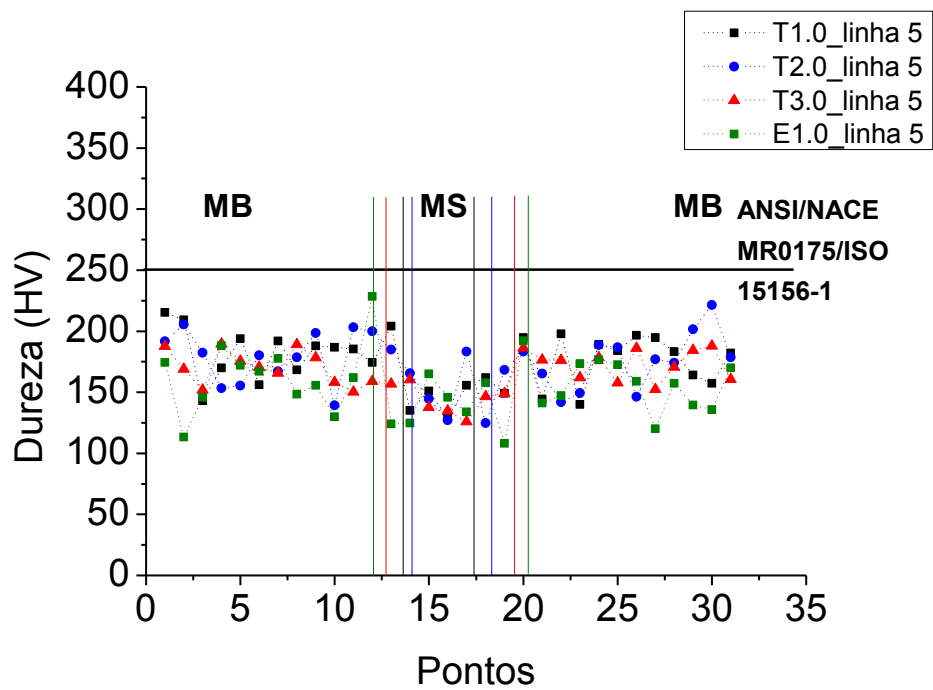


Figura 104: Valores médios de dureza ao longo da linha 5.

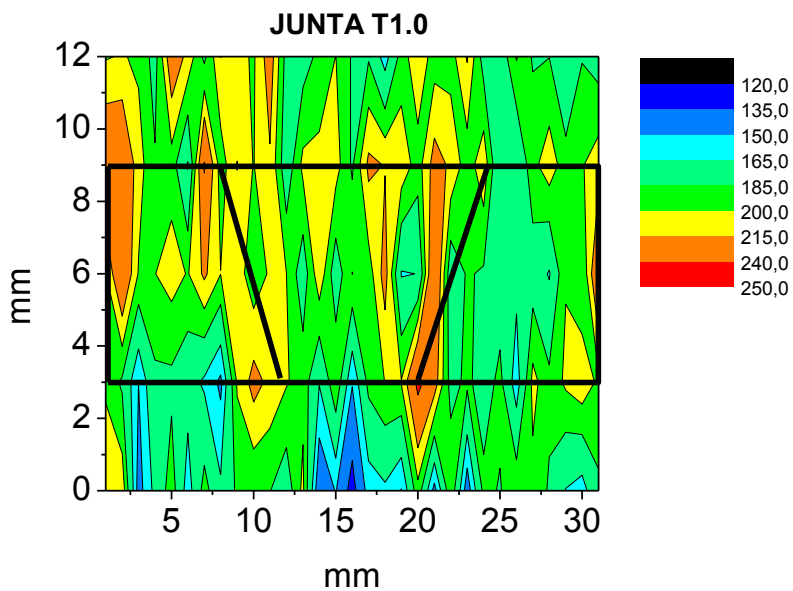


Figura 105: Valores médios de dureza da junta T1.0.

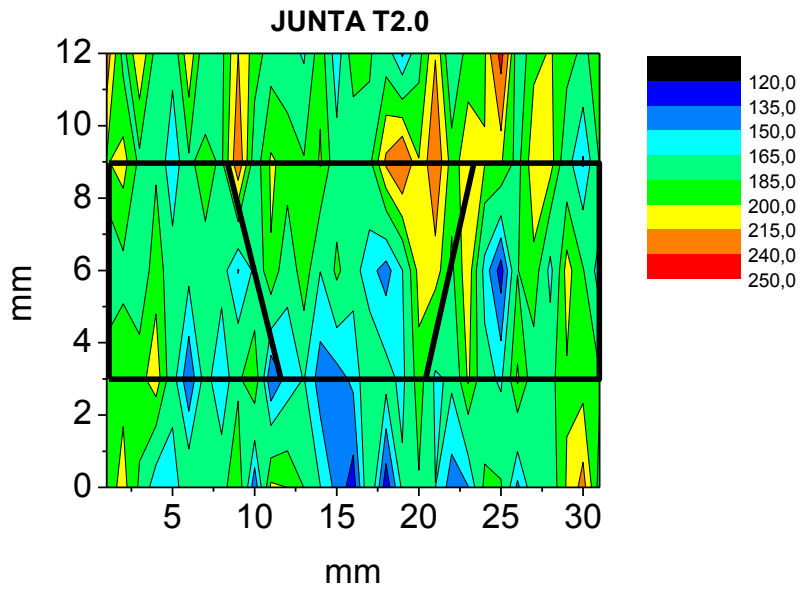


Figura 106: Valores médios de dureza da junta T2.0.

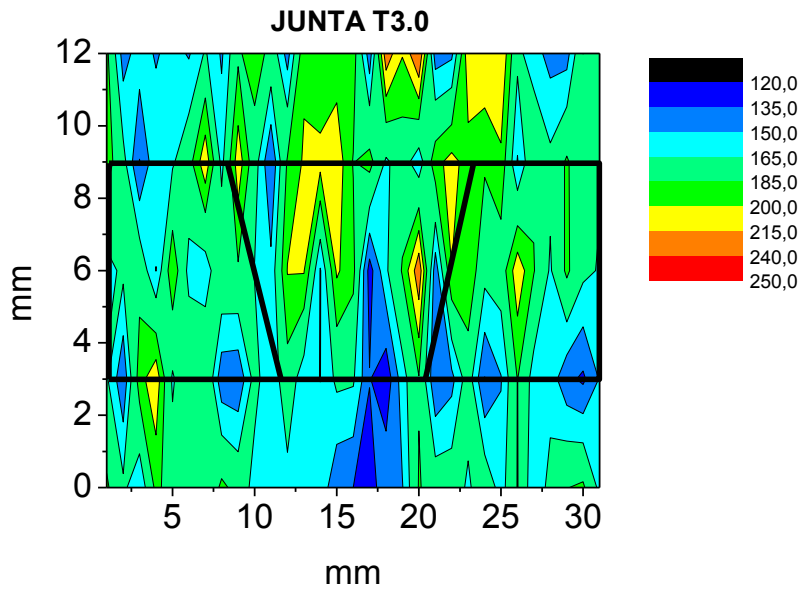


Figura 107: Valores médios de dureza da junta T3.0.

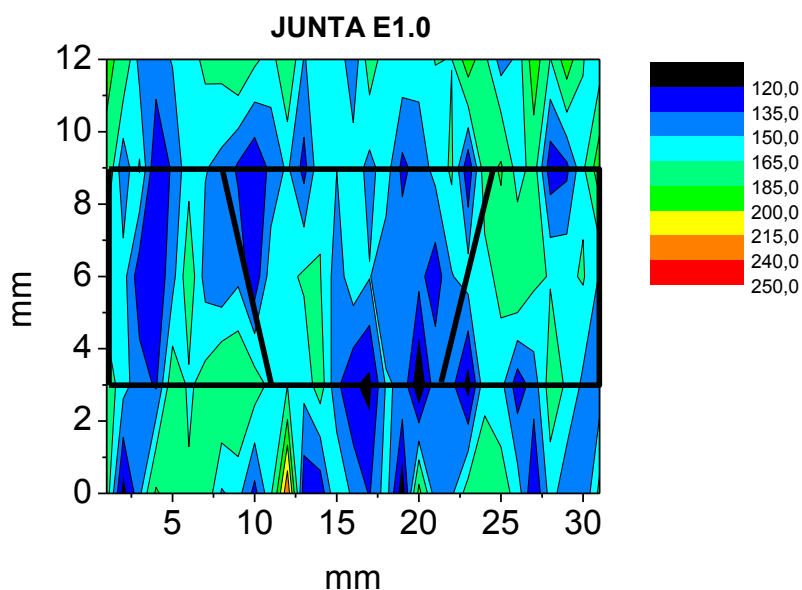


Figura 108: Valores médios de dureza da junta E1.0.

Os valores de durezas obtidos e mostrados nas figuras anteriormente foram avaliados e inseridos na Tabela 13.

Tabela 13: Resultados dos valores médios de dureza obtidos.

Região	T1.0		T2.0		T3.0		E1.0	
	ZTA	MS	ZTA	MS	ZTA	MS	ZTA	MS
Linha 1	194 ±	192 ±	198 ±	183 ±	153 ±	184 ±	171 ±	165 ±
	48,5	53,6	40,2	38,9	29,8	45,5	45,6	42,3
Linha 2	200 ±	202 ±	194 ±	199 ±	178 ±	185 ±	164 ±	145 ±
	42,1	39,7	28,0	35,8	40,6	38,9	44,7	27,7
Linha 3	197 ±	194 ±	185 ±	173 ±	169 ±	182 ±	145 ±	150 ±
	32,0	37,9	34,9	36,3	35,8	43,0	32,4	28,1
Linha 4	208 ±	187 ±	173 ±	156 ±	159 ±	149 ±	152 ±	141 ±
	36,3	50,3	31,2	35,9	36,1	45,6	40,3	35,8
Linha 5	182 ±	140 ±	189 ±	143 ±	163 ±	144 ±	162 ±	140 ±
	28,4	28,0	43,3	31,7	31,2	33,2	43,7	34,5

Antes das discussões sobre os resultados obtidos algumas considerações são necessárias em relação às regiões onde foram analisadas as durezas das respectivas juntas soldadas (linhas 1, 2, 3, 4, 5). A linha 1 é composta dos passes de acabamento. A linha 2 é composta dos passes finais de enchimento. A linhas 3 intercepta o primeiro passe de enchimento, mas em algumas regiões interceptou, também, o passe quente. A linha 4 interceptou o passe quente e a linha 5 o passe de raiz.

Avaliando-se inicialmente os valores de dureza obtidos no MS das juntas, é verificado que ao longo da linha 1, os valores de dureza médios foram maiores para a junta T1.0 e bastante similares para as juntas T2.0 e T3.0. O valor médio apresentado pela junta E1.0 foi inferior em relação às demais. Ao longo da linha 2, os valores das juntas T1.0 e T2.0 foram superiores em relação às junta T3.0 e E1.0, embora o valor de dureza da junta T3.0 tenha sido superior em relação à junta E1.0. Na linha 3 foi observado o mesmo comportamento em relação à linha 1, ou seja a dureza da junta E1.0 ser inferior em relação às outras juntas.

À medida que se analisa as regiões dos passes iniciais das juntas (linhas 4 e 5), é possível verificar que todas as juntas vão apresentando um decréscimo de dureza nestas áreas que é devido ao emprego de um maior aporte térmico, o que, juntamente com os ciclos de reaquecimento dos passes subsequentes, ocasiona áreas de mais baixo valores de dureza (ASKELSEN e SIMOSEN, 1987).

Na linha 4 foi verificado que o valor de dureza para a junta T1.0 foi consideravelmente superior em relação às outras juntas. Neste caso, os valores apresentados pelas juntas T2.0, T3.0 e E1.0 foram bastante similares. Ao longo da linha 5 os valores de dureza apresentados foram bastante similares e neste caso, a variação dos processos e parâmetros de soldagem empregados não influenciaram de forma significativa os valores de dureza ao longo do MS.

Considerando-se agora os valores de dureza obtidos para a ZTA foi verificado que os valores apresentados pelas juntas T1.0, T2.0 e T3.0 foram bastantes similares, sendo, também, superiores à junta E1.0. Na linha 2 foi verificado que os valores apresentados pelas juntas T1.0 e T2.0 foram similares e superiores em relação aos apresentados pelas juntas T3.0 e E1.0. Ao longo das linhas 3 e 5 este comportamento

também foi verificado. Na linha 4 os valores de dureza apresentados pelas juntas T2.0, T3.0 e E1.0 foram similares e inferiores e relação aos apresentados pela junta T1.0.

Os valores de dureza apresentados, tanto no MS quanto na ZTA, podem ser fortemente influenciados pelos aportes térmicos empregados durante a execução das juntas. Sendo assim, faz-se necessário inserir uma tabela com os aportes térmicos médios apresentados pelas juntas ao longo das 5 linhas. Tais valores são apresentados na Tabela 14.

Tabela 14: Aportes térmicos médios – H_m (kJ/mm) – ao longo das linhas analisadas.

	$H_{mT1.0}$	$H_{mT2.0}$	$H_{mT3.0}$	$H_{mE1.0}$
Linha 1	1,21	1,14	1,88	1,31
Linha 2	1,40	1,28	1,45	1,33
Linha 3	1,82	1,92	2,16	1,87
Linha 4	1,52	1,88	1,56	1,81
Linha 5	1,52	2,04	1,74	1,94

Conforme pode ser verificado, a junta que apresentou o emprego de maior aporte térmico (E1.0) apresentou menores valores de dureza. No caso da junta T3.0, nas linhas 4 e 5, o fato de não ter sido empregado pré-aquecimento não influenciou de forma significativa, já que mesmo podendo ter uma maior taxa de resfriamento, como ela foi soldada com uma energia de soldagem maior, apresentou valores similares em relação à junta T1.0, por exemplo.

Conforme já mencionado anteriormente. Embora a norma ANSI/NACE/MR0175/ISO 15156-1 (2009) defina um limite de dureza de 22 HRC para aços ao carbono pré-qualificados, o que não é o caso do aço API 5L X80, no presente trabalho, procurou-se seguir este limite como forma de se ter um parâmetro comparativo para os valores de dureza determinados. Mesmo variando-se processos e parâmetros de soldagem, os valores de dureza não foram aumentados em relação ao valor da dureza inicial do aço. Todos os valores de dureza apresentados estão abaixo do limite estabelecidos pela norma ANSI/NACE MR0175/ISO 15156-2 (2009), que é de 22HRC (aproximadamente 250 HV). É importante mencionar que microestruturas de

elevada dureza na região da solda aumentam a chance de fragilização por hidrogênio, em aços ARBL para fabricação de dutos (OMWEG *et al.*, 2003).

5.5 Testes de permeação eletroquímica de hidrogênio

Os testes de permeação eletroquímica de hidrogênio foram realizados tanto no MB, quanto na região da ZF das juntas soldadas. Para os testes no MB, foi avaliado o comportamento do hidrogênio tanto ao longo da espessura das amostras (MB LE), quanto no sentido de laminação (MB SL) das amostras. Nas juntas soldadas, a área dos testes se deu basicamente nas áreas dos passes de enchimento, tendo atingido, também, uma pequena parte da área do passe quente. Na Figura 109 são apresentadas as curvas obtidas e na Tabela 15 os valores de difusividade aparente, permeabilidade e solubilidade determinadas.

