CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

INSPEÇÃO E DIMENSIONAMENTO DE TRINCAS EM AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX

Thaís de Paiva Menezes Viegas

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais

Orientador:
Maurício Saldanha Motta

Rio de Janeiro
Setembro de 2014

INSPEÇÃO E DIMENSIONAMENTO DE TRINCAS EM AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais

Thaís de Paiva Menezes Viegas

Aprovada por:

_____

Presidente, Prof. Maurício Saldanha Motta, D. Sc. (orientador),

_____

Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D. Sc.,

_____

Prof. Leonardo Sales Araujo, D.Sc. (COPPE/UFRJ).

Rio de Janeiro

Setembro de 2014

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

V656 Viegas, Thaís de Paiva Menezes
Inspeção e dimensionamento de trincas em aços inoxidáveis superduplex / Thaís de Paiva Menezes Viegas – 2014.
viii, 98f. il. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca ,2014.
Bibliografia : f. 93-98
Orientador: Maurício Saldanha Motta

1. Engenharia mecânica. 2. Aço – Fadiga. 3. Metais – Fadiga I. Motta, Maurício Saldanha (orient.). II. Título.

CDD 620.17

Dedico este trabalho a todos os Engenheiros Metalúrgicos que trabalham com Inspeção Submarina.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço a Deus por me dar sabedoria e paciência para a execução deste trabalho e me permitir concluir mais uma etapa em minha vida profissional.

Ao meu esposo Gabriel Borges Viegas pelo incentivo e pela torcida pela realização deste trabalho.

Ao meu orientador Maurício Saldanha Motta pela amizade, pelo incentivo, pela confiança e pela orientação para concretização deste trabalho.

Às empresas Petróleo Brasileiro S.A. e Sistac Sistemas de Acesso S.A. pela fabricação do corpo de prova e pelo fornecimento de mão de obra qualificada e certificada para execução das inspeções.

Ao meu gerente pela liberação parcial para dedicação aos estudos e à pesquisa e aos meus colegas de trabalho pelo apoio na execução das tarefas da empresa e na elaboração dos procedimentos para realização dos experimentos.

Sem o apoio de vocês, tenho consciência de que não seria possível realizar este sonho. Muito obrigada.

RESUMO

INSPEÇÃO E DIMENSIONAMENTO DE TRINCAS EM AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX

Thaís de Paiva Menezes Viegas

Orientador:
Maurício Saldanha Motta

Resumo da Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-graduação Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Os aços inoxidáveis superduplex tem sido extensivamente usados nos últimos anos na indústria do petróleo devido à exigência de materiais resistentes a meios cada vez mais agressivos. Este material, que apresenta elevada resistência mecânica e tenacidade, mostrou-se susceptível à fragilização pelo hidrogênio. Este trabalho pretende avaliar a capacidade de detecção de trincas no aço inoxidável superduplex, realizando um comparativo entre as técnicas ultrassom e ACFM (Alternating Current Field Measurement). No ensaio de ACFM, o menor entalhe introduzido no corpo de prova de aço inox superduplex não foi detectado, por ser confundido como ruído de fundo. A técnica convencional pulso-eco ultrassônica que foi a que melhor se comportou em termos de detectabilidade. Para trincas maiores, a técnica ACFM se mostrou adequada, inclusive para inspeção subaquática. Com estes dados é possível avaliar a criticidade de defeitos superficiais em materiais superduplex fragilizados pelo hidrogênio e a adequação das normas de construção e inspeção periódica.

Palavras-chave:

Inspeção; Trincas; Aço inoxidável superduplex.

Rio de Janeiro

Setembro de 2014

ABSTRACT

INSPECTION AND MEASUREMENT OF CRACKS IN SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL

Thaís de Paiva Menezes Viegas

Advisor:

Maurício Saldanha Motta

Abstract of dissertation submitted to Programa de Pós-graduação Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais - Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ as partial fulfillment of the requirements for the degree of Master in Mechanical Engineering and Materials Technology.

The superduplex stainless steels have been extensively used in the oil industry because of the requirement of materials resistant to more aggressive ambient. This material, which presents high mechanical strength and toughness, has shown susceptibility to hydrogen embrittlement. This research aims to compare the detection ability of cracks in superduplex stainless steel by ultrasound and ACFM (Alternating Current Field Measurement). In the ACFM inspection test, the lowest defect introduced in the specimen superduplex stainless steel was not detected, being mistaken as background noise. The conventional pulse-echo ultrasonic technique that was better in terms of detectability. For larger cracks, the ACFM technique proved to be adequate even for underwater inspection. With these data is possible to avail the criticality of defects in superduplex materials weakened by hydrogen and to adapt the building standards and periodic inspection.

Keywords:

Inspection; Cracks; Superduplex stainless steel.

Rio de Janeiro

September, 2014

SUMÁRIO

I – INTRODUÇÃO 1

II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 3

2.1 Aços inoxidáveis duplex 3

2.2 Tensões Residuais 8

2.3 Proteção catódica 12

2.4 Fragilização pelo hidrogênio 22

2.5 Inspeção de Dutos de Petróleo e Gás 30

2.6 Inspeção de Trincas 41

III – MATERIAIS E MÉTODOS 68

3.1 Os corpos de prova 68

3.2 Técnicas de Inspeção e Equipamentos Utilizados 70

3.3 Metodologia de inspeção 71

IV – RESULTADOS E DISCUSSÃO 76

V – CONCLUSÕES 92

VI – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 93

CAPITULO I – INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex tem sido extensivamente usados nos últimos anos na indústria do petróleo devido à exigência de materiais resistentes a meios cada vez mais agressivos.

