

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

Fissuração pelo hidrogênio em um aço API 5L X70 soldado com
eletrodos celulósicos de diferentes níveis de resistência

Autora: Camila Goes Mattioli
Orientador: Prof. Paulo José Modenesi
Coorientador: Prof. Alexandre Bracarense

Março/2018

Camila Goes Mattioli

Fissuração pelo hidrogênio em um aço API 5L X70 soldado com eletrodos
celulósicos de diferentes níveis de resistência

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica,
Materiais e de Minas da Universidade Federal de
Minas Gerais.

Área de concentração: Metalurgia de Transformação

Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Coorientador: Prof. Alexandre Bracarense

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2018

M444f	<p>Mattioli, Camila Goes. Fissuração pelo hidrogênio em um aço API 5L X70 soldado com eletrodos celulósicos de diferentes níveis de resistência [manuscrito / Camila Goes Mattioli. - 2018. xii, 83 f., enc.: il.</p> <p>Orientador: Paulo José Modenesi. Coorientador: Alexandre Bracarense.</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Anexos: f. 76-83.</p> <p>Bibliografia: f. 69-74.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia de transformação - Teses. 3. Soldagem - Teses. 4. Aço de alta resistência - Teses. I. Modenesi, Paulo José. II. Bracarense, Alexandre Queiroz, 1959-. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título. CDU: 669(043)</p>
-------	--

Agradecimentos

Agradeço a Deus por Ele ter me guiado nessa caminhada, acompanhando cada passo meu e me provendo saúde para concluir essa etapa na minha vida.

Aos meus pais, Ricardo e Márcia, pelo apoio incondicional e por acreditarem no meu potencial. À minha irmã e ao meu cunhado, Gabriela e Ayron, por sempre estarem disponíveis para me ajudar no desenvolvimento deste trabalho. Ao meu namorado, Joel, pelo amor, carinho e por me incentivar a melhorar cada vez mais. À minha prima, Raquel, que sempre torceu por mim e até arriscou alguns cordões de solda no laboratório.

Agradeço ao meu orientador, Paulo José Modenesi, por toda a ajuda, disponibilidade e paciência durante o desenvolvimento desse trabalho e ao meu co-orientador, Alexandre Queiroz Bracarense, pela colaboração e sugestão do meu tema. Obrigada por compartilharem seus conhecimentos comigo; cada conversa era uma aula. Foi uma honra poder fazer esse trabalho ao lado dos senhores.

Agradeço também aos amigos que fiz no laboratório, que muito me descontraíram e me ajudaram bastante com idéias, em especial Pedro, Matheus, Gabriel, Luana, Marcelo, Etiene e Luiz.

Agradeço à empresa Samarco Mineração por ter cedido as amostras de estudo.

Agradeço o apoio do CNPq no desenvolvimento desse trabalho.

Agradeço à UFMG, em especial ao PPGEM, por essa oportunidade ímpar de realizar um mestrado em uma universidade tão conceituada.

Agradeço também aos professores que, de alguma maneira, contribuíram para o desenvolvimento desse trabalho.

SUMÁRIO

1 Introdução	1
2 Objetivo	3
3 Revisão bibliográfica	4
3.1 Aços alta resistência e baixa liga	4
3.1.1 Histórico	4
3.1.2 Definição	5
3.2 O aço API 5L X70	6
3.2.1 Laminação termomecânica controlada	8
3.2.2 Microestruturas comuns dos aços X70	10
3.3 Processo de soldagem SMAW	11
3.4 Aporte térmico	13
3.5 Alterações metalúrgicas causadas pela soldagem	14
3.5.1 Microestruturas comuns da ZF e ZTA de aços baixo carbono	17
3.6 Soldabilidade e formação de trincas	20
3.6.1 Trincamento induzido por hidrogênio	20
3.6.2 Carbono equivalente	23
3.7 Ensaio de fissuração por hidrogênio	25
3.7.1 Testes com restrição externa	25
3.7.2 Testes auto-restringidos	27
3.8 Medição do hidrogênio difusível por cromatografia gasosa	27
4 Materiais e métodos	30
4.1 Materiais	30
4.1.1 Metal base	30
4.1.2 Consumíveis	30
4.2 Equipamentos	31

4.2.1 Caracterização do metal base	31
4.2.2 Ensaio de tração.....	31
4.2.3 Ensaio de cromatografia gasosa	31
4.2.4 Ensaio de implante	32
4.2.5 Soldagem	33
4.2.6 Caracterização dos pinos de implante	34
4.3 Procedimento experimental.....	34
4.3.1 Análise microestrutural do metal base	34
4.3.2 Ensaio de tração do metal base	35
4.3.3 Levantamento das condições de soldagem (testes preliminares)	35
4.3.4 Determinação do teor de hidrogênio difusível	37
4.3.5 Teste de implante.....	39
4.3.6 Caracterização dos pinos testados	43
4.3.7 Avaliação dos sinais de corrente e tensão.....	44
5 Resultados e discussão	45
5.1 Caracterização do metal base	45
5.1.1 Composição química	45
5.1.2 Análise microestrutural	46
5.1.3 Caracterização mecânica	47
5.2 Calibração da célula de carga	47
5.3 Determinação do teor de hidrogênio difusível.....	48
5.4 Testes preliminares	49
5.5 Análise das condições do ensaio de implante.....	52
5.6 Caracterização das amostras do teste de implante	55
5.6.1 Microestrutura da ZF	55
5.6.2 Microestrutura da ZTA	58

5.6.3 Microdurezas	59
5.7 Trincas em corpos de prova que não falharam	60
5.8 Análise dos resultados dos ensaios.....	63
6 Conclusões	66
7 Sugestões para trabalhos futuros	68
8 Referências bibliográficas	69
ANEXOS.....	75
ANEXO A - ESPECIFICAÇÕES DO ENSAIO DE IMPLANTE.....	76
ANEXO B – MODELAGEM DO SISTEMA DE SOLDAGEM POR GRAVIDADE.....	80
ANEXO C – DADOS DO ENSAIO DE IMPLANTE.....	83

LISTA DE FIGURAS

Figura 3. 1 – Desenvolvimento dos aços API (Adaptado de HILLENBRAND et al., 2001).	7
Figura 3. 2 - Evolução do tamanho do grão da austenita e da nucleação posterior da ferrita em função da temperatura do processo (Adaptado de KOSAZU, 1992 apud GORNI et al., 2009).	8
Figura 3. 3 - Etapas do processo de laminação controlada (Adaptado de PAXTON, 1980 apud GORNI et al., 2009).	9
Figura 3. 4 - Microestrutura do metal de base API 5L X70 (FA: ferrita acicular; FP: ferrita poligonal; P: perlita) atacado com Nital a 2% (a) aumento de 200X; (b) aumento de 500X (Adaptado de MONTES et al., 2016).	11
Figura 3. 5 - Microestruturas de dois aços API 5L X70 atacados com Nital a 2%, com aumento de 1000x (a) 0,064% de carbono e; (b) 0,072% de carbono e a imagem do MEV mostrando pequenos pacotes de perlita (Adaptado de PARK et al., 2017).	11
Figura 3. 6 – Soldagem por eletrodo revestido: (a) visão geral do processo; (b) área da solda (Adaptado de KOU, 2003).	12
Figura 3. 7 – Regiões da solda (Adaptado de LIU e INDACOCHEA, 2005).	15
Figura 3. 8 – Regiões da ZTA de um aço com 0,15% de carbono (Adaptado de LIU e INDACOCHEA, 2005).	16
Figura 3. 9 – Microestruturas da ZF do aço X70 soldado com diferentes correntes a) 80 A; b) 100 A; c) 120 A (VENTRELLA, 2004).	18
Figura 3. 10 - Curva TRC do aço X70 (F:ferrita; P:perlita; B:bainita) (Adaptado de Li et al., 2014).	19
Figura 3. 11 - Imagens da ZTA do aço API 5L X70, resfriado sob diferentes taxas a) 60°C/s; b) 40°C/s; c) 20°C/s; d) 10°C/s (Adaptado de Li et al., 2014).	19
Figura 3. 12 – Tipos de trincas provocadas pelo hidrogênio (BEZERRA, 2005).	21
Figura 3. 13 – Solubilidade do hidrogênio no ferro (Adaptado de GRONG, 1994).	22
Figura 3. 14- Visão geral do ensaio de implante (a) Vista (b) Seção (Adaptado de BOELLINGHAUS et al., 2010).	26
Figura 4. 1 – Cromatógrafo e <i>sample</i> utilizados no ensaio.	32
Figura 4. 2 – Máquina de implante com suas dimensões.	33

Figura 4. 3 – Sistema de soldagem por gravidade.	33
Figura 4. 4 – Dimensões do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.	35
Figura 4. 5 – Esquema representando o sistema de soldagem por gravidade.	36
Figura 4. 6 - Dimensões (em mm) das peças usadas na cromatografia gasosa.	37
Figura 4. 7 – Gabarito onde as peças são soldadas.	38
Figura 4. 8 – Croqui do pino de implante.	39
Figura 4. 9 – Pino de implante.	40
Figura 4. 10 – Chapa de suporte para o ensaio de implante com dimensões (em mm)..	40
Figura 4. 11 – a) Vista lateral do pino de implante posicionado junto à célula de carga;	41
Figura 4. 12 – Desenho esquemático indicando os locais nos quais foram realizadas as medidas de dureza das amostras.	43
Figura 5. 1 – Microestrutura do aço API 5L X70, ataque com Nital 2%. Ampliação original de 1000X.	46
Figura 5. 2 – Gráfico da reta da calibração da célula de carga	48
Figura 5. 3 – Cordões de solda utilizando o eletrodo E6010 Plus: a) ângulo da haste em 0° b) ângulo da haste em -30°	51
Figura 5. 4 - Cordões de solda utilizando o eletrodo E8010 Plus: a) ângulo da haste em 0° b) ângulo da haste em -30°	51
Figura 5. 5 – Gráficos Tensão vs. Tempo; condição de baixo aporte térmico; a) Solda com o eletrodo AWS E6010 b) Solda com o eletrodo AWS E8010.	54
Figura 5. 6 – Valores de carga ajustada e carga medida pelo sistema de aquisição.	55
Figura 5. 7 - Microestruturas da zona fundida de amostras soldadas na condição de alto aporte térmico, com ampliação original de 200x: a) E6010 b) E8010.	56
Figura 5. 8 - Microestruturas da zona fundida de amostras soldadas na condição de baixo aporte térmico, com ampliação original de 200x: a) E6010 b) E8010.	57
Figura 5. 9 – Ilha de martensita (indicada pela seta) na ZF da amostra na condição E8010, com ataque de Nital 2%. Ampliação original de 1000x.	58
Figura 5. 10 - Microestrutura da região de crescimento de grão da ZTA das soldas feitas com baixo aporte térmico. Ataque: Nital 2%. Ampliação original de 1000X: a) E6010 b) E8010.	59

Figura 5. 11 – Microestrutura da região de crescimento de grão da ZTA das soldas feitas com alto aporte térmico. Ataque: Nital 2%. Ampliação original de 1000X: a) E6010 b) E8010.....	59
Figura 5. 12 – Posição das amostras analisadas.....	60
Figura 5. 13 - Trinca na condição alto aporte, com eletrodo E8010. Ampliação original de 100x com ataque de Nital 2% e sem ataque (trinca na ZF).	61
Figura 5. 14 - Trincas na ZF da condição alto aporte, com eletrodo E6010. Ampliação original de: a) 200x com ataque de Nital 2% e 500x sem ataque b) 200x com ataque de Nital 2% e sem ataque.	62
Figura 5. 15 - Trinca nas amostras da condição baixo aporte, com eletrodo E8010. Ampliação original de 100x com ataque de Nital 2% e sem ataque (trinca na região de grãos grosseiros da ZTA).....	62
Figura 5. 16 – Amostra da condição baixo aporte, com eletrodo E6010. Aumento original de 200x com ataque de Nital 2% e sem ataque (trinca na ZTA).	63
Figura 5. 17 – Gráfico com os dados sobre pinos de implante que romperam.....	64
Figura 5. 18 – Tempo de ruptura dos pinos de implante sob diversas cargas e baixo aporte térmico.	65

LISTA DE TABELAS

Tabela III. 1- Requisitos de tensão para o aço X70, segundo classificação PSL1 e PSL2 (adaptado da Norma API 5L, 2012).....	7
Tabela III. 2 - Eficiência térmica de diferentes processos de soldagem (Adaptado de Debroy et al., 1985).	14
Tabela III. 3 - Principais características do teste de implante (Adaptado de Boellinghaus e Kannengiesser, 2007).....	27
Tabela III. 4 – Classificação dos níveis de hidrogênio difusível num consumível (Adaptado de PADHY e KOMIZO, 2013).	29
Tabela IV. 1 – Dimensões e condições de soldagem recomendadas pelo fabricante (ESAB, 2013).....	30
Tabela IV. 2 - Composição química típica do metal depositado (ESAB, 2013).	30
Tabela IV. 3 – Valores de ângulos escolhidos para serem testados no sistema de soldagem por gravidade.	36
Tabela V. 1 – Composição química do metal base.	45
Tabela V. 2 – Valores de carbono equivalente do metal base.	46
Tabela V. 3 – Microdureza do metal base (valores em HV).	47
Tabela V. 4 – Propriedades mecânicas do metal base.	47
Tabela V. 5 - Resultado do ensaio de cromatografia gasosa.	48
Tabela V. 6 – Ângulos testados para cada eletrodo e seus respectivos aportes térmicos.	49
Tabela V. 7 – Valores de velocidade e aporte térmico para os cordões selecionados....	50
Tabela V. 8 – Dados de corrente e tensão dos ensaios.	52
Tabela V. 9 – Dados de velocidade de soldagem e aporte térmico dos ensaios.	53
Tabela V. 10 – Fator de curto-circuito de cada condição de soldagem.	54
Tabela V. 11 – Valores de dureza média em Vickers (HV).	59

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASME	American Society of Mechanical Engineers
AWS	American Welding Society
Ceq	Carbono Equivalente
CE(Pcm)	Carbono Equivalente
IIW	The International Institute of Welding
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
PSL	Product Specification Level
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
TIH	Trincamento Induzido pelo Hidrogênio
TMCR	Thermomechanical Controlled Rolling
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
α	Ferrita Alfa
γ	Austenita
δ	Ferrita Delta
σ_e	Limite de escoamento

Resumo

A busca por materiais com elevada resistência mecânica sem a perda de sua tenacidade levou ao desenvolvimento de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Esse tipo de aço possui comumente baixa quantidade de carbono e apresenta pequenas adições de elementos de liga específicos. Dentro dessa classificação se encontram os aços utilizados em tubulações para minerodutos, gasodutos e oleodutos, que seguem a norma do American Petroleum Institute (API). Esses aços enfrentam um grande problema decorrente da soldagem que é o trincamento a frio, o qual é objeto de diversos estudos ao redor do mundo e desse trabalho. Neste trabalho foi estudado, por meio do ensaio de implante, o efeito do aporte térmico e da resistência mecânica do metal de solda sobre a susceptibilidade de um aço API 5L X70 ao trincamento pelo hidrogênio. Por meio desse ensaio foi possível variar a carga aplicada ao corpo de prova (pino de implante) e comparar a tendência à fissuração de soldas feitas no material em estudo. As soldas foram realizadas com o dispositivo de soldagem por gravidade, usando-se dois níveis de aporte térmico. Foram utilizados dois eletrodos celulósicos, AWS E6010, com resistência mecânica inferior à do aço (*undermatching*) e AWS E8010, com resistência similar. Os níveis de hidrogênio difusível dos eletrodos foram determinados por cromatografia gasosa. Como resultado do ensaio de implante, observou-se que mesmo as soldas que não falharam no ensaio, apresentaram trincas. Contudo, estas trincas não atingiram um tamanho crítico para a ruptura final do pino sendo ensaiado. A presença das trincas pode ser devido às condições de resfriamento do cordão, que levaram ao aparecimento de ilhas com estruturas frágeis e susceptíveis ao trincamento. Além disso, observou-se uma tendência maior à fissuração quando foi utilizado o eletrodo AWS E6010. Isso pode ser relacionado à menor resistência mecânica apresentada pela solda resultante do mesmo e ao fato do eletrodo ser menos ligado. Assim, o metal de solda pode ter se transformado a temperaturas mais elevadas, o que levou a uma maior migração do hidrogênio para a ZTA.

Palavras-chave: Soldagem; Ensaio de implante; ARBL; API 5L X70; Fissuração por hidrogênio; Hidrogênio difusível; Eletrodo celulósico.

Abstract

The search for materials with high mechanical strength without the loss of their tenacity led to the development of high strength and low alloy steels (HSLA). This type of steel has commonly low carbon content and small additions of alloying elements. Within this classification are the steels used in pipelines for the transportation of ores, gases and oils, which follow the American Petroleum Institute (API) standard. These steels face a major problem arising from welding, which is cold cracking, which is the subject of many studies around the world and this work. In the case of this study, the implant test was used to study the effect of the heat input and the mechanical resistance of the weld metal on the susceptibility of an API 5L X70 steel to the cracking by hydrogen. With this test it was possible to vary the application of the load stressing the test specimen (implant pin) and verify the presence of cracks in the material. The welds were made with the gravity welding device, through which it was possible to vary the heat input of the process. Two cellulosic electrodes with different levels of mechanical resistance were used, being AWS E6010 the one with lower mechanical resistance than steel (*undermatching*) and AWS E8010, with similar strength. The diffusible hydrogen levels of the electrodes were determined by gas chromatography. As a result of the implant test, it was observed that even welds that didn't fail showed a big amount of cracks. However, these cracks did not reach a critical size for the final break of the specimen test being tested. The presence of cracks may be due to the cooling condition of the weld bead, which led to the appearance of brittle and susceptible cracking microstructures. It was also observed a greater cracking tendency when the AWS E6010 electrode was used. This can be related to the lower mechanical resistance presented by its weld metal and also to the fact that the electrode is less chemically bonded. Thus, the weld metal may have been transformed in higher temperatures, which led to a greater migration of the hydrogen to the HAZ.

Keywords: Welding; Implant test; HSLA; API 5L X70; Hydrogen cracking; Diffusible hydrogen; Cellulosic electrode.

1 Introdução

Nas últimas décadas houve um avanço significativo no que tange à busca de materiais com elevada resistência, levando então ao desenvolvimento dos aços alta resistência e baixa liga (ARBL). Esse tipo de material contém pequenas quantidades de elementos microligantes que, combinados com processamentos termomecânicos, fazem com que o aço apresente maior resistência mecânica e melhor tenacidade que os aços carbono comuns.

Esses aços são amplamente utilizados em tubulações para transporte de gases, óleos e polpa mineral e atendem às normas do The American Petroleum Institute (API). Dentre os aços ARBL aplicados em tubulações, o aço API 5L X70 é amplamente utilizado e apresenta limite de escoamento mínimo de 480 MPa.

O aço API 5L X70 apresenta, em geral, boa soldabilidade devido ao baixo carbono e baixo carbono equivalente (Ceq). Contudo, a soldagem desse tipo de aço deve levar em consideração a propensão ao trincamento a frio (também chamado de trincamento induzido por hidrogênio - TIH), que é um dos principais problemas encontrados na soldagem de aços ARBL. Os principais fatores que contribuem para esse tipo de fissuração são a presença de hidrogênio na junta soldada, uma microestrutura susceptível e altos níveis de tensão (KOU, 2003).

Para a soldagem desses aços, geralmente são utilizados eletrodos com revestimento celulósico no passe de raiz. Embora apresentem características que facilitem esta operação, estes eletrodos fornecem quantidades elevadas de hidrogênio à solda, aumentando o risco de trincamento, particularmente quando aços de maior resistência mecânica e maior teor de liga são usados. A fim de minimizar esse problema, a soldagem pode ser realizada utilizando um eletrodo que apresenta menor resistência mecânica que o metal base. Essa técnica é chamada de *undermatching* e, por meio dela, a solda se torna mais resistente ao trincamento devido ao aumento da ductilidade do metal de solda de baixa resistência e à redução de tensão residual. Essa técnica é utilizada geralmente quando o metal de base tem limite de escoamento mínimo de 485 Mpa.

Neste sentido, neste trabalho buscou-se estudar a tendência ao trincamento por hidrogênio de um aço API 5L X70 microligado e também comparar as microestruturas da ZTA obtidas na soldagem sob a condição *undermatching* com as obtidas usando um eletrodo com limite de resistência próximo ao do metal base. A avaliação da sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio foi feita através do ensaio de implante variando a carga de tracionamento do implante soldado. O efeito da energia de soldagem foi também avaliado para os dois consumíveis de soldagem estudados.

2 Objetivo

O presente trabalho teve como objetivo avaliar a susceptibilidade à fissuração pelo hidrogênio de soldas feitas em um aço API 5L X70 (alta resistência e baixa liga), em função da resistência mecânica do metal de solda e do aporte térmico. Foram utilizados dois eletrodos revestidos celulósicos de diferentes classes de resistência mecânica (AWS A5.1 E6010 e AWS A5.5 E8010-P1). As soldas foram realizadas com um dispositivo por gravidade para minimizar as variações das condições de soldagem nos testes de fissuração pelo ensaio de implante.

Foram objetivos específicos do trabalho:

- Avaliar o efeito das condições de soldagem na microestrutura e dureza dos metais de solda e das zonas termicamente afetadas;
- Determinar o teor de hidrogênio difusível associado com os eletrodos usados;
- Avaliar o efeito das condições de soldagem no aparecimento de trincas nas amostras testadas.

3 Revisão bibliográfica

3.1 Aços alta resistência e baixa liga

3.1.1 Histórico

O aumento da demanda por energia na década de 70 no mundo trouxe à tona o interesse em desenvolver dutos mais resistentes e eficientes para o transporte de gases e óleos a alta pressão (HILLENBRAND *et al.*, 2002). A solução para atender a essa demanda foi então usar dutos com maiores diâmetros e/ou aumentar a pressão de operação dos dutos. Tawengi *et al.* (2014) afirmam que dutos de transporte em geral requerem aços mais resistentes e de maior dureza do que os aços carbono comuns e que apresentam boa soldabilidade, que é obtida por um baixo teor de carbono e baixo carbono equivalente.

Um tubo para transporte de gás feito de aço API 5L grau X-70 foi introduzido pela primeira vez na década de 70 na Alemanha (HILLENBRAND *et al.*, 1997) e, desde então, obteve-se um progresso significativo no desenvolvimento de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), que seriam usados para a confecção desses dutos. Dessa maneira, evitou-se o uso de tubulações feitas a partir de aços com características que não atenderiam às necessidades, como por exemplo com maior espessura para que se obtivesse o nível de resistência mecânica necessário. Além disso, outros benefícios da aplicação de aços de alta resistência e baixa liga em tubulações são a redução do peso morto e o aumento da produção de maneira econômica (GRABULOV *et al.*, 2008).

As suas características diferenciadas como ductilidade e tenacidade elevadas e boa soldabilidade em relação a aços tradicionais de resistência similar, fez com que os aços ARBL fossem utilizados em tubulações de longos trechos, para transporte de óleos, gases e polpas de minério. Para se obter o aumento da resistência mecânica nos aços ARBL podem ser usadas técnicas que incluem, por exemplo, refino de grão, precipitação, formação de subestrutura de discordâncias, endurecimento por solução sólida e envelhecimento com deformação.

3.1.2 Definição

Os aços de alta resistência e baixa liga apresentam composição química desenvolvida e passam por processamento termomecânico a fim de proporcionar elevados valores de resistência mecânica, o que corresponde a um limite de escoamento mínimo de 275 MPa (40 ksi). Além do manganês (até cerca de 1,5%) e silício (até 0,7%), assim como é encontrado em aços carbono-manganês, os aços ARBL comumente contém pequenas quantidades de nióbio (até 0,05%), vanádio (até 0,1%), e/ou titânio (até 0,07%) a fim de promover refinamento de grãos e endurecimento por precipitação (KOU, 2003), que são obtidos em conjunto com processamentos termomecânicos adequados. Por essa razão, eles são também chamados de aços microligados, pois suas propriedades são modificadas através de pequenas adições de elementos ligantes. A quantidade de carbono típica é menor que 0,2% e a quantidade total de elementos de liga é menor que 2%.