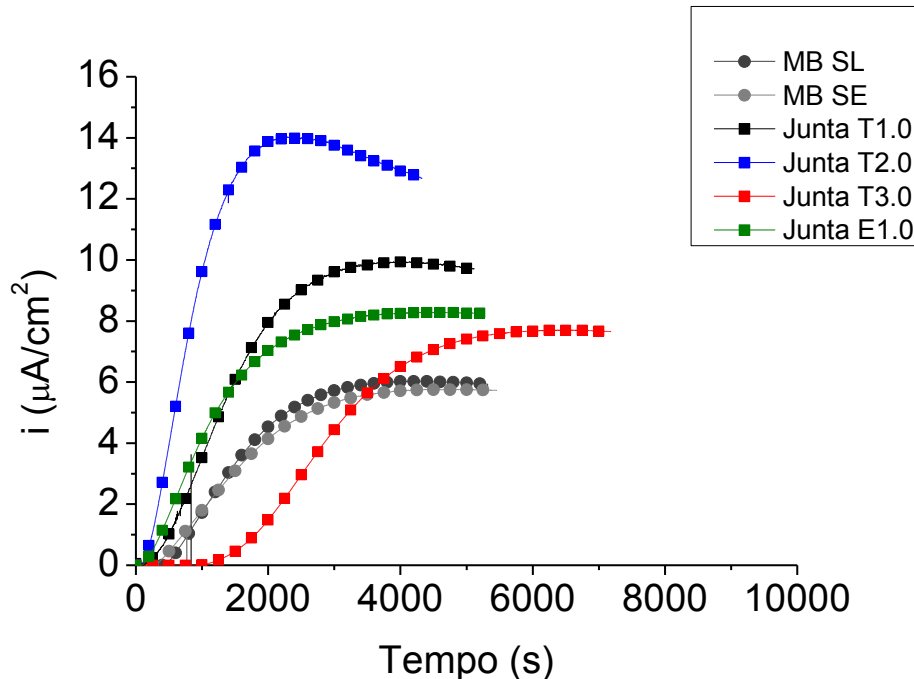


Figura 109: Curvas de permeação eletroquímica de hidrogênio para o MB e para as juntas soldadas.

Tabela 15: Parâmetros determinados a partir das curvas de permeação obtidas.

	D_{apa} $\times 10^{-10}(\text{m}^2.\text{s}^{-1})$	P $\times 10^{-10}(\text{molH}.\text{m}^{-1}.\text{s}^{-1})$	S $\text{molH}.\text{m}^{-3}$
MB-SL	$1,63 \pm 0,17$	$8,43 \pm 0,85$	$5,14 \pm 0,06$
MB-SE	$1,46 \pm 0,11$	$7,17 \pm 0,33$	$4,89 \pm 0,31$
Junta T1.0	$2,14 \pm 0,34$	$12,40 \pm 1,65$	$5,92 \pm 1,79$
Junta T2.0	$3,80 \pm 0,73$	$18,00 \pm 3,69$	$4,91 \pm 1,56$
Junta T3.0	$1,09 \pm 0,18$	$11,99 \pm 2,93$	$11,00 \pm 2,21$
Junta E1.0	$2,37 \pm 0,01$	$11,71 \pm 0,35$	$4,93 \pm 0,15$

Na Figura 110 é mostrado um comparativo entre as difusividades determinadas experimentalmente. Na Figura 111 mostra-se um comparativo entre as solubilidades determinadas experimentalmente. Tais comparações são baseadas nos dados apresentados na Tabela 15, como forma de se ter uma melhor visualização dos resultados obtidos.

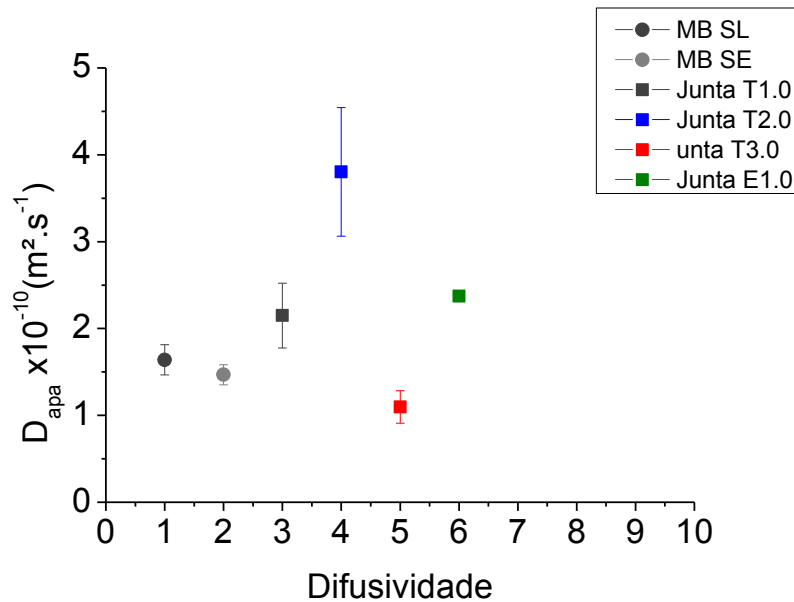


Figura 110: Comparativo entre as difusividades obtidas.

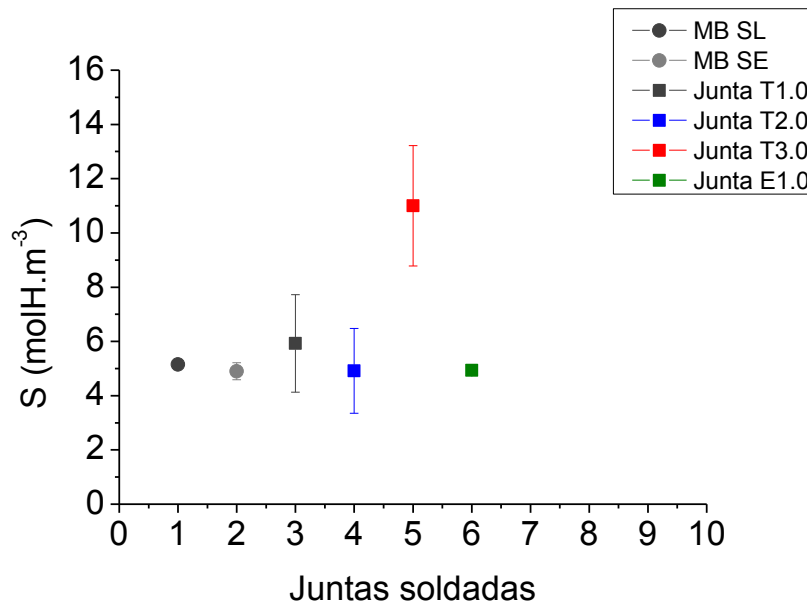


Figura 111: Comparativo entre as solubilidades obtidas.

Através das curvas de permeação e respectivos valores obtidos apresentados na Tabela 15, pode-se perceber a influência do sentido de permeação eletroquímica de hidrogênio em termos das propriedades obtidas. A difusividade do hidrogênio teve uma queda de 10% quando testada ao longo da espessura das amostras. A diminuição verificada na permeabilidade foi de 14%. Analisando-se os valores de solubilidade verifica-se que a diminuição foi apenas 4,8%. Logo, o que se pode concluir diante dos resultados obtidos é que devido à orientação dos defeitos que é imposto pelo processo de laminação das chapas de aço API 5L X80, os valores de difusividade e de permeabilidade tendem a ser ligeiramente menores ao longo da espessura, pois nesse sentido de difusão o hidrogênio encontra a estrutura deformada no sentido de laminação e assim, a microestrutura seria mais eficaz do ponto de vista de barrar o processo difusivo. Como o material analisado é o mesmo nas duas condições de teste empregadas e as condições de contorno são as mesmas, pode-se concluir que não existiriam fatores que pudessem alterar de forma substancial a solubilidade, conforme pode ser verificado experimentalmente pelos valores apresentados.

Como se sabe, a difusividade verdadeira do hidrogênio em ferro- α é da ordem de 10^{-5} cm²/s (10^{-9} m²/s) e a difusividade de aços ferríticos de baixa liga é da mesma ordem

do ferro- α (KIUCHI e MCLELLAN, 1983 *apud* PARVATHAVARTHINI *et al.*, 1999). Para o aço em estudo os valores de difusividade são cerca de uma ordem de magnitude menores e a presença de aprisionadores está relacionada com esses valores. A difusividade aparente representa a difusividade no retículo cristalino com aprisionadores reversíveis e irreversíveis de hidrogênio. A solubilidade corresponde ao hidrogênio no retículo cristalino. A permeabilidade em estado estacionário dá a permeabilidade efetiva global (PARVATHAVARTHINI *et al.*, 1999).

Estudando a permeação eletroquímica de hidrogênio em juntas soldadas de aço API 5L X80, Han *et al.* (2012), verificaram que para o aço API 5L X80 (MB) a difusividade foi em torno de $0,27 \times 10^{-10} \text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$. O valor obtido para o presente aço em estudo é superior ao obtido pelos respectivos autores. Vale salientar que a composição química do aço API 5L X80 não é a mesma nos dois trabalhos. Embora um aço atenda as especificações e seja catalogado como API 5L X80, não necessariamente a sua composição deverá ser exatamente igual à mesma de outro aço com a mesma especificação, fabricado em outra parte do mundo. O aço empregado no presente trabalho apresentou uma microestrutura composta de Ferrita e Bainita. No estudo apresentado por Han *et al.* (2012), a microestrutura foi composta de Ferrita, Perlita Degenerada e Bainita. A proporção entre esses microconstituintes pode influenciar de forma direta nos parâmetros obtidos em testes de permeação eletroquímica de hidrogênio, pois é conhecido que a eficiência de aprisionamento de hidrogênio, e consequentemente, diminuição da difusividade, aumente na ordem de Perlita Degenerada, Ferrita/Bainita e Ferrita Acicular (PARK *et al.*, 2008). Logo, mesmos os aços sendo catalogados como sendo API 5L X80, se apresentarem diferentes proporções entre os microconstituintes, poderá apresentar diferentes valores de difusividade, permeabilidade e solubilidade.

Comparando-se os valores determinados para as juntas soldadas, foi verificado que os parâmetros determinados para as juntas não variaram substancialmente entre as juntas T1.0 e E1.0. Como a análise de permeação não engloba os passes de acabamento e passes de raiz, pode-se considerar que essas juntas apresentam os mesmos consumíveis nos testes de permeação eletroquímica de hidrogênio. Logo é verificado que o fato da junta E1.0 ter sido soldada com energia similar, mas com o

emprego de uma maior velocidade, embora tenha contribuído para algumas diferenças na microestrutura, não foi suficiente para promover uma alteração substancial nos parâmetros de difusividade e solubilidade. O valor de difusividade para a junta T2.0 foi o maior valor encontrado. Para a junta T3.0, observou-se o menor valor de difusividade encontrado entre todas as juntas. Isto pode ser atribuído ao efeito da microestrutura apresentado pela junta T3.0, que foi FS (A) em grande proporções juntamente com FA. Logo, verifica-se que a presença dessas microestruturas na configuração apresentadas na junta T3.0 contribuem para a dificuldade em o hidrogênio se difundir na junta.

Os valores de solubilidade encontrados também possuem uma relação direta com o tipo de microestrutura apresentada pelas juntas, pois embora ele não tenha variado substancialmente entre as juntas T1.0, T2.0 e E1.0, ele foi alterado de forma substancial para a junta T3.0, já que essa apresentava essencialmente uma microestrutura composta de FS (A) e FA.

Conforme verificado na literatura, no presente estudo foi verificado que a diminuição de difusividade pode significar que uma maior quantidade de hidrogênio pode ser aprisionada na microestrutura (PARK *et al.*, 2008).

Das juntas estudadas, as juntas T1.0, T2.0 e E1.0 mesmo tendo sido soldadas com consumíveis e parâmetros de soldagem diferentes, tiveram variações microestruturais, mas sempre apresentando, de uma maneira geral, os mesmos tipos de microconstituintes. Isto pode ser atribuído, também, ao processo de soldagem empregado (SMAW), já que quando se empregou o processo FCAW-autoprottegido, mesmo com uma energia de soldagem um pouco superior, a microestrutura variou substancialmente.

A dificuldade ou facilidade do hidrogênio caminhar ao longo da microestrutura, ou seja, menores ou maiores valores de difusividade, podem influenciar nos testes de susceptibilidade à SSC, bem como nos testes HIC. Sendo assim, na Figura 112 são apresentadas as curvas de permeação na forma de curvas normalizadas de fluxo de hidrogênio para as condições de teste empregadas, onde é possível observar a variação de comportamento para as juntas e para o MB.

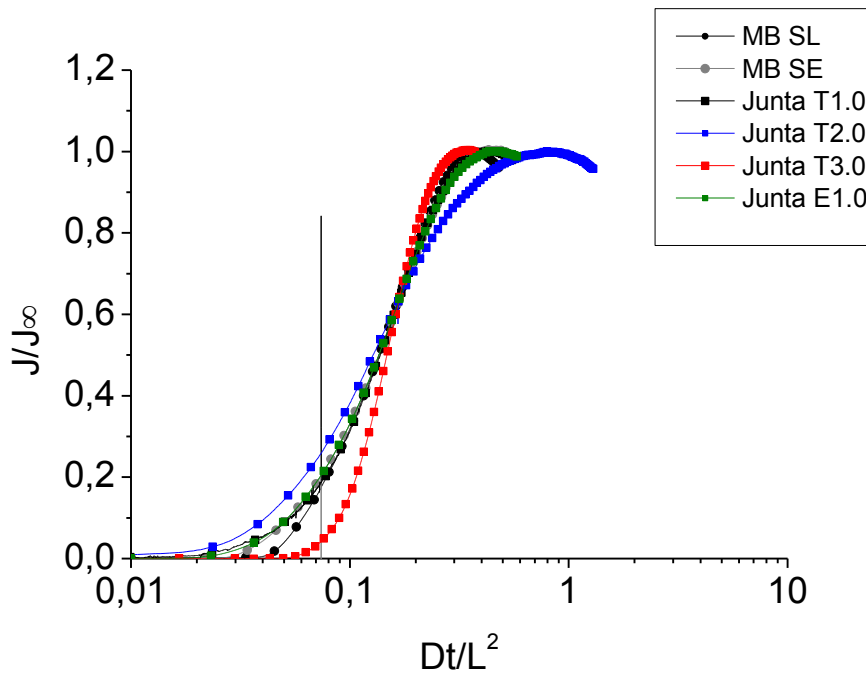


Figura 112: Curvas normalizadas de fluxo de hidrogênio para as juntas soldadas e MB.