Na indústria petrolífera, os meios mudam constantemente, devido às características únicas de cada campo de exploração. O esgotamento de campos antigos levou à prospecção de campos mais desafiadores, geralmente de aspectos bem distintos, levando à escolha de aços mais resistentes para a exploração nas novas condições de operação. A necessidade de redução de peso nas plataformas também influenciou na escolha destes materiais, já que sua elevada resistência possibilita menores espessuras.

O uso de novos materiais, contudo, leva a novos desafios e com essa classe, recentemente inserida no mercado, não foi diferente. O controle dos parâmetros de soldagem, para evitar a precipitação de fases deletérias, e a fragilização pelo hidrogênio, causada por proteção catódica, tem se mostrado os principais limitantes na utilização dos aços inoxidáveis duplex e superduplex.

Estudos foram realizados em ambas as áreas e normas foram publicadas para nortear uma correta utilização destes aços.

No caso da fragilização pelo hidrogênio, estudos já comprovaram a diminuição da tenacidade, quando o aço foi submetido a potenciais normalmente utilizados na proteção catódica (BAPTISTA; BRITO, 2008). As normas DNV-RP-F112 (2008) e Norsok M-WA-01 (2005) estabelecem as condições de uso deste material no mar expostos à proteção catódica.

A proteção catódica, na verdade, não é intencionalmente utilizado para proteger o aço inoxidável superduplex, devido sua excelente resistência à corrosão em água do mar. Há, porém, uma dificuldade em isolar o aço carbono do aço inox, o que acaba gerando superproteção indevida nestes materiais.

Com o conhecimento do fato, vislumbra-se a necessidade de se calcular o tamanho crítico admissível de trincas de materiais que possam estar sendo afetados, bem como verificar se as técnicas de inspeção por ensaios não destrutivos são capazes de detectar e dimensionar tais trincas.

Este trabalho pretende avaliar sensibilidade de detecção de trincas em dutos de superduplex por ensaios não destrutivos.

As normas não consideram a presença de trincas, considerando que todos os defeitos serão detectados na fabricação. Porém, sabe-se que todos os métodos de inspeção têm sua limitação quando na aplicação, que não exclui a possibilidade de deixar um defeito passar pela inspeção de fabricação.

Além disso, podem surgir trincas durante a operação do duto ou equipamento, que devem ser detectados por meio de inspeção periódica.

Sabe-se que, ao diminuir a concentração de hidrogênio, o valor da tenacidade aumenta ao longo da espessura, e há a possibilidade de uma trinca superficial, que adentre a superfície encontrar um valor de tenacidade à fratura assistida pelo meio.

Este trabalho pretende avaliar a capacidade de detecção de trincas, realizando um comparativo entre as técnicas ultrassom e ACFM (Alternating Current Field Measurement), para reproduzir os resultados que são obtidos na inspeção em campo.

Com estes dados em mãos é possível alertar os responsáveis para a necessidade de uma inspeção mais criteriosa com utilização de técnicas de inspeção complementares dos aços duplex e superduplex quando afetados por superproteção catódica.

CAPITULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços inoxidáveis duplex

Recentemente, com a melhoria dos processos siderúrgicos e o aumento da demanda de materiais mais resistentes a meios cada vez mais agressivos, uma nova classe de aços inoxidáveis está em evidência.

Os aços inoxidáveis duplex foram desenvolvidos na década de 1930, e o seu uso ficou restrito devido à necessidade de processos siderúrgicos mais avançados que levassem a uma menor concentração de impurezas no material.

A guerra da Coréia (1950-1951) diminuiu a quantidade de níquel disponível no mercado, e levou à busca de novas alternativas para aços resistentes à corrosão a base deste elemento, na qual os aços inoxidáveis duplex se mostraram eficazes (GUNN, 1997).

Sua principal característica é possuir resistência à corrosão acentuada, mostrando-se uma alternativa para os aços inoxidáveis austeníticos, já que possui maior resistência à corrosão sob tensão por cloretos, a principal deficiência destes últimos. Aliado a esta qualidade, apresentam também elevada resistência mecânica, chegando a ter duas vezes mais resistência ao escoamento do que os aços carbono, e quase três vezes mais do que os aços inoxidáveis austeníticos.

Um novo aumento nos preços do níquel, no final da década de 1960, acelerou ainda mais o desenvolvimento desta nova classe de aços. Na década de 1970, surgiram os aços 22 % Cr, que não eram susceptíveis à corrosão intergranular, devido a um correto balanço microestrutural e à adição de nitrogênio. Na década de 1980, surgiram os superduplex, com maior quantidade de elementos de liga e maior resistência à corrosão sob tensão em meios mais agressivos. Esta última propriedade pode ser definida pelo seu Número Equivalente de Resistência à Pite (*Pitting Resistance Equivalent Number* - PRE_N)

maior que 40. O PRE_N é calculado a partir de uma relação empírica (GUNN, 1997), como mostra a Equação 2-1.

$$PRE_N = \%Cr + 3.3 \times (\%Mo) + 16 \times (\%N) \qquad \text{Equação 2-1}$$

Com a introdução de um novo elemento em algumas classes, o tungstênio foi inserido na fórmula através da relação apresentada na Equação 2-2.

$$PRE_N = \%Cr + 3.3 \times (\%Mo + 0.5 \times \%W) + 16 \times (\%N) \qquad \text{Equação 2-2}$$

2.1.1 Microestrutura

Estes aços são caracterizados por apresentarem duas fases, que consiste de uma mistura de aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita, na proporção que possibilita as melhores propriedades, como pode ser visto na Figura 2.1 (a) (PEREIRA, Y. S., 2009). A microestrutura típica de uma junta soldada de um aço inoxidável duplex pode ser vista na Figura 2.1 (b), onde a Zona Fundida (ZF), a Zona Parcialmente Fundida (ZPF) e a Zona Afetada pelo Calor (ZAC) resultantes dependem da velocidade de resfriamento a partir de cada temperatura máxima presente na repartição térmica (SILVA, 2011).