Os elementos de liga adicionados nesses aços são selecionados de maneira que influenciem as temperaturas de transformação de fase, diminuindo a temperatura de transformação da austenita para ferrita. Concomitantemente a essas adições, os aços ARBL passam por laminação controlada a fim de se obter o refino da microestrutura austenítica ao final da laminação, o qual é transferido para a estrutura ferrítica resultante da sua transformação (PLAUT *et al.*, 2009). Esse tratamento termomecânico basicamente suprime a recristalização da austenita entre os passes de deformação a quente, os quais ocorrem sob temperaturas relativamente baixas.

Gorni (1999 *apud* PLAUT *et al.*, 2009) explica que esse fenômeno metalúrgico diminui significativamente o tamanho de grão da austenita e aumenta seu grau de encruamento, originando então uma microestrutura ferrítica final igualmente refinada, elevando a tenacidade do produto final. Plaut *et al.* (2009) lembram ainda que o potencial de precipitação dos elementos microligantes é aproveitado plenamente somente quando eles se encontram totalmente solubilizados antes do início do processo de laminação.

3.2 O aço API 5L X70

Os aços que são usados para tubulações na indústria petrolífera são classificados em função de sua aplicação, composição química e resistência mecânica segundo o American Petroleum Institute (API). Os que são utilizados especificamente na fabricação de dutos de transporte seguem a classificação da norma API 5L de 2012.

Segundo a norma API 5L (2012), o número do grau que é especificado em cada tipo de aço se refere ao limite mínimo de escoamento do mesmo (expresso em [ksi]). A norma ainda define que o limite de escoamento é a tensão de tração necessária para produzir um alongamento de 0,5% do comprimento útil do corpo de prova, medido com um extensômetro. O aço que é estudado nesse trabalho é um API 5L X70 e apresenta, portanto, limite de escoamento mínimo de 70 ksi ou 483 MPa.

A Figura 3.1 mostra a evolução no desenvolvimento de aços API em conjunto com os principais elementos de liga ao longo dos anos, bem como a maneira como são produzidos. Esses aços eram produzidos por laminação a quente seguido de normalização até os anos 70, visando obter uma microestrutura composta por finas lamelas de ferrita, perlita e grãos maiores de ferrita. Já no início dos anos 70, foi introduzido o processo de laminação termomecânica controlada (Thermomechanical Controlled Rolling – TMCR), que eliminou a necessidade do tratamento térmico de normalização ao final da laminação. Isso permitiu a fabricação de aços API grau X70, com reduzidos teores de carbono e microligados ao nióbio e vanádio. A microestrutura passou a apresentar maior uniformidade, com grãos mais refinados de ferrita (FEDELE, 2002 *apud* MARTINS, 2013).

Na década de 80, adicionou-se à laminação termomecânica o processo de resfriamento controlado, dando origem ao aço X80, que apresenta uma melhor soldabilidade devido aos teores de carbono ainda mais reduzidos. Nas últimas décadas, os processos modificados de resfriamento controlado foram testados juntamente com adições de Mo, Cu e Ni, levando ao desenvolvimento de tubos da classe X100 (FEDELE, 2002 *apud* MARTINS, 2013).

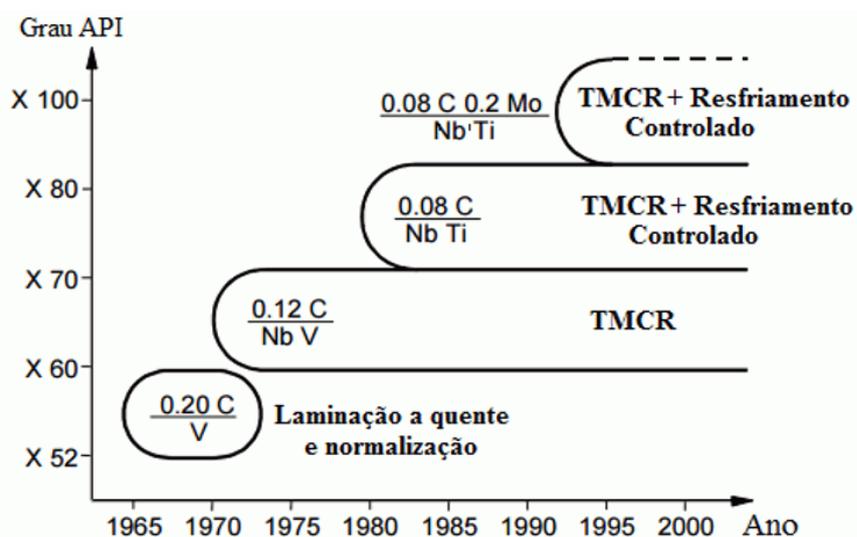


Figura 3. 1 – Desenvolvimento dos aços API (Adaptado de HILLENBRAND *et al.*, 2001).

A norma API 5L (2012) classifica os aços em dois níveis, PSL 1 e PSL 2, onde PSL significa “*Product Specification Level*” (Nível de especificação do produto). As duas designações PSL definem níveis diferentes níveis de exigências técnicas. A Tabela III.1 mostra os requisitos de tensão para o aço X70 classificado como PSL 1 e PSL 2, respectivamente.

Tabela III. 1- Requisitos de tensão para o aço X70, segundo classificação PSL1 e PSL2 (adaptado da Norma API 5L, 2012).

PSL 1 – X70							
Limite de escoamento mínimo				Limite de resistência à tração mínimo			
psi		MPa		psi		MPa	
70000		483		82000		565	

PSL 2 – X70							
Limite de escoamento mínimo		Limite de escoamento máximo		Limite de resistência à tração mínimo		Limite de resistência à tração máximo	
psi	MPa	psi	MPa	psi	MPa	psi	MPa
70000	483	90000	621	82000	565	110000	758

3.2.1 Laminação termomecânica controlada

A produção do aço de grau X70 passa por laminação termomecânica controlada, como já foi dito anteriormente. Por meio da Figura 3.2, pode-se entender melhor a diferença entre o refino de grão promovido pela laminação comum e pela laminação controlada. Kozasu (1992 *apud* GORNI *et al.*, 2009) explica que na laminação convencional de aços comuns, a nucleação da ferrita ocorre exclusivamente nos contornos de grão prévios da austenita. O abaixamento da temperatura final de laminação vai promover, então, uma microestrutura final mais refinada, resistente e tenaz. No caso da laminação controlada de aços microligados, como o aço de estudo desse trabalho, a nucleação da ferrita acontece também nas bandas de deformação intragranulares decorrentes do encruamento da austenita, refinando ainda mais a microestrutura final (KOZASU, 1992 *apud* GORNI *et al.*, 2009).

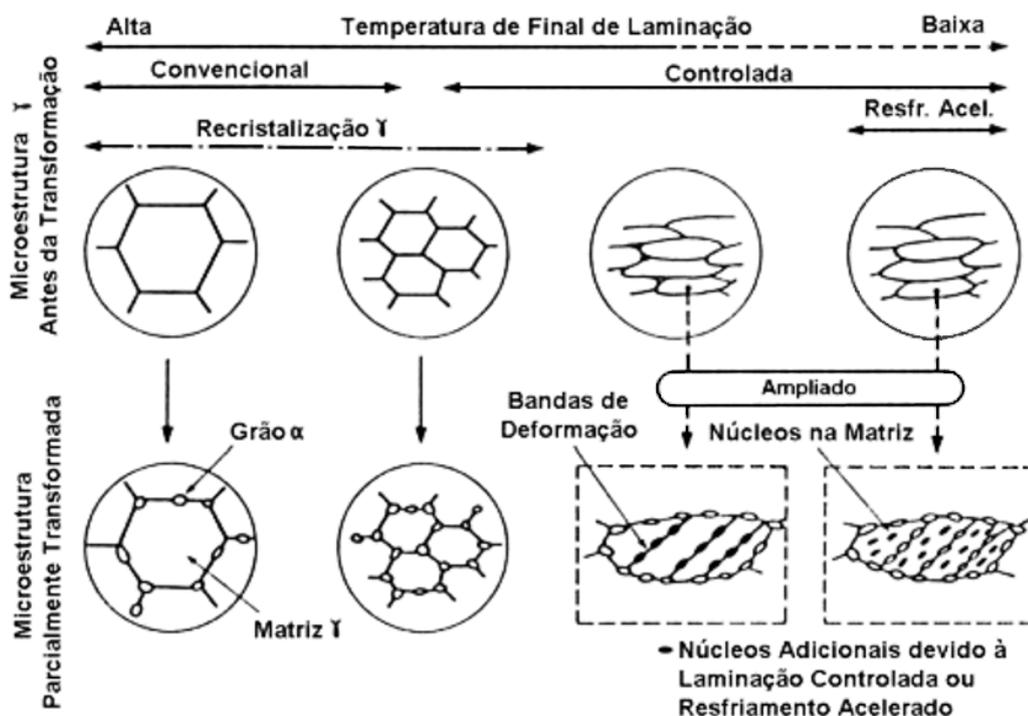


Figura 3. 2 - Evolução do tamanho do grão da austenita e da nucleação posterior da ferrita em função da temperatura do processo (Adaptado de KOSAZU, 1992 *apud* GORNI *et al.*, 2009).

Gorni *et al.* (2009) complementam dizendo que o endurecimento proporcionado pelo refino de grão aliado à precipitação de elementos microligantes ainda em solução, simultaneamente com a transformação da austenita em ferrita durante o resfriamento da chapa, aumenta ainda mais sua resistência mecânica.

Dessa forma, ao serem combinados esses mecanismos de endurecimento, é possível reduzir os teores de carbono e demais elementos de liga sem que haja prejuízo para as propriedades mecânicas da chapa, o que contribuiu para aumentar sua soldabilidade.

O processo de laminação controlada ocorre em basicamente duas etapas, como pode ser visto na Figura 3.3: 1) laminação a alta temperatura, onde ocorre a recristalização plena da austenita entre os passes de laminação e 2) laminação de acabamento (já a baixa temperatura), no qual não há recristalização da austenita entre os passes (GORNÍ *et al.*, 2009).

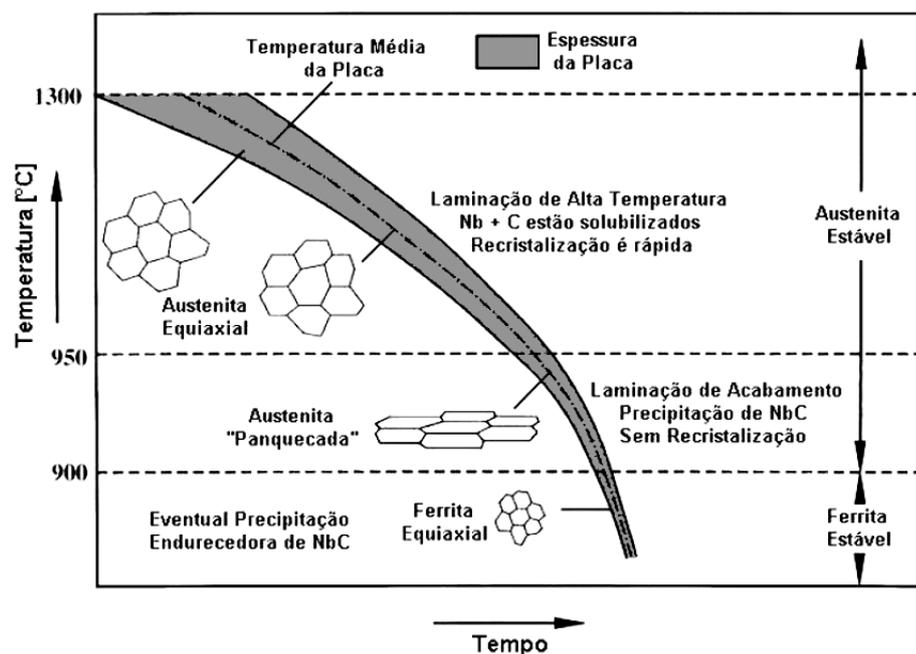


Figura 3. 3 - Etapas do processo de laminação controlada (Adaptado de PAXTON, 1980 *apud* GORNÍ *et al.*, 2009).

3.2.2 Microestruturas comuns dos aços X70

As microestruturas mais comumente encontradas em aços API 5L X70 são duas: ferrita-perlita ou microestrutura acicular. A primeira é obtida em aços ARBL quando os mesmos passam por laminação controlada, mas não por resfriamento acelerado. As condições cinéticas (tempo e temperatura elevada) favorecem a nucleação da ferrita e da perlita nos contornos de grão e seu crescimento por difusão (BHADESHIA, 2001 *apud* CALDEIRA, 2006).

Já para se obter uma microestrutura acicular, o processamento termomecânico é seguido de resfriamento acelerado em taxas entre 10 e 40°C/s na faixa de temperatura entre 800 e 500°C, dando origem a uma estrutura de grãos refinados de ferrita poligonal e ferrita acicular ou bainita, com alta densidade de deslocamentos. A fração de ferrita acicular ou bainita depende da taxa de resfriamento e da composição química do aço. Como consequência, um aço com essa microestrutura apresentará uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade (BHADESHIA, 2001 *apud* CALDEIRA, 2006).

Microestruturas do aço API 5L X70 são descritas, por exemplo, nos trabalhos de Montes *et al.* (2016) e Park *et al.* (2017). No primeiro trabalho, o aço estudado apresentava 0,07%C e microestrutura composta por ferrita e perlita, como mostra a Figura 3.4. No caso do estudo realizado por Park *et al.* (2017), foram estudados dois aços X70 com quantidades de carbono de 0,064 % e 0,072 %. O primeiro aço apresentou microestrutura mostrada na Figura 3.5(a) e composta por ferrita poligonal (áreas brancas) e perlita (áreas pretas). Já o aço com 0,072 %C apresentou microestrutura com ferrita irregular e pequenas quantidades de perlita, como mostra a Figura 3.5(b).

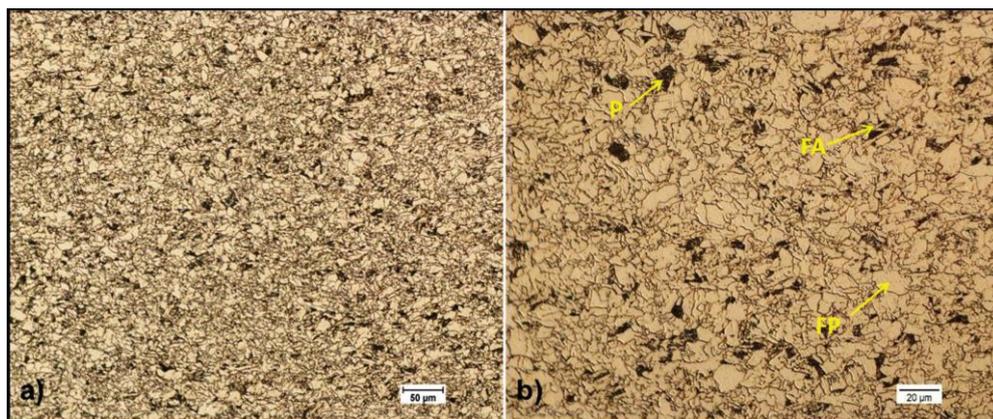


Figura 3. 4 - Microestrutura do metal de base API 5L X70 (FA: ferrita acicular; FP: ferrita poligonal; P: perlita) atacado com Nital a 2% (a) aumento de 200X; (b) aumento de 500X (Adaptado de MONTES *et al.*, 2016).

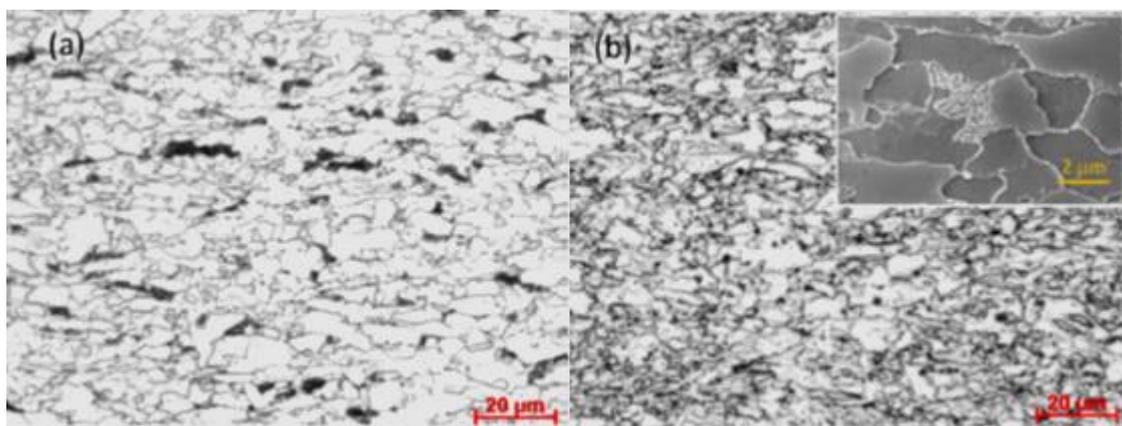


Figura 3. 5 - Microestruturas de dois aços API 5L X70 atacados com Nital a 2%, com aumento de 1000x (a) 0,064% de carbono e; (b) 0,072% de carbono e a imagem do MEV mostrando pequenos pacotes de perlita (Adaptado de PARK *et al.*, 2017).

3.3 Processo de soldagem SMAW

A coalescência dos metais no processo de Soldagem com Eletrodos Revestidos (Shielded Metal Arc Welding - SMAW) é obtida pelo aquecimento destes com um arco estabelecido entre um eletrodo consumível revestido e a peça. Um esquema do processo é mostrado na Figura 3.6.

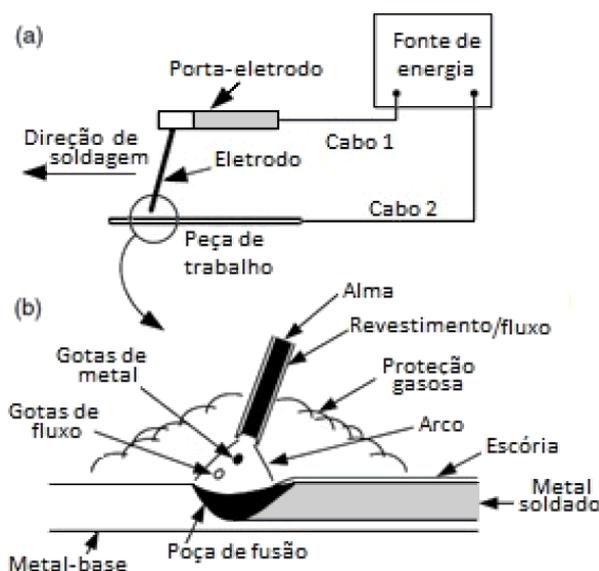


Figura 3. 6 – Soldagem por eletrodo revestido: (a) visão geral do processo; (b) área da solda (Adaptado de KOU, 2003).

O porta-eletrodo é conectado por meio de um cabo de soldagem a um terminal de fonte de energia e a peça de trabalho está conectada através de um segundo cabo ao outro terminal de fonte de energia. A alma do eletrodo revestido conduz a corrente elétrica para o arco e fornece metal de adição para a junta. O porta-eletrodo é essencialmente uma pinça metálica com um recobrimento isolante, para o soldador segurar com segurança (KOU, 2003).

O calor do arco faz com que a alma do eletrodo funda enquanto o revestimento é consumido. O revestimento gera escória e gases que protegem da atmosfera a região sendo soldada e estabilizam o arco. O revestimento pode ainda conter elementos que são incorporados à solda, influenciando sua composição química e características metalúrgicas. O metal fundido é transferido e acumula-se na poça de fusão e solidifica no metal de solda; parte do material do revestimento flutua sobre a superfície da poça e solidifica-se em uma camada de escória na parte superior do metal de solda (KOU, 2003).

Kou (2003) cita como principal vantagem do processo SMAW o fato de o equipamento de soldagem ser relativamente simples, portátil e de baixo custo, quando comparado com outros processos de soldagem a arco elétrico. Além disso, existe uma grande variedade de eletrodos revestidos, facilmente encontrados no mercado. Cada tipo de eletrodo contém no seu revestimento a capacidade de produzir os próprios gases de proteção

dispensando o suprimento adicional de gases, necessário em outros processos de soldagem.

A norma mais utilizada para classificação dos eletrodos revestidos é a ASME II Part C (American Society of Mechanical Engineers - Sociedade Americana dos Engenheiros Mecânicos), que segue as definições da AWS (American Welding Society - Sociedade Americana de Soldagem). A classificação é feita de acordo com o tipo de consumível, propriedades mecânicas, posições de soldagem, tipo de revestimento e composição química do metal depositado.

3.4 Aporte térmico

Durante a soldagem, ocorrem mudanças microestruturais na junta soldada e nas suas adjacências devido às alterações de temperatura do processo. O efeito do calor fornecido pela fonte de energia durante a soldagem é usualmente caracterizado pelo parâmetro conhecido como aporte térmico (ou energia de soldagem). Este parâmetro controla, em conjunto com outros fatores, o ciclo térmico de soldagem, tendo influência direta no tempo de resfriamento da região da solda. Dessa maneira, podem surgir efeitos indesejáveis no material soldado decorrentes dessa variação de temperatura, como por exemplo tensões residuais e distorção, deterioração de propriedades mecânicas e formação de trincas (MODENESI, 2003). O aporte térmico é definido como o calor cedido à junta soldada por unidade de comprimento soldado (LANCASTER, 1999). Em processos de soldagem a arco, o aporte térmico pode ser calculado de forma aproximada pela equação 3.1.

$$H = \left(\frac{V \cdot I}{v} \right) \eta \quad (3.1)$$

Onde:

H é o aporte de calor (J/mm);

V é a tensão aplicada (V);

I é a corrente elétrica (A);

v é a velocidade de soldagem (mm/s);

η é a eficiência térmica do processo de soldagem.

A eficiência térmica depende do processo, dos parâmetros de soldagem e de vários outros fatores como a natureza do metal de base e a geometria das peças (AWS, 2001 *apud* MARQUES e MODENESI, 2014). A Tabela III.2 mostra faixas típicas de valores da eficiência dos processos de soldagem.

Tabela III. 2 - Eficiência térmica de diferentes processos de soldagem (Adaptado de Debroy *et al.*, 1985).

Processo	Eficiência (%)
Oxiacetilênico	35
Soldagem TIG	20-50
Soldagem MIG/MAG	70-85
Soldagem por eletrodo revestido	70-80
Soldagem por arame tubular	65-85
Soldagem por arco submerso	90-99
Soldagem a laser	0-70

3.5 Alterações metalúrgicas causadas pela soldagem

Para compreender a maneira como o processo de soldagem pode afetar um metal, deve-se primeiro reconhecer as diversas regiões da solda. Soldas com passe único são divididas em duas regiões principais: zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA). Na zona fundida, o pico de temperatura excede o ponto de fusão do metal de solda, e a composição química vai depender da escolha do consumível, da taxa de diluição do metal de base e das condições de operação (LIU e INDACOCHEA, 2005).

Sob condições de rápido resfriamento e solidificação do metal de solda, elementos de liga e impurezas se segregam extensivamente para a região interdendrítica e para o centro da solda, resultando em uma significativa heterogeneidade química local. O comportamento de transformação do metal de solda pode ser bastante diferente do metal de base, mesmo

quando a composição química não sofre uma mudança significativa com o processo de soldagem (LIU e INDACOCHEA, 2005). Essa anisotropia natural da solidificação da solda e da estrutura é também mostrada na Figura 3.7.