Nesta curva é representada a relação que existe entre o fluxo instantâneo de permeação sobre o fluxo de estado estacionário, em função de outro parâmetro adimensional, dependente da difusividade, do tempo de ensaio e da espessura das amostras. Tal figura ratifica os resultados já apresentados, no sentido de nos indicar uma maior facilidade de permeação na junta T2.0, uma equivalência entre as juntas T1.0 e E1.0, bem como a maior dificuldade de permeação (menor difusividade) para a junta T3.0. É possível observar também que, embora a junta T2.0 inicie o processo difusivo mais rapidamente, o tempo para se atingir o estado estacionário é maior. Isto é em decorrência da maior permeabilidade apresentada pela junta.

Para os testes subsequentes de susceptibilidade à SSC, as considerações apresentadas nesta figura serão de grande importância quando da análise dos resultados obtidos.

5.6 Testes de susceptibilidade à SSC

Para uma melhor análise dos resultados obtidos nos testes de susceptibilidade à SSC é preciso ressaltar que durante o processo de obtenção dos corpos de prova para os respectivos testes, os passes de raiz e de acabamento são retirados na usinagem, tendo em vista que os corpos de prova, segundo recomendações da norma, deverão apresentar uma determinada área útil. Sendo assim, uma análise comparativa entre os resultados de fragilização deverá ser feita com os de dureza, bem como com os de permeação eletroquímica de hidrogênio, juntamente com as análises microestruturais.

Os comportamentos das juntas soldadas obtidos a partir de testes ao ar, juntamente com os testes de susceptibilidade à SSC, são apresentados nas curvas tensão-deformação dos testes feitos ao ar e em solução, conforme verificado da Figura 113 até a Figura 117. Uma análise comparativa das curvas tensão-deformação é apresentada na Tabela 16, onde é possível comparar os valores de limite de escoamento (σ_{LE}), limite de resistência à tração (σ_{RT}), alongamento (A), dos testes ensaiados ao ar com os respectivos testes em solução, bem como as Razões de Alongamento (RA) entre os testes realizados em solução e ao ar.

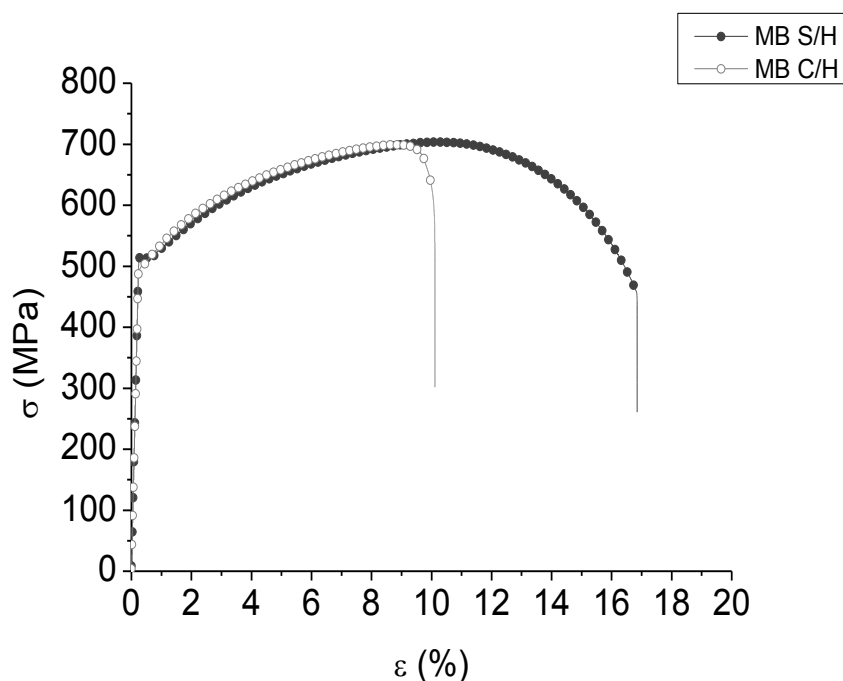


Figura 113: Curvas de tensão-deformação para MB ensaiado ao ar e em solução com tiosulfato de sódio.

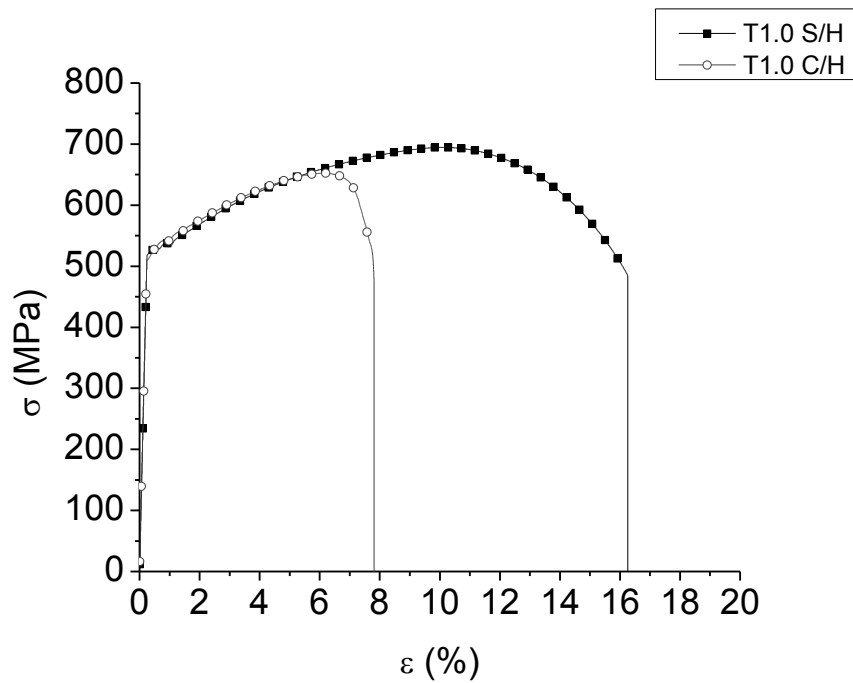


Figura 114: Curvas de tensão-deformação para a junta T1.0 ensaiada ao ar e em solução com tiosulfato de sódio.

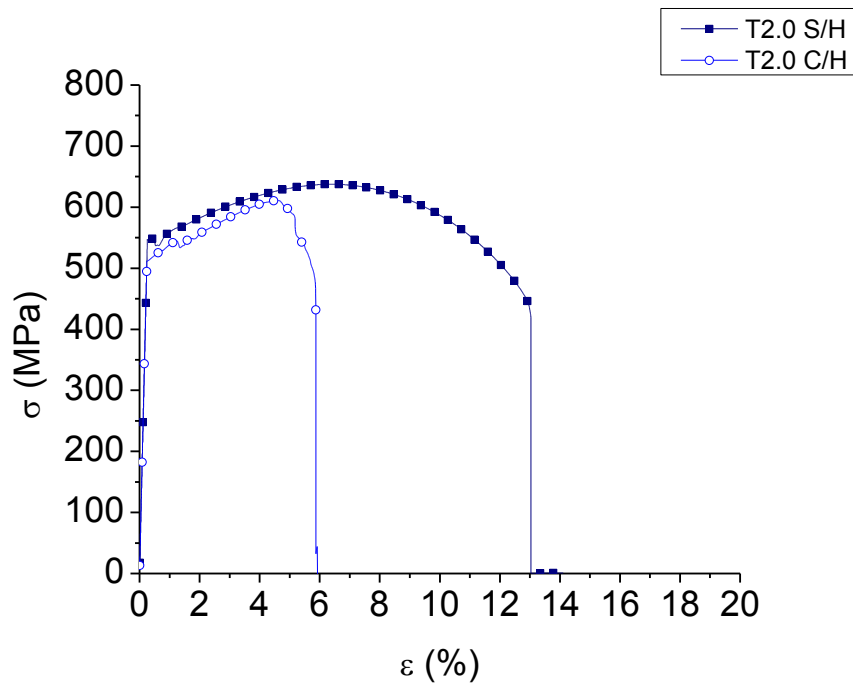


Figura 115: Curvas de tensão-deformação para a junta T2.0 ensaiada ao ar e em solução com tiosulfato de sódio.

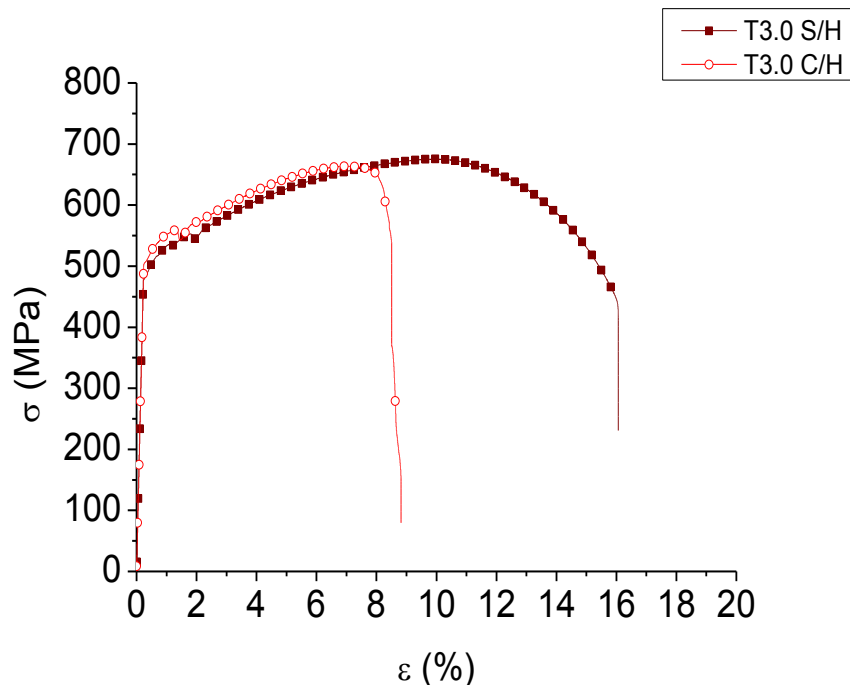


Figura 116: Curvas de tensão-deformação para a junta T3.0 ensaiada ao ar e em solução com tiosulfato de sódio.

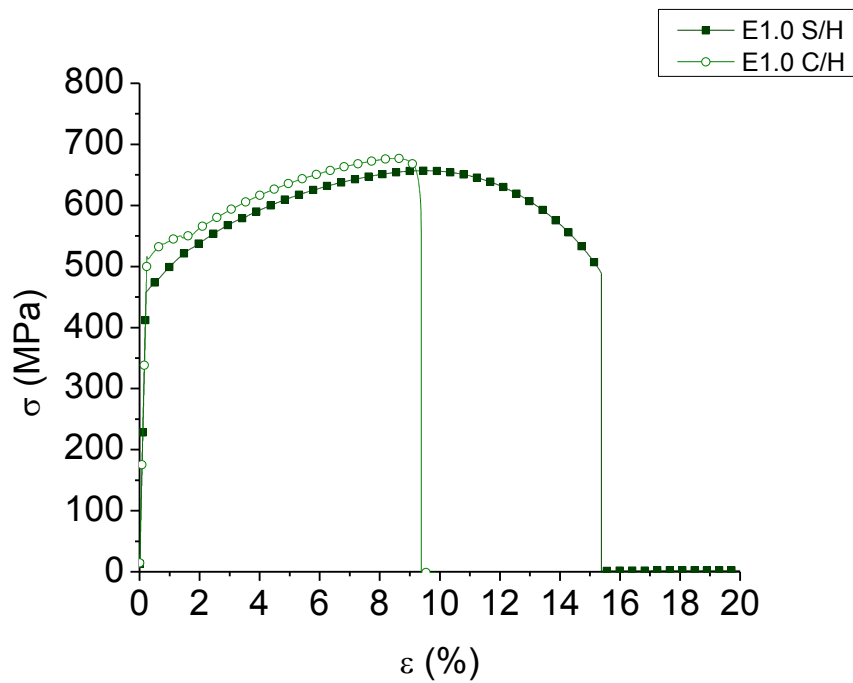


Figura 117: Curvas de tensão-deformação para a junta E1.0 ensaiada ao ar e em solução com tiosulfato de sódio.

Tabela 16: Valores médios dos parâmetros obtidos testes de susceptibilidade à SSC.

	σ_{LE} (MPa)	σ_{RT} (MPa)	AI (%)	RAI
MB S/H	528	727	19,56	-
MB C/H	520	707	13,67	0,73
T1.0 S/H	527	669	18,5	-
T1.0 C/H	538	657	8,4	0,45
T2.0 S/H	531	637	16,6	-
T2.0 C/H	538	635	8,8	0,53
T3.0 S/H	521	675	19,8	-
T3.0 C/H	540	663	11,2	0,56
E1.0 S/H	509	665	21,2	-
E1.0 C/H	538	675	11,8	0,55

*S/H: Sem Hidrogênio; C/H: Com Hidrogênio.

A partir dos resultados obtidos das curvas tensão-deformação que são apresentados na Tabela 16, foi possível construir gráficos mostrando a comparação direta entre os parâmetros determinados pelas curvas, conforme pode ser visto da Figura 118 até a Figura 121.

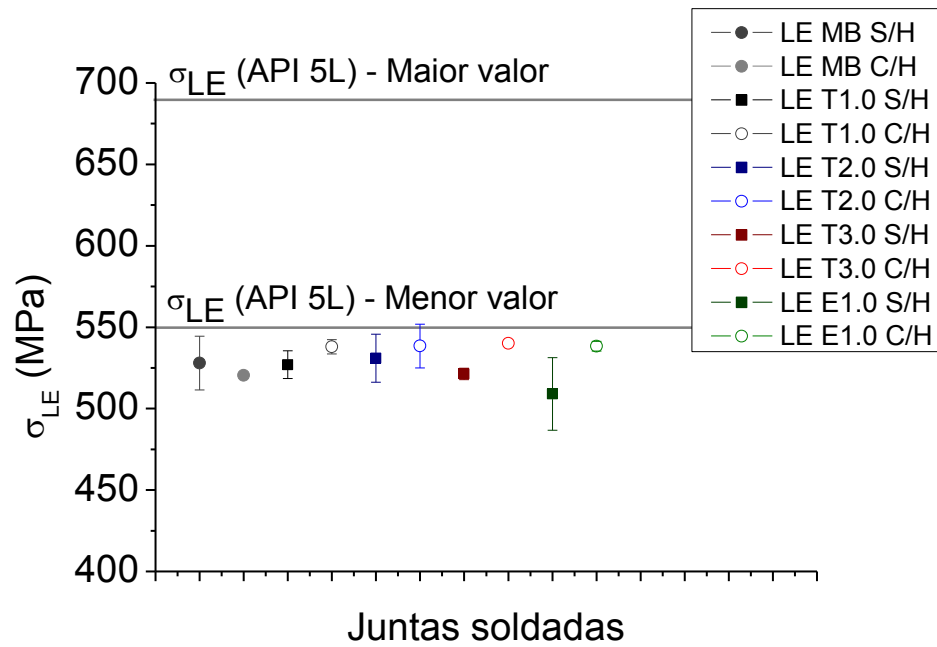


Figura 118: Comparativo entre os limites de escoamento determinados nos testes de susceptibilidade à SSC.