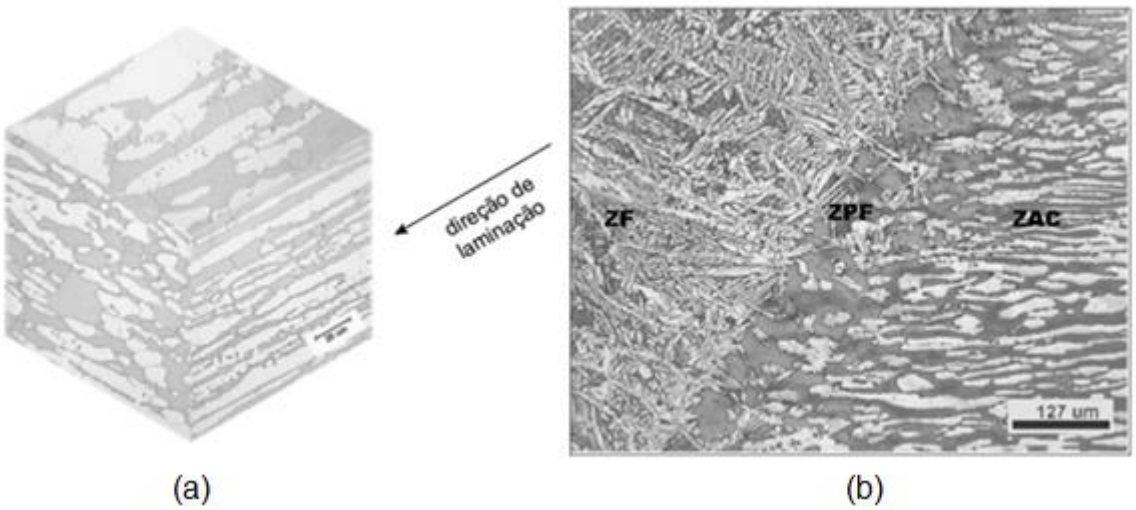


Figura 2.1: (a) Microestrutura típica de um aço inoxidável superduplex, mostrando os grãos austeníticos (γ) imersos na matriz ferrítica (α) (LONDOÑO, 2001) e (b) Microestrutura típica de uma junta soldada de um aço inoxidável duplex. (SILVA, 2011).

Dentre as fases presentes, a ferrita, como uma estrutura CCC, apresenta maior resistência mecânica. O cromo e o molibdênio apresentam maior solubilidade nesta fase, elementos que proporcionam maior resistência à corrosão por pite. A austenita, uma estrutura CFC, provê elevada tenacidade ao material. Solubiliza principalmente o níquel, o carbono, o nitrogênio e o cobre. O níquel tem a função principal de estabilizar a fase, e o nitrogênio e o cobre aumentam significativamente a resistência à corrosão por pites, principalmente o primeiro.

O correto balanço das fases é essencial para manter as propriedades otimizadas destes aços, e isso se torna crítico em soldas, onde ocorrem elevadas cargas térmicas.

Este aço solidifica no campo primário da ferrita delta, e por isso uma elevação da temperatura pode ocasionar efeitos indesejáveis. Como pode ser visto no diagrama da Figura 2.2, ao se atingir a zona de instabilidade da austenita, ocorre um aumento excessivo do grão ferrítico, causando a diminuição da tenacidade do material. Caso o material atinja a zona de fusão, a formação da austenita irá depender do tempo e da temperatura, já que sua formação é dependente de difusão, por se formar no estado sólido. Como os elementos de liga apresentam solubilidade diferente na ferrita e na austenita, um desbalanço das fases pode ocasionar a precipitação de fases indesejadas ou então elevada solubilização de um determinado elemento, propiciando a diminuição de algumas propriedades.

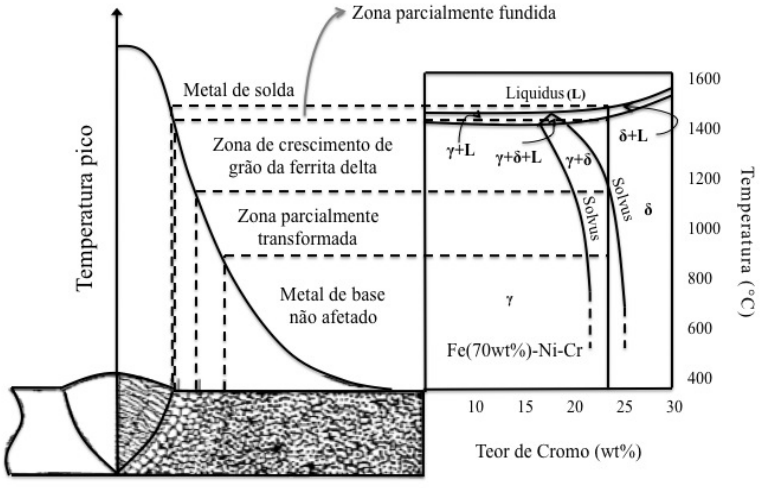


Figura 2.2: Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada, de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex. (LONDOÑO, 2001)

2.1.2 Fases deletérias

Os aços inoxidáveis duplex podem precipitar algumas fases intermetálicas na faixa de 300 a 1000ºC (GIRALDO, 2001).