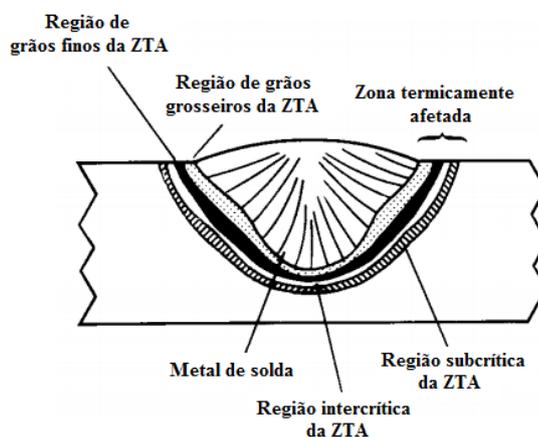


Figura 3. 7 – Regiões da solda (Adaptado de LIU e INDACOCHEA, 2005).

A ZTA de aços baixo carbono e baixa liga apresenta diversas regiões características, como mostrado na Figura 3.8. A composição química permanece praticamente inalterada na região da ZTA porque o pico de temperatura naquela região é inferior à temperatura de fusão da chapa sendo soldada. Mesmo assim, mudanças microestruturais consideráveis acontecem na ZTA durante a soldagem, como resultado dos ciclos térmicos extremamente severos.

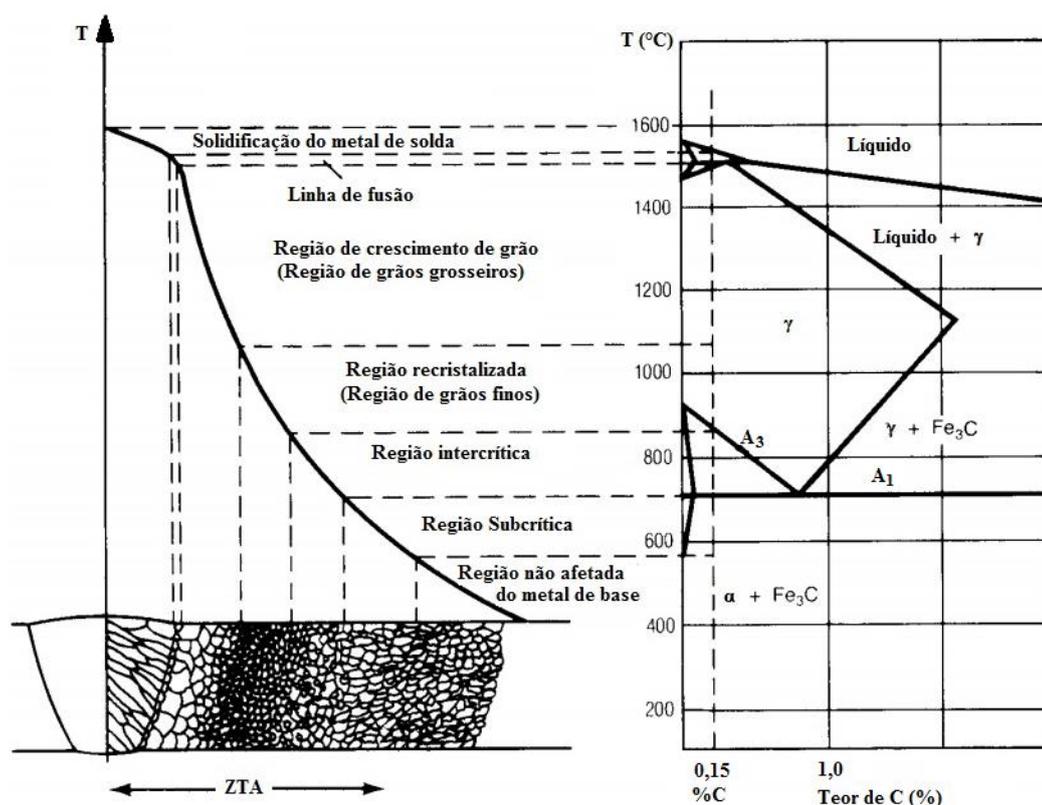


Figura 3. 8 – Regiões da ZTA de um aço com 0,15% de carbono (Adaptado de LIU e INDACOCHEA, 2005).

O material adjacente à zona fundida é aquecido até à temperatura da região austenítica. Os precipitados ligantes que se desenvolvem em estágios anteriores ao processo, geralmente irão se dissolver e o desprendimento dos contornos de grãos de austenita ocorre com um crescimento substancial dos grãos, formando a região de grãos grosseiros na ZTA (LIU e INDACOCHEA, 2005). Marques *et al.* (2011) lembram que essa região tende a ser a mais problemática da ZTA de um aço, uma vez que se torna um local preferencial para a formação de trincas devido à significativa perda de tenacidade.

A região recristalizada (ou de refino de grão) é uma parte da junta aquecida entre as temperaturas de 900 até aproximadamente 1200°C. A temperatura de pico dessa região, por mais que seja superior à linha A₃, ainda é inferior à temperatura da região de crescimento de grãos. Geralmente apresenta uma estrutura fina de ferrita e perlita, não sendo uma região problemática na maioria dos casos (MARQUES *et al.*, 2011).

A região intercrítica é uma porção da junta aquecida entre as temperaturas de 727°C (temperatura eutetóide) e a linha A_3 , e é caracterizada pela transformação parcial da estrutura original do metal de base. Marques *et al.* (2011) explicam que somente uma parte do material é austenitizada a essa temperatura e alterada pelo ciclo térmico. No resfriamento, a austenita se decompõe em uma matriz tenaz de ferrita, e a microestrutura final depende da composição dos elementos de liga presentes no local. A taxa de resfriamento também é um importante fator na determinação da quantidade de martensita ou bainita que estará presente na matriz ferrítica (LIU e INDACOCHEA, 2005).

Liu e Indacochea (2005) lembram que, geralmente, na região subcrítica nenhuma mudança microestrutural é observada, mas pode sim ocorrer a esferoidização de alguns carbonetos. Portanto, nas regiões que apresentam temperatura de pico inferior a 727°C as mudanças são praticamente imperceptíveis.

3.5.1 Microestruturas comuns da ZF e ZTA de aços baixo carbono

Exemplos de microestruturas da ZF de um aço baixo carbono e baixa liga são mostradas na Figura 3.9. Nesse caso, Ventrella (2004) utilizou o eletrodo AWS E8010G como consumível e foram realizadas soldas sob diferentes correntes em um aço API 5L X70. Em todos os testes, a ZF apresentou microestrutura composta basicamente de ferrita de segunda fase alinhada, ferrita acicular, ferrita primária de contorno de grão e ferrita poligonal. O que variou de uma microestrutura para outra foi somente a porcentagem de cada um dos constituintes.

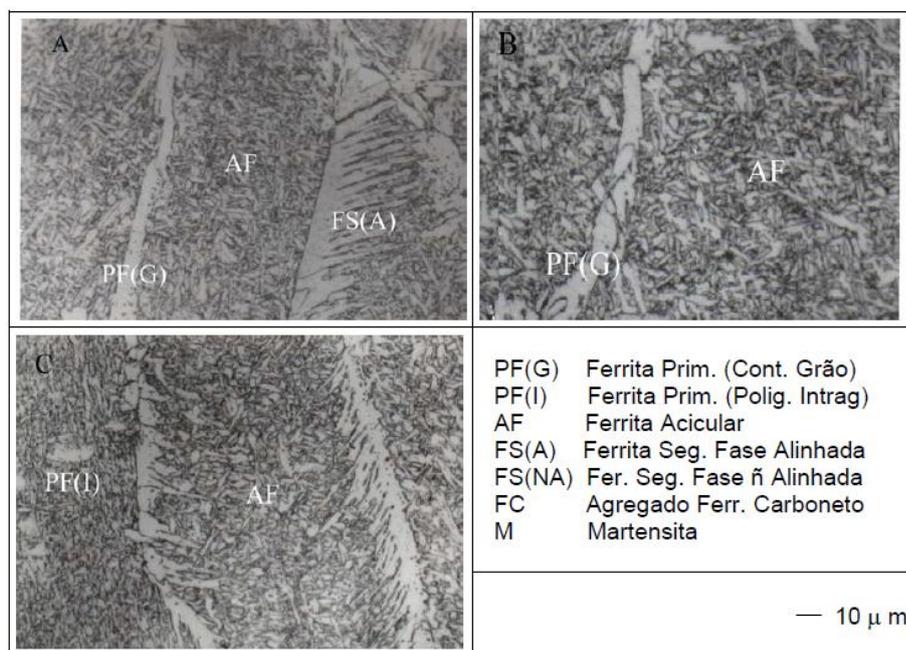


Figura 3. 9 – Microestruturas da ZF do aço X70 soldado com diferentes correntes a) 80 A; b) 100 A; c) 120 A (VENTRELLA, 2004).

Em alguns casos, dependendo das condições de soldagem bem como da presença de elementos de liga, tanto no metal de base quanto no metal de solda, a ZF pode apresentar também martensita na microestrutura.

Já no trabalho de Li *et al.* (2014), foi estudada a formação da microestrutura da ZTA de um aço X70 com teor de carbono igual a 0,06% e os autores desenvolveram um diagrama TRC para a ZTA (Figura 3.10). Como pode ser visto, os pontos críticos de transição de fase do aço X70 encontrados foram $A_{C1}=705^{\circ}\text{C}$ e $A_{C3}=870^{\circ}\text{C}$. Quando a taxa de resfriamento fica entre 0,1 e 1°C/s , além da ferrita e bainita, há uma certa quantidade de perlita e com a queda da taxa de resfriamento, a proporção de perlita aumenta na estrutura (Li *et al.*, 2014). Quando a taxa de resfriamento fica entre 1 e 60°C/s , a ZTA consiste de ferrita e bainita. Com a diminuição da taxa de resfriamento, a proporção de ferrita aumenta gradualmente enquanto a de bainita reduz. Isso pode ser visto na Figura 3.11, que mostra a microestrutura da ZTA desse aço resfriado sob taxas de 60, 40, 20 e 10°C/s (Figuras 3.11(a), (b), (c) e (d), respectivamente).

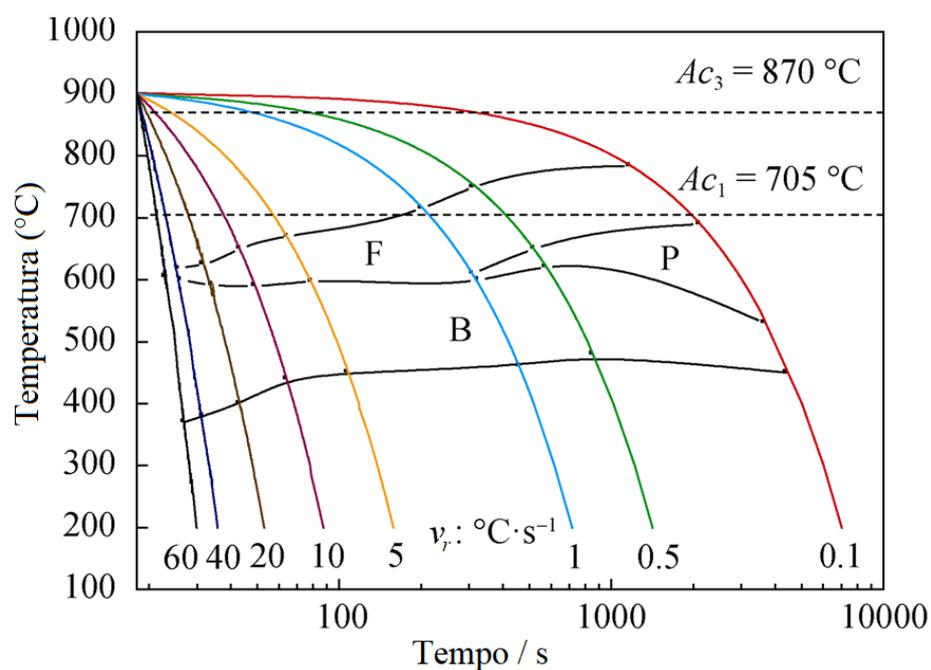


Figura 3. 10 - Curva TRC do aço X70 (F:ferrita; P:perlita; B:bainita) (Adaptado de Li *et al.*, 2014).

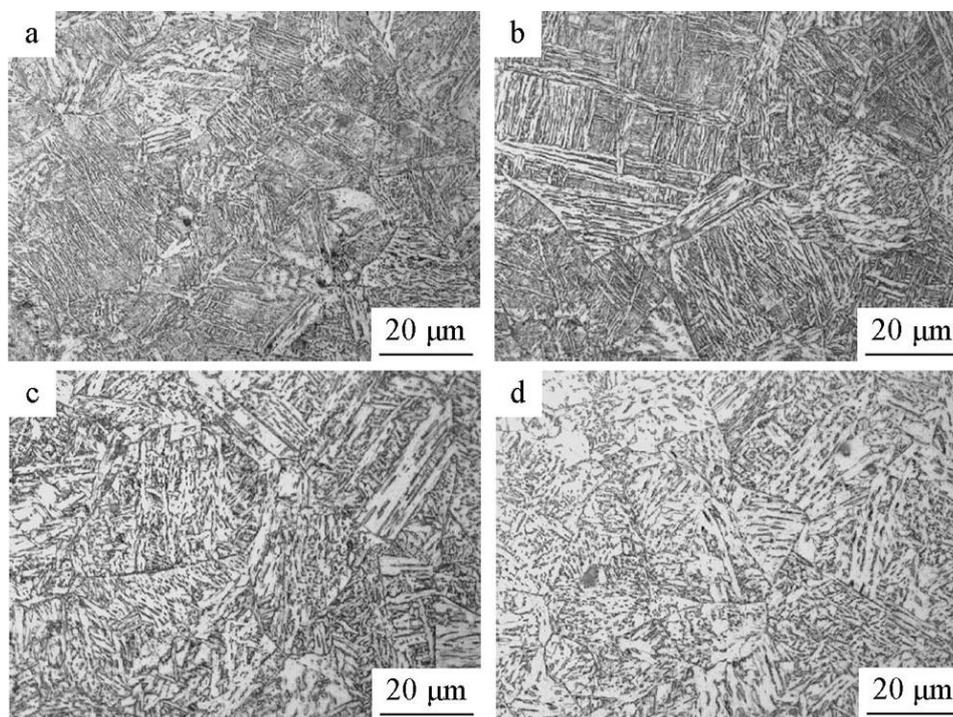


Figura 3. 11 - Imagens da ZTA do aço API 5L X70, resfriado sob diferentes taxas a) 60 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; b) 40 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; c) 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; d) 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (Adaptado de Li *et al.*, 2014).

3.6 Soldabilidade e formação de trincas

Segundo a “American Welding Society” (MODENESI, 2011), soldabilidade é a capacidade de um metal de ser soldado sob as condições impostas de fabricação em uma estrutura específica e convenientemente projetada, de modo a executar satisfatoriamente o serviço pretendido. Quando se diz que um aço apresenta boa soldabilidade, pode-se também dizer que a tendência desse aço de formar trincas durante o processo de soldagem é menor que a de um aço com pior soldabilidade.

As fissuras (ou trincas) são consideradas um dos tipos mais graves de descontinuidade em uma junta soldada. As trincas se formam quando aparecem tensões de tração num material incapaz de se deformar plasticamente para absorvê-las.

As trincas que ocorrem em soldas são classificadas segundo sua origem, podendo ser atribuídas ao processo de soldagem ou ocorrerem durante o serviço. Diversos são os tipos de trincas existentes, porém somente quatro tipos podem ser atribuídos ao processo de soldagem: fissuração na solidificação, fissuração no reaquecimento, decoesão lamelar e as trincas induzidas por hidrogênio (CORIMAYA, 2009).

Nesse trabalho será estudada a susceptibilidade ao trincamento induzido por hidrogênio no aço API 5L X70. Portanto, o foco será somente nesse tipo de fissuração.

3.6.1 Trincamento induzido por hidrogênio

A vida útil de dutos feitos de aço é afetada não somente pelo fluido ou gás que eles transportam, mas também pelas condições de sua fabricação e condições do ambiente sob o qual eles operam. Uma das principais razões para a degradação das propriedades mecânicas dos aços é a exposição ao hidrogênio, a qual pode ocorrer pela soldagem (objeto desse estudo) e também em decorrência de outros processos, como por exemplo corrosão. Microestrutura susceptível é um dos fatores que, quando associado com a presença de hidrogênio no metal de solda, solicitações de tração, e temperaturas

relativamente baixas (entre -100°C e 200°C) levam à fissuração induzida pelo hidrogênio no processo de soldagem (KOU, 2003).

Trincas por hidrogênio representam mais de 90% das trincas em soldas de aços estruturais existentes (TAWENGI *et al.*, 2014). A Figura 3.12 apresenta as localizações e denominações usuais de trincas provocadas por hidrogênio numa estrutura soldada. Alguns outros termos são encontrados na literatura para o fenômeno de trincamento induzido por hidrogênio, como por exemplo trincamento a frio, trincamento assistido por hidrogênio e trincamento retardado.

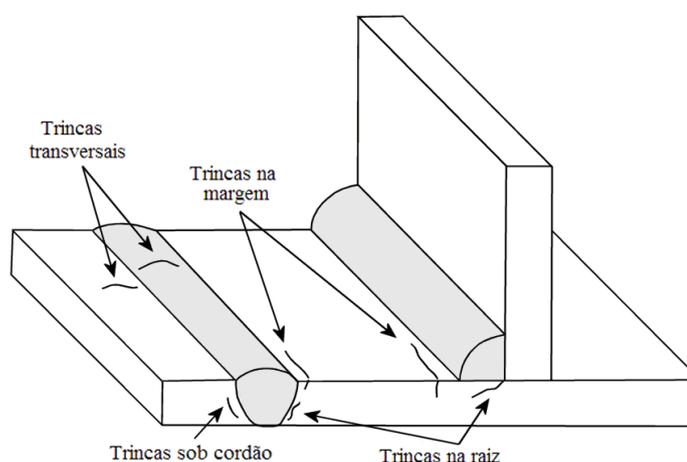


Figura 3. 12 – Tipos de trincas provocadas pelo hidrogênio (BEZERRA, 2005).

A solubilidade do hidrogênio em um aço é dependente da temperatura, da pressão parcial deste gás em contato com o material e de sua estrutura cristalina. A Figura 3.13 mostra a variação da solubilidade do hidrogênio nas fases do ferro. Pode ser notado da figura que a solubilidade aumenta com a temperatura e é maior no metal líquido. No sólido, a solubilidade é maior na austenita em função de sua estrutura cristalina (CFC). Em aços estruturais comuns, a fissuração pelo hidrogênio ocorre mais comumente na região de crescimento de grão da ZTA.

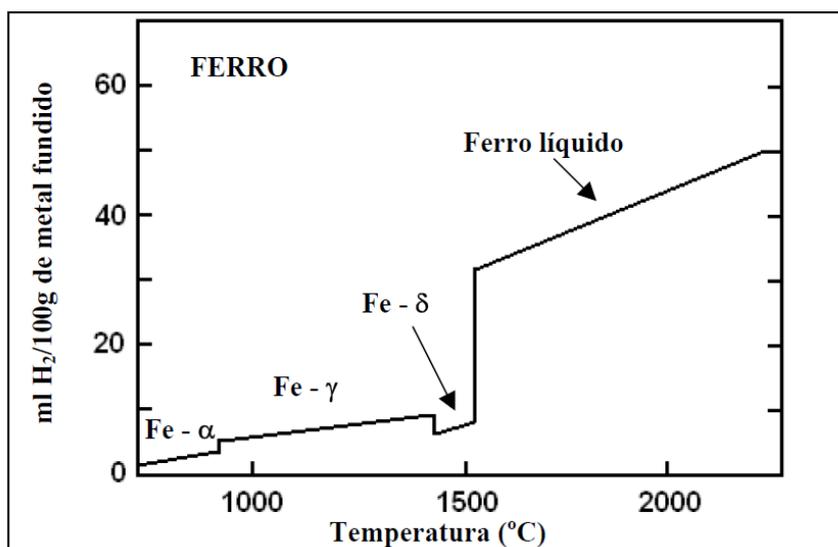


Figura 3. 13 – Solubilidade do hidrogênio no ferro (Adaptado de GRONG, 1994).

Durante a soldagem, o hidrogênio pode ser absorvido da atmosfera e de outras fontes como o próprio revestimento e contaminações na superfície da peça. Parte desse pode permanecer em solução sólida após a solidificação da poça de fusão. Dependendo das temperaturas de transformação da zona fundida e da ZTA, o hidrogênio pode difundir preferencialmente para a região de grãos grosseiros ou permanecer na ZF. A primeira situação ocorre quando o metal de solda apresenta uma temperabilidade inferior à do metal de base. Neste caso, a austenita (γ) da ZF se transformará antes do que a da ZTA durante o resfriamento da solda (Granjon, 1991). Assim, como a solubilidade do hidrogênio é menor na ferrita (ou martensita), este tenderá a difundir para a região de grãos grosseiros.

Já para o caso em que o metal de base apresenta menor temperabilidade do que o metal de solda, o hidrogênio tenderá a permanecer no metal de solda. Em ambos os casos, parte do hidrogênio eventualmente difundirá para a atmosfera.

Evitar a entrada de hidrogênio na região da junta durante o processo de soldagem é difícil, mas possível. Olson *et al.* (1993) explicam que, apesar de a fonte primária de hidrogênio no metal de solda ser a dissociação do vapor de água no arco e absorção de hidrogênio gasoso ou ionizado no líquido, outras fontes também estão presentes. Todos os compostos orgânicos contêm hidrogênio em sua composição e, caso não sejam tomados os devidos

cuidados, podem estar presentes no ambiente de soldagem, desde os lubrificantes e fluxos nas áreas de montagem até o próprio óleo na mão do operador de solda (OLSON *et al.*, 1993). No caso deste trabalho, a grande fonte de hidrogênio é a celulose proveniente do revestimento do eletrodo.

O transporte por difusão é uma das teorias para explicar a maneira como o hidrogênio se movimenta numa estrutura de um material, e entender os fenômenos associados a esta difusão é de fundamental importância para compreender melhor o processo de fragilização por hidrogênio num metal. Haq *et al.* (2013) explicam que a difusão de hidrogênio é afetada pela microestrutura do aço: as fases presentes, os contornos de grão, os tamanhos dos grãos, os vazios e discordâncias, as interfaces com inclusões não metálicas e as partículas precipitadas. Esses elementos podem agir de maneira a reduzir a mobilidade do hidrogênio dentro do metal.

Em seu trabalho, Haq *et al.* (2013) investigaram o efeito da microestrutura na permeabilidade do hidrogênio em dois aços X70 com porcentagens de manganês de 1,2% e 0,5%. O aço com 0,5% em peso de manganês apresentava uma estrutura uniforme com grãos muito finos de ferrita e possuía maior densidade de precipitados de carbonitretos. Já o aço com 1,2% de manganês apresentava grãos grossos de ferrita e uma microestrutura menos uniforme. Por meio do uso de uma técnica de permeabilidade eletroquímica, os autores concluíram que no aço com maior percentual de manganês, o hidrogênio apresentou maior difusividade e atribuíram isso à estrutura não uniforme e grosseira do aço. Dessa maneira, pode-se relacionar o aumento da probabilidade de um aço fissurar pelo hidrogênio quando o mesmo apresenta estrutura que facilite a difusão do hidrogênio.

3.6.2 Carbono equivalente

Um conceito importante para avaliar a susceptibilidade de aços carbono e aços ligados sofrerem trincamento induzido por hidrogênio é o de carbono equivalente (Ceq). O valor do carbono equivalente pode ser um indicativo do nível de soldabilidade de um aço e probabilidade de aparição de trincas na solda. Um aço com baixo carbono equivalente, por exemplo, tem tendência a apresentar melhor soldabilidade e, por consequência, a

chance de aparecerem trincas na solda, é menor. Isso acontece porque maiores porcentagens de carbono favorecem a formação de microestruturas frágeis nas regiões afetadas pelo calor no processo de soldagem. O carbono equivalente pode ser calculado por meio de equações especificadas pela norma API 5L (2012) e seu cálculo leva em consideração a presença de certos elementos na estrutura do aço e a quantidade de carbono.