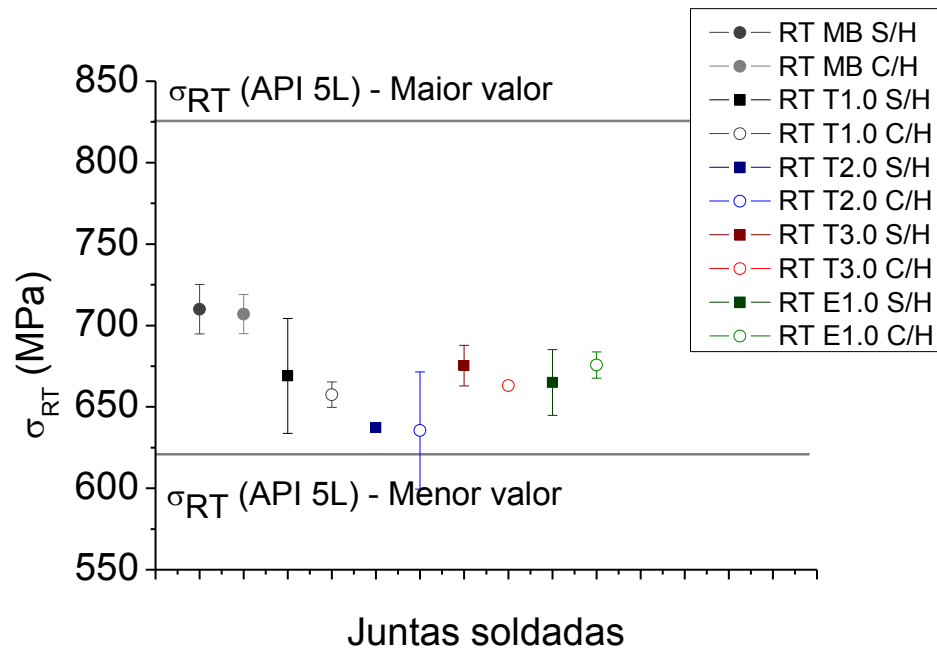


Figura 119: Comparativo entre os limites de ruptura determinados nos testes de susceptibilidade à SSC.

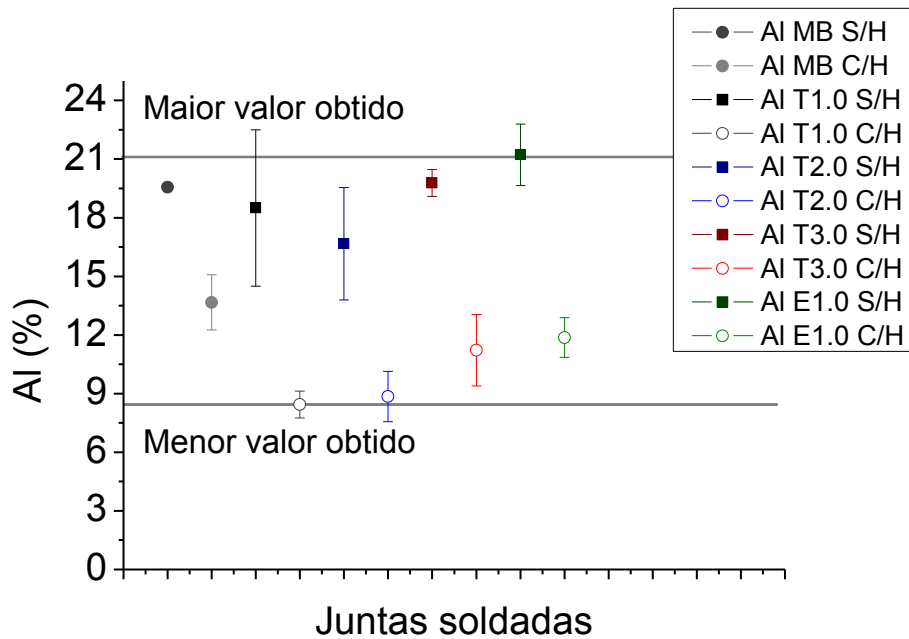


Figura 120: Comparativo entre os alongamentos obtidos nos testes de susceptibilidade à SSC.

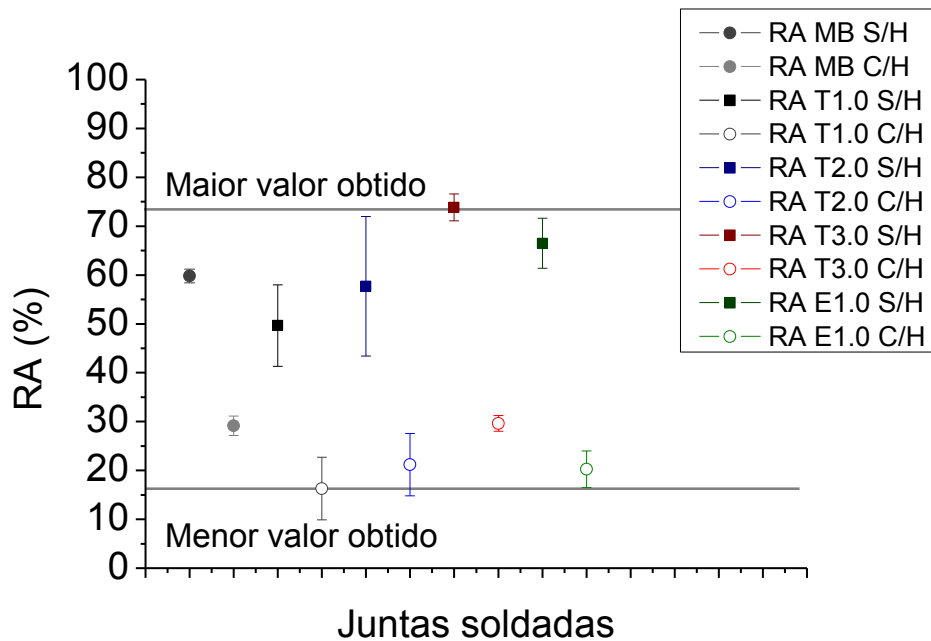


Figura 121: Comparativo entre as reduções de área obtidas nos testes de susceptibilidade à SSC.

Os valores de σ_{LE} apresentados pelas juntas e pelo MB foram inferiores aos valores limites estabelecidos pela norma API 5L (2004), já que no caso do aço API 5L X80 os valores limites de escoamento mínimo e máximo são 552 MPa e 690 MPa. Um dos fatores que pode ter contribuído para que esses valores fossem inferiores é o fato do aço em questão não apresentar o nióbio em sua composição química, já que nos aços ARBL o nióbio pode aumentar o limite de escoamento de 70 a 100 MPa (ASM Handbook, 1990).

Os valores de σ_{RT} apresentados pela junta e pelo MB estão dentro da faixa estabelecida pela norma API 5L (2004), já que no caso do aço API 5L X80 os valores limites de resistência à tração mínimo e máximo são 621 MPa e 827 MPa. Para uma melhor abordagem dos resultados obtidos, na Tabela 17 é apresentado um resumo dos pontos de ruptura das amostras ensaiadas ao ar e em solução.

Tabela 17: Pontos de ruptura dos corpos de prova ensaiados.

	Teste ao ar	Teste em solução
Junta T1.0	<ul style="list-style-type: none"> • Ruptura no MS (Passe de enchimento); • Ruptura no MS (Passe de enchimento); • Ruptura no MS (Passe de Enchimento)*. 	<ul style="list-style-type: none"> • Ruptura na ZTA, passando para o MS (Passe quente); • Ruptura no MS (Passe quente); • Ruptura no MS (Passe de enchimento).
Junta T2.0	<ul style="list-style-type: none"> • Ruptura em um defeito no MS (Passe quente); • Ruptura em um defeito no MS (Passe quente); • Ruptura no MS (Passe de enchimento). 	<ul style="list-style-type: none"> • Ruptura no MS (Passe de enchimento); • Ruptura na linha de fusão (Passe de enchimento); • Ruptura em um defeito no MS (Passe de enchimento).
Junta T3.0	<ul style="list-style-type: none"> • Ruptura fora do MS; 	<ul style="list-style-type: none"> • Ruptura entre o MS (Passe

	<ul style="list-style-type: none"> • Ruptura fora do MS; • Ruptura fora do MS; 	<ul style="list-style-type: none"> de enchimento) e ZTA; • Ruptura entre o MS (Passe quente) e ZTA; • Ruptura na ZTA, passando para o MS (Passe de enchimento).
Junta E1.0	<ul style="list-style-type: none"> • Ruptura fora do MS; • Ruptura no MS (Passe de enchimento); • Ruptura no MS (Passe de enchimento). 	<ul style="list-style-type: none"> • Ruptura no MS (Passe de enchimento); • Ruptura na linha de fusão (Passe de enchimento); • Ruptura fora do MS.

* Mesmo com uma porosidade junto ao passe quente, a ruptura ocorreu no passe de enchimento.

Todas as juntas apresentaram, em maior ou menor proporção alguns defeitos decorrentes da execução dos procedimentos de soldagem. Porém, esses defeitos ocorreram de forma mais intensa nas juntas T2.0, podendo ter influenciado de forma direta nos resultados obtidos para esta junta, já que na análise da superfície de fratura dos corpos de prova, verificou-se a presença de defeitos participando do processo de ruptura. No caso das outras juntas, ou seja, as juntas T1.0 T3.0 e E1.0, não verificou-se a presença de defeitos na superfície de fratura das amostras, indicando que as juntas foram soldadas de forma adequada, ou que os parâmetros foram melhor selecionados.

Foi verificado que, entre todas as condições de soldagem empregadas, as juntas E1.0 e T3.0 foram as únicas que apresentaram rupturas fora da solda, sendo no caso da junta T3.0, a única que apresentou todas as rupturas no MB (testes ao ar). Logo, pode ser verificado que no caso das juntas T2.0, embora a junta tenha sido soldada com consumíveis de maior nível de resistência mecânica (E9010, σ_{RT} 680-720 MPa; e E9018-G, σ_{RT} 650-700 MPa), esta, conforme já citado, foi a que apresentou uma maior quantidade de defeitos.

Para a junta T1.0 os consumíveis empregados foram o E8010 (σ_{RT} 600-650 MPa) e o E8018-G (σ_{RT} 550-610 MPa). Neste caso, assim como para a junta T2.0, as rupturas ocorreram preferencialmente no MS, já que o MB apresentou um limite de resistência de 727 MPa. Para a junta E1.0, mesmo sendo empregado os mesmos consumíveis da junta T1.0, o fato de ter sido soldada com uma maior intensidade de corrente e velocidade de soldagem contribuiu para o aumento da quantidade de metal depositado (ver linhas verticais verdes na Figura 100 até a Figura 104), bem como para uma junta isenta de defeitos, o que por sua vez contribuiu para os resultados obtidos nos testes ao ar.

No caso da junta T3.0 empregou-se os consumíveis E9010 (σ_{RT} 680-720 MPa) e E91T8-K8 (σ_{RT} 650 MPa). Neste caso, devido à isenção de defeitos na solda, aliado à alta resistência dos consumíveis empregados, as rupturas ocorreram fora do MS (testes ao ar), embora nos ensaios em solução as rupturas tenham ocorrido na região do MS para a ZTA e da ZTA para o MS.

Avaliando-se, agora, os testes em solução, verifica-se que os parâmetros mostrados na Tabela 16 permitem verificar que todas as juntas apresentaram uma significativa perda de ductilidade quando ensaiadas em solução. Os valores de alongamentos das juntas T1.0, T2.0, T3.0 e E1.0, quando ensaiadas ao ar, foram 18,5%, 16,6%, 19,8% e 21,2%. Quando ensaiadas em solução esses valores foram 8,4%, 8,8%, 11,2 e 11,8%, respectivamente. Os valores *RAI*, indicam uma menor susceptibilidade à SSC para as juntas E1.0 e T3.0.

Como se sabe, a energia de soldagem é um parâmetro cuja medida é relativamente simples, sendo bastante empregado em normas e trabalhos técnicos para especificar as condições de soldagem. Mas, sua utilização deve ser feita com cuidado. Nem sempre existe uma relação direta entre a energia de soldagem e seus efeitos na peça, pois os parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de soldagem) afetam de modo diferente a intensidade do arco e o rendimento térmico do processo. Assim, embora utilizando o mesmo processo e energia de soldagem, é possível obter soldas de formatos completamente diferentes pela variação individual dos parâmetros de soldagem (MODENESI *et al.*, 2006). Conseqüentemente, mesmo empregando-se os mesmos consumíveis e semelhantes energias de soldagem nos passes quente e de

enchimento das juntas T1.0 e E1.0, o fato da junta E1.0 ter sido executada empregando-se uma maior velocidade de soldagem, gerou uma certa variação no microestrutura da junta com a presença de FP (G) grosseira, mas com FS (NA) e FA em maior quantidade que na junta T1.0. Como a junta E1.0 apresentou uma maior quantidade de FS (NA) e pequenas áreas de FA, isso pode ser a causa de uma maior resistência à SSC, embora não se tenha verificado diferenças marcantes entre os parâmetros obtidos nos testes de permeação eletroquímica de hidrogênio. Para a junta T2.0, embora apresentando alto valor de difusividade, a alta permeabilidade da junta fez com que a sua solubilidade fosse baixa e, assim, ter um índice de susceptibilidade à SSC (*RAI*) intermediário entre a pior condição (T1.0) e as melhores condições (T3.0 e E1.0).

Embora os testes realizados não sejam testes SSC propriamente ditos, já que não são realizados sob carregamento constante inferiores ao limite de escoamento, é implicitamente assumido que ambos os testes SSC, bem como os testes de susceptibilidade à SSC por meio de testes BTM, dão a mesma classificação de aços e juntas soldadas em relação à resistência à SSC. Nos testes BTM, as diferenças principais em relação aos testes sob carregamento constante são o volume de deformação plástica nos testes BTM e o tempo de exposição relativamente grande nos testes sob carregamento constante. Ou seja, nos testes BTM, a resistência à SSC é mais relacionada com a sua resistência, enquanto que a microestrutura é muitas vezes considerada indiretamente (SOJKA *et al.*, 2008), embora muitos autores a considerem como sendo uma dos principais fatores neste tipo de teste (KOH *et al.*, 2004).

Conforme verificado nos testes, através do parâmetro avaliado para se determinar o grau de susceptibilidade à SSC, neste caso *RAI*, as melhores condições de soldagem foram as juntas E1.0 e T3.0. Para alguns autores, uma consideração válida é de que quanto maior a solubilidade e menor a difusividade, menor seria a susceptibilidade à SSC (RAMÍREZ *et al.*, 2008). Para o presente estudo, essa consideração não é totalmente válida, já que a melhor condição apresentada (E1.0) não obteve um valor de difusividade tão baixo quanto a junta T3.0. Além disso, a junta E1.0 apresentou valores de solubilidade bem abaixo em relação à junta T3.0, e próximo das outras condições (T1.0 e T2.0). Porém, deve-se salientar que devido ao fato da junta

E1.0 ter sido soldada com maior intensidade de corrente e maior velocidade de soldagem em relação à junta T1.0, mesmo que empregando-se os mesmos consumíveis, obteve-se um pequeno aumento da quantidade de FA que, mesmo não sendo suficiente para alterar as propriedades de difusividade e solubilidade, foram suficientes para melhorar a resistência à SSC nos testes de susceptibilidade. Ou seja, assim como apresentado na literatura (KOH *et al.*, 2004), a susceptibilidade à SSC pode estar relacionada, também, às características metalúrgicas, dependendo das mudanças microestruturais, e não diretamente com a difusividade do hidrogênio.