O diagrama TTT esquemático da Figura 2.3 ilustra o comportamento desta liga quando exposta a altas temperaturas, que podem acontecer em serviço ou durante ciclos térmicos de soldagem ou tratamento térmico. A diferença, porém, é que durante os ciclos térmicos de soldagem, os precipitados são menores e mais distribuídos, por não permanecer muito tempo na temperatura de precipitação (GIRALDO, 2001).

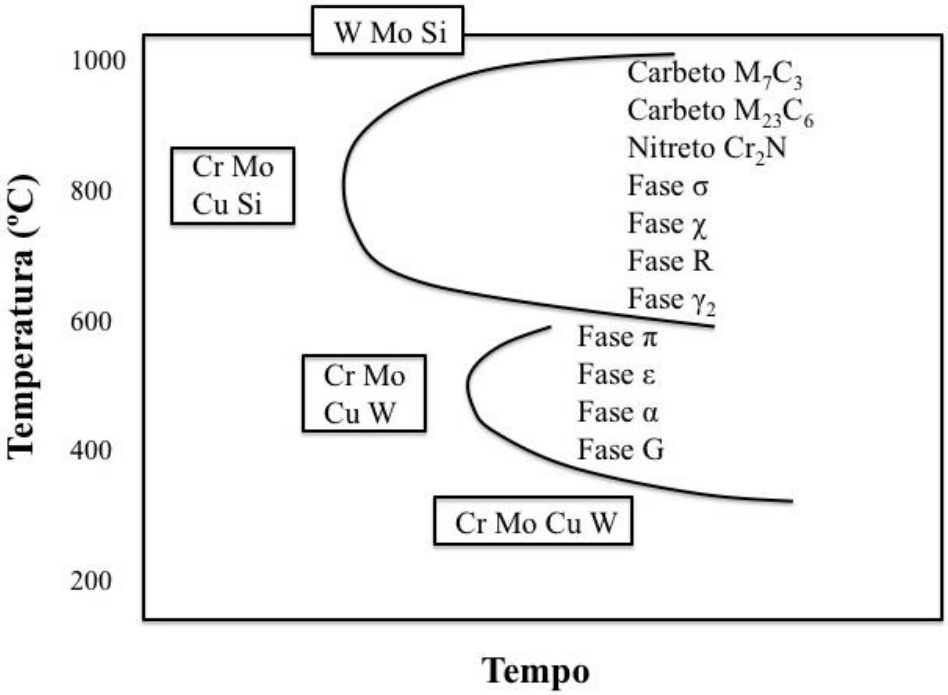


Figura 2.3: Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases. (LONDOÑO, 2001)

Dentre as fases mais frequentes, encontram-se a fase sigma (σ), nitretos de cromo, fase chi (χ), fase R e carbonetos de cromo.

Além da precipitação de fases, há ainda a ocorrência da formação de austenita secundária. Estas fases geralmente provocam uma diminuição da tenacidade, resistência mecânica e ductilidade.

A fase-σ provoca o empobrecimento de cromo na ferrita adjacente, causando a diminuição da resistência à corrosão, principalmente a localizada, provocando também uma importante redução de tenacidade (GIRALDO, 2001).

O nitreto de cromo também diminui a resistência à corrosão, como é formado por dois elementos responsáveis em prover esta resistência. Pelo fato de precipitar preferencialmente no contorno de grão, também causa efeitos negativos na resistência mecânica. Pode se formar principalmente quando ocorre um desbalanço microestrutural e, assim, uma diminuição, por exemplo, da quantidade de austenita, que tem grande solubilidade para o nitrogênio. Um aumento de nitrogênio, entretanto, não aumenta a precipitação desta segunda fase. De fato, o seu efeito como estabilizador da austenita é mais importante do que a tendência de formar nitretos (GIRALDO, 2001).

A fase-χ é uma fase metaestável que, em longo tempo de exposição, se transforma em fase σ, ambas compostas principalmente por cromo e molibdênio.

A fase-R se precipita em temperaturas mais baixas que as demais fases (550 a 650ºC), na interface ferrita/austenita. Também apresenta em sua composição cromo e molibdênio, antecedendo a formação da fase-σ (GIRALDO, 2001).

Uma outra transformação microestrutural que pode ocorrer nestes aços, com efeitos prejudiciais às suas propriedades, é a formação da austenita secundária (LONDOÑO, 2001).

Quando o resfriamento é brusco, o tempo é insuficiente para a formação da austenita primária, e a ferrita se mantém como estrutura metaestável. Um aquecimento subsequente pode formar austenita secundária a partir da ferrita. Esta fase apresenta uma estrutura CFC, porém sem os elementos que se solubilizam nela, ocorrendo uma diminuição de suas propriedades. Por outro lado é uma fase muito tenaz (LONDOÑO, 2001).

2.2. Tensões residuais

As tensões podem ser divididas em primárias e secundárias. As tensões primárias são resultantes da interação de esforços externos. As tensões secundárias, que são as tensões residuais, são resultantes da interação entre partes adjacentes do mesmo componente ou estrutura, que impõe restrições a deformações diferenciais localizadas (ANDERSON, 1995).

Tensões residuais são tensões que podem existir em um material quando todas as cargas externas são removidas. Eles são chamados, às vezes, de tensões internas. Tensões residuais que podem existir em função de mudanças de temperatura não uniformes, como na soldagem, são também chamadas de tensões térmicas (KOU, 2003).

Portanto, por definição, tensões residuais constituem um sistema em equilíbrio. O nível de tensão residual varia conforme a posição. Tensão de tração em uma região deve ser balanceada por tensão de compressão em outra. As tensões residuais devem ser balanceadas, de forma que a soma das forças atuantes, através de uma seção em um corpo, deve ser zero (HOSFORD, 2005).