As fórmulas para o cálculo do carbono equivalente em aços API 5L, segundo a norma API 5L (2012), são duas no caso de aços da classificação PSL 2, que é a do aço utilizado nesse trabalho. O primeiro caso é quando a porcentagem de carbono é menor ou igual a 0,12%, o carbono equivalente deve ser calculado usando a equação 3.2:

$$CE(Pcm) = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (3.2)$$

Se a análise química indicar que a porcentagem de boro é menor que 0,001%, então a análise do aço não necessita incluir o boro, e a quantidade de boro pode ser considerada zero para o cálculo do CE (Pcm).

A segunda equação (3.3) para o cálculo do carbono equivalente é utilizada quando a porcentagem de carbono é maior que 0,12%, e está descrita a seguir como CE_{IIW} e foi desenvolvida pelo International Institute of Welding (IIW):

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr+Mo+V)}{5} + \frac{(Ni+Cu)}{15} \quad (3.3)$$

Düren desenvolveu uma equação (3.4) semelhante que também é usada para aços baixo carbono (DILTHEY, 2006 *apud* CALOI, 2008):

$$CEq = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn+Cu}{16} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} \quad (3.4)$$

Neste trabalho, o aço estudado apresenta baixo conteúdo de carbono. Portanto, somente as equações 3.2 e 3.4 serão utilizadas nos cálculos de carbono equivalente.

3.7 Ensaio de fissuração por hidrogênio

Diversos são os ensaios utilizados para avaliar a susceptibilidade de uma solda em sofrer trincamento induzido por hidrogênio. Os testes possuem duas classificações de acordo com a sollicitação mecânica envolvida, podendo ser ensaios com restrição externa ou ensaios auto-restringidos.

Nesse trabalho será utilizado o ensaio de implante, que se enquadra na lista dos testes com restrição externa. As informações relacionadas à realização do mesmo estão descritas nos próximos tópicos, bem como as informações de outros ensaios de fissuração.

3.7.1 Testes com restrição externa

Testes com restrição externa envolvem a aplicação controlada de tensão ou deformação durante a soldagem, o que permite que a sollicitação seja mais independente das propriedades do material e dos parâmetros de soldagem (KURJI e CONIGLIO, 2015). Esses testes são mais caros, mas permitem uma quantificação da carga (em oposição aos auto-restringidos, que tendem a ser mais qualitativos).

Ensaio de implante

O ensaio de implante foi desenvolvido pelo Institut de Soudure (França) como um método para se obter informações quantitativas sobre a sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio e é um teste que utiliza a aplicação de uma tensão externa para que seja possível avaliar essa susceptibilidade (GRANJON, 1991). Esse ensaio permite avaliar a susceptibilidade ao trincamento a frio da ZTA e investigar variáveis que a influenciam individualmente. O resultado é um valor característico, como por exemplo a tensão crítica de implante para uma dada quantidade de hidrogênio difusível e/ou para uma respectiva microestrutura (BOELLINGHAUS e KANNENGIESSER, 2007).

Boellinghaus e Kannengiesser (2007) explicam o procedimento para a realização do ensaio: uma amostra cilíndrica de material a ser testado é inserida numa placa apropriada

de um aço com condutividade térmica próxima ou igual ao da amostra, para que seja soldada em passe único. Um cordão de solda de cerca de 150 mm de comprimento é depositado sobre a chapa com os implantes inseridos sob condições cuidadosamente controladas, usando o processo de soldagem e o consumível desejado. A penetração da solda deve ser tal que o entalhe fique situado dentro da região de grãos grosseiros da ZTA.

Após a soldagem, uma carga constante de tração é aplicada na barra e o tempo para a ruptura é registrado. No caso em que não ocorre a fratura do implante mesmo após o tempo pré-determinado de teste, o conjunto chapa/implante é descarregado e qualquer trinca que estiver presente no nível do entalhe na ZTA é investigada. Desta forma, variando-se a carga em uma série de testes é possível determinar a curva de tempo de fratura em função da carga aplicada para o material e as condições de soldagem testadas (MODENESI *et al.*, 2012). A Figura 3.14 mostra uma visão geral do ensaio de implante e a Tabela III.3 apresenta as principais características desse teste.

Mais detalhes acerca de especificações exigidas pela norma NF A89-100 (1991) e recomendações do IIW (IIS/IIW-447-73, 1974), para o ensaio de implante, podem ser encontrados no Anexo A deste trabalho. Informações adicionais sobre outros testes com restrição externa podem ser encontradas nos trabalhos de Boellinghaus e Kannengiesser (2007) e Caloi (2008).

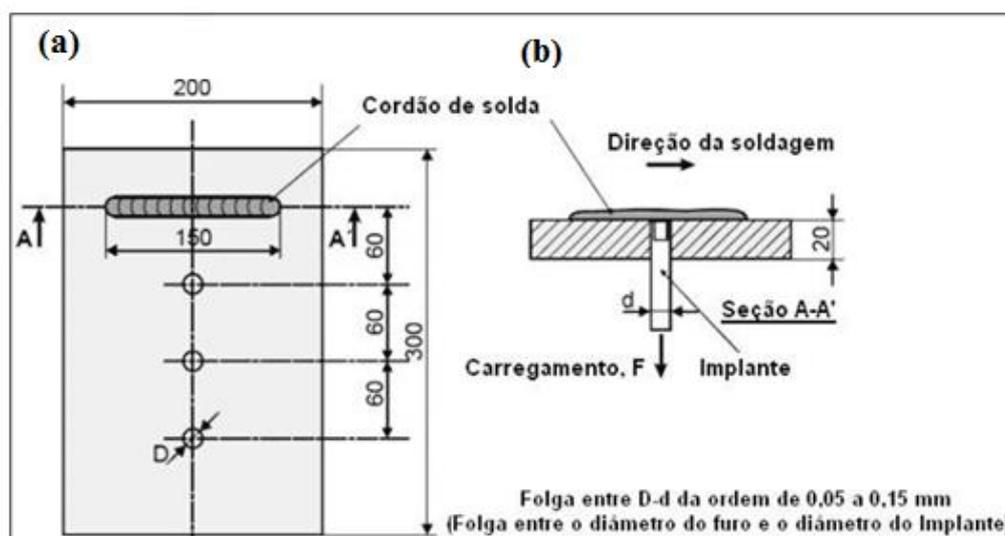


Figura 3. 14- Visão geral do ensaio de implante (a) Vista (b) Seção (Adaptado de BOELLINGHAUS *et al.*, 2010).

Tabela III. 3 - Principais características do teste de implante (Adaptado de Boellinghaus e Kannengiesser, 2007).

Objetivo do teste	Avaliar a susceptibilidade ao trincamento a frio na ZTA
Diâmetro do corpo de prova	6 ou 8 mm
Número de amostras	3 para cada condição testada
Tipo de teste	Teste da ZTA da amostra de implante
Carga	Tensão constante opcional
Duração do teste	≥ 16 horas
Localização da trinca	ZTA
Fatores que influenciam	Geometria do implante, carga de teste, pré-aquecimento definido

3.7.2 Testes auto-restringidos

Testes auto-restringidos se baseiam na aplicação de tensão e deformação geradas pela própria montagem para causar o trincamento. A carga mecânica da amostra é imposta exclusivamente por tensões residuais resultantes de deformação e contração e da transformação microestrutural da área da solda (BOELLINGHAUS e KANNENGIESSER, 2007).

Kurji e Coniglio (2015) explicam que, apesar de serem mais simples e baratos, os testes auto-restringidos tipicamente envolvem uma carga complexa e não uniforme que evolui durante o resfriamento e não pode ser facilmente quantificada. Isso limita a coleta de informações que poderiam ajudar a definir as condições críticas necessárias para o trincamento (KURJI e CONIGLIO, 2015). Informações sobre testes auto-restringidos podem ser encontradas nos trabalhos de Boellinghaus e Kannengiesser (2007), Kurji e Coniglio (2015), Faria (2010) e Silva (2006).

3.8 Medição do hidrogênio difusível por cromatografia gasosa

O hidrogênio contido numa junta soldada é a soma da quantidade de hidrogênio residual e hidrogênio difusível. O hidrogênio residual se difunde pela estrutura da junta somente

a temperaturas elevadas, podendo permanecer preso no material por longos períodos de tempo. Já o hidrogênio difusível consegue se movimentar mesmo à temperatura ambiente. Dessa maneira, o hidrogênio difusível é o mais crítico para uma estrutura soldada, uma vez que o mesmo pode migrar do metal de solda para a ZTA, induzindo a formação de trincas na ZTA.

Um dos métodos para aferir a quantidade de hidrogênio difusível depositado pelo metal de solda numa junta soldada é a cromatografia. A cromatografia é um método físico-químico de separação e está fundamentada na migração diferencial dos componentes de uma mistura, que ocorre devido a diferentes interações, entre duas fases imiscíveis, chamadas de “fase móvel” e “fase estacionária” (DEGANI *et al.*, 1998). Existem vários tipos de métodos cromatográficos e a distinção entre eles pode ser feita em termos das propriedades da fase móvel.

No caso da cromatografia gasosa a fase móvel é um gás inerte e, neste trabalho, esse gás é o hidrogênio. Sendo um líquido como fase estacionária, tem-se a cromatografia gás-líquido. Já se a fase estacionária for um sólido, tem-se a cromatografia gás-sólido ou cromatografia de adsorção. Neste trabalho foi utilizada a cromatografia gasosa.

Para a cromatografia gasosa utiliza-se um cromatógrafo composto por uma coluna que é geralmente um tubo com diâmetro de 2 a 6mm e comprimento de 50cm a 3m, acondicionados com material granular (SILVA, 2001). Ao introduzir uma mistura de gases na coluna, o tempo gasto na passagem desses gases será dependente de seus componentes e os mesmos serão determinados por um detector (SILVA, 2001). Como neste trabalho foi analisada a quantidade de hidrogênio difusível, uma amostra do metal de solda foi enclausurada em uma cápsula para ser desgaseificada a certa temperatura por certo tempo. O hidrogênio evoluído foi, então, coletado na cápsula e subsequentemente introduzido no cromatógrafo para medição.

Essa quantidade de hidrogênio aferida é conhecida como hidrogênio difusível, expressa em mL/100 g de metal depositado ou de metal fundido. O hidrogênio difusível representa apenas uma parte do hidrogênio absorvido pela poça de fusão durante a soldagem, uma

vez que outra parte é liberada durante a solidificação e outra permanece no metal de solda (hidrogênio residual).

A AWS e o IIW classificam a quantidade de hidrogênio difusível dos consumíveis segundo a Tabela III.4.

Tabela III. 4 – Classificação dos níveis de hidrogênio difusível num consumível (Adaptado de PADHY e KOMIZO, 2013).

Classificação	Hidrogênio difusível no metal de solda (mL/100g)	
	AWS A5.1	IIW
Muito baixo	≤ 4	≤ 5
Baixo	≤ 8	≤ 10
Médio	≤ 16	≤ 15
Alto	> 16	> 15

4 Materiais e métodos

4.1 Materiais

4.1.1 Metal base

O material base que foi utilizado nesse trabalho foi cedido pela empresa Samarco Mineração S.A. e são tubos de aço alta resistência e baixa liga, API 5L X70, de 558,8 mm (22”) de diâmetro, 15 mm de espessura, classificados como PSL 2.

4.1.2 Consumíveis

Foram utilizados os eletrodos celulósicos AWS A5.1 E6010 e A5.5 E8010-P1, cedidos pela empresa ESAB, e que comercialmente são chamados de E6010 Plus e E8010 Plus, respectivamente. As dimensões dos eletrodos usados e suas condições de soldagem recomendadas pela ESAB estão dispostas na Tabela IV.1.

Tabela IV. 1 – Dimensões e condições de soldagem recomendadas pelo fabricante (ESAB, 2013).

	AWS A5.1 E6010	A5.5 E8010-P1
Diâmetro (mm)	4	4
Comprimento (mm)	350	350
Tensão (V)	22-28	25-30
Corrente (A)	100-190	90-180
Limite de resistência (MPa)	470-500	600-650

A Tabela IV.2 mostra a composição química típica do metal depositado pelos eletrodos.

Tabela IV. 2 - Composição química típica do metal depositado (ESAB, 2013).

	C	Si	Mn	Ni	Mo
E6010 Plus	0,08	0,20	0,40	-	-
E8010 Plus	0,07	0,13	0,65	0,70	0,40

4.2 Equipamentos

4.2.1 Caracterização do metal base

As etapas de preparação da amostra de metal base para caracterização microestrutural foram realizadas com equipamentos do Laboratório de Metalografia/DEMET/UFMG. As imagens da microestrutura foram obtidas por meio do microscópio ótico modelo DFC290 da marca Leica e as medidas de microdureza Vickers foram feitas no microdurômetro da marca Future Tech.

A composição química foi determinada em um Espectrômetro de Emissão Ótica SPECTROMAXX, do Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais do SENAI/Itaúna.

4.2.2 Ensaio de tração

Foram feitos três ensaios de tração para averiguar o valor do limite de escoamento (σ_e) do aço. Os ensaios foram realizados na máquina Instron 5582 do Laboratório de Ensaios Mecânicos da UFMG.

4.2.3 Ensaio de cromatografia gasosa

Foi determinada a quantidade de hidrogênio difusível presente nos metais de solda obtidos pelos eletrodos estudados por meio de um cromatógrafo gasoso modelo G 1006, fabricado pela Oerlikon (Figura 4.1).



Figura 4. 1 – Cromatógrafo e *sample* utilizados no ensaio.

4.2.4 Ensaio de implante

O ensaio de implante foi realizado na máquina de implante, apresentada na Figura 4.2, que foi desenvolvida no LRSS/DEMEC/UFMG. Entre os componentes importantes dessa máquina estão o macaco hidráulico de 3 toneladas, a célula de carga e o suporte para as anilhas. Informações adicionais acerca dos componentes da máquina podem ser encontradas na dissertação de Silva (2001).

A célula de carga, utilizada na máquina de implante, foi calibrada numa máquina universal de ensaios Instron, modelo 5882 no Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN). A aquisição da aplicação da carga foi realizada por meio do software QuickDAQ da Data Translation (USA).

A corrente de soldagem e tensão foram coletados e armazenados em um sistema digital de aquisição de dados Data Translation USB Série ECON, modelo DT9816, também através do software QuickDAQ.

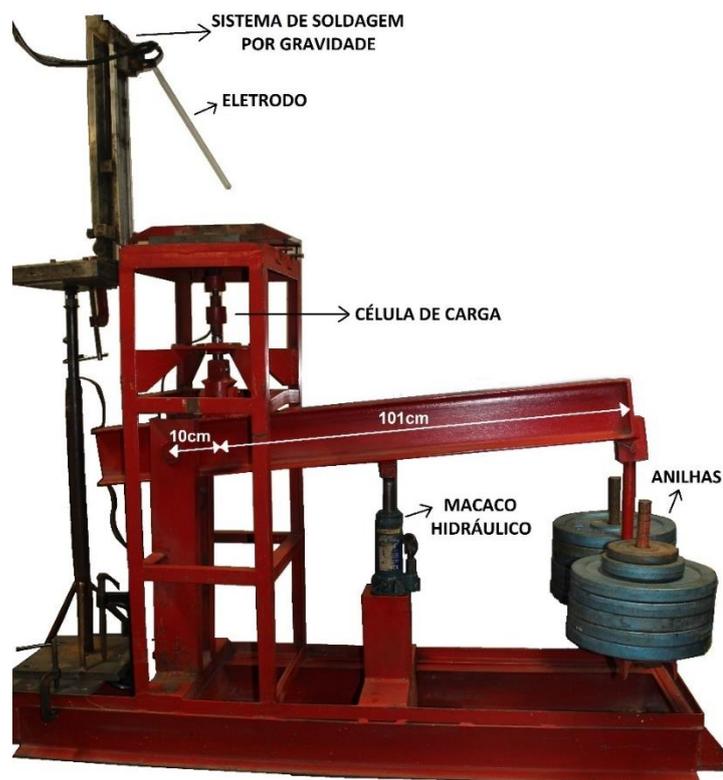


Figura 4. 2 – Máquina de implante com suas dimensões.

4.2.5 Soldagem

Nesse trabalho as soldas foram realizadas por meio do dispositivo de soldagem por gravidade, construído no LRSS/DEMEC/UFGM, mostrado na Figura 4.3. A máquina de soldagem utilizada foi modelo Power Wave 450, fabricada pela Lincoln Electric.



Figura 4. 3 – Sistema de soldagem por gravidade.

4.2.6 Caracterização dos pinos de implante

As dimensões da região do entalhe foram medidas com o auxílio do projetor de perfil Mitutoyo Profile Projector Model PJ311. Esse procedimento foi realizado em todos os pinos.

O corte a quente das chapas contendo os cordões de solda foi realizado pelo processo a plasma com a máquina do modelo Powermax 1250 G3 Series, da marca Hypertherm. Já o corte a frio foi feito com o auxílio de uma serra máquina RS 1214-5 de 14 dentes e 2 mm de espessura, da marca Redstripe.

As amostras do teste de implante foram preparadas para avaliação metalográfica (para comprovar a presença de trincas) com o auxílio dos equipamentos do Laboratório de Metalografia/UFGM, já citados na seção 4.2.1 (Caracterização do metal base). Utilizou-se também o microdurômetro para determinar as microdurezas da ZF e da ZTA.

4.3 Procedimento experimental

O procedimento experimental foi composto das etapas de análise do material recebido (microestrutural, química e mecânica), testes preliminares de soldagem para determinação das condições que seriam utilizadas posteriormente no ensaio de implante, determinação da quantidade de hidrogênio difusível nos metais de solda, ensaio de implante e análise dos pinos testados nesse ensaio, a fim de se comprovar a presença de trincas.

4.3.1 Análise microestrutural do metal base

A amostra (transversal ao sentido de laminação) embutida do material do tubo passou pelas etapas de lixamento em grão de 100, 240, 320, 400, 600 e 1000 mesh e polimento em panos com pasta de diamante de 9 μm , 3 μm e 1 μm . A amostra foi atacada quimicamente com o reativo químico Nital 2%, pelo método de aplicação direta com o auxílio de um algodão, a fim de tornar a microestrutura do material visível e passível de

interpretação. Foram feitas 10 medidas de dureza com carga de 300 g, aplicada por 15 segundos no material e com espaço de 0,5 mm entre os pontos onde foram realizadas as medidas.

4.3.2 Ensaio de tração do metal base

Os ensaios de tração, realizados para se conhecer as propriedades mecânicas do material, foram conduzidos à temperatura ambiente, sob taxa de deformação de 10^{-3}s^{-1} . A Figura 4.4 mostra as dimensões dos corpos de prova cilíndricos “*subsize*”, usinados na direção de laminação e utilizados nos ensaios, de acordo com a Norma ASTM E8M (2011).

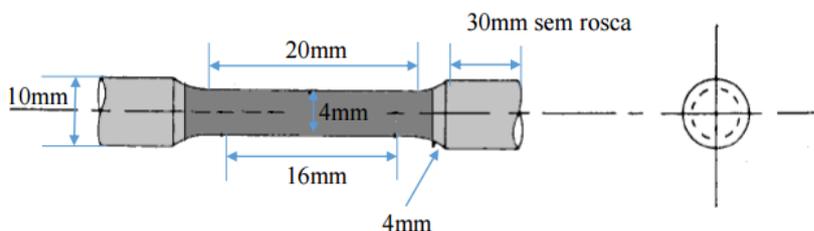


Figura 4. 4 – Dimensões do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.

4.3.3 Levantamento das condições de soldagem (testes preliminares)

O sistema de soldagem por gravidade possui ângulos (Figura 4.5) que têm influência direta na velocidade de soldagem e, por consequência, no formato do cordão de solda e aporte térmico. O ângulo γ na imagem é denominado de “ângulo de ataque” e representa o ângulo entre o eletrodo e a peça. O ângulo α é o ângulo da haste, determinado em relação ao posicionamento vertical da haste. A letra “S” representa o comprimento do eletrodo. Informações adicionais sobre a modelagem do sistema estão no Anexo B deste trabalho.

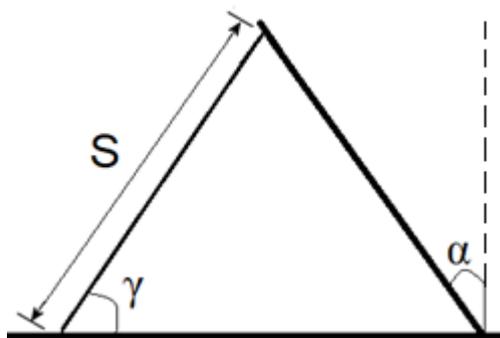


Figura 4. 5 – Esquema representando o sistema de soldagem por gravidade.

Nesta etapa foram realizados ensaios que tinham como objetivo decidir o valor de corrente a ser usado. Foram depositados cordões de solda utilizando as correntes de 140 e 160 A mantendo-se ângulos gama e alfa em 60° e 0° , respectivamente (valores usualmente usados no LRSS). Optou-se, então, por realizar os ensaios com a corrente de 160 A, uma vez que os cordões nessa corrente foram mais regulares.

Em outro grupo de testes, buscou-se encontrar os ângulos em que o sistema de gravidade funcionasse adequadamente e fornecessem maiores diferenças de velocidade de soldagem, tendo influência maior, portanto, nos aportes térmicos.

Tabela IV. 3 – Valores de ângulos escolhidos para serem testados no sistema de soldagem por gravidade.

γ	α
50	10
	0
	-10
	-30
60	10
	0
	-10
	-30
70	10
	0
	-10
	-30

Para os testes oficiais foram escolhidas condições com um valor fixo para o ângulo de ataque (γ) e o ângulo da haste (α) foi modificado, a fim de se manter condições similares de fusão do eletrodo com diferentes velocidades de soldagem.

4.3.4 Determinação do teor de hidrogênio difusível

Este ensaio foi realizado seguindo a recomendação de um guia interno do LRSS baseado na norma AWS A4.3-93 (2006). Para cada ensaio, foram cortadas três peças de um aço carbono 1008 em dois tamanhos, conforme é mostrado na Figura 4.6. A dimensão da peça central foi reduzida a 15 mm por se tratar de um ensaio com eletrodo celulósico (que deposita elevada quantidade de hidrogênio), a fim de garantir que o limite superior do cromatógrafo não fosse atingido.

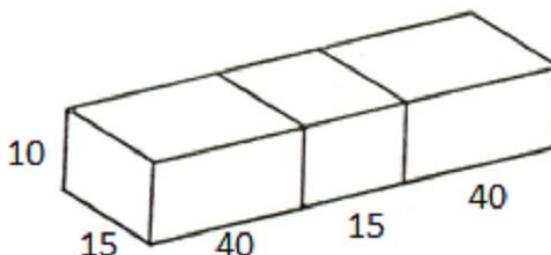


Figura 4. 6 - Dimensões (em mm) das peças usadas na cromatografia gasosa.

As peças foram levadas a uma mufla a 400°C na qual permaneceram por 1 hora, a fim de eliminar sujeiras superficiais das peças e permitir a sua desidrogenação, se necessária. Após o resfriamento ao ar, a carepa das peças foi retirada por meio de uma escova de aço. As peças centrais foram numeradas e pesadas.

Para a realização do ensaio, as peças foram colocadas no gabarito mostrado na Figura 4.7 e um cordão de solda foi depositado manualmente sobre o conjunto. A corrente utilizada nesse ensaio foi a mesma utilizada no ensaio de implante, de 160A.

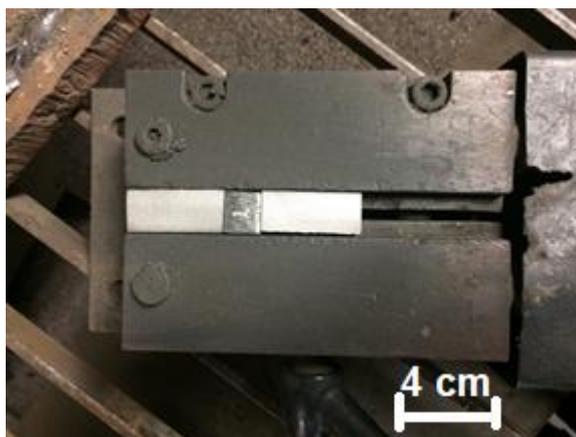


Figura 4. 7 – Gabarito onde as peças são soldadas.