Conforme já descrito na metodologia, este tipo de teste permite avaliar a susceptibilidade à SSC (KOH *et al.*, 2004). Para outros autores como, Arafin e Szpunar (2011), o tipo de teste empregado no presente trabalho, ou seja, testes BTM, também indicam a susceptibilidade a HIC. Numerosos estudos já apresentados, como os realizados por Park *et al.* (2008) e Chang *et al.* (2001) sugerem que a microestrutura do aço desempenha um papel dominante em HIC. Infelizmente, no entanto, diversos estudos mostraram resultados contraditórios no papel dos diferentes constituintes microestruturais em relação a HIC. Chang *et al.* (2001) mostraram que microestruturas contendo maiores sítios aprisionadores de hidrogênio são mais efetivas na redução da susceptibilidade a HIC, devido ao fato de menor quantidade de hidrogênio estar disponível para participar no processo de trincamento. Mesma conclusão foi realizada em estudo feito por Hardie *et al.* (2006). No entanto, outros trabalhos, como o de Huang *et al.* (2010), mostraram que quanto menor a difusividade do hidrogênio na microestrutura do aço, maiores seriam a eficiência de aprisionamento e mais vulnerável seria o aço a HIC. Estudando o efeito do aporte térmico sobre os parâmetros de difusividade, permeabilidade e solubilidade em juntas soldadas de aço API 5L X80, Han *et al.* (2012) verificaram que o emprego de um maior aporte térmico resultou em uma diminuição da difusividade efetiva em diferentes zonas da junta soldada, podendo acarretar em uma maior solubilidade de hidrogênio.

Portanto, diante da natureza do aço em questão é verificado que uma redução da difusividade do hidrogênio na microestrutura da junta, aumentando, desta forma, a solubilidade, pode diminuir a susceptibilidade à fragilização, como foi observado nos trabalhos apresentados por Chang *et al.* (2001) e Hardie *et al.* (2006), além disso,

alterações microestruturais, mesmo que não alterem substancialmente a solubilidade e difusividade do hidrogênio na microestrutura, podem aumentar a resistências à SSC (KOH *et al.*, 2004).

Do ponto de vista da análise dos valores de dureza, segundo a norma ANSI/NACE MR0175/ISO 15156-2 (2009), para aplicações industriais típicas, aços com dureza Rockwell acima de 22 HRC (248 HV; equivalente à $\sigma_{LE} = 550$ Mpa), são considerados ter alta susceptibilidade à SSC. Para as juntas em estudo não foram encontrados valores de dureza da ordem de 248 HV, mas foi possível observar valores próximos a esses valores (entre 215 e 240 HV). A junta T1.0 apresentou uma maior área de alta dureza. Comparando-se, por exemplo, com a junta E1.0 que foi executada com mesmos consumíveis, é verificado que quando se teve um ligeiro aumento do aporte térmico, favorecido pelo emprego de uma maior corrente, obteve-se uma redução de aproximadamente 19% na sua susceptibilidade à fragilização por hidrogênio.

Embora todas as juntas tenham exibido um comportamento dúctil quando testadas ao ar, quando testadas em solução com tiosulfato de sódio o comportamento foi de uma fratura apresentado certo grau de fragilidade, já que ocorreram em forma de “giz”, o que dá um indicativo, também, da susceptibilidade das juntas à SSC. Essa redução nos valores de alongamentos se deve ao fato de que o hidrogênio degrada as propriedades dos aços, principalmente a ductilidade justificando-se dessa maneira as reduções de alongamentos obtidos (CWIEK, 2007) Além disso, para todas as condições ensaiadas em solução foi identificado a presença de trincamento secundário decorrentes dos testes de susceptibilidade à SSC.

A redução na ductilidade observada pode ser entendida, neste caso, como uma redução na tenacidade do material. Esta perda de ductilidade pode ser associada, também, 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 (BOTT *et al.*, 2005).

Estudos de susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas de aços API 5L X80 foram realizados, também, por Ballesteros (2010) e Martins (2005).

Em todos esses trabalhos as juntas soldadas de aço API 5L X80 apresentaram susceptibilidade à fragilização por hidrogênio quando ensaiados em tiosulfato de sódio. É importante enfatizar que quase todas as fraturas dos corpos de prova ensaiados em solução ocorreram no MS ou próximos às linhas de fusão. Diferentes resultados foram reportados por Ballesteros (2010) onde em sua maioria (85%) dos testes BTB as fraturas tiveram uma tendência maior de ocorrerem no MB, sendo este efeito predominante devido à redução de tenacidade do material pelo efeito do hidrogênio, associada à deformação plástica imposta. Sendo assim, uma possível explicação para os resultados do presente trabalho é que a redução da ductilidade foi mais predominante na região do MS, ocorrendo, assim, uma maior susceptibilidade nesta região, diferentemente do MB. Vale salientar também, que no presente trabalho as condições de soldagem e consumíveis empregados foram diferentes dos empregados por Martins (2005) e Ballesteros (2010).

Conforme já mencionado, as junta T1.0 e T2.0 testadas ao ar, ou em solução, romperam predominantemente no MS. Melhores resultados foram obtidos para as juntas T3.0 e E1.0. Porém, atenção especial deve ser dada à junta T3.0, tendo em vista que nos testes em solução as fraturas ocorreram sempre em uma interface entre MS e ZTA, não sendo possível determinar com precisão se a fratura iniciou na ZTA e passou para o MS, ou se iniciou no MS e passou para a ZTA. Se considerarmos que, como a junta apresentou uma maior solubilidade e, portanto, menor difusividade no MS, é provável que as fraturas tenham se iniciado na ZTA e devido às condições de carregamento terem se propagado para o MS. Logo, o que pode ser concluído então é que, mesmo um material, ou uma junta soldada, apresentando um bom índice de susceptibilidade à fragilização por hidrogênio, o ponto de início da fratura pode ser crucial e deverá ser sempre levado em consideração. Sendo assim, as melhores condições de soldagens observadas foram as juntas T3.0 e E1.0, sendo a E1.0 apresentando-se como a mais ideal, já que a alta solubilidade da junta T3.0 pode representar uma maior susceptibilidade à *HIC*.

Na Figura 122 são apresentadas imagens de áreas de fratura de alguns corpos de prova ensaiados ao ar em solução onde é possível ver o ponto de início de algumas fraturas.

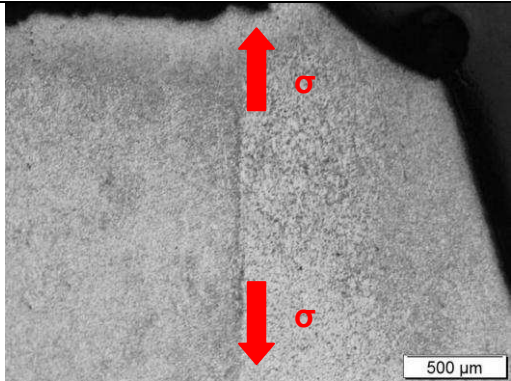
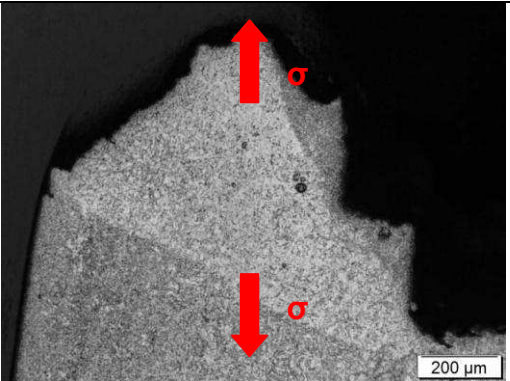
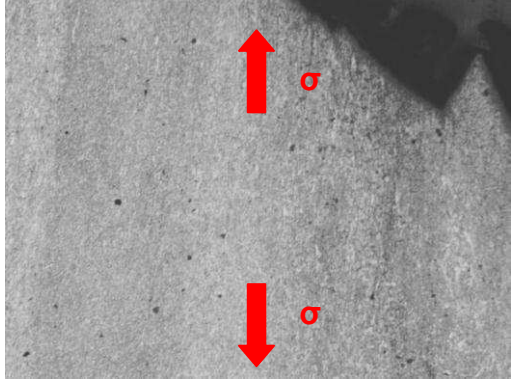
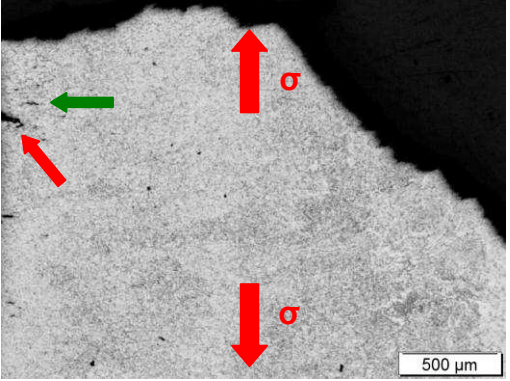
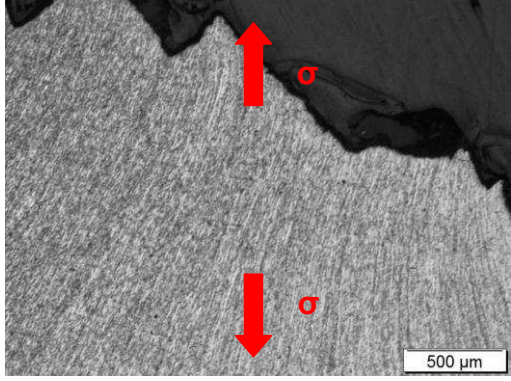
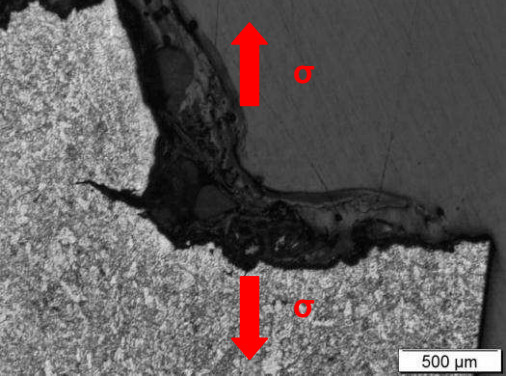
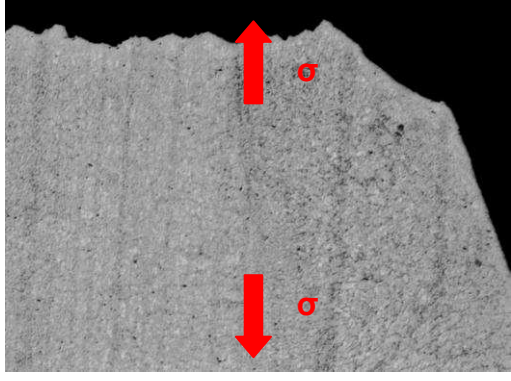
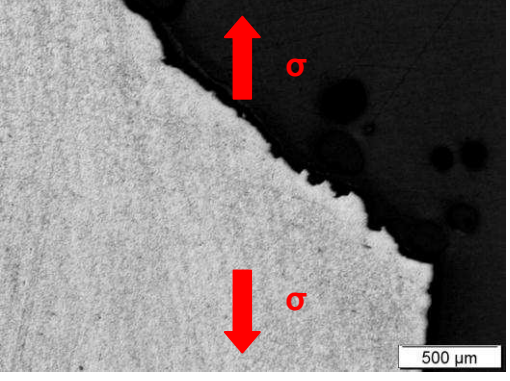
	Testes ao ar	Testes em solução
Junta T1.0		
Junta T2.0		
Junta T3.0		
Junta E1.0		

Figura 122: Identificação dos pontos de início de fratura de alguns corpos de prova ensaiados ao ar e em solução (imagens em 50X).

Conforme observado na figura é constatado que o hidrogênio contribui para a diminuição da ductilidade das amostras ensaiadas em solução. Na figura correspondente à amostra ensaiada em solução da junta T2.0, são identificados duas trincas maiores com comprimento de 159,5 μm (0,159 mm – *marcada na seta vermelha*) e 73,32 μm (0,073 mm – *marcada na seta verde*). Isso é mais um indicativo da alta susceptibilidade a mecanismos de fragilização decorrentes de ambientes ricos em hidrogênio que as juntas apresentaram.

É importante enfatizar mais uma vez que os corpos de prova obtidos para os testes de susceptibilidade à SSC foram retirados após o corte das juntas e que é esperado que o estado de tensões residuais mude completamente entre a junta inicialmente avaliada e os corpos de prova obtidos após os processos de usinagem necessários para a sua confecção. Mas considerações podem ser feitas em relação aos fatores que conduzem a junta a um determinado estado de tensões residuais e os fatores que conduzem a junta a uma determinada susceptibilidade à fragilização. Conforme verificado inicialmente, as análises das regiões inferiores e superiores das juntas soldadas levaram a conclusão de que as junta T1.0 e T2.0 estavam submetidas a um estado mais crítico de tensões residuais, do ponto de vista da magnitude (tensões trativas), quando comparadas com as juntas T3.0 e E1.0. Ao se avaliar as tensões residuais ao longo da espessura das juntas esses resultados foram semelhantes e, no caso das juntas T3.0 e E1.0, as tensões foram quase que completamente compressivas ao longo da espessura, ou seja, ao longo da área útil analisada nos testes de susceptibilidade à SSC. Logo, embora não seja possível uma relação direta entre as tensões residuais e a susceptibilidade à SSC, já que as juntas são cortadas posteriormente às análises de tensões residuais, pode-se fazer uma relação indireta de que os mesmos fatores que conduzem a junta a um determinado estado de tensões residuais compressivos podem ser os mesmos que conduzem à junta a uma determinada susceptibilidade à SSC. Sendo assim, verifica-se que, para juntas soldadas sem restrição, níveis trativos de tensões residuais podem conduzir a junta à

baixa resistência à SSC, enquanto que níveis de tensões residuais compressivos melhoram significativamente a resistência das juntas à SSC.

5.7 Caracterização da superfície de fratura

As rupturas das amostras soldadas ocorreram preferencialmente no MS, indicando, dessa maneira, uma menor resistência do que o MB. A redução da ductilidade foi acompanhada por uma mudança no modo de fratura. As juntas T1.0, T2.0, T3.0 e E1.0, quando testadas ao ar, apresentaram modo predominantemente dúctil por coalescência de microvazios (CMV). Para as amostras testadas em solução, as amostras apresentaram um misto de fratura dúctil por CMV e quase clivagem, o que justifica a perda de ductilidade apresentada pelas amostras testadas em solução.