Uma variedade de processos térmicos e mecânicos produzem tensões residuais que podem ser prejudiciais ao desempenho de peças e componentes de aço. As tensões residuais podem produzir distorção e trincas durante o tratamento térmico ou processamento posterior do material, ou mesmo falha em serviço em níveis de tensão abaixo dos níveis de projeto.

As tensões residuais surgem devido: (a) Fatores térmicos, isto é, tensões térmicas causadas por gradientes de temperatura ao longo da seção transversal de uma peça durante o aquecimento e resfriamento; (b) Fatores mecânicos, quando existem gradientes de deformação plástica, durante o processamento mecânico a frio do material; (c) Fatores metalúrgicos, isto é, quando transformações de fase produzem expansão/contração não uniforme ao longo da seção da peça.

Se por sorte ou intencionalmente definido em projeto, as tensões residuais compressivas se encontrarem nos locais de máximas tensões primárias, então as

tensões efetivas serão menores. Esta tensão residual é portanto benéfica tanto para a resistência mecânica do material, pois tendem a fechar a ponta da trinca. Se, no entanto, a tensão residual for trativa, as tensões efetivas serão maiores, necessitando de uma carga menor para provocar a falha de um componente. Por isso, tanto a magnitude, quanto o sinal (trativa ou compressiva) da tensão residual é importante para designar seu efeito (HEARN, 1997).

As tensões primárias, entretanto, são capazes de levar o material ao colapso plástico, já que para as tensões secundárias isto não é possível. Esta tensão residual poderá melhorar a tenacidade do material, entretanto, se uma tensão secundária elevada ocorrer na ponta da trinca. Na análise linear elástica, as tensões primárias e secundárias são tratadas da mesma maneira. A intensidade total da tensão é simplesmente a soma das componentes primárias e secundárias, como na Equação 2-3 (ANDERSON, 1995).

$$K_I^{total} = K_I^p + K_I^s \qquad \text{Equação 2-3}$$

As tensões residuais podem ocorrer a uma escala macroscópica ou microscópica, dependendo da área afetada. Na escala microscópica, podem incluir-se as tensões formadas quando da transformação martensítica dos aços. As tensões geradas durante a soldagem, no entanto, podem afetar áreas consideráveis (BRANCO; FERNANDES; CASTRO, 1986).

Quase todos os estudos sobre tensões residuais na soldagem se referem às tensões residuais macroscópicas. Muito pouco é conhecido a respeito das tensões residuais microscópicas, apesar de sua conhecida influência sobre as tensões residuais macroscópicas (ANTUNES, 1995).

A soldagem é um processo de fabricação complexo, onde o metal é levado rapidamente à fusão, seguido de resfriamento para a temperatura ambiente. Ocorre brusco ciclo térmico e tensões térmicas acompanhadas de transformações metalúrgicas (ANTUNES, 1995).

Tensões oriundas de ciclos térmicos de soldagem podem ser relacionados com o problema das três barras conectadas, como mostra a Figura 2.4. Inicialmente, todas as barras estão a temperatura ambiente. A barra do meio é

aquecida, porém as barras laterais impedem a sua expansão térmica. Consequentemente, uma tensão de compressão é produzida na barra do meio, que irá aumentar com a temperatura até que a tensão de escoamento para compressão seja atingida. Quando o aquecimento é suspenso, a barra resfria, e sua contração térmica é impedida pelas barras laterais. Consequentemente, as tensões compressivas da barra do meio diminuem rapidamente, mudando para tensão de tração, e aumenta com a diminuição da temperatura, até que a tensão de escoamento para tração seja atingida. Assim, uma tensão residual, igual à tensão de escoamento é introduzida na barra do meio quando ela é resfriada até a temperatura ambiente. A tensão residual nas barras laterais é compressiva, sendo igual à metade da tensão de escoamento do material (KOU, 2003).

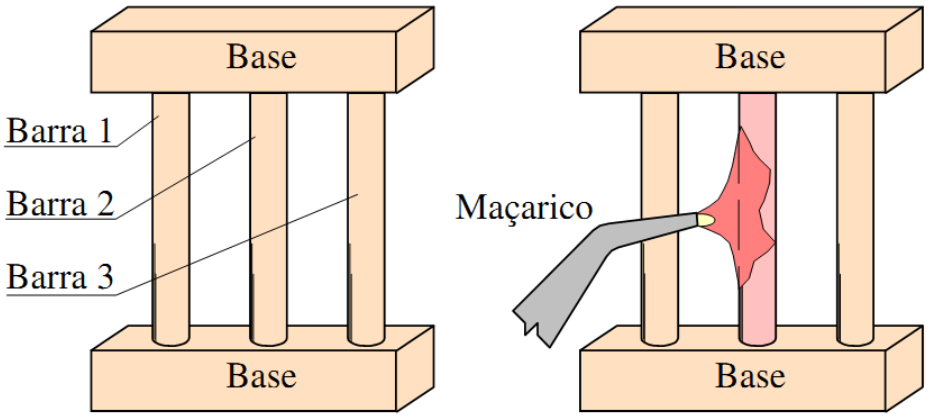


Figura 2.4: Três barras conectadas, sendo a do meio aquecida. (MODENESI et al., 2009)

Pode-se usar este fenômeno para explicar o comportamento do metal de solda e do metal de base, sendo a solda correspondente à barra do meio, e o metal de base às barras laterais. Como a ZAC também se aquece consideravelmente, ela também adquire um perfil trativo devido ao resfriamento, assim como a solda, e o comportamento compressivo irá aparecer no metal de base adjacente à ZAC (KOU, 2003).