Após a soldagem, resfriou-se o conjunto em água gelada e o mesmo foi passado na escova de aço, para retirar a escória. O conjunto foi separado com o auxílio de um martelo e a peça central foi limpa novamente na escova de aço e em seguida mergulhada em álcool. Secou-se a peça central com ar comprimido e ela foi colocada dentro de uma das cápsulas do porta-amostras (*sampler*). A cápsula foi fechada e purgada com argônio durante 30 segundos.

O tempo de coleta (tempo desde o fim da soldagem até o momento em que as peças são inseridas na cápsula) foi cronometrado, pois não deve ser superior a 2 minutos. Da mesma maneira prosseguiu-se com mais três amostras daquele consumível. Ou seja, para cada consumível foram realizadas quatro medições.

As cápsulas permaneceram dentro de uma estufa por 72 horas a uma temperatura de 45°C para evolução do hidrogênio difusível. Ao final deste período, o porta-amostras foi retirado da estufa e os valores de hidrogênio e nitrogênio foram medidos pelo cromatógrafo para cada amostra. Como o cromatógrafo fornece a quantidade de hidrogênio em mL, este valor foi convertido para as unidades usuais de hidrogênio difusível (mL/100 g) dividindo-o pela diferença de massa entre a peça central de aço soldada e antes da soldagem como expresso pela equação 4.4.

$$HD = \frac{Y \cdot 100}{\Delta P} \quad (4.4)$$

Onde:

Y = valor de hidrogênio obtido em mL;

ΔP = massa de metal depositada na amostra (em gramas);

HD = hidrogênio difusível, dado em [mL H₂/100 g de metal depositado].

4.3.5 Teste de implante

Preparação dos pinos e da chapa base

O tubo foi cortado em pedaços menores para que fosse mais fácil seu transporte até a empresa (Fermec/Sabará) que fabricaria os pinos de implante. Os pinos foram usinados a partir do tubo, orientados no sentido axial do mesmo. Os pinos foram preparados de acordo com a norma NF A89-100 (1991) e as recomendações contidas no Anexo A. Foram utilizados entalhes helicoidais (rosca de sete fios) por ser mais fácil de posicioná-los na ZTA de cada solda. A Figura 4.8 mostra um croqui com as dimensões do pino de implante.

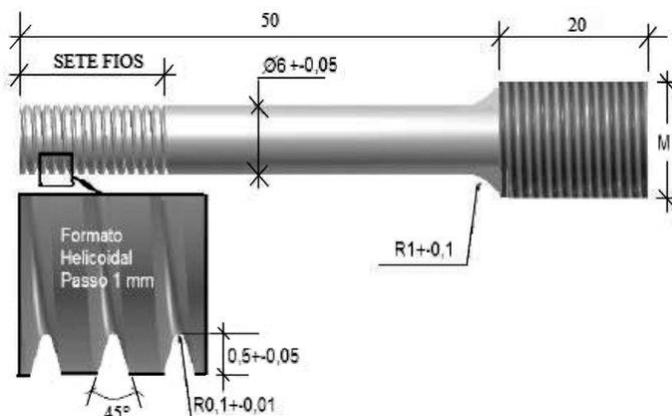


Figura 4. 8 – Croqui do pino de implante.

Foram confeccionados 30 pinos para o ensaio de implante, uma vez que os testes envolveriam dois eletrodos com dois níveis de aporte térmico, isto é, quatro condições a serem testadas. Além disso, segundo a norma do ensaio de implante, é necessária a triplicata dos resultados para as situações em que os pinos não se rompem. A Figura 4.9 já mostra um pino de implante usinado.



Figura 4. 9 – Pino de implante.

A chapa de suporte que foi utilizada no ensaio de implante foi do aço estrutural ASTM A36. Cada chapa foi perfurada em quatro posições com uma broca de 6 mm, para o posicionamento dos pinos nos ensaios de implante. A Figura 4.10 mostra a chapa com os furos e suas dimensões (em mm). As chapas foram esmerilhadas para evitar que a oxidação da superfície atrapalhasse o processo de soldagem.

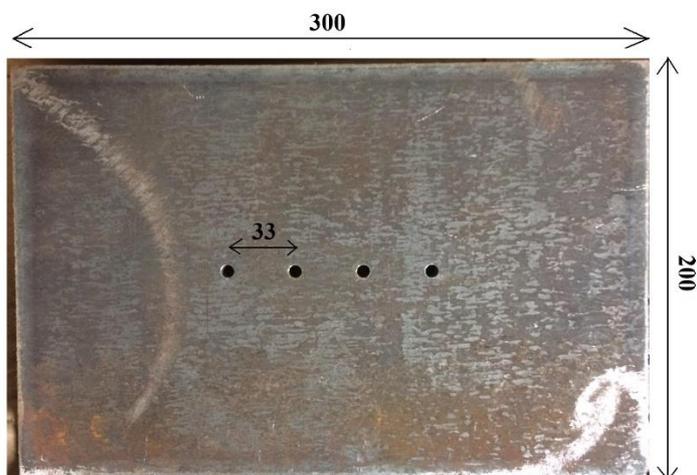


Figura 4. 10 – Chapa de suporte para o ensaio de implante com dimensões (em mm).

Calibração da célula de carga

Na calibração da célula de carga foram realizados três ciclos de medidas, aumentando a carga de 250 em 250 kgf. Os valores de leitura do voltímetro foram anotados para todas as medições.

Procedimento de ensaio

Em cada ensaio um pino de implante era conectado à célula de carga (Figura 4.11) e, em seguida, a chapa de suporte era posicionada de forma que o pino passasse pelo furo da chapa. Após essa montagem, foi realizada a soldagem com o sistema de gravidade em passe único.



Figura 4. 11 – a) Vista lateral do pino de implante posicionado junto à célula de carga; b) Vista superior do pino de implante posicionado.

A colocação da carga foi feita quando o cordão de solda tivesse temperatura inferior a 150°C, para que não houvesse ruptura do pino de implante decorrente do calor da soldagem (NF A89-100, 1991). As temperaturas foram aferidas com um termopar tipo K. Seguindo a recomendação da norma NF A89-100 (1991) que indica um tempo mínimo de ensaio de 16 h, a carga foi aplicada durante 20 h e foi medida na frequência de 0,5Hz, para garantir que qualquer alteração no sistema fosse notada como, por exemplo, rompimento do pino de implante.

Segundo a norma NF A89-100 (1991) a carga aplicada ao implante deve estar entre $\sigma_e/2$ e σ_e , onde σ_e é o limite de escoamento do material a ser testado. As cargas aplicadas variaram desde 95% a 80% do limite de escoamento, em um intervalo de 5% entre os testes, e em cada condição foram testados pelo menos três pinos.

Cálculo da carga aplicada no ensaio de implante

A determinação da força a ser aplicada nos implantes leva em consideração o limite de escoamento do material, a área da seção transversal do pino de implante e o fato de a máquina funcionar como um braço de alavanca (Figura 4.2). Sendo assim, a carga máxima que o pino aguentaria antes de escoar pode ser calculada pela equação 4.5.

$$F_{MAX} = \sigma_e \cdot \left(\pi \frac{d^2}{4}\right) \quad (4.5)$$

Onde:

σ_e é o limite de escoamento do material (N/mm²);

$\pi \frac{d^2}{4}$ é a área da seção transversal do pino de implante (em mm²) calculada com base no diâmetro mínimo do pino (medido previamente em um projetor de perfil).

Dessa maneira, pode-se relacionar as dimensões da máquina com os pesos das anilhas e a carga efetivamente aplicada pela equação 4.6

$$F \cdot x = f \cdot X \quad (4.6)$$

Onde:

F é a carga aplicada no pino (N);

f é o peso das anilhas (N);

x é a distância do centro do pino até a célula de carga (100 mm);

X é a distância do centro do pino até as anilhas (1010 mm).

Ou seja, o cálculo do peso das anilhas (f) pode ser feito utilizando a equação 4.7:

$$f = \alpha \frac{x}{X} \left(\pi \frac{d^2}{4} \sigma_e\right) \quad (4.7)$$

Onde α é a fração da carga aplicada em relação ao limite de escoamento do material.

Como foi realizada a medição do diâmetro mínimo de cada pino de implante, as cargas utilizadas nos ensaios foram proporcionais aos valores aferidos, evitando, assim, sobrecarga dos pinos.

4.3.6 Caracterização dos pinos testados

Para separar os cordões de solda, foram realizados cortes a quente paralelamente a cada um deles. Em seguida, cada cordão foi cortado a frio, transversalmente, no centro do pino de implante. Utilizou-se o corte a frio nessa parte para evitar a formação de uma ZTA na região de interesse.

Após os cortes realizados, a região que continha a seção transversal do pino de implante foi embutida e preparada para análise metalográfica, para se comprovar a presença de trincas nas amostras e conhecer as microestruturas formadas na ZF e na ZTA. O procedimento de preparação metalográfica foi o mesmo adotado na caracterização do metal base (seção 4.2.1).

Além disso, foram realizadas 9 a 10 medidas de dureza na região de crescimento de grãos da ZTA e na ZF (em formato de cruz), como pode ser visto na Figura 4.12, com espaçamento de 0,5 mm entre cada uma, com carga de 300 g, aplicada por 15 segundos.

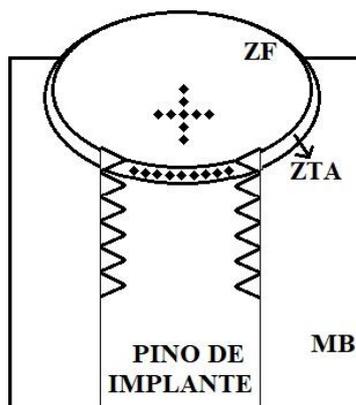


Figura 4. 12 – Desenho esquemático indicando os locais nos quais foram realizadas as medidas de dureza das amostras.

4.3.7 Avaliação dos sinais de corrente e tensão

A corrente e a tensão foram medidas durante a soldagem pelo sistema de aquisição de dados, a uma frequência de 1000Hz. Por meio do programa Sinal (desenvolvido pelo /LabSEND/LRSS/UFMG), foi possível obter gráficos representativos das soldas realizadas.

5 Resultados e discussão

5.1 Caracterização do metal base

5.1.1 Composição química

A Tabela V.1 apresenta a composição química do aço API 5L X70 utilizado.

Tabela V. 1 – Composição química do metal base.

Elemento	%Peso	Elemento	%Peso
C	0,0710	Ti	0,0155
Si	0,1660	V	0,0535
Mn	1,5768	Sn	0,0028
P	0,0174	As	0,0070
S	0,0030	Zr	0,0031
Cr	0,2506	Ca	0,0009
Mo	0,0041	Ce	0,0019
Al	0,0403	Ta	0,0116
Co	0,0025	B	0,0006
Cu	0,0083	N	0,0084
Nb	0,0390	Fe	97,7157

O cálculo do carbono equivalente ajuda a estimar os efeitos dos elementos de liga na microestrutura (formação de martensita na microestrutura) durante a soldagem do aço, pois é a mudança na microestrutura que define as propriedades e o comportamento do aço após a soldagem (SHARMA e MAHESHWARI, 2016). Geralmente se considera que aços com carbono equivalente inferior a 0,4 são pouco sensíveis à fissuração por hidrogênio, como referenciado pela AWS (2011), por Martins (2013) e por Marques e Modenesi (2014). Por meio das equações 3.2 e 3.4, os valores encontrados para o carbono equivalente foram baixos, como pode ser visto na Tabela V.2. Pode-se inferir disso que o aço estudado apresenta boa soldabilidade e uma tendência baixa à fissuração pelo hidrogênio.

Tabela V. 2 – Valores de carbono equivalente do metal base.

CE_{Pcm}	0,1739
Ceq	0,2074

5.1.2 Análise microestrutural

A Figura 5.1 mostra uma microestrutura composta de ferrita poligonal e bainita para o aço API 5L X70. Esta microestrutura sugere que este aço foi possivelmente submetido a um resfriamento acelerado ao final de seu processamento, como explicado na seção 3.2.2.

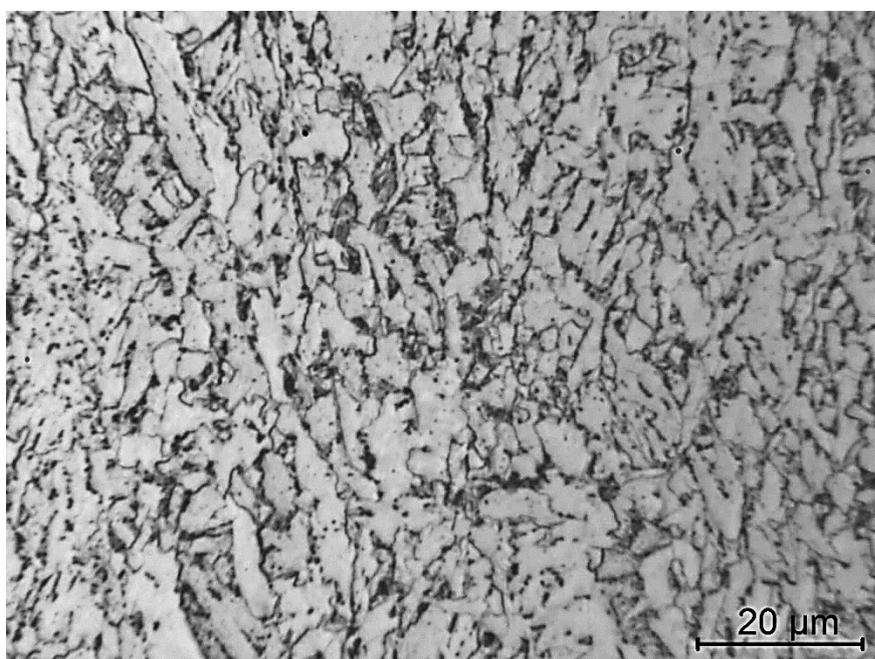


Figura 5. 1 – Microestrutura do aço API 5L X70, ataque com Nital 2%. Ampliação original de 1000X.

A Tabela V.3 mostra o valor médio da microdureza do metal base, determinado em HV. A norma API 5L (2012) não especifica valores máximos de dureza para a manufatura de tubos em aço, mas Godinho (2014) cita que as empresas petrolíferas são rigorosas quanto a isso e permitem valores máximos de durezas iguais a 270 HV para tubos em aço API 5L X70, quando não há presença significativa de H₂S no fluido transportado. No estudo de Godinho (2014), a microdureza média encontrada para o X70 foi de 209 HV e no de Mohammadijoo *et al.* (2017) foi de 228 HV, por exemplo. Neste trabalho, o valor

encontrado foi de 225 HV, que é um valor esperado para a microestrutura identificada e apresentada na Figura 5.1.

Tabela V. 3 – Microdureza do metal base (valores em HV).

Valor médio	Desvio padrão
225	5

5.1.3 Caracterização mecânica

A Tabela V.4 mostra os dados obtidos pelo ensaio mecânico realizado no aço API 5L X70.

Tabela V. 4 – Propriedades mecânicas do metal base.

	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento total (mm/mm)
Valor médio	586	632	0,178
Desvio padrão	7	9	0,002

Os resultados obtidos nesse ensaio estão dentro dos valores especificados pela Norma API 5L (2012) para classificação desse aço como PSL2.

5.2 Calibração da célula de carga

A Figura 5.2 mostra o gráfico representativo da calibração da célula de carga com sua respectiva reta, que pode ser expressa pela equação 5.1:

$$F = 1715,8 U - 1425,6 \quad (5.1)$$

Onde U é a tensão de saída do sensor (V) e F é a carga (kgf).

O coeficiente de determinação dessa reta (R^2) igual a um comprova a boa qualidade do ajuste, mostra uma excelente linearidade e baixo nível de ruídos do sistema de monitoração da carga.

Por meio dessa equação, foi possível conferir os valores de carga que estavam sendo aplicados e o valor mostrado pelo sistema de aquisição durante o ensaio de implante.

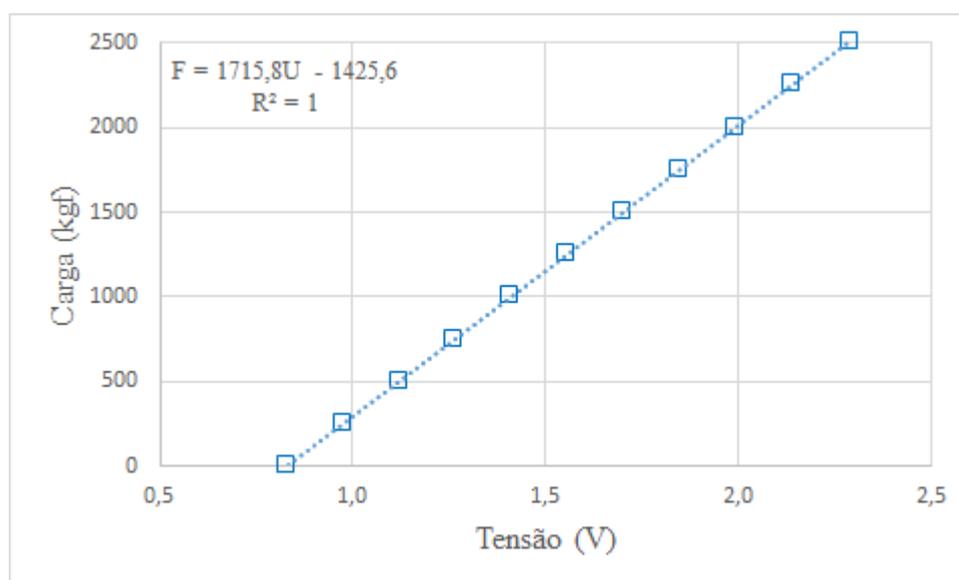


Figura 5. 2 – Gráfico da reta da calibração da célula de carga

5.3 Determinação do teor de hidrogênio difusível

As duas análises realizadas resultaram nos seguintes valores médios de hidrogênio difusível (HD) depositado pelos metais de solda (Tabela V.5).

Tabela V. 5 - Resultado do ensaio de cromatografia gasosa.

Eletrodo	HD (mL/100g de metal depositado)	Desvio padrão
AWS E6010	67,8	12,4
AWS E8010	76,3	15,7

Os valores encontrados mostram elevadas quantidade de hidrogênio nos dois tipos de eletrodos, que, segundo as classificações do IIW e AWS, são classificados como “alto hidrogênio”. Caloi (2008) realizou esse ensaio em condições semelhantes para o eletrodo

AWS E8010 e obteve um valor de hidrogênio difusível de 72,5 mL H₂/100g. Outros autores, por sua vez, encontraram valores mais baixos de hidrogênio difusível para eletrodos celulósicos, como por exemplo Padhy e Komizu (2013), que encontraram um valor médio de 34,8 mL H₂/100g. No caso desse trabalho, os autores não especificaram qual eletrodo celulósico utilizaram para os testes nem como os mesmos foram realizados. Essa diferença de valores pode ser explicada porque determinações de hidrogênio difusível dependem de inúmeros fatores como, por exemplo, o método utilizado, o consumível testado, suas condições de fabricação, armazenagem e manuseio e as condições climáticas no momento do teste, como citado por Silva *et al.* (2012) e Padhy e Komizu (2013).

5.4 Testes preliminares

A Tabela V.6 mostra os valores de energia de soldagem obtidos nessa etapa. Esta tabela não mostra resultados dos testes com ângulo de haste igual a 10°, pois, para este ângulo, o arco tendia a apagar e o sistema não conseguia fazer o movimento de “puxar” o eletrodo para formar o cordão. Os ensaios utilizando a haste na vertical ($\alpha=0^\circ$) e os ângulos de ataque (γ) iguais a 50° e 70° também não aparecem nesta tabela, pois o arco ficava instável e apagava durante o processo. Os valores de aporte térmico mostrados nesta tabela foram calculados a partir do valor médio da tensão mostrado na máquina de soldagem e a corrente foi considerada constante em 160 A, pois, nessa etapa não houve aquisição de dados pelo computador.

Tabela V. 6 – Ângulos testados para cada eletrodo e seus respectivos aportes térmicos.

Ângulo de ataque (γ)	Ângulo da haste (α)	Eletrodo	Aporte térmico (kJ/mm)
50	-10	E8010	1,18
	-30		0,92
50	-10	E6010	0,98
	-30		0,89
60	0	E8010	1,75
	-10		1,26
	-30		0,96
60	0	E6010	1,51
	-10		1,13
	-30		0,86

70	-10 -30	E8010	1,63 1,28
70	-10 -30	E6010	1,28 1,03

Dentre os ângulos testados que proporcionaram condições operacionais adequadas com o sistema de soldagem por gravidade, a maior diferença de aporte térmico foi obtida quando se utilizou 60° como ângulo de ataque (γ) e 0° e -30° no ângulo da haste (α), como pode ser observado na Tabela V.7. No caso desses ângulos, a velocidade de soldagem utilizando o ângulo de -30° praticamente dobrou quando comparada com a velocidade ao usar o ângulo de 0°.

Tabela V. 7 – Valores de velocidade e aporte térmico para os cordões selecionados.

Eletrodo	Ângulo de ataque	Ângulo da haste	Vel. soldagem (mm/s)	Ap. térmico (kJ/mm)	Diferença ap. térmico (%)
AWS E6010	60	0	2,55	1,51	75
		-30	4,3	0,86	
AWS E8010		0	2,41	1,75	82
		-30	4,25	0,96	

As diferenças de velocidade de soldagem obtidas resultaram em cordões com formatos consideravelmente diferentes, como pode ser observado nas Figuras 5.3 e 5.4. Os cordões de solda que foram realizados com o ângulo da haste em 0° apresentaram uma largura maior do que os cordões com ângulo da haste em -30°, devido à menor velocidade de soldagem no primeiro.



Figura 5. 3 – Cordões de solda utilizando o eletrodo E6010 Plus: a) ângulo da haste em 0° b) ângulo da haste em -30° .



Figura 5. 4 - Cordões de solda utilizando o eletrodo E8010 Plus: a) ângulo da haste em 0° b) ângulo da haste em -30° .

Dessa maneira, para o ensaio de implante foi escolhido 60° como ângulo de ataque (γ) e 0° e -30° para a haste (α). Como o ângulo de 0° forneceu maior aporte térmico à junta soldada, essa condição foi chamada de “alto aporte térmico” e o ângulo de -30° foi chamado de “baixo aporte térmico” nesse trabalho. Para facilitar a identificação de cada condição, usou-se a codificação AH/BH (alto aporte ou baixo aporte), junto ao tipo de

eletrodo usado (6010/8010). Um exemplo: “AH6010” representa o ensaio realizado na condição de alto aporte térmico, com o eletrodo AWS E6010.

5.5 Análise das condições do ensaio de implante

O diâmetro médio dos pinos de implante medido da região com o entalhe foi de 5,1 mm. Alguns ensaios foram desconsiderados uma vez que houve falhas na montagem do ensaio e na realização do processo de soldagem.

Os valores médios de tensão e corrente são apresentados na Tabela V.8 e foram medidos pelos oscilogramas de cada ensaio. Para isso, foram selecionados os intervalos mais estáveis, excluindo os segundos iniciais e finais de forma arbitrária. Os valores médios de corrente permaneceram próximos para todos os ensaios. No caso da tensão, os ensaios realizados com o eletrodo AWS E8010 sempre apresentaram valor maior do que o eletrodo AWS E6010. Uma possível explicação para isso é a diferença na formulação do revestimento dos eletrodos, por exemplo mais celulose no eletrodo AWS E8010, que transfere mais hidrogênio ao arco elétrico (WOODS, 1974 *apud* SILVA, 2012). Uma outra possibilidade seria o revestimento do AWS E8010 ser mais refratário e formar um cone mais longo, aumentando o comprimento do arco. Uma maior quantidade de ferro ligas no revestimento do eletrodo que fornece uma solda mais ligada pode ter contribuído para isso.