As superfícies de fratura dos corpos de prova rompidos nos testes ao ar e nos testes em solução foram avaliadas com aumentos de 40X, 200X e 2000X. A Figura 123 apresenta a superfície de fratura de uma das amostras da junta T1.0 ensaiada ao ar, onde a fratura ocorreu junto ao metal de solda.

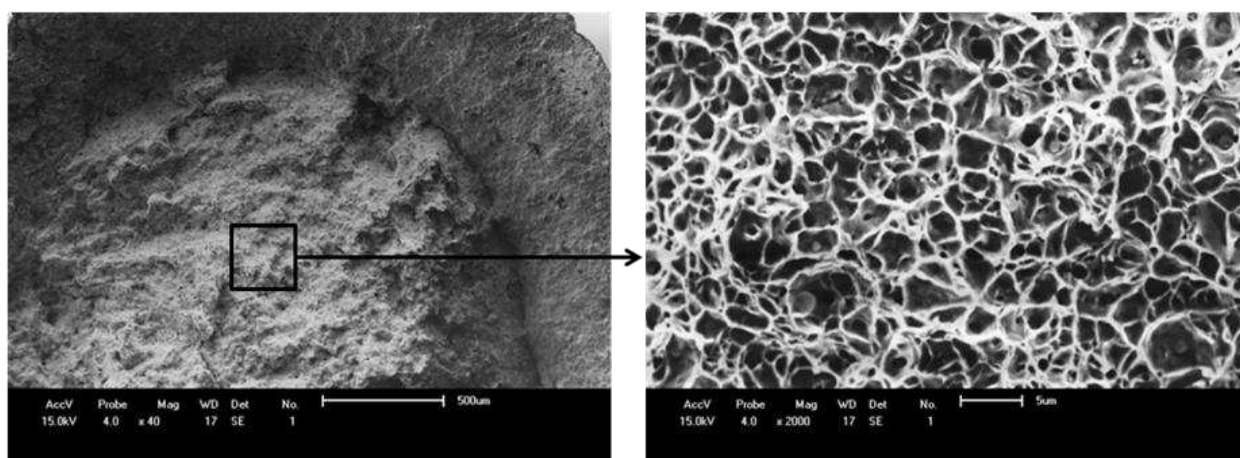


Figura 123: Amostra 1 da junta T1.0 sem hidrogênio. Fratura iniciou no metal de solda.

A Figura 124 apresenta a superfície de fratura de uma das amostras da junta T2.0 ensaiada ao ar mostrando o processo de fratura por CMV. A Figura 125 apresenta, para a mesma amostra, uma região da superfície de fratura onde pode ter sido decisiva

para o processo de fratura. Esta região localizou-se próximo a linha de fusão, caracterizando-se, aparentemente, como uma falta de fusão localizada na região de passe quente e primeiro passo de enchimento.

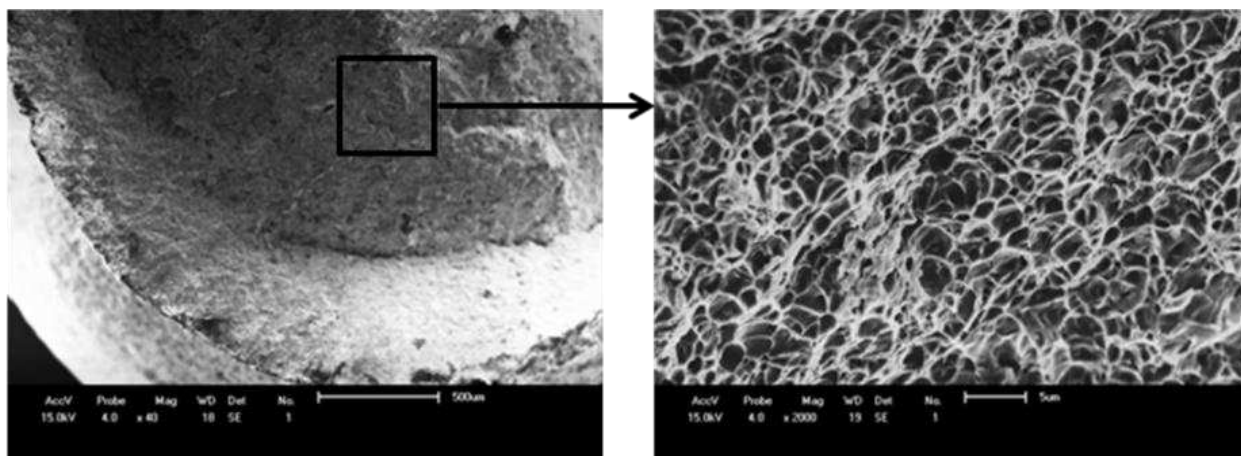


Figura 124: Amostra 1 da junta T2.0 sem hidrogênio.

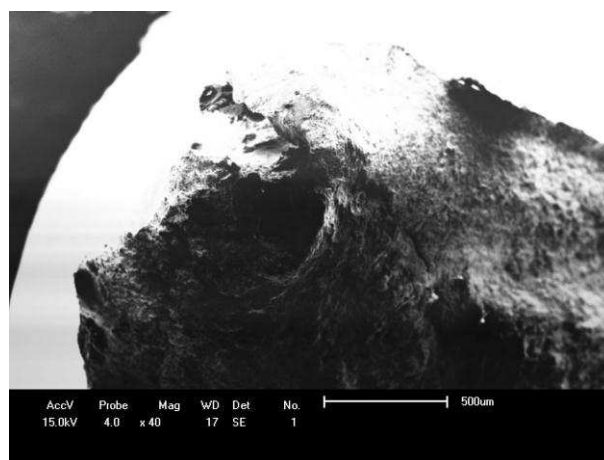


Figura 125: Amostra 1 da junta T2.0 sem hidrogênio. Região próxima a falta de fusão onde ocorreu o processo de fratura do corpo de prova.

Para as amostras ensaiadas em solução, conforme já mencionado, o modo de fratura foi um misto entre CMV e quase clivagem. A Figura 126 apresenta a superfície de fratura dúctil por CMV de uma das amostras da junta T1.0 testadas em solução. Nesta situação a fratura ocorreu imediatamente após a linha de fusão, na região da ZTA. Na Figura 127, é mostrada a superfície de fratura de uma das amostras da junta

T2.0, onde a fratura ocorreu junto ao MS. É possível verificar na região da borda do corpo de prova uma região com a presença de quase clivagem.

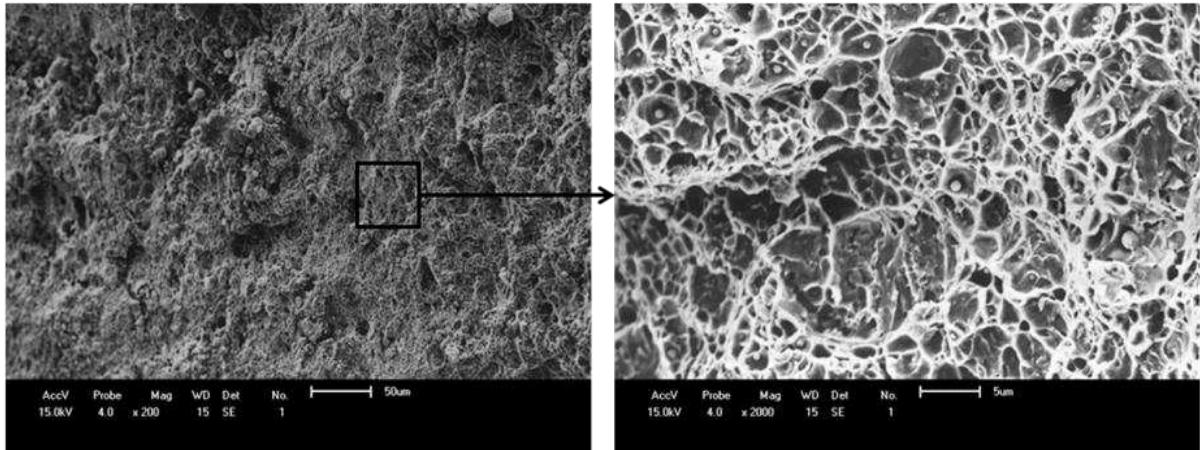


Figura 126: Amostra 1 da junta T1.0 com hidrogênio. Fratura iniciando na região imediatamente após a linha de fusão (início da ZTA).

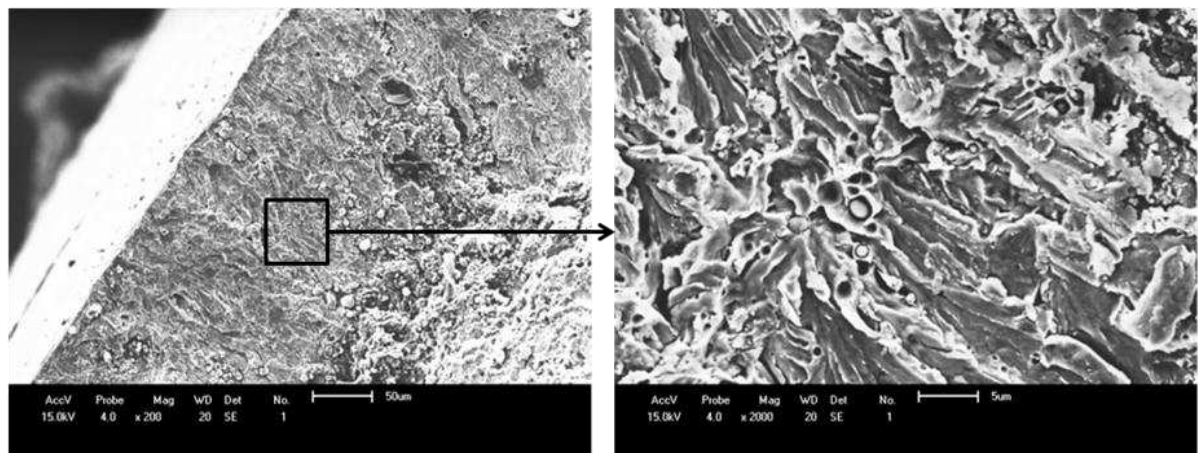


Figura 127: Amostra 1 T2.0 com hidrogênio.

Conforme observado, principalmente ao se comparar a Figura 123 com a Figura 126, é que o efeito do hidrogênio foi o de aumentar a quantidade de microvazios nas amostras hydrogenadas. Esse comportamento de fratura dúctil é comumente associado com nucleação e crescimento de microvazios ao redor de partículas de segunda fase no metal quando um valor crítico de tensão é excedido. O efeito do hidrogênio sobre esse aumento do número de microvazios nos corpos de prova hydrogenados é que o

hidrogênio se acumula em interfaces partículas-matriz, o que por sua vez contribui para a redução de resistência interfacial das partículas, logo ocorrendo uma maior quantidade de microvazios (Herms *et al.*, 1999).

Além disso, o incremento dessa mobilidade é atribuído à redução das interações entre discordâncias e outros obstáculos quando o hidrogênio está presente no sistema, incrementando assim a quantidade de deformação que ocorre numa região adjacente à superfície da fratura. Dessa forma, as discordâncias se movimentam mais perto umas das outras e dos obstáculos, provocando a formação de colunas de discordâncias (*pile-ups dislocations*), que são mais compactas na medida em que o hidrogênio atua dentro do material. A falha ocorre por fratura interna dos pontos frágeis (REN, 2007).

A mudança do modo de fratura nos testes em solução é uma característica dos aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL). Hardie, *et al.* (2006) confirmaram que a susceptibilidade cresce com o aumento do limite de resistência do material. Para aços X80 obtidos por processo por controle termomecânico (*Thermo-Mechanical Control Process - TMCP*), Trasatti *et al.* (2005) verificaram que a susceptibilidade desses aços ao hidrogênio aumenta quando testados em baixas taxas de carregamento.

Este tipo de comportamento, ou seja, presença de quase clivagem na borda foi um comportamento apresentado por todas as amostras ensaiadas em solução. Porém, foram encontradas, também, áreas de clivagem, conforme pode ser verificado através da Figura 128.

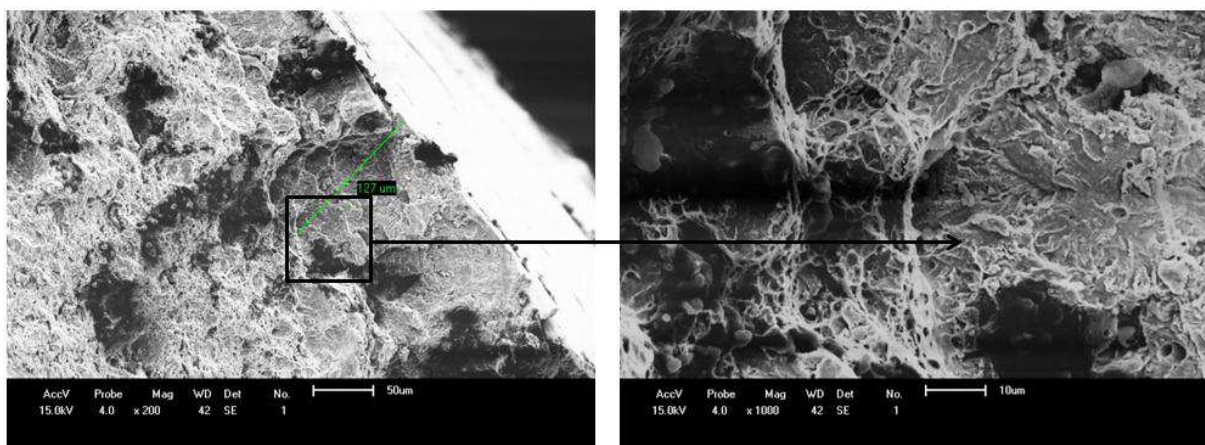


Figura 128: Amostra 1 T2.0 com hidrogênio.

Conforme verificado por Bott *et al.* (2005), pode-se confirmar através dos resultados obtidos que a perda de ductilidade para as todas as juntas testadas, detectadas nos testes de susceptibilidade à SSC, e evidenciadas através da mudança no modo de fratura, indica a susceptibilidade das juntas à SSC.

5.8 Testes HIC

Avaliando-se agora os testes HIC em que as amostras foram submetidas, foi constatado que as amostras não apresentaram trincas, conforme os valores obtidos de razão de comprimento de trincas especificados pela norma NACE TM 0284-2003, que são mostrados na Tabela 18.

Tabela 18: Parâmetros obtidos nos testes HIC.

	Razão de Sensitividade de Trinca (<i>Crack Sensivity Ratio – CSR</i>) $CSR = \frac{\sum(axb)}{WxT} \times 100\%$	Razão de Comprimento de Trinca (<i>Crack Length Ratio – CLR</i>) $CSR = \frac{\sum a}{W} \times 100\%$	Razão de espessura de Trinca (<i>Crack Thickness Ratio – CTR</i>) $CSR = \frac{\sum b}{T} \times 100\%$
Junta T1.0	0	0	0
Junta T2.0	0	0	0
Junta T3.0	0	0	0
Junta E1.0	0	0	0

Para o presente estudo, os resultados apontados não enfatizam que as juntas não são susceptíveis ao fenômeno. Foi constatado apenas, que dentro das condições de teste empregadas as juntas não apresentaram trincas.