A magnitude e a distribuição das tensões residuais irão depender do grau de pré-aquecimento, da energia de soldagem, do número de passes, da combinação metal base/metal de solda e da habilidade do operador. O fato de

existirem diferenças em outras propriedades físicas do metal base, metal de solda e zona afetada pelo calor (ZAC), no entanto, não significa, necessariamente, que as falhas irão estar associadas às zonas de maior tensão residual. Geralmente, é a zona afetada pelo calor que apresenta maiores picos de tensão residual (HEARN, 1997).

A Figura 2.5 mostra o comportamento típico de distribuição da tensão residual numa solda de topo. A distribuição da tensão residual longitudinal σ_x, em função da posição no eixo *y*, perpendicular ao cordão de solda, pode ser aproximada pela Equação 2.4 (KOU, 2003).

$$\sigma_x(y) = \sigma_m \left[1 - \left(\frac{y}{b}\right)^2\right] \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{y}{b}\right)^2\right] \qquad \text{Equação 2-4}$$

onde σ_m é a tensão residual máxima, que geralmente é tão alta quanto a tensão de escoamento do metal de solda. O parâmetro *b* é a largura da zona sob tensão trativa (KOU, 2003)

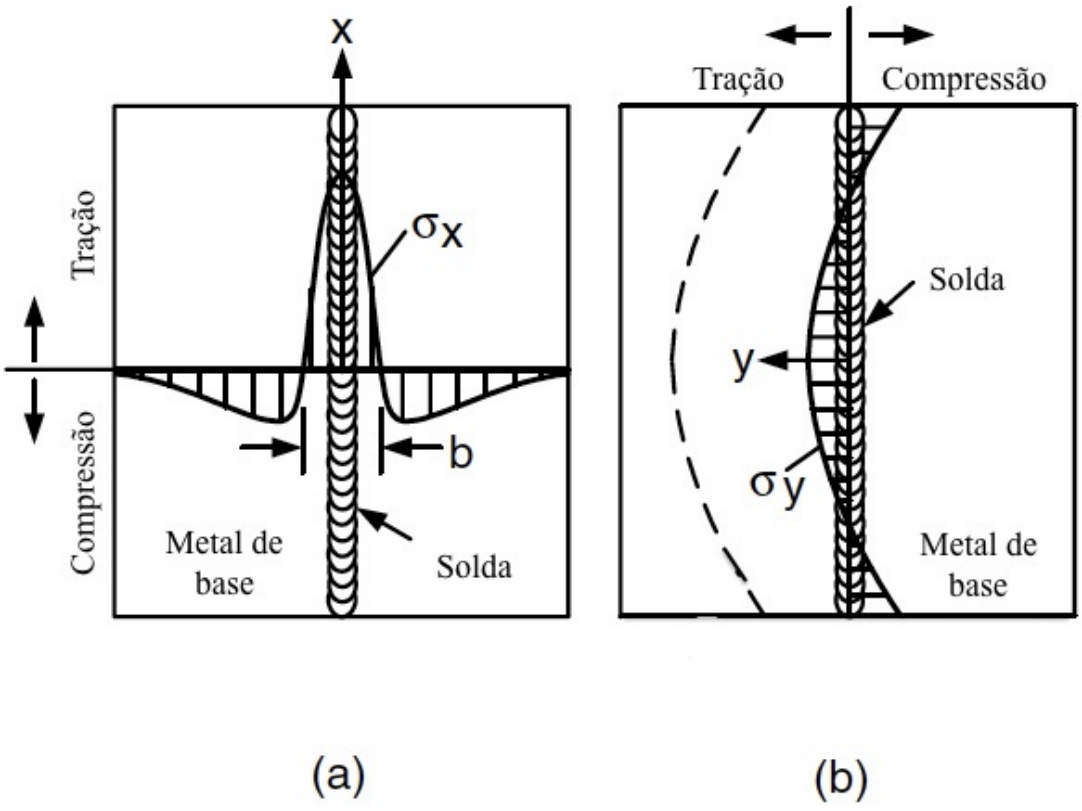


Figura 2.5: Distribuição de tensão residual típica de uma solda de topo. (a) longitudinal e (b) transversal (KOU, 2003).

Como pode ser visto na Figura 2.5 (b), a tensão residual transversal (σ_y) apresenta uma tensão de tração relativamente pequena no meio do cordão de solda. Isto ocorre porque a contração térmica na direção transversal é impedida pelo metal de base mais longe da solda. Tensões de compressão nas bordas balanceiam as tensões trativas no meio da solda (KOU, 2003).

2.3 Proteção catódica

Durante a fabricação dos metais, é fornecida uma energia para que o material se dissocie de sua forma mais estável (minério), para um estado de mais alta energia, o metal. Pelo seu estado metaestável, o metal tende a retornar ao seu estado original, ocorrendo então reações de corrosão, que devolvem o metal à sua forma original de composto, liberando energia (DUTRA; NUNES, 2006).

A proteção catódica é um método que pretende combater a corrosão, através do fornecimento de energia ao sistema, sendo muito utilizado em estruturas marítimas. A água do mar, além de apresentar alta condutividade elétrica devido à presença de cloreto de sódio, apresenta gases dissolvidos, tais como oxigênio, que potencializam a corrosividade do meio. (SHREIR; JARMAN, 1994).

A maioria das estruturas numa plataforma de petróleo submersa é construída com aço carbono, por ser um aço com propriedades adequadas e de baixo custo. Sua utilização, no entanto, exige medidas adicionais de proteção contra a corrosão, já que este corrói acentuadamente em água do mar. Situações mais críticas, porém, exigem outros tipos de aços, como os aços superduplex.

Os aços superduplex, como visto no Item 2.1, apresentam elevada resistência à corrosão, não havendo a necessidade de sua proteção em água do mar pelos mesmos sistemas. Porém, como a proteção catódica envolve a condução elétrica, havendo contato entre os dois materiais (aço carbono e aço superduplex, por exemplo), haverá fuga de corrente para o superduplex. Desta forma, estes aços podem ser afetados pela proteção catódica de forma indireta.