Tabela V. 8 – Dados de corrente e tensão dos ensaios.

Condição	Corrente (A)		Tensão (V)	
	Média	Desvio	Média	Desvio
BH6010	155	2	26,9	0,7
BH8010	156	1	33,2	1,7
AH6010	155	0	24,7	0,4
AH8010	153	1	28,5	1,9

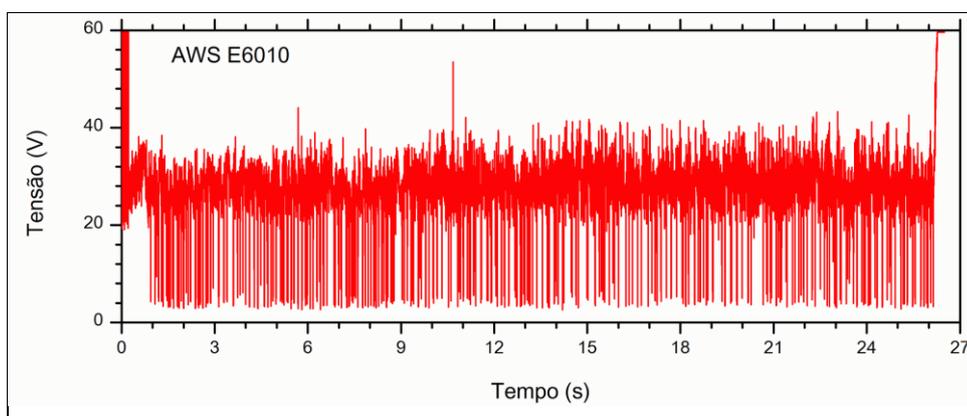
A Tabela V.9 apresenta as informações de velocidade e aporte térmico dos ensaios. As velocidades de soldagem quase dobraram quando o ensaio foi realizado na condição de baixo aporte térmico (ângulos de 60 e -30 °), comparando com as velocidades obtidas na

condição de alto aporte térmico (ângulos de 60 e 0 °). O aporte térmico foi calculado de acordo com a equação 3.1 e foi maior ao utilizar o eletrodo AWS E8010 em ambos os casos, o que é explicado pela maior tensão de soldagem ao utilizar esse eletrodo.

Tabela V. 9 – Dados de velocidade de soldagem e aporte térmico dos ensaios.

Condição	Velocidade (mm/s)		Aporte térmico (kJ/mm)	
	Média	Desvio	Média	Desvio
BH6010	4,38	0,09	0,76	0,04
BH8010	4,35	0,10	0,95	0,05
AH6010	2,62	0,10	1,18	0,08
AH8010	2,35	0,02	1,48	0,08

A Figura 5.5 apresenta os oscilogramas de tensão referentes a testes realizados sob a condição de baixo aporte térmico. Como pode se perceber, a soldagem realizada com o eletrodo AWS E6010 apresentou uma maior quantidade de curtos-circuitos. Essa característica é confirmada pelos dados na Tabela V.10, que apresenta o fator de curto circuito (F_{CC}) de cada uma das condições. Por meio dela nota-se que o F_{CC} foi maior para a condição de alto aporte térmico e para as soldas realizadas com o eletrodo AWS E6010. Isso significa que o modo de transferência foi diferente e pode ser uma indicação de um menor comprimento de arco, o que vai de acordo com os resultados obtidos acerca da tensão (expostos na Tabela V.8).



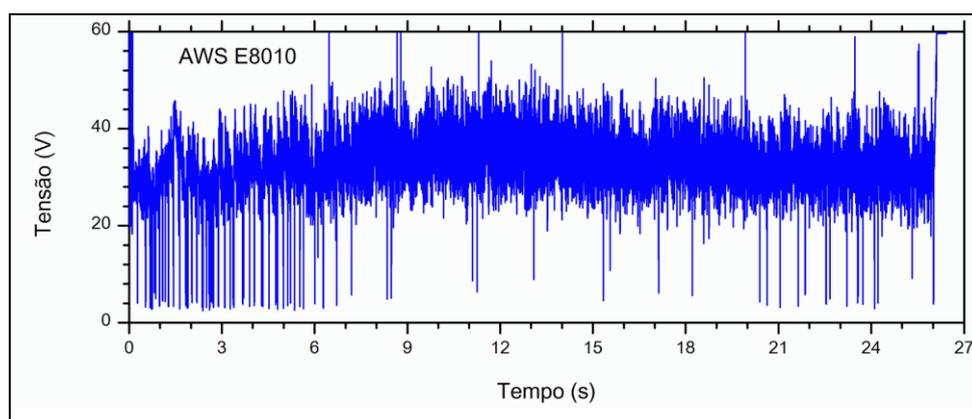


Figura 5. 5 – Gráficos Tensão vs. Tempo; condição de baixo aporte térmico; a) Solda com o eletrodo AWS E6010 b) Solda com o eletrodo AWS E8010.

Tabela V. 10 – Fator de curto-circuito de cada condição de soldagem.

Eletrodo	Condição	Valor médio do FCC (%)
AWS E6010	Alto aporte térmico	7,7
	Baixo aporte térmico	3,5
AWS E8010	Alto aporte térmico	3,6
	Baixo aporte térmico	0,4

A Figura 5.6 mostra um gráfico com os valores de carga ajustada e carga medida pelo sistema de aquisição. Como pode ser visto, o intervalo de aplicação de carga foi entre 900 e 1200 kgf e as cargas aferidas foram um pouco maiores do que as ajustadas na máquina de implante. A diferença média entre as cargas ajustadas e as medidas foi de 9,5%. Caloi (2008) utilizou a mesma célula de carga e dispositivo de ensaio e encontrou uma diferença similar de 8,3%. Uma possível explicação para essa diferença pode ser a presença de algum desvio no braço de alavanca que, conseqüentemente, não transfere a carga da forma exatamente igual à prevista no projeto do equipamento. Percebe-se também pelo gráfico que praticamente todas as cargas estão alinhadas, mas acima da linha que identifica a igualdade entre as cargas previstas e medidas.

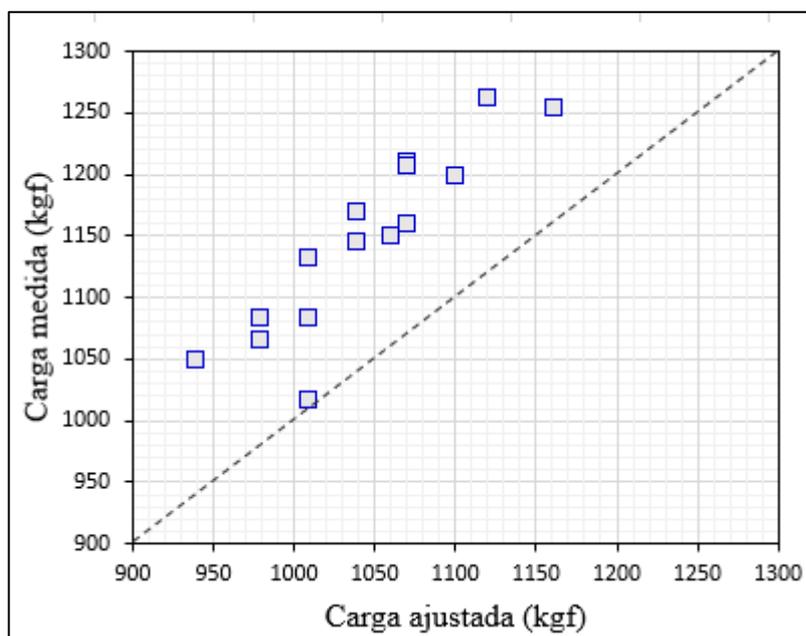


Figura 5. 6 – Valores de carga ajustada e carga medida pelo sistema de aquisição.

5.6 Caracterização das amostras do teste de implante

5.6.1 Microestrutura da ZF

As microestruturas da ZF das amostras soldadas com elevado aporte térmico (Figura 5.7) apresentaram diferença entre si principalmente nas quantidades presentes de cada constituinte. No caso das amostras soldadas com o eletrodo AWS E6010, a formação de ferrita primária de contorno de grão (PFG) e de ferrita com segunda fase alinhada (FSA) foi favorecida enquanto que com o eletrodo AWS E8010, a ferrita acicular (AF) foi favorecida. Isso é explicado pela presença de níquel e molibdênio no eletrodo AWS E8010 que, combinados, reduzem a fração de ferrita primária de contorno de grão e levam à uma matriz com predominância de ferrita acicular (KIM *et al.*, 2004, *apud* BHOLE *et al.*, 2006). Ambas as amostras apresentaram ilhas de, possivelmente, martensita (M). Esse resultado de microestruturas vai de acordo com o que foi encontrado acerca da ZF de aços ARBL, como nos trabalhos de Hashemi *et al.* (2012), Beidokhti *et al.* (2009) e Ventrella (2004), por exemplo.

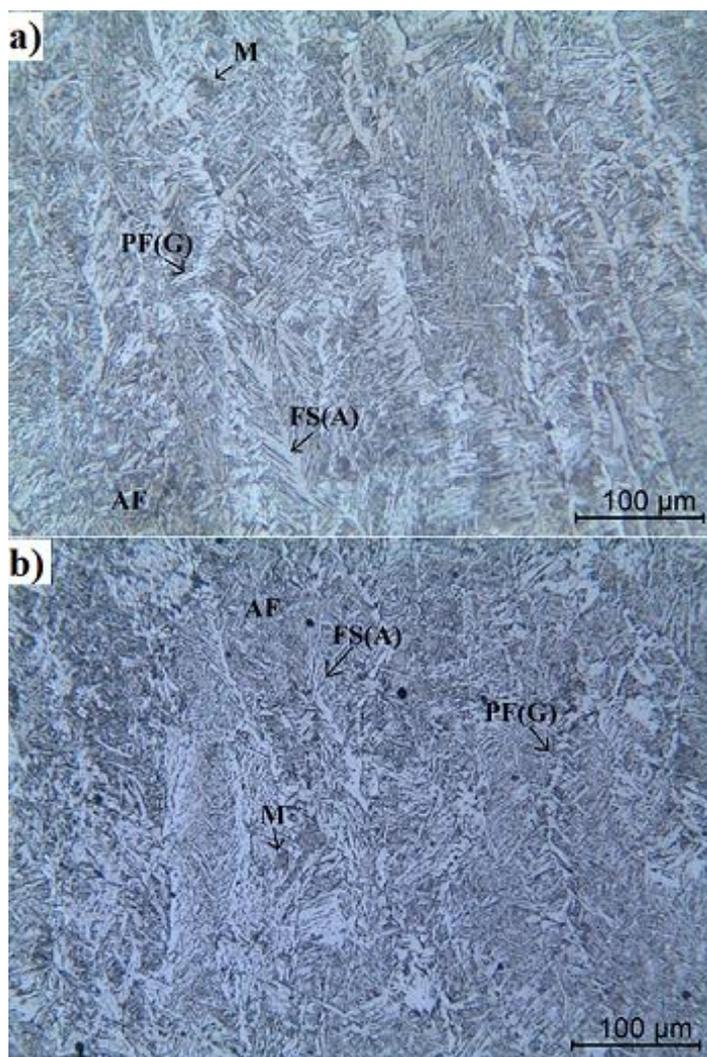


Figura 5. 7 - Microestruturas da zona fundida de amostras soldadas na condição de alto aporte térmico, com ampliação original de 200x: a) E6010 b) E8010.

No caso das amostras soldadas com baixo aporte térmico, a presença de ferrita acicular foi mais evidente (Figura 5.8). Ainda assim, a presença de ferrita com segunda fase alinhada pode ser notada na amostra soldada com eletrodo AWS E6010, o que não acontece na amostra em que foi utilizado o eletrodo AWS E8010. Na condição de baixo aporte térmico, as ilhas de martensita estão em maior quantidade. Esse componente está circundado por ferrita primária de contorno de grão e agulhas de ferrita acicular (Figura 5.9).

As diferenças mais significativas observadas entre as amostras soldadas com baixo e alto aporte térmico foram a granulação da ZF e a quantidade presente de cada constituinte,

como já citado anteriormente. As amostras de elevado aporte térmico apresentaram granulação mais grosseira nessa região. Já nas amostras soldadas com baixo aporte térmico, a microestrutura apresentou-se mais refinada, e as regiões com presença de ferrita acicular bem delimitadas por ferrita de contorno de grão.

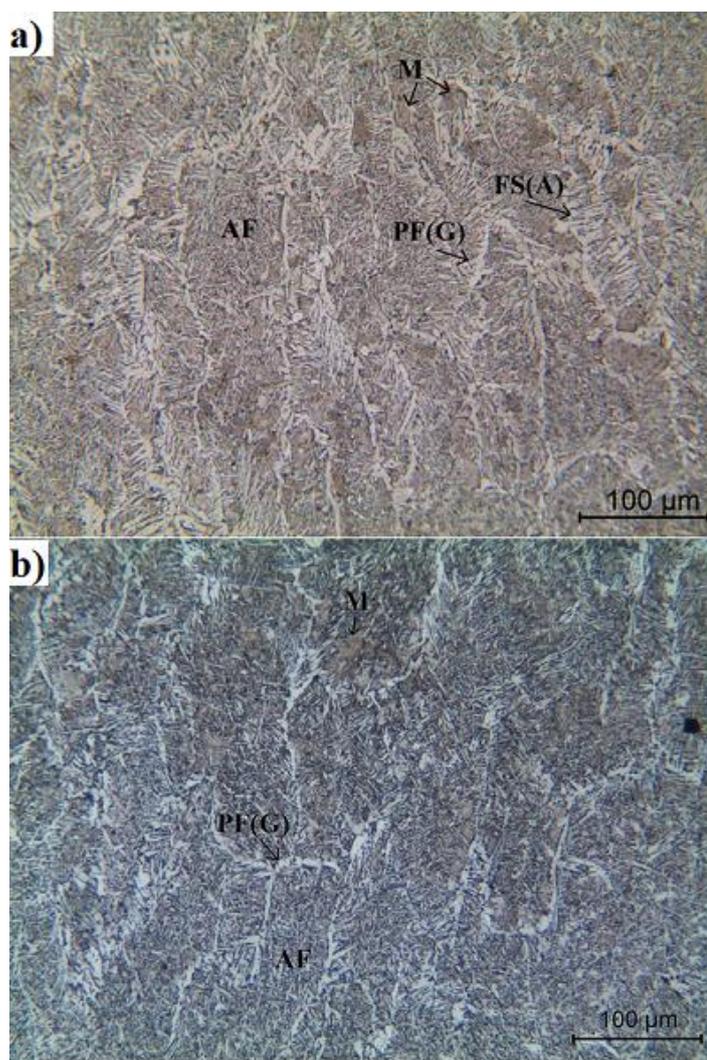


Figura 5. 8 - Microestruturas da zona fundida de amostras soldadas na condição de baixo aporte térmico, com ampliação original de 200x: a) E6010 b) E8010.



Figura 5. 9 – Ilha de martensita (indicada pela seta) na ZF da amostra na condição E8010, com ataque de Nital 2%. Ampliação original de 1000x.

5.6.2 Microestrutura da ZTA

As Figuras 5.10 e 5.11 apresentam as microestruturas da região de grãos grosseiros da ZTA das amostras soldadas sob as quatro condições, sendo todas compostas predominantemente por estruturas bainíticas. A diferença mais significativa entre as amostras soldadas com alto e baixo aporte térmico foi a quantidade e granulação do constituinte bainita. No caso do processo em que foi utilizado menor aporte térmico, a presença de bainita foi mais evidente e a mesma apresentou-se mais refinada, com ripas mais finas. Isso pode ser explicado pela maior velocidade de resfriamento do cordão de solda sob essa condição. Já nas amostras soldadas com alto aporte térmico, a bainita apresentou-se mais grosseira. Portanto, como já citado no trabalho de Li *et al.* (2014), sob uma maior taxa de resfriamento, maior será a quantidade de bainita presente na região de grãos grosseiros da ZTA para esse tipo de aço.

Uma análise qualitativa foi realizada e observou-se um maior tamanho de grão da austenita prévia na condição de alto aporte térmico, quando comparado com o de baixo aporte térmico. Esse fato era esperado uma vez que houve um aumento de cerca de 55% na energia de soldagem no processo de elevado aporte térmico, para ambos os eletrodos. Já com relação à soldagem realizada com eletrodos distintos, não foram observadas diferenças significativas nas microestruturas para a mesma condição de aporte térmico, apesar da diferença de aproximadamente 25% no aporte.

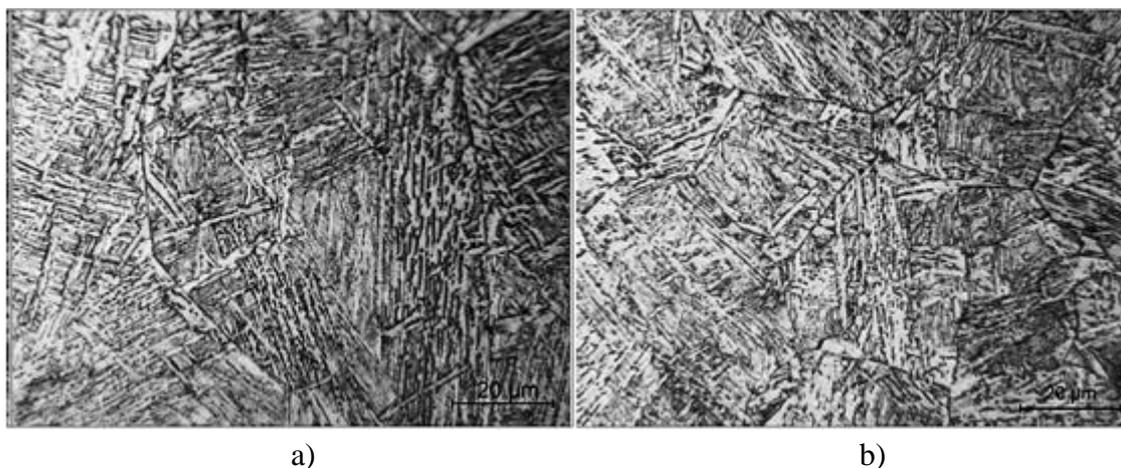


Figura 5. 10 - Microestrutura da região de crescimento de grão da ZTA das soldas feitas com baixo aporte térmico. Ataque: Nital 2%. Ampliação original de 1000X: a) E6010 b) E8010.

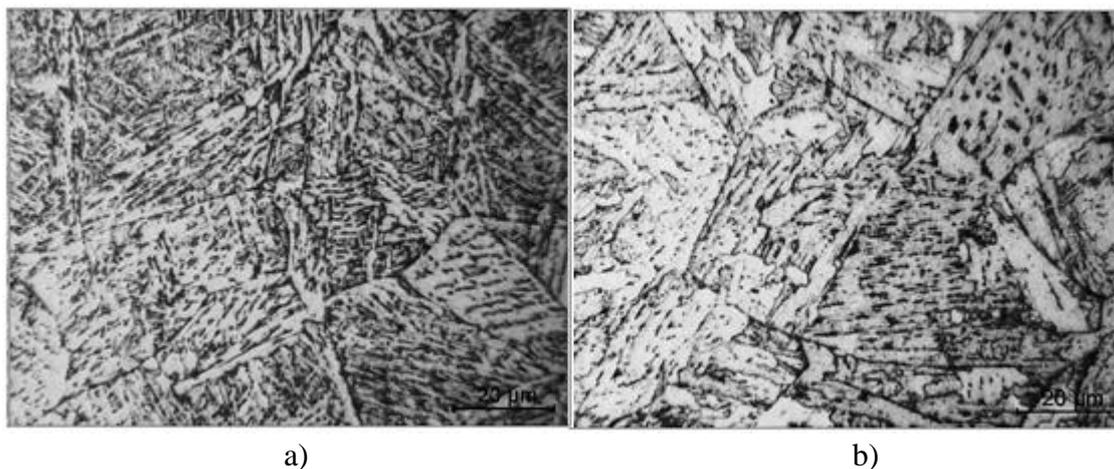


Figura 5. 11 – Microestrutura da região de crescimento de grão da ZTA das soldas feitas com alto aporte térmico. Ataque: Nital 2%. Ampliação original de 1000X: a) E6010 b) E8010.

5.6.3 Microdurezas

Os valores médios obtidos para cada condição estão dispostos na Tabela V.11.

Tabela V. 11 – Valores de dureza média em Vickers (HV).

Condição	ZF	Desvio padrão	ZTA	Desvio padrão
BH6010	187	15	276	20
BH8010	203	11	278	12
AH6010	183	12	242	20
AH8010	205	8	237	11

Na zona fundida é possível perceber que nos ensaios que foram realizados com o eletrodo AWS E6010, obteve-se uma microdureza inferior à dos ensaios onde se utilizou o eletrodo AWS E8010. Isso pode ser explicado pela presença de elementos de liga no eletrodo AWS E8010, que favoreceu o aparecimento de componentes mais duros e uma menor quantidade de ferrita primária de contorno de grão. É necessário ressaltar que foram encontradas regiões na ZF com microdureza de cerca de 330 HV, confirmando assim a presença de martensita nessa região.

Pode-se perceber também que a utilização de diferentes eletrodos, para a mesma condição de aporte térmico, não apresentou influência significativa na microdureza da região de grãos grosseiros da ZTA (apesar das diferenças medidas nos valores de energia de soldagem para cada eletrodo). Usualmente se considera para a ZTA o limite de 350 HV para avaliar se um aço ARBL é susceptível ao trincamento induzido por hidrogênio (AWS, 2011). Abaixo desse valor, não é esperada uma elevada tendência à formação de trincas induzidas pelo hidrogênio, como é o caso do presente estudo.

5.7 Trincas em corpos de prova que não falharam

Foram encontradas trincas em amostras de todas as condições, mesmo quando os corpos de prova não se romperam no ensaio de implante. As amostras foram analisadas de acordo com a posição mostrada na Figura 5.12.

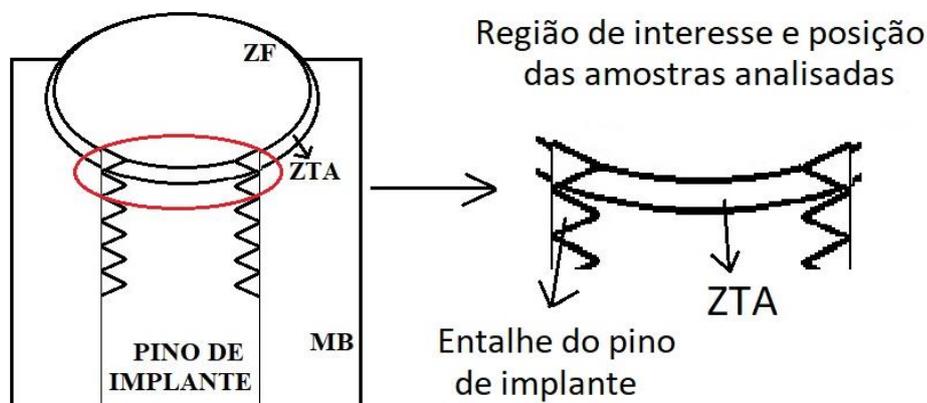


Figura 5. 12 – Posição das amostras analisadas

Nas amostras soldadas com alto aporte térmico, foi constatada a presença de menos trincas e as mesmas apareceram predominantemente na ZF. No caso dos pinos soldados com o eletrodo AWS E8010, foram encontradas trincas em todas as amostras, como a mostrada na Figura 5.13. Já quando se utilizou o eletrodo AWS E6010, somente em uma das amostras se constatou a presença de trincas e o tamanho das mesmas foi significativamente menor do que as observadas, para as mesmas condições, com o outro eletrodo (Figura 5.14). Uma explicação para a presença de menos trincas na condição de alto aporte térmico é o desenvolvimento de uma microestrutura menos susceptível ao trincamento devido à menor velocidade de resfriamento associada com a maior energia de soldagem.