No referido teste, as condições da solução (composição, pH), foram as mesmas empregadas nos demais testes. Porém, o presente teste foi mais demorado, conforme

especificações da norma seguida, o que acarretou em uma troca da solução a cada 24 horas como forma de manter constante a geração de H₂S. Conforme proposto pela literatura (TSUJIKAWA *et al.*, 1993) esta solução tem o objetivo de simular baixos teores de H₂S, sendo uma forma alternativa em relação às soluções propostas pela NACE que são bastante agressivas. Logo, o objetivo de se trocar a solução a cada 24 horas foi o de manter uma concentração de ordem de 5x10⁻⁴M de H₂S. De acordo com o que foi verificado por Ballesteros (2009), esta solução pode gerar o H₂S, com este apresentando uma pressão parcial de 0,00568 bares, o que implica dizer que esta condição de teste estaria exatamente no início do domínio 3 (serviço ácido do diagrama pH Vs P_{H₂S}). Esta condição de teste esta ilustrada na Figura 129, onde é possível comparar-se a mesma solução empregada, neste caso o “*ponto verde*” do diagrama.

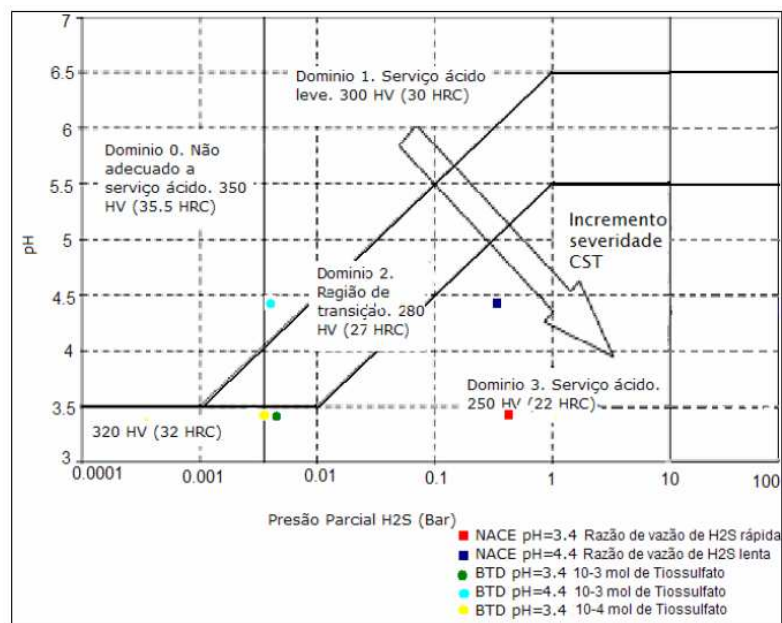


Figura 129: Diagrama de Domínio pH VS PH₂S determinando a agressividade dos meios utilizado no respectivo teste *HIC* (Ballesteros, 2009).

Mesmo as juntas não apresentando trincas nos testes *HIC* em condições de baixas concentrações de H₂S, isso não quer dizer que baixas concentrações de H₂S não são prejudiciais, pois, conforme demonstrado na literatura, baixas concentrações de H₂S podem ser mais prejudiciais, já que camadas formadas por altas concentrações

de H₂S podem ser mais protetoras que as camadas que são formadas em baixas concentrações (ALMANSOUR, 2007; RAMANARAYANAN e SMITH, 1990).

Outro aspecto importante é o fato de que mesmo as juntas estando submetidas a um determinado estado de tensões residuais, isso não influenciou nos testes *HIC*. As juntas T1.0 e T2.0 que apresentaram níveis de tensões residuais trativas ao longo da espessura, não apresentou, conforme já apresentado, trincas decorrentes dos presentes testes. As juntas T3.0 e E1.0, que também não apresentaram trincas, estavam submetidas a um nível de tensões residuais compressivas. O fato das juntas estarem ou não submetidos a um nível de tensões residuais trativas ou compressivas, não implica diretamente sobre uma maior ou menor susceptibilidade à *HIC*, pois é conhecido que a microestrutura pode desempenhar um papel dominante em *HIC* (PARK *et al.*, 2008; CHANG *et al.*, 2001), sendo o estado de tensão residual um agravante ou um atenuante do fenômeno.

6 CONCLUSÕES

No presente trabalho de tese foi realizada a determinação experimental das tensões residuais decorrentes de processos de soldagem em juntas de aço API 5LX80, bem como a avaliação da susceptibilidade à fragilização por hidrogênio provocada por ambientes ricos em H_2S . Inicialmente foram determinados os estados de tensões residuais das juntas e realizado a análise metalográfica das mesmas. Posteriormente foram realizados testes de permeação eletroquímica de hidrogênio, bem como testes de susceptibilidade à SSC e testes *HIC*. Todas as juntas mostraram-se susceptíveis à SSC, mas não apresentaram trincas nos testes *HIC* simulando baixas concentrações de H_2S .

Após análises dos resultados e respectivas discussões apresentadas, foi possível concluir que:

- Na região superior das juntas soldadas, as tensões residuais transversais foram mais compressivas com aportes térmicos ligeiramente maiores, associados a maiores intensidades de correntes e maiores velocidades de soldagem;
- O emprego de maiores correntes de soldagem gerou níveis de tensões residuais mais compressivos independente do processo e consumível de soldagem empregado;
- Na região inferior das juntas soldadas, quanto maiores os aportes térmicos mais trativas foram as tensões residuais no MS e menores foram os níveis ao longo da ZTA;
- As tensões residuais tendem a ser mais trativas na superfície inferior das chapas, passando para um estado compressivo ao longo da espessura;

- Todas as juntas mostraram-se susceptíveis, em maior ou menor grau, à fragilização por hidrogênio, o que foi verificado pelas razões de alongamentos obtidas e pela existência de regiões de quase clivagem nas superfícies de fratura das amostras ensaiadas em solução;
- As juntas que apresentaram maiores níveis de dureza mostraram maior susceptibilidade à fragilização por hidrogênio;
- Propriedades de difusividade e solubilidade de hidrogênio não devem ser avaliadas de forma isolada para se determinar a susceptibilidade à SSC de juntas soldadas;
- A junta soldada com maior intensidade de corrente e velocidade de soldagem, mostrou uma redução na susceptibilidade à fragilização por hidrogênio;
- As juntas que apresentaram níveis de tensões residuais compressivos ao longo da espessura, apresentaram, também, menor susceptibilidade à SSC.
- Mesmo apresentado, em alguns casos, tensões residuais trativas ao longo da espessura, as juntas não apresentaram trincas nos testes *HIC* em soluções simulando baixas concentrações de H₂S;

6.1 Sugestões para trabalhos futuros

Diante dos resultados obtidos no presente trabalho, sugere-se como trabalhos futuros:

- Verificar a influência do número de passes e sequencia de soldagem nas tensões residuais;
- Realizar testes SSC realizando-se hidrogenação antes e durante os ensaios;

- Realizar testes *HIC* em diferentes faixas de concentração de H_2S ;
- Estudar o comportamento da difusão do hidrogênio ao longo da ZTA;
- Implementação de um segundo ou terceiro transiente de permeação eletroquímica de hidrogênio para identificar sítios reversíveis e irreversíveis.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALBUQUERQUE, S.F. **Avaliação do efeito da utilização de processos manuais e automatizados sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de aço API 5L X80**. 2010. 117 p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Campina Grande, Paraíba.

ALMANSOUR, M.A. **Sulfide Stress Cracking Resistance of API-X100 High Strength Low Alloy Steel in H₂S Environments**. 2007. 110p. Thesis of Master of applied science. The University Of British Columbia.

ALVISI, P.P. Nota sobre a seleção do aço para o serviço com H₂S. **Tecnol. Metal. Mater. Miner.**, v.6, n.4, p.192-200, 2010.

AKBARI, D.; SATTARI-FAR, I. Effect of the welding heat input on residual stresses in butt-welds of dissimilar pipe joints. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.86, p.769–776, 2009.

American Welding Society (AWS). **Welding Handbook**, vol. 4, 7ed., AWS, Miami, 1982.

ANSI/NACE/MR0175/ISO 15156-1 Standard. **Petroleum and natural gas industries — Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production**, 2009.

ANSI/NACE/MR0175/ISO 15156-2 Standard. **Petroleum and natural gas industries — Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production**, 2009.

API SPECIFICATION 5L. **Specification For Line Pipe**, 23th edition, 2004.

API STANDARD 1104. **WELDING OF PIPELINES AND RELATED FACILITIES**, 20th edition, Errata/ Addendum, 2007.

ARAFIN, M.A.; SZPUNAR, J.A. Effect of bainitic microstructure on the susceptibility of pipeline steels to hydrogen induced cracking. **Materials Science and Engineering A**, v.528, p.4927–4940, 2011.

ARAÚJO, B.A. **Caracterização experimental da fragilização assistida pelo hidrogênio dos aços API 5L X60 e API 5L X80**. 2009. 102p. Dissertação (Mestrado), Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba.

ARAÚJO, B.A.; SOARES, E.P.; MACIEL, T.M.; ARAÚJO, J.G.M; SILVA, A.A. Avaliação do nível de tensões residuais de diferentes juntas soldadas de aço API 5L X80. In: Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 6, 2011, **Anais do 6º COBEF** – 11 a 15 de abril de 2011 – Caxias do Sul, Rio Grande do Sul, Brasil.

ASAHI, H.; UENO, M. Effects of Ni addition on sulphide stress cracking resistance of low alloy tempered martensite steels. **ISIJ International**, v.34, p.290–294, 1994.

ASKELSEN, O. M.; SIMOSEN, T. Techniques to Examining Transformation Behaviour in Weld Metal and HAZ, a State of Art Review. **Welding in the World** 25 (1/2), p.26-34, 1987.

ASM Handbook. **Properties and selection: Iron, steels and high-performance alloys**. ASM International, v.10, p.380-392, 1990.

ASM Handbook. **Properties and selection: Iron, steels and high-performance alloys**. ASM International, v.10, p.1009-1102, 1997.

ASTM E8/E8M – 09. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**, 2009.

ASTM G 129 – 00 – R06. **Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking**, 2006.

ASTM G 148 – 97 – R11. **Standard Practice for Evaluation of Hydrogen Uptake, Permeation, and Transport in Metals by an Electrochemical Technique**, 2011.

BAILEY, N, **Weldability of ferritic steels**, Abington Publishing and ASM international, Cambridge, England, 1994.

BALLESTEROS, A.F. **Avaliação da resistência de juntas soldadas circunferências de aço API 5L X-80 à corrosão sob tensão na presença de sulfetos e susceptibilidade à fragilização por hidrogênio**. 2010. 290p. Tese (Doutorado) – Engenharia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

BEACHEM, C. D. A New Model for Hydrogen-Assisted Cracking (Hydrogen Embrittlement). **Metallurgical Transactions A**, v.3, p.437-451, 1972.

BEIDOKHTI, B.; DOLATI, A.; KOUKABI, A.H. Effects of alloying elements and microstructure on the susceptibility of the welded HSLA steel to hydrogen-induced cracking and sulfide stress cracking. **Materials Science and Engineering A**, v.507, p.167-173, 2009.

BERNSTEIN, I.M. The role of hydrogen in the embrittlement of iron and steel. **Materials Science and Engineering**, v.6, n.1, p.1-19, 1970.

BHADESHIA, H. K. D. **Bainite of Steels**. The Press University, Cambridge, 2^aedition, 2001.

BIRNBAUM, H.K.; SOFRONIS, P. Hydrogen Enhanced Localized Plasticity - A Mechanism for Hydrogen Related Fracture. **Materials Science and Engineering A**, v.176, p.191-202, 1994.

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.

CALOI, G. **Análise da soldabilidade do aço API 5L X-80 por meio dos testes Tekken e de implante**. 2008. 145p. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Metalurgia), Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

CARNEIRO, R.A.; RATNAPULI, R.C.; LINS, V.F.C. The influence of chemical composition and microstructure of API linepipe steels on hydrogen induced cracking and sulfide stress corrosion cracking. **Materials Science and Engineering A**, v.357, p.104-110, 2003.

CARTER, T.J.; CORNISH, L.A. Hydrogen in metals. **Engineering Failure Analysis**, v.8, p.113-121, 2001.

CHANG, K.D.; GU, J.L.; FANG, H.S.; YANG, Z.G.; BAI, B.Z.; ZHANG, W.Z. Effects of heat-treatment process of a novel bainite/martensite dual-phase high strength steel on its susceptibility to hydrogen embrittlement. **ISIJ INT**, v.41(11), p.1397-1401, 2001.

COSTA, A.D.S.B.; ABREU, H.F.G.; MIRANDA, H.C.; TEIXEIRA, L; COSTA, R.C.S; SILVA, C.C.. Comparação dos níveis de tensões residuais para diferentes parâmetros utilizados no processo de soldagem TIG automático em aços de tubos ASTM A106 Gr. B. In: Congresso Brasileiro de P&D em petróleo e gás, 4, 2007, **Anais do 4º PDPETRO**, 21 a 24 de outubro de 2007, Campinas, São Paulo, Brasil.

CULLITY, B.D. **Elements of X-ray Diffraction**, second ed., Addison-Wesley Publishing Company, 1978.

¹ĆWIEK, J. Hydrogen Delayed Cracking of High-Strength Weldable Steels. **Advances in Materials Science**, v.5, n.1(6), p.6 -13, 2005.

²ĆWIEK, J. Hydrogen degradation of high strength weldable steels, **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v.20, p.223-226, Jan.-Fev. 2007.

DAYAL, R.K.; PARVATHAVARTHINI, N. Hydrogen embrittlement in power plant steels. **Aqueous Corrosion and Surface Studies Section**, v.28, parts 3 & 4, p.431-451, 2003.

DEHDIA, D.D. **Effect of microstructure on internal and external HE of a ultrahigh strength steel**. 200f. 1980. Tese (Doutorado em Ciência dos Materiais) - Oregon Graduate Center, EUA.

DEVANATHAN, M.A.V; STACHURSKI, Z. The Adsorption and Diffusion of Electrolytic Hydrogen in Palladium. **Proceedings of the Royal Society**, v.A270, p.90-102, 1962.

ELIAZ, N.; SHACHAR, A.; TAL, B.; ELIEZER, D. Characteristics of hydrogen embrittlement, stress corrosion cracking and tempered martensite embrittlement in high-strength steels. **Engineering Failure Analysis**, v.9, p.167-184, 2002.

ESTEFEN, S.; GUROVA, T.; CASTELO, X.; LEONTIEV, A. Análise de evolução do estado das tensões residuais de soldagem. In: Conferência de Tecnologia de Soldagem e Inspeção. **Anais** da IX EXPOSOL – 24 a 2 de setembro 2008 – Rio de Janeiro – Rio de Janeiro – Brasil.