2.3.1 Princípios eletroquímicos

A corrosão do metal em meio aquoso aerado pode ser descrita pela Equação 2-5:

$$2Fe + O_2 + 2H_2O \rightarrow 2Fe(OH)_2 \qquad \text{Equação 2-5}$$

O produto, hidróxido de ferro II, é normalmente oxidado para Fe_3O_4 ou hidrato de óxido férrico (FeOOH). Para uma melhor explicação, é conveniente considerar as reações metálicas e não-metálicas separadamente, como mostram as Equações 2-6 e 2-7 (SHREIR; JARMAN, 1994).

$$2Fe \rightarrow 2Fe^{2-} + 4e^{-} \qquad \text{Equação 2-6}$$

$$O_2 + 2H_2O + 4e^{-} \rightarrow 4OH^{-} \qquad \text{Equação 2-7}$$

Para que ocorra a reação da equação 2-35, é necessário que 4 elétrons sejam fornecidos ao sistema. Assim, conclui-se que a corrosão é uma reação química, que ocorre por mecanismo eletroquímico, envolvendo espécies químicas e elétricas (SHREIR; JARMAN, 1994).

A Equação 2-34, que envolve a liberação de elétrons e consumo do metal, é chamada de reação anódica, e a Equação 2-35, que envolve o consumo de elétrons e das espécies dissolvidas no meio, é chamada de reação catódica. Para estas reações ocorrerem, todos os elétrons da reação anódica são consumidos pela reação catódica, de forma que o metal desenvolve um potencial mais ou menos constante, denominado potencial de corrosão (E_{corr}) (SHREIR; JARMAN, 1994).

2.3.2 Pilhas de corrosão

Como visto anteriormente, ao haver um equilíbrio entre as reações catódica e anódica, é desenvolvido um potencial para cada combinação metal/eletrólito (E_{corr}). Este potencial é medido em relação a um eletrodo de referência.

Existem diversos pares de eletrodos de referência, entre os quais, os práticos, para uso em campo, e os eletrodos para uso em laboratório. Os eletrodos de laboratório são os de hidrogênio e o de calomelano saturado (ECS). Os eletrodos de campo mais usados são os de cobre/sulfato de cobre saturado, prata/cloreto de prata e zinco (DUTRA; NUNES, 2006).

A imersão de um metal em soluções eletrolíticas determina o estabelecimento de uma diferença de potencial entre as duas fases, a líquida e a sólida. O potencial desenvolvido mostra a facilidade com que os átomos do eletrodo metálico perdem elétrons ou a facilidade com que os íons da solução recebem elétrons. Para obter o potencial de um determinado sistema, convencionou-se que a concentração de 1 molar seria estabelecido para todas as medições (GENTIL, 1982).

Este potencial se chama potencial padrão ou potencial normal, e seu eletrodo, eletrodo padrão ou meia pilha padrão. Para se medir este potencial, liga-se a um segundo eletrodo, tomado como referência. Devido à diferença de potencial entre estes eletrodos, haverá um fluxo de elétrons do eletrodo de maior potencial para o outro. Assim, valores relativos de potencial podem ser determinados experimentalmente, comparando-se o potencial da meia pilha com o eletrodo padrão, ou o eletrodo de hidrogênio, que é fixado como tendo potencial zero (GENTIL, 1982).

Para que se permita medir valores de potencial diferentes de uma solução de 1 molar, Nerst desenvolveu uma equação que utiliza o valor do potencial padrão E^o, o potencial observado E_e, a constante geral dos gases R, a temperatura T em kelvin, o número Z de elétrons envolvidos, a constante de Faraday F, a atividade do eletrodo no estado reduzido a_{red} e a atividade do eletrodo no estado oxidado a_{ox}, como mostra a Equação 2-8. (GENTIL, 1982)

$$E_e = E^o - \frac{RT}{ZF}\ln\frac{a_{red}}{a_{ox}} \text{ ou } E_e = E^o + \frac{RT}{ZF}\ln\frac{a_{ox}}{a_{red}} \qquad \text{Equação 2-8}$$

Ao se estabelecer um potencial de equilíbrio entre dois eletrodos, pode-se obter uma característica fundamental do comportamento do eletrodo, que é a densidade de corrente de troca I_o (TALBOT, 1998).

A corrente entrando e saindo do material é a corrente parcial, e a sua magnitude no equilíbrio é a densidade de corrente de troca I_o (ROBERGE, 2000). Pode-se utilizar o valor de I_o para fins práticos. Utilizando a Lei de Faraday (Equação 2-9), pode-se derivar equações que permitem calcular a perda de massa e de espessura por unidade de área em função do tempo, como nas Equações 2-10 e 2-11, respectivamente, ou então calcular a quantidade de subprodutos gerados.

$$m = \frac{AI_0 t}{ZF} \qquad \text{Equação 2-9}$$

$$m^{\bullet} = \frac{AI_0}{ZF} \qquad \text{Equação 2-10}$$

$$e^{\bullet} = \frac{AI_o}{\psi ZF} \qquad \text{Equação 2-11}$$

onde m é a massa em gramas do metal, A a massa atômica do metal, Z a valência, I_o a intensidade de corrente elétrica em Amperes, t o tempo em segundos, F a constante de Faraday (96489), $m^{\square}$ a perda de massa por unidade de tempo ($\delta m/\delta t$), $e^{\square}$ a perda de espessura em função do tempo ($\delta e/\delta t$), e em função da densidade Ψ do metal (JAMBO; FÓFANO, 2008).