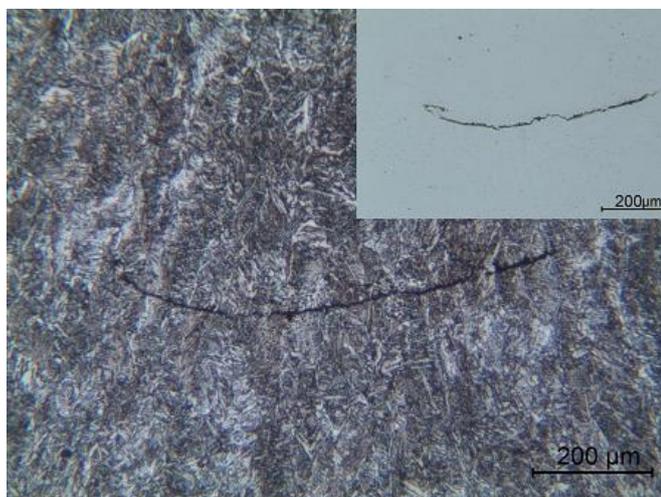


Figura 5. 13 - Trinca na condição alto aporte, com eletrodo E8010. Ampliação original de 100x com ataque de Nital 2% e sem ataque (trinca na ZF).

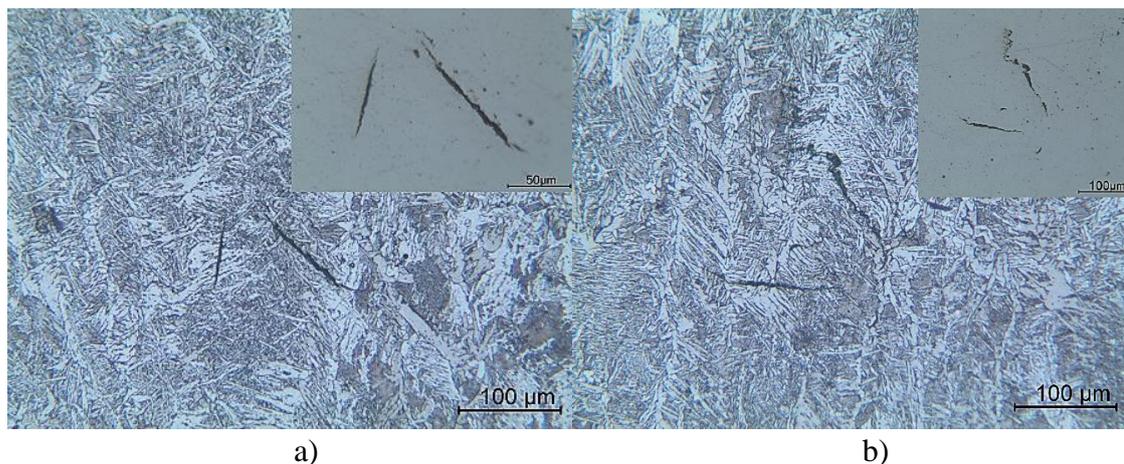


Figura 5. 14 - Trincas na ZF da condição alto aporte, com eletrodo E6010. Ampliação original de: a) 200x com ataque de Nital 2% e 500x sem ataque b) 200x com ataque de Nital 2% e sem ataque.

Na condição de soldagem com baixo aporte térmico e utilizando o eletrodo AWS E8010, foi constatada a presença de diversas trincas, tanto na ZF quanto na ZTA, em todas as amostras. Uma das trincas encontradas é mostrada na Figura 5.15.

Na condição de soldagem com baixo aporte térmico e utilizando o eletrodo AWS E6010, também foi constatada a presença de trincas na ZF e na ZTA, como pode ser visto na Figura 5.16.

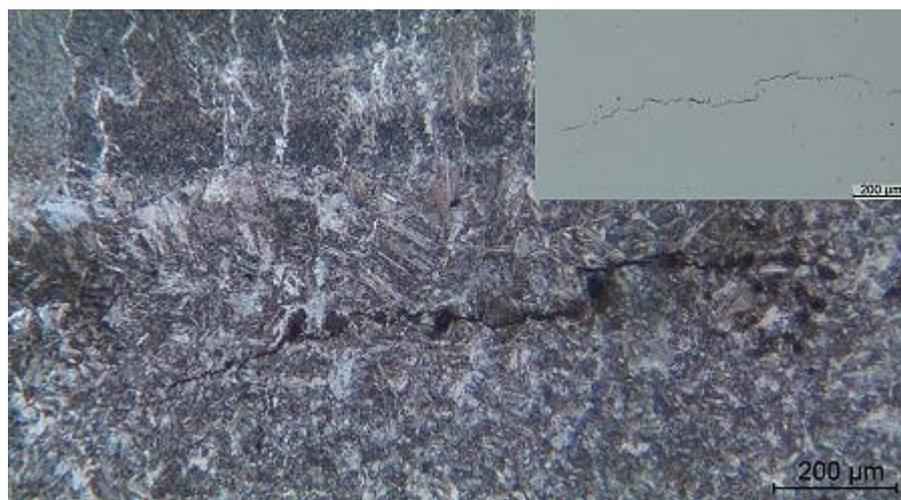


Figura 5. 15 - Trinca nas amostras da condição baixo aporte, com eletrodo E8010. Ampliação original de 100x com ataque de Nital 2% e sem ataque (trinca na região de grãos grosseiros da ZTA)

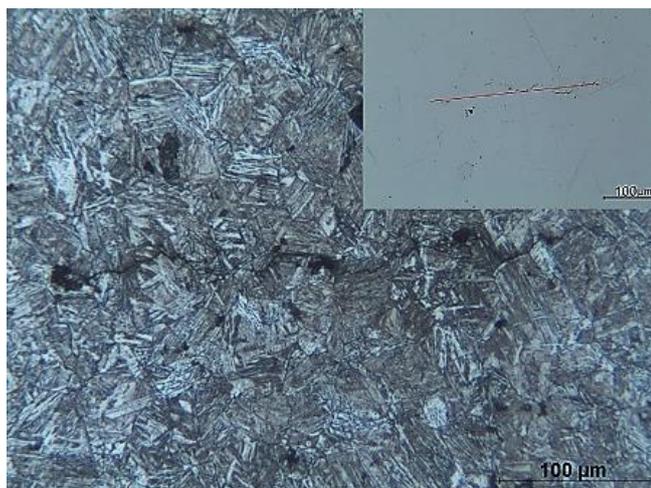


Figura 5. 16 – Amostra da condição baixo aporte, com eletrodo E6010. Aumento original de 200x com ataque de Nital 2% e sem ataque (trinca na ZTA).

A quantidade de trincas utilizando baixo aporte térmico foi menor ao realizar a solda com o eletrodo AWS E6010, tanto na ZF quanto na ZTA, quando comparado com a soldagem na mesma condição, mas utilizando o eletrodo AWS E8010. Na ZF, isso pode ser explicado pela presença de mais elementos de liga na composição do eletrodo AWS E8010, que aumentou a temperabilidade da região, favorecendo o aparecimento de microestrutura mais propícia ao trincamento. Já a presença de trincas na ZTA pode ser explicada pela maior quantidade de hidrogênio difusível encontrada no revestimento do eletrodo AWS E8010, que facilitou o aparecimento de trincas devido à sua migração para essa região.

Tanto sob a condição de alto quanto na de baixo aporte térmico, foram encontradas trincas horizontais e verticais, sendo todas elas transgranulares. Esta característica é comum no trincamento induzido por hidrogênio, como sugerido por Lee (2007). No trabalho de Caloi (2008) as trincas encontradas induzidas pelo hidrogênio também foram transgranulares.

5.8 Análise dos resultados dos ensaios

A Figura 5.17 apresenta um gráfico que mostra as porcentagens de pinos rompidos sob cada condição. Como pode ser visto, na condição de alto aporte térmico os pinos não

romperam mesmo quando se utilizou uma carga de 95% do limite de escoamento. Isso pode ser explicado pelo resfriamento mais lento da região do cordão de solda, favorecendo o aparecimento de uma microestrutura menos susceptível ao trincamento. Já na condição de baixo aporte térmico, somente quando a carga de 80% do limite de escoamento foi utilizada, os três corpos de prova não se romperam. Isso indica que a carga de 85% do limite de escoamento pode ser considerada como o limiar entre a ruptura/não ruptura (com esta carga, 2/3 dos corpos de prova testados romperam com o eletrodo AWS E6010 e 1/3 com o eletrodo AWS E8010).

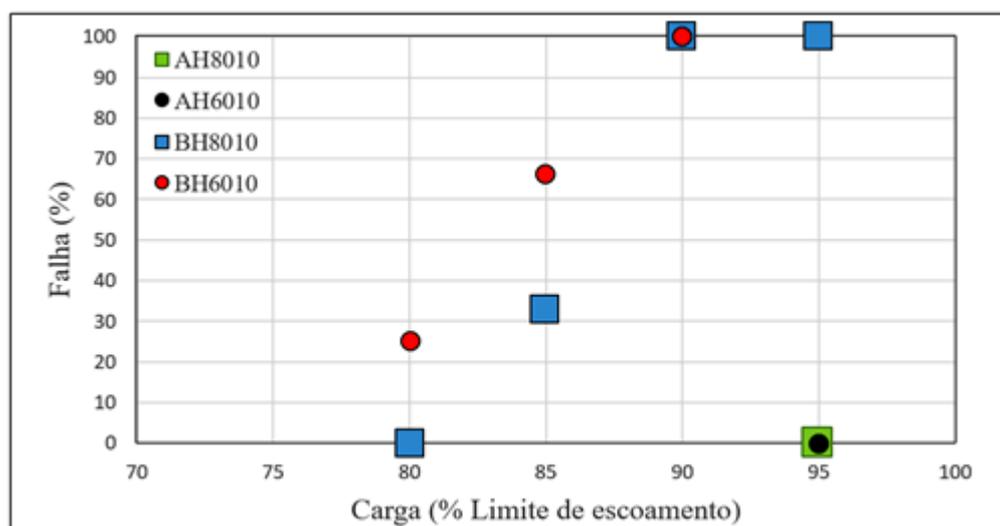


Figura 5. 17 – Gráfico com os dados sobre pinos de implante que romperam.

A Figura 5.18 mostra os tempos de ruptura dos pinos sob a condição de baixo aporte térmico. Como pode ser observado no gráfico, todos os pinos romperam em menos de duas horas. Esse fato vai de acordo com a afirmação de Piza (1992 *apud* CALOI, 2008) que diz que, caso o pino não se rompa em até duas horas, não romperá após esse tempo. Esse gráfico também sugere que os pinos soldados com o eletrodo AWS E6010 romperam com menos tempo: 3/4 dos pinos testados romperam em até 10 minutos. Já no caso dos pinos soldados com o eletrodo AWS E8010, somente um pino (em três), na condição de maior carga usada, rompeu com menos de 5 minutos.

Assim, os resultados (Figuras 5.17 e 5.18) mostram que as soldas feitas na condição *undermatching* apresentaram menos trincas induzidas por hidrogênio, mas se mostraram com maior tendência à falha do que as feitas com o eletrodo de resistência similar. Essa

maior tendência à falha das soldas feitas na condição *undermatching* pode ter explicação na menor resistência mecânica do eletrodo, que fez com que o metal de solda fosse menos resistente à aplicação das cargas e rompesse. Nesse caso, a hipótese levantada seria de que, mesmo apresentando trincas iniciais menores, caso a trinca tenha se propagado em parte pela ZF, a menor resistência mecânica do metal de solda do AWS E6010 pode ter feito com que a ruptura final ocorresse mais facilmente.

Outro fato a ser ressaltado é que o aporte térmico da soldagem realizada com o eletrodo AWS E6010 foi 25% menor do que com o eletrodo AWS E8010. Dessa maneira, apesar de não ter havido diferença significativa nas durezas encontradas na região de grãos grosseiros da ZTA de cada eletrodo, a taxa de resfriamento das soldas realizadas com o eletrodo AWS E6010 pode ter sido maior. Isso, juntamente ao fato de o eletrodo AWS E6010 apresentar menos elementos de liga, pode ter contribuído para uma maior sensibilidade ao trincamento do cordão, pois a ZF pode ter se transformado mais cedo e isso forçou o hidrogênio a migrar para a ZTA, fragilizando essa região.

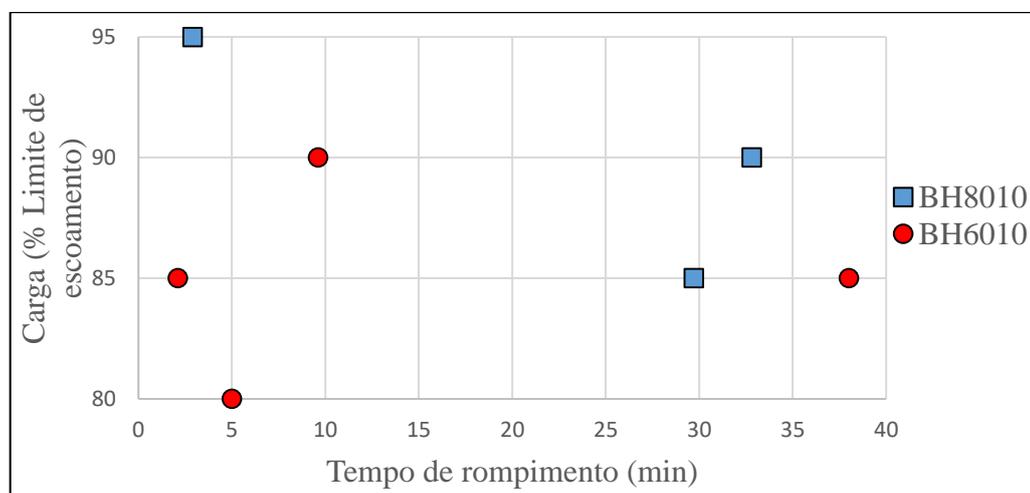


Figura 5. 18 – Tempo de ruptura dos pinos de implante sob diversas cargas e baixo aporte térmico.

6 Conclusões

A tendência à fissuração por hidrogênio de um aço API 5L X70 soldado sob distintos aportes térmicos e com eletrodos celulósicos de duas diferentes classes de resistência mecânica foi avaliada por meio do ensaio de implante e as conclusões desse trabalho são as seguintes:

- Os dois eletrodos estudados apresentaram elevados níveis de hidrogênio difusível, compatíveis com o fato de serem eletrodos celulósicos. Nas amostras em que não houve rompimento, a presença de trincas foi maior quando se utilizou o eletrodo AWS E8010. Isso pode ser explicado pelo maior nível de hidrogênio difusível nesse eletrodo (cerca de 12,5% a mais do que no eletrodo AWS E6010);
- A dureza do metal de solda foi pouco afetada pela variação de aporte térmico usada, sendo que, como esperado, o metal de solda obtido com o eletrodo AWS E6010 apresentou menor dureza (185 HV contra 205 HV). A microestrutura deste metal de solda era constituída predominantemente por ferrita primária de contorno de grão e ferrita com segunda fase alinhada enquanto que, no obtido com o eletrodo AWS E8010, observou-se maior quantidade de ferrita acicular e ilhas de martensita;
- A região de grãos grosseiros da ZTA apresentou estrutura predominantemente bainítica em todas as condições testadas, não sendo observada qualquer diferença devido ao tipo de eletrodo usado. O tamanho de grão da austenita prévia foi maior na condição de alto aporte térmico, como esperado. A bainita na condição de baixo aporte térmico apresentou ripas mais finas enquanto na condição de alto aporte térmico esse constituinte foi mais grosseiro. A microdureza média da ZTA foi similar para os dois eletrodos: 277HV na condição de baixo aporte térmico e 240HV na condição de alto aporte térmico;
- Microtrincas associadas ao hidrogênio foram observadas mesmo em amostras que não falharam no ensaio de implante. Estas ocorreram tanto na zona fundida como na zona termicamente em soldas feitas com os dois eletrodos e nos dois níveis de aporte térmico, mas foram mais comuns nas soldas feitas com o eletrodo AWS E8010. Estas trincas foram mais frequentes para os ensaios com o aporte térmico

mais baixo, fato explicado pela maior velocidade de resfriamento nessa condição, que levou ao aparecimento de uma microestrutura com maior susceptibilidade de apresentar fissuras;

- Houve ruptura de corpos de prova para cargas acima de 80% na condição de baixo aporte térmico. Sob a condição de elevado aporte térmico não houve ruptura de pinos de implante mesmo quando foi utilizada uma carga próxima ao limite de escoamento do aço;
- A curva de porcentagem de pinos falhados em função da carga aplicada e os tempos para falha sugerem que soldas realizadas na condição *undermatching* tiveram uma maior tendência a falhar, mesmo apresentando menos trincas induzidas pelo hidrogênio. Três possíveis causas deste resultado são: (i) o menor aporte térmico ao se soldar com o eletrodo AWS E6010, que fez com que a taxa de resfriamento das soldas fosse maior e isso levou ao aparecimento de microestruturas mais susceptíveis a falhar; (ii) o fato do eletrodo AWS E6010 apresentar menos elementos de liga, induzindo o hidrogênio a migrar para a ZTA, fragilizando essa região; (iii) a menor resistência mecânica da zona fundida leva à fratura final do corpo de prova com a formação de menores trincas.

7 Sugestões para trabalhos futuros

- Trabalhar com uma maior variação de resistência mecânica do metal de solda e diferentes classes de eletrodos (diferentes níveis de hidrogênio) ;
- Avaliar o efeito com outros ensaios de soldabilidade (Tekken/CTS) ;
- Realizar o ensaio de implante sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento da chapa ;
- Inserir termopares na chapa sendo soldada para acompanhar a variação da temperatura do cordão de solda e desenvolver o ciclo térmico de soldagem para avaliar sua influência no aparecimento de trincas ;
- Medir os grãos na região de grãos grosseiros da ZTA ;
- Avaliar a influência de diferentes eletrodos e condições de soldagem no tamanho dos grãos da ZTA ;
- Analisar a superfície de fratura dos pinos de implante que romperem.

8 Referências bibliográficas

AMERICAN WELDING SOCIETY A4.3-93. Standard Methods for Determination of the Diffusible Hydrogen Content of Martensitic, Bainitic, and Ferritic Steel Weld Metal Produced by Arc Welding, 2006.

AMERICAN WELDING SOCIETY, Welding Handbook - Materials and Applications. Miami: AWS. v. 4. Cap 1. 9th ed. 2011.

AMERICAN WELDING SOCIETY, Welding Handbook - Welding Technology. Miami: AWS. v. I. Caps 1 e 7. 9th ed. 2001.

API 5L, American Petroleum Institute. **Specification for line pipe steel API 5L**. 43 ed. New York, 2012.

ASSOCIATION FRANÇAISE DE NORMALISATION. **AFNOR NF A89- 100 – Fissuration à froid sur implants**, 1991, 11p.

ASTM E8 / E8M-11, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011.

BEIDOKTHI, B.; KOUKABI, A.H.; DOLATI, A. Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel. **Journal of Materials Processing Technology** 209 (2009) 4027–4035.

BEZERRA, A. A.; Trinca a frio na soldagem. **Sinergia**, São Paulo, v. 6, n. 1, p. 71-76, jan./jun. 2005.

BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite in Steels. 2.ed. Londres: **IOM Communications Ltd**, 2001, 454p.

BHOLE, S.D.; NEMADE, J.B.; COLLINS, L.; LIU, C.. Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel. **Journal of Materials Processing Technology** 173. (2006) 92–100

BOELLINGHAUS, T.; KANNENGIESSER, T. An overview on cold cracking tests - part 1: externally loaded tests. **Soldagem e Inspeção**. São Paulo, v. 12, n. 2, p.160-166, Abr/Jun 2007.

BOELLINGHAUS, T.; VIYANIT, E.; ZIMMER, P. Cold Cracking Tests – Revision, IIW – Doc. N° II-A- 111.03-Revision 6, 2010.

CALDEIRA, E.A.; **Processamento de um Aço ARBL no Laminador de Tiras a Quente da CST visando atender a Norma API 5L, Grau X70.** Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais. 98p. 2006.

CALOI, G. **Análise da soldabilidade do aço API 5L X80 por meio dos testes Tekken e de implante.** Dissertação de mestrado. PUC Rio de Janeiro. 145p. 2008.

CORIMAYA, R.L.P. **Adequação do ensaio Tekken para a avaliação de trincas em soldas de aço API X80.** Dissertação de mestrado. Universidade Estadual de Campinas. 111p. 2009.

DEBROY, T. e DAVID, S.A. Physical processes in fusion welding, Reviews of Modern Physics, 1985.

DEGANI, A.L.G.; CASS, O.B.; VIEIRA, P.C. Cromatografia: um breve ensaio. **Química Nova na Escola**, n. 7. 1998.

DILTHEY, U. Welding Technology II. Institut für Schweibtechnik und Fügetechnik – Aachen University, Aachen, fev. 2006.

ESAB. Catálogo de consumíveis. 2013.

FARIA, R.J.; **Soldabilidade Do Aço Usisac350 Na Construção Metálica.** Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais. 105p. 2010.

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

GODINHO, I.O. **Parametrização para a soldagem do aço API 5L X70 pelo processo arame tubular com proteção gasosa.** Monografia. Universidade Federal do Espírito Santo. 2014.

GORNI, A.A. Cálculo da temperatura de não recristalização para aços microligados em função da interação entre a precipitação e recristalização da austenita. **REM – Revista Escola de Minas**, v. 52, n. 1, p. 21-25, jan.-mar. 1999.

GORNI, A.A.; SILVEIRA, J.H.D.; REIS, J.S.S. Aços Microligados Na Fabricação De Tubos Soldados Com Grande Diâmetro. **Revista Tubo & Companhia**, 5:26, Set-Out 2009, pág. 52-63.

GRABULOV, V.; BLAČIĆ, I.; RADOVIĆ, A.; SEDMAK, S. Toughness and ductility of high strength steels welded joints. **Structural Integrity And Life**. v. 8, n. 3., p. 181–190, 2008.

GRANJON, H. *Fundamentals of Welding Metallurgy*, Woodhead Publishing, Cambridge, 1991.

GRONG, O. **Metallurgical modelling of welding**. The institute of materials. London, 1994; 581p.

HASHEMI, S.H.; MOHAMMADYANI, D. Characterization of weldment hardness, impact energy and microstructure in API X65 steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping** 98 (2012) 8e15.

HAQ, A.J.; MUZAKA, K.; DUNNE, D.P.; CALKA, A.; PERELOMA, E.V. Effect of microstructure and composition on hydrogen permeation in X70 pipeline steels. **International Journal of Hydrogen Energy**. 38. 2013. p.2544-2556.

HILLENBRAND, H. G.; NIEDERHOFF, A.; HAUCK, G.; PERTENEDER, E.; WELLNITZ, G. Procedures, Considerations for Welding X80 Line Pipe Established. **Oil & Gas Journal**, v. 37, p. 47 - 56, Set. 1997

HILLENBRAND, H. G.; GRAF, M.; KALWA, C. Development and production of high strength pipeline steels. **Niobium 2001**. Proceedings Orlando: Florida, 2001.

HILLENBRAND, H. G.; HECKMANN, C. J.; NIEDERHOFF, K. A. X80 line pipe for large-diameter high strength pipelines. **APIA 2002 Annual Conference**, out. 2002, 16 p.

IIW. Sub-Comission B of Comission IX of IIW. Recommendation for the use of the implant test as a complementary information test on susceptibility to cold cracking in the welding of steels. **Welding in the World**, v. 12, n. 1/2, p. 9 – 16, 1974.

KIM, S.; IM, Y-R.; LEE, S.; LEE, H-C.; KIM, S-J.; HONG, J.H. Effects of alloying elements on fracture toughness in the transition temperature region of base metals and simulated heat-affected zones of Mn–Mo–Ni low-alloy steels, **Metallurgical and Materials Transactions A: Phys. Metall. Mater. Sci.** 35A (7) (2004) 2027–2037.