FEDELE, R. Soldagem ee Tubulações: Metalurgia, Procedimentos e Desafios. **Metalurgia & Materiais**, v.58, n.521, 2002.

FRANCIS, J.A.; STONE, H.J.; KUNDU, S.; ROGGE, R.B.; BHADSHIA, H.K.D.H.; WITHERS, P.J.; KARLSSON, L. Transformation Temperatures and Welding Residual Stresses in Ferritic Steels. In: **Proceedings** of PVP2007 2007 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference July 22-26, 2007, San Antonio, Texas.

FITZPATRICK, M.E.; FRY, A.T.; HOLDWAY, P.; KANDIL, F.A.; SHACKLETON; SUOMINEN, L. **Measurement Good Practice Guide No. 52: Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2**. National Physical Laboratory Teddington, Middlesex, United Kingdom, 2005

GABRIELLI, C.; MAURIN, G.; MIRKOVA, L.; PERROT, H.; TRIBOLLET, B.. Transfer function analysis of hydrogen permeation through a metallic membrane in a Devanathan cell. I. Theory. **Journal of Electroanalytical Chemistry**, v.590, p.1-14, 2006.

GAO, H.; GUO, H.; BLACKBURN, J.M.; HENDRICKS, R.W. Determination of residual stress by x-ray diffraction in HSLA-100 steel weldments. **Proceedings of the International Conference on Residual Stress**, Linkoping, Sweden, June 1997.

GIRELLI, A.R. **Análise comparativa de aços ARBL usados na fabricação de tubos flexíveis para produção de petróleo no mar, em formações com baixo teor de H₂S: Um estudo de FPH utilizando solução com tiosulfato de sódio**. 2006. 193p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica (PPGEM) da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES), Espírito Santo.

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. 159f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Bauru, São Paulo.

GOJIC, M.; KOSEC, L.; MATKOVIC, P. Embrittlement damage of low alloy Mn-V steel. **Engineering Failure Analysis**, v.10, p.93-102, 2003.

GORNI, A.A.; SILVEIRA, J.H.D.; REIS, J.S. Metalurgia dos aços microligados usados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro. **Tubo & Companhia**, v.5:26, p.52-63, 2009.

HAN, H.D.; JING, H.Y.; XU, L.Y. Welding heat input effect on the hydrogen permeation in the X80 steel welded joints. **Materials Chemistry and Physics**, v.132, p. 216–222, 2012.

HARDIE, D.; CHARLES, E.A ; LOPEZ, A.H. Hydrogen Embrittlement of High Strength Pipeline Steels. **Corrosion Science**, v.48, p.4378-4385, 2006.

HAYASHI, M., ISHIWATA, M., MORII, Y. Residual stress distribution in carbon steel pipe welded joint measured by neutron diffraction. **Materials science research international**, Vol. 6, No. 4, p. 287-294, 2000.

HERMS, E.; OLIVE, J.M.; PUIGGALI, M. Hydrogen embrittlement of 316L type stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v.272, n.2, p.279-283, 1999.

HUANG, F.; LIU, J.; DENG, Z.J.; CHENG, J.H.; LU, Z.H.; LI, X.G. Effect of microstructure and inclusions on hydrogen induced cracking susceptibility and hydrogen trapping efficiency of X120 pipeline steel. **Materials Science and Engineering A**, v.527, p.6997–7001, 2010.

ITO, Y.; BESSYO, K. Weldability of High Strength Steels Related to Heat Affected Zone Cracking. **Document IX-567-68, IIW**, 1968.

IYER, R.N.; PICKERING, H.W. Mechanism and kinetics of electrochemical hydrogen entry and degradation of metallic systems. **Annual Review of Materials Science**. Vol. 20. p. 299-338, 1990.

KALWA, C.; HILLENBRAND, H.G.; GRÄF, M. High Strength Steel Pipes: New Developments and Applications. In: Onshore Pipeline Conference, 2002, Houston, USA.

KANE, R.D.; CAYARD, M.S. Roles of H₂S in the behavior of engineering alloys: A review of literature and experience. **In: NACE Corrosion Conference**, paper 274, 1998.

KITTEL, J.; SMANIO, V.; FREGONESE, M.; GARNIER, L.; LEFEBVRE, X. Hydrogen induced cracking (HIC) testing of low alloy steel in sour environment: Impact of time of exposure on the extent of damage. **Corrosion Science**, v.52, p.1386–1392, 2010.

KOH, S.U. ; KIM, J.S.; YANG, B.Y.; KIM; K.Y. Effect of Line Pipe Steel Microstructure on Susceptibility to Sulfide Stress Cracking. *Corrosion*, v.60, p.244-253, 2004.

KOU, S. **Welding metallurgy**, 2nd Ed., John Wiley & Sons, 2003.

LANCASTER, J.F, **Metallurgy of Welding**, 6 Ed, Woodhead Publishing Limited Cambridge, England, 1999.

LOUTHAN JR., M.R. Hydrogen Embrittlement of Metals: A Primer for the Failure Analyst. **Journal of Failure Analysis and Prevention**, v.8, n.3, p.289-307, 2008.

LU, J.; JAMES, M.; ROY, G. (Ed.). **Handbook of measurement of residual stresses**. [S.I.]: Inc. The Fairmont Press, 1996.

MACIEL, T.M. **Ciclos Térmicos em Metais de Solda de Aços de Alta Resistência**. 1994.194f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de São Carlos. São Paulo.

MENDIBIDE, C.; SOURMAIL, T. Composition optimization of high-strength steels for sulfide stress cracking resistance improvement. Corrosion Science, v.51, p.2878-2884, 2009.

MARQUES, P.V., MODENESI, P.J, BRACARENSE, A.Q. **SOLDAGEM – Fundamentos e Tecnologia**. 3ed. Belo Horizonte, editor UFMG, 2009.

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.

MASUBUCHI, K. **Residual stress and distortion**, Metals Handbook, 9th ed., vol 6. Metals Park, OH, American Society for Metals – ASM, 1983.

MODENESI, P.J. **Efeitos mecânicos do ciclo térmico**. Apostila. Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, 2001.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços transformáveis**. UFMG, Belo Horizonte-MG, 2004.

MONTEIRO, L. S. **Estudo de Ciclos Térmicos em Juntas Soldadas de um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga Através do Método “in Situ”**. 2004. 87p. (Dissertação de Mestrado), Unicamp. São Paulo – SP.

MORRIS, B. **Microstructural characteristics and processing parameters affecting hydrogen permeation through polycrystalline materials**. 1998. 88f. Thesis (Master Science) – Master Science in Engineering, Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, Montreal, Quebec, Canada.

NACE Standard TM0177-2005. **Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H₂S Environments.** NACE International, 2005.

NACE Standard TM0284-2003. **Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steels for Resistance to Hydrogen-Induced Cracking.** Nace International, 2003.

OLDEN, V.; THAULOW, C.; JOHNSEN, R. Modelling of hydrogen diffusion and hydrogen induced cracking in supermartensitic and duplex stainless steels. **Materials and Design**, v.29, p.1934-1948, 2008.

OLIVEIRA, G.L.G.; SILVA, T.F.; MIRANDA, H.C.; MOTTA, M.F. Avaliação do Efeito da Energia de Soldagem sobre as Tensões Residuais Resultantes em Juntas Soldadas com Multipasse. *Soldagem & Inspeção*, v.15, n.3, p.218-224, 2010.

ORDOÑEZ, R.E.C. **Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes arames tubulares.** 2004. 111p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, Brasil.

ORIANI, R.A.; JOSEPHIC, P.H. Testing of the decohesion theory of hydrogen-induced crack propagation. **Scripta Metallurgica**, v.6, n.8, p.681-688, 1972.

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.

PARADOWSKAA, A., PRICE, J.W.H., IBRAHIM, R., FINLAYSON, T. A neutron diffraction study of residual stress due to welding. **Journal of Materials Processing Technology**, Vol. 164–165, p. 1099–1105, 2005.

PARADOWSKAA, A., PRICE, J.W.H., IBRAHIM, R., FINLAYSON, T.R., BLEVINSC, R., PIPELYC, M. Residual stress measurements by neutron diffraction in multi-bead welding. **Physica B**, Vol. 385–386, p. 890–893, 2006.

PARK, Y.D.; MAROEF, I.; LANDAU, A.; OLSON, D.L. Retained Austenite as a Hydrogen Trap in Steel Welds. **Welding Journal**, v.81, n.2, p.27-35, 2002.

PARK, G.T.; KOH, S.U.; JUNG, H.G.; KIM, J.Y. Effect of microstructure on the hydrogen trapping efficiency and hydrogen induced cracking of linepipe steel. **Corrosion Science**, v.50, p.1865–1871, 2008.

PARVATHAVARTHINI, N.; SAROJA, S.; DAYAL, R.K. Influence of microstructure on the hydrogen permeability of 9%Cr-1%Mo ferritic steel. **Journal of Nuclear Materials**, v.264, p.35-47, 1999.

PETRÓLEO BRASILEIRO S.A. Soldagem: N-133 Rev. J, Rio de Janeiro, Julho, 2005.

PILIPENKO, A. **Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multi-electrode submerged arc welding. Their mitigation techniques.** 2001. 222p. Thesis (Doktor Ingeniør), Department of Machine Design and Materials Technology Norwegian University of Science and Technology N-7491 Trondheim, Norway.

PINTO, P. M. A. S. **Soldagem circunferencial de tubo API 5L X80 empregando processos manual/semi-automático.** 2006. 113p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), Departamento de Ciências dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

PREVÉY, P.S. X-ray Diffraction Residual Stress Techniques. **Metals Handbook**, 10, Metals Park: American Society for Metals, p.380-392, 1986.

PREVÉY, P.S. CURRENT APPLICATIONS OF X-RAY DIFFRACTION RESIDUAL STRESS MEASUREMENT. **Developments in Materials Characterization Technologies**, ASM International, Materials Park, O H, p.103-110, 1996

RADAJ, D. **Heat Effects of Welding - Temperature Field, Residual Stress, Distortion**. Springer-Verlag, 1992

RADICON Ltd. Scientific instruments, **Software for portable X-ray stress analyser STRESSRAD**, User's manual, Saint-Petersburg 2009.

RAMANARAYANAN, T.A; SMITH, S.N. Corrosion of Iron in Gaseous Environments and in Gas Saturated Aqueous Environments. **Corrosion**, vol.46, n.1, p.66-74, 1990.

RAMÍREZ, E.; GONZÁLEZ-RODRIGUES, J.G.; TORRES-ISLAS, A. SERNA, S.; CAMPILLO, B.; DOMÍNGUEZ-PATIÑO, G. Effect of microstructure on the sulphide stress cracking susceptibility of a high strength pipeline steel. **Corrosion Science**, v.50 p.3534–3541, 2008.

REN, X.C.; ZHOU, Q. J.; SHAN, G. B.; CHU, W. Y.; LI, Y. J.; QIAO, L. J. A Nucleation Mechanism of Hydrogen Blister in Metals and Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.39A, p.87-97, 2007.

RODRIGUES, L.D. **Medição de tensões residuais em tubos visando a determinação de esforços em dutos enterrados**. 2007. 155p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)–Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

SATTARI-FAR, I.; FARAHANI, M.H. Effect of the weld groove shape and pass number on residual stresses in butt-welded pipes. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.86, p.723-731, 2009.

SILVA, C.C. **Avaliação das tensões residuais de soldagem em tubulações de pequeno diametro usadas em refinaria de petróleo.** 2007. 173 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais), Universidade Federal do Ceará, Ceará.

SILVA, J.H.F.; TREVISAN, R.E. Metodologia para análise da confiabilidade dos resultados de trincas induzidas pelo hidrogênio em metais de soldas FCAW. In: Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, VI, 2010. **Anais** do VI CONEM - 18 a 21 de agosto de 2010 – Campina Grande – Paraíba – Brasil.

SILVEIRA P.C. **Influência da microestrutura nas propriedades físicas e mecânicas de aços 2,25Cr-1Mo usados em ambientes ricos em hidrogênio.** 2006. 122p. Dissertação (Mestrado) – Ciências e Engenharia Metalúrgica e de Materiais. COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro.

SOEIRO JÚNIOR, J.C.; ROCHA, D.B.; BRANDI, S.D. Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, Vol. 18, Nº. 02, p.176-195, Abr/Jun 2013.

SOJKA, J.; JÉRÔME, M.; SOZANSKA, M.; VÁŇOVÁ, P.; RYTIROVÁ, L.; JONSTA, P. Role of microstructure and testing conditions in sulphide stress cracking of X52 and X60 API steels. **Materials Science and Engineering A**, v.480, p.237–243, 2008.

Specification for line pipe, API specification 5L, American Petroleum Institute, 2004.

STROE, M.E. **Hydrogen Embrittlement of Ferrous Materials.** 2006. 236f. Thesis (Ph.D. in Applied Sciences). Université Libre de Bruxelles, Belgium.

TAHA, A.; SOFRONIS, P.A. Micromechanics Approach to the Study of Hydrogen Transport and Embrittlement. **Engineering Fracture Mechanics**, v.68, p.803-837, 2001.

TELLES, P.C.S. **Materiais para equipamentos de processo**, 6 ed., Rio de Janeiro, Interciência, 2003.

THAULOW, C.; PAAUW, A.; GUTTORMSEN, K. The Heat Affected Zone Toughness of Low Carbon Micro Alloyed Steel. **Welding Journal**, v.66, n.9, p.266s – 279s, September 1987.

TRASATTI, S.P.; SIVIERI, E.; MAZZA, F. Susceptibility of a X80 steel to hydrogen embrittlement. **Materials and Corrosion**, v.56, n.2, p.111-117, 2005.

TROIANO, A.R. The Role of Hydrogen and Other Interstitials in the Mechanical Behavior of Metals. **Trans. AIME**, v.52, p.54-80, 1960.

TSUJIKAWA, S.; MIYASAKA, A.; JEDA, M.; ANDO, S.; SHIBATA, T.; HARUNA, T.; KATAHIRA, M.; YAMANE, 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.

VIANNA, C.S. **Comportamento Mecânico do Aço API 5L X-60 Com e Sem Hidrogênio**. 2005. 98p. Dissertação (Mestrado) – Ciências e Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro.

WEBSTER, G.A.; EZEILO, A.N. Residual stress distributions and their influence on fatigue lifetimes. **International Journal of Fatigue**, v.23, p.375-383, 2001.

WITHERS, P.J.; BHADSHIA, H.K.D.H. Residual stress. Part 1 – Measurement techniques. **Materials Science and Technology**. v.17, p.355- 365, 2001.

YURIOKA, N. Physical Metallurgy of Steel Weldability. **ISIJ International**, v.41, n.6, p.566-570, 2001.

ZINN, X.; SCHOLTES, B. Residual Stress Formation Processes during Welding and Joining, **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**, G. Totten, M. Howes, T. Inoue, editors, p.391-396, 2002.

ZHAO, M.; TANG, B.; SHAN, Y; YANG, K. Role of Microstructure on Sulfide Stress Cracking of Oil and Gas Pipeline Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.34A, p.1089-1096, 2003.