KOU, S., *Welding Metallurgy*, Ed. John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, EUA, 2003.

KOZASU, I. Processing – Thermomechanical Controlled Processing. **Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment: Constitution and Properties of Steels**, V.7, VCH, Weinheim, 1992, 186-217.

KURJI, R.; CONIGLIO, N. Towards the establishment of weldability test standards for hydrogen-assisted cold cracking. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 77, p.1581-1597. 2015.

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

LEE, H. W. Weld metal hydrogen-assisted cracking in thick steel plate weldments. **Materials Science & Engineering A**, v. 445 – 446, p. 328 – 335, fev. 2007.

LI, H.; LIANG, J.L.; FENG, Y.L.; HUO, D.X. Microstructure transformation of X70 pipeline steel welding heat-affected zone. **Rare Met.** 33(4):493–498. Springer. 2014.

LIU, S.; INDACOCHEAR, J.E. Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. Section: Fabrication Characteristics of Carbon and Low-Alloy Steels, v.1, ASM Handbook, 2005.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 3 Ed. Belo Horizonte. Editora UFMG. 362p. 2011.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J. Algumas Equações Úteis em Soldagem. **Soldagem e Inspeção**. São Paulo, Vol. 19, Nº. 01, p.091-102, Jan/Mar 2014

MARTINS, W.P. **Utilização da técnica de emissão acústica no estudo da trinca de hidrogênio na soldagem de um aço de alta resistência**. Tese de doutorado. Universidade Federal de Uberlândia. 120p. 2013.

MODENESI, P.J.; Apostila “Fluxo de calor em soldagem”. UFMG, Belo Horizonte. 31p. 2003.

MODENESI, P.J.; Apostila “Soldabilidade de algumas ligas metálicas”. UFMG, Belo Horizonte. 27p. 2011.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D.B. Apostila “Introdução à Metalurgia da Soldagem”. UFMG, Belo Horizonte. 209p. 2012.

MOHAMMADIJO, M.; KENNY, S.; COLLINS, L.; HENEIN, H.; IVEY, D.G. Characterization of HAZ of API X70 Microalloyed Steel Welded by Cold-Wire Tandem Submerged Arc Welding. **Metallurgical And Materials Transactions A**. v.48A, p.2247-2259. 2017.

MONTES, O.F.; GARCÉS, R.S.; REYES, F.A.; ROBLEDO, P.C.Z.; LÓPEZ, F.H.E.; CALDERÓN, F.A. Comportamiento a la Corrosión del Acero API X70 Soldado por el Proceso de Doble Arco Sumergido Inmerso en Diferentes Medios Corrosivos. **Soldagem & Inspeção**. 21(2):p172-184. 2016.

OLSON, D.L.; SIEWERT, T.A.; LIU, S.; EDWARDS, G.R. Welding, Brazing and Soldering, v.6, ASM Handbook, 1993.

PADHY, G. K.; KOMIZO, Y. Diffusible hydrogen in steel weldments. JWRI. **Joining and welding research institute**, Osaka University, v.42, n.1, 2013.

PARK, D.Y.; AMIRKHIZ, B.S.; GRAVEL, J.P.; WANG, Y.; LI, L.; ZAVADIL, R.; LIANG, J.; LIU, P.; HE, A.; ARAFIN, M. Effects of Heat-Affected Zone Microstructure on Fracture Toughness of Two X70 Pipe Girth Welds. **Metallurgical And Materials Transactions A**. V.48A, p.3248-3260, JULY. 2017.

PAXTON, H.W. The Metallurgy of Steels for Large Diameter Linepipe. Alloys for the Eighties. **Proceedings Climax Molybdenum Co.**, Ann Arbor, June 1980, 185-211.

PIZA, M. T. P. **Estudo da suscetibilidade ao trincamento a frio, através da técnica de implantes, de dois aços estruturais usados na indústria offshore**. Rio de Janeiro, 1992. 222 p. Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE.

PLAUT, R. L.; GORNI, A. A.; NAKASHIMA, J. T.; PEREIRA, M. M.; SILVEIRA, J. H. D. Estudo das propriedades mecânicas do aço API X70 produzido por laminação controlada. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, v. 6, n. 1, p. 7-12, jul.-set. 2009

SHARMA e MAHESHWARI, A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels. **Journal of Natural Gas Science and Engineering**, v.38. p.203-217. 2016.

SILVA, C.A; **Desenvolvimento de metodologia para avaliação do procedimento de soldagem para recuperação de equipamentos de aço de baixo teor de carbono expostos a grande quantidade de hidrogênio**. Dissertação de Mestrado. UFMG. 95p. 2001.

SILVA, H. R. D.; FERRARESI, V. A. **Estudo dos métodos de determinação da sensibilidade ao trincamento à frio em juntas soldadas**. 16º POSMEC. FEMEC/UFU. Uberlândia. 2006.

SILVA, W.C.D.; BRACARENSE, A.Q.; PESSOA, E.C.P. Efeito da Profundidade de Soldagem no Hidrogênio Difusível de Soldas Molhadas. **Revista Soldagem e Inspeção**, São Paulo, Vol. 17, Nº. 4, p.298-305, Out/Dez. 2012.

TAWENGI, A.S.; SEDMAK, A.; GRABULOV, V. Cold Weld Cracking Susceptibility Of High Strength Low Alloyed (Hsla) Steel Nionikral 70. **Metalurgija** v.53, n.4, p.624-626. 2014.

VENTRELLA, V.A.; Soldagem Do Aço Api 5LX-Grau 70 Com Arame Tubular Aws E-81t1-Ni1 E Eletrodo Revestido AWS E-8010-G. **XXX CONSOLDA**. Rio de Janeiro, 2004.

WOODS, R. A. Porosity and Hydrogen Absorption in Aluminum Welds, **Welding Journal**, 97-s, 1974^a.

ANEXOS

ANEXO A - ESPECIFICAÇÕES DO ENSAIO DE IMPLANTE

A norma NF A89-100 (1991), e a recomendação do IIW (1974), IIS/IIW-447-73, sugerem que as formas, dimensões e especificações do implante e da chapa de suporte devem ser conforme descrito abaixo.

Implante (IIW, 1974):

Direção de remoção do implante: paralela à direção de laminação.

Posição de remoção na espessura da chapa: metade da espessura, se esta for $\leq 25\text{mm}$ ou 0,25 da espessura se esta for, $> 25\text{mm}$.

Espessura mínima da chapa da qual o implante pode ser retirado: 10mm .

Diâmetro do implante: *6 ou 8 mm*.

Comprimento do implante: $> 20\text{ mm}$ (geralmente cerca de 70 mm).

Número mínimo de implantes a serem testados para uma dada condição experimental: 3.

A figura A.1 mostra as dimensões do implante:

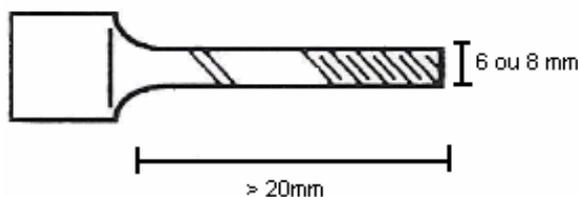


Figura A.1 - Dimensões do implante (CALOI, 2008)

Entalhe (IIW, 1974):

Forma: V.

Profundidade: $0,5\text{mm} \pm 0,05\text{mm}$.

Ângulo do entalhe: 40° ou 45° .

Raio da ponta do entalhe: $0,1\text{mm} \pm 0,01\text{mm}$.

A norma NF A89-100 (1991) especifica dois tipos de entalhes: circular ou helicoidal.

a) Entalhe circular:

A distância entre o entalhe e a extremidade do implante é escolhida de forma que a penetração venha a tangenciar o plano de fundo do entalhe ou, no máximo, penetre neste plano menos que 20% do fundo do entalhe, conforme figura A.2. A relação de penetração está indicada abaixo pela equação (NF A89-100, 1991):

$$\frac{L_1+L_2}{7\pi} X100 \leq 20 \quad (A)$$

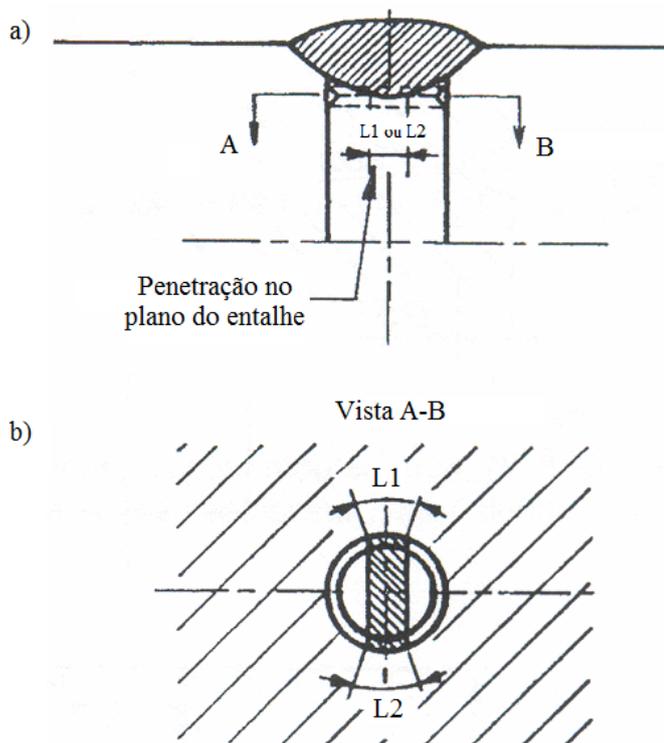


Figura A.2 - Entalhe circular a) vista lateral b) vista de cima (CALOI, 2008)

b) Entalhe helicoidal:

A altura da parte entalhada deve ser tal que a zona de grãos grosseiros esteja incluída dentro desta parte (NF A89-100, 1991). Para o caso de entalhe helicoidal, a distância entre os entalhes, ou seja, o passe, deve ser de 1 mm. A figura A.3 mostra o esquema de um entalhe helicoidal.

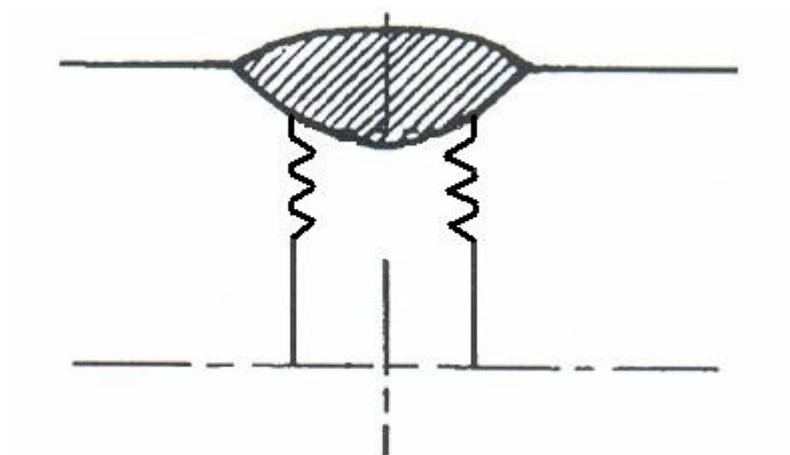


Figura A.3 - Entalhe helicoidal

Caloi (2008) explica que, devido as dificuldades encontradas em posicionar o entalhe circular na ZTA, o entalhe helicoidal proposto na norma (NF A89-100, 1991) se torna mais fácil de ser utilizado, pois este tipo de entalhe garante que haverá uma zona sensível na ZTA.

Chapa de suporte (IIW, 1974):

Composição: similar a do implante ou aço C-Mn comum.

Número de arranjos de implantes por chapa: 4.

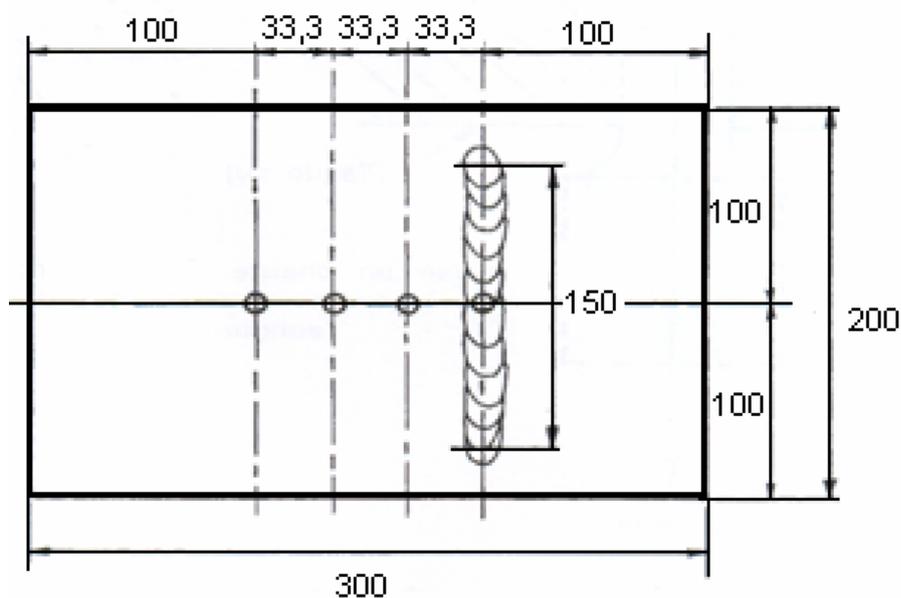
Comprimento: 300mm.

Largura: 200mm.

Espessura: no mínimo 20mm.

Usinagem dos furos da chapa: entre 0,05 mm e 0,15 mm.

A figura A.4 mostra um esquema da chapa de suporte.



Dimensões em mm.

Figura A.4 - Chapa de suporte (CALOI, 2008)

Aplicação da carga (IIW, 1974):

Temperatura de início da aplicação da carga: entre 100 e 150°C.

Tempo de aplicação da carga: no mínimo 16 horas.

Tensão recomendada: são recomendados 2 níveis de tensão: tensão de escoamento e $\frac{1}{2}$ da tensão de escoamento do aço a ser testado.

ANEXO B – MODELAGEM DO SISTEMA DE SOLDAGEM POR GRAVIDADE

A Figura B.1 mostra ângulos que podem ser usados para caracterizar o funcionamento do sistema de gravidade. O ângulo γ na imagem é denominado de “ângulo de ataque” e representa o ângulo entre o eletrodo e a peça. O ângulo α é o ângulo da haste, determinado em relação ao posicionamento vertical da haste.

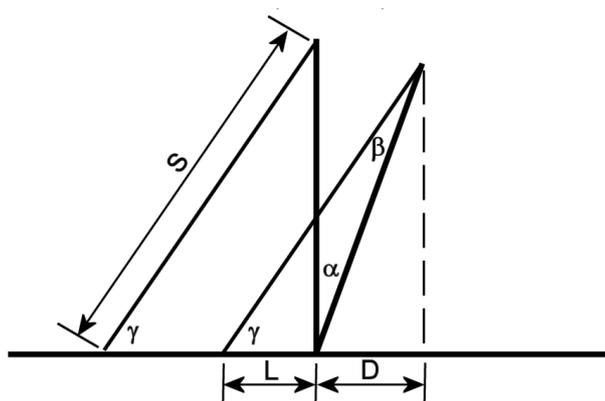


Figura B.1– Esquema representando o sistema de soldagem por gravidade.

Na Figura, S é o comprimento do eletrodo e L é o comprimento percorrido pelo eletrodo, quando todo o comprimento S é consumido.

Quando o sistema está na vertical, $\alpha = 0$, a relação entre L e S é dada pela equação B.1:

$$L = S \cdot \cos \gamma \quad (\text{B.1})$$

Quando $\alpha \neq 0$, deve-se retirar deste valor inicial de L a projeção da distância percorrida pelo porta-eletrodo à medida que o eletrodo é consumido ($L -$ Figura B.1). Dessa maneira tem-se a equação B.2:

$$L = S \cdot \cos \gamma - (S \cdot \sin \gamma \cdot \tan \alpha) \quad (\text{B.2})$$

e rearranjando temos a equação B.3,

$$L/S = \cos \gamma - \sin \gamma \cdot \tan \alpha \quad (\text{B.3})$$

Nos testes preliminares, calculou-se o valor de L/S real medindo-se o tamanho do cordão depositado (L) e esse valor foi dividido pelo tamanho consumido do eletrodo ($\Delta S = S_{\text{INICIAL}} - S_{\text{FINAL}}$). Os ângulos que foram testados nessa etapa estão dispostos na Tabela B.1.

Tabela B.1 – Valores de ângulos escolhidos para serem testados no sistema de soldagem por gravidade e valores de L/S teóricos.

γ	α	L/S (Teórico)
50	10	0,5077
	0	0,6437
	-10	0,7778
	-30	1,080
60	10	0,3472
	0	0,500
	-10	0,6527
	-30	1,000
70	10	0,1763
	0	0,3420
	-10	0,5077
	-30	0,8845

A Figura B.2 compara os valores teóricos de L/S calculados pelo modelo apresentado e os valores medidos para cada eletrodo. Percebeu-se que ao utilizar o ângulo da haste (α) igual a -30° , a diferença entre o valor teórico e o medido para L/S foi de aproximadamente 16% para ambos os eletrodos. Uma possível explicação para isso é que, durante a soldagem com esse ângulo, além do atrito da descida do eletrodo, se fez presente o atrito para “puxar” o eletrodo (que nesse caso fica projetado para frente) para formação do cordão de solda. Um esquema mostrando a diferença entre os atritos presentes nas condições em que o ângulo da haste (α) é igual a -30 e 0° é apresentado na Figura B.3. Além disso, para qualquer valor do ângulo da haste (α), nos casos utilizando os ângulos de ataque (γ) de 50 e 70° , o arco foi muito instável, apagava e reacendia diversas vezes.

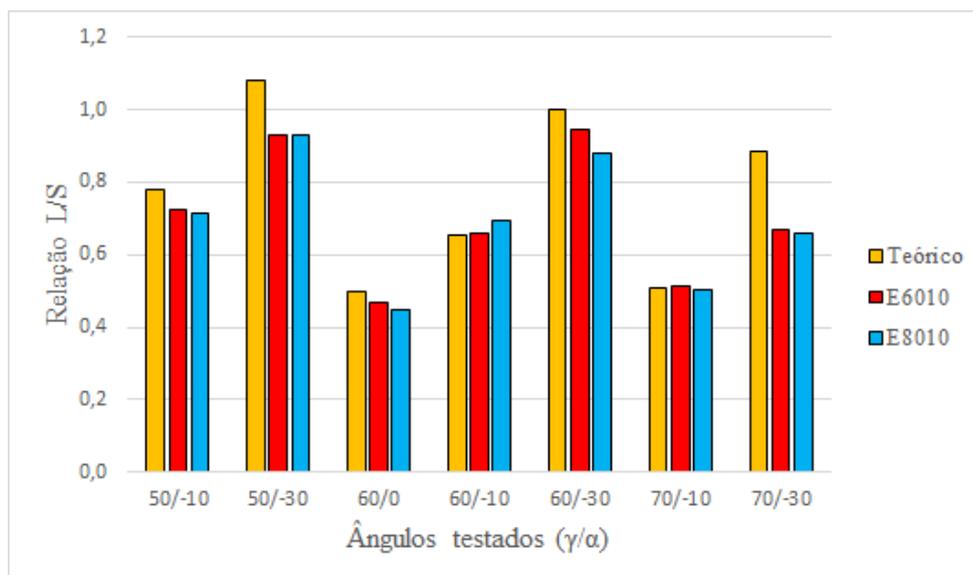


Figura B.2 – Valores de L/S para os ângulos testados.

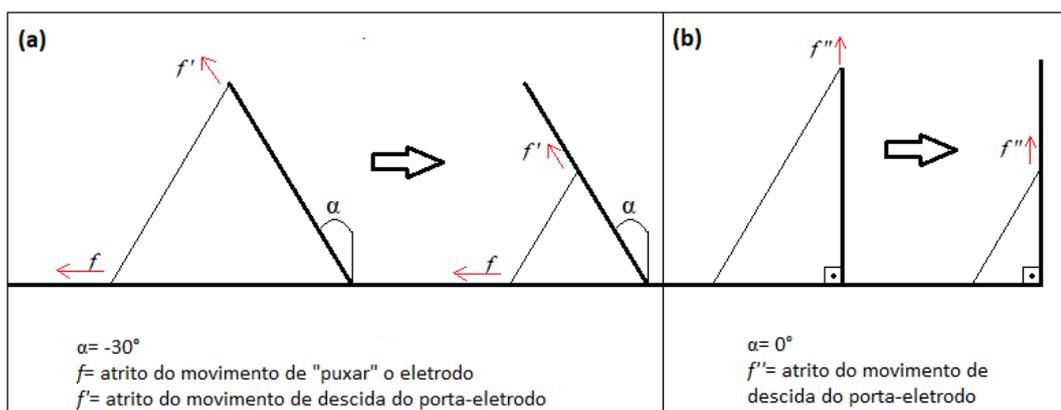


Figura B.3 - Esquema mostrando a diferença na presença de atrito nas condições: a) com $\alpha = -30^\circ$, onde o eletrodo é projetado pra frente, desce e tem que ser "puxado" à medida que vai sendo consumido até formar o cordão de solda; b) com $\alpha = 0^\circ$, onde o eletrodo somente desce e é consumido até formar o cordão de solda, sem ser "puxado".

A diferença média dos valores teórico e medido de L/S , para as condições utilizando os ângulos da haste (α) iguais a -10 e 0° , foi de 3 e 5% para os eletrodos AWS E6010 e AWS E8010, respectivamente. Portanto, pode-se dizer que a modelagem do sistema é condizente uma vez que os valores reais e teóricos encontrados foram muito próximos, com exceção somente dos casos em que se utilizou α igual a -30° . Deve ser ressaltado, também, que a utilização de eletrodos diferentes não influenciou em alterações significativas nos valores medidos.

ANEXO C – DADOS DO ENSAIO DE IMPLANTE

Tabela C.1 – Dados referentes aos ensaios de implante realizados

Ensaio com eletrodo	Ângulo da haste	% de σ_e	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. soldagem (mm/s)	Aporte Térmico (J/mm)	R (rompeu) / NR (não rompeu)
8010	0	95	153	30	2,36	1556,93	NR
							R
8010	0	95	160	30	3,16	1216,00	
8010	0	95	152,8	30	2,37	1547,10	NR
8010	0	95	153,7	30	2,33	1580,91	NR
6010	0	95	154,5	24,43	2,50	1207,82	NR
6010	0	95	154	24,86	2,70	1134,35	NR
6010	0	95	154,5	25	2,65	1165,53	NR
8010	-30	95	155,91	31,17	4,38	886,68	R
8010	-30	95	155,6	32,87	4,23	967,12	R
8010	-30	90	156,51	35,03	4,23	1036,70	R
8010	-30	80	158,06	32,4	4,44	921,81	NR
8010	-30	80	156	33,97	4,39	965,08	NR
8010	-30	80	154,5	35,35	4,44	983,08	NR
6010	-30	90	157,83	28,65	4,30	842,00	R
6010	-30	80	151,31	26,81	4,28	758,25	NR
							R (solda malfeita)
6010	-30	80	155,47	26,19	4,39	741,52	
6010	-30	80	156,13	26,54	4,46	743,01	NR
6010	-30	80	154,55	26,25	4,50	721,21	R
6010	-30	80	157,61	26,85	4,33	781,26	NR
8010	-30	85	155,58	34,09	4,68	907,12	NR
8010	-30	85	157,28	32,57	4,73	865,79	R
8010	-30	85	155,41	31,74	4,66	847,70	NR
6010	-30	85	155,63	27,07	4,83	697,31	R
6010	-30	85	149,28	29,33	4,39	798,41	R
6010	-30	85	155,41	27,57	4,63	741,13	NR