O metal se dissolve como íon, e se deposita na superfície do metal com a mesma taxa. Esta densidade de corrente de corrosão não pode, portanto, ser medida diretamente, porque no potencial de corrosão circula também, pelo metal, uma corrente catódica que tem valor igual ao da corrente anódica, porém, de sentido oposto. Caso seja ligado um amperímetro ao metal em E_{cor}, o valor da corrente será zero, embora o metal esteja se corroendo. Sendo assim, a corrente de corrosão só pode ser obtida de modos indiretos. Um método aplicado para este fim se baseia na extrapolação das retas de Tafel (GENTIL, 1982).

Tafel, experimentalmente, obteve a seguinte relação:

$$\eta^a = a \pm b \log I_0 \qquad \text{Equação 2-12}$$

onde *a* e *b* são constantes e η^a é chamado de sobrepotencial. Como pode ser visto na Figura 2.6, quanto maior a densidade de corrente de troca, que depende da relação metal/meio, menor é o valor de η imposto para se obter a mesma densidade de corrente I_o (JAMBO; FÓFANO, 2008).

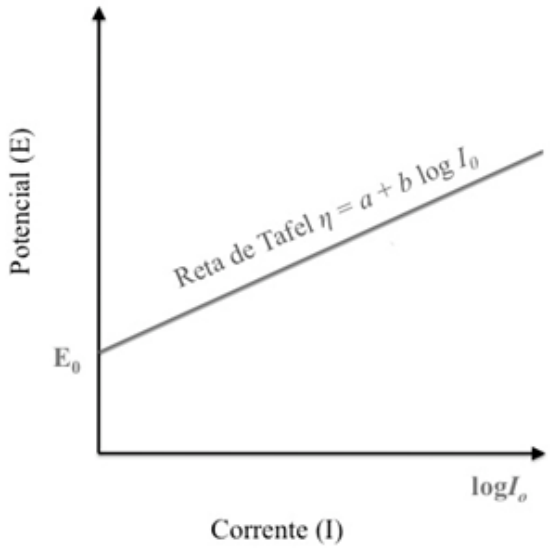


Figura 2.6: Curva de polarização potenciostática anódica. (GENTIL, 1982)

Após o metal atingir o seu potencial de equilíbrio E_{cor}, ele poderá sofrer variação, caso uma corrente circule pelo eletrodo. O valor do novo potencial *E'* dependerá da corrente aplicada. A diferença entre os dois potenciais é chamada sobrepotencial η (ver Equação 2-13). Este processo se denomina polarização (GENTIL, 1982).

$$E_{cor} = E` - \eta \qquad \text{Equação 2-13}$$

Colocando-se em contato dois metais de potenciais diferentes, o de potencial menor irá aumentar em direção ao de maior, e vice-versa. No primeiro caso, diz-se que o metal está sofrendo polarização anódica, e o segundo, polarização catódica. Este comportamento pode ser observado na Figura 2.7. Em cada ponto da curva, a sobrevoltagem η é igual a I_o multiplicada pela resistência R_e do eletrólito (GENTIL, 1982).

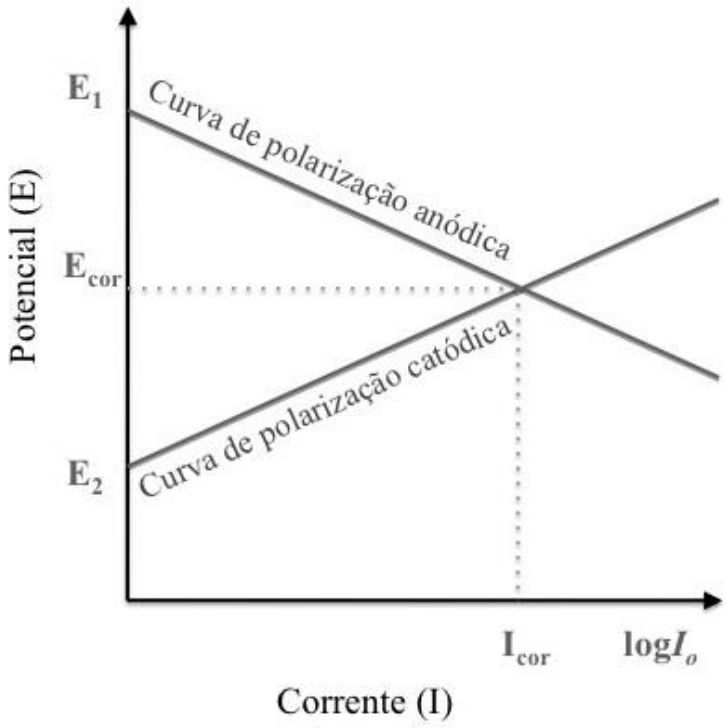


Figura 2.7: Variação do potencial em função da corrente circulante: polarização. (GENTIL, 1982)

2.3.3 Princípios básicos de proteção catódica

A proteção catódica é um meio de combate à corrosão que consiste em transformar a estrutura a proteger no catodo de uma célula eletroquímica ou eletrolítica.

Caso sejam retirados elétrons da superfície de um metal, a reação da Equação 2-34 irá aumentar a velocidade para suprir os elétrons retirados. Isso causará um aumento da dissolução do metal e, portanto, da corrosão. Se ao contrário, forem introduzidos elétrons na superfície do metal, a reação catódica irá acelerar e a reação anódica poderá ser inibida. Este é o princípio básico da proteção catódica (SHREIR; JARMAN, 1994).

O princípio teórico da proteção catódica pode ser visualizado na Figura 2.8. Quando é introduzida uma corrente no metal, o potencial do metal decresce e a taxa de dissolução anódica reduz consideravelmente (ROBERGE, 2000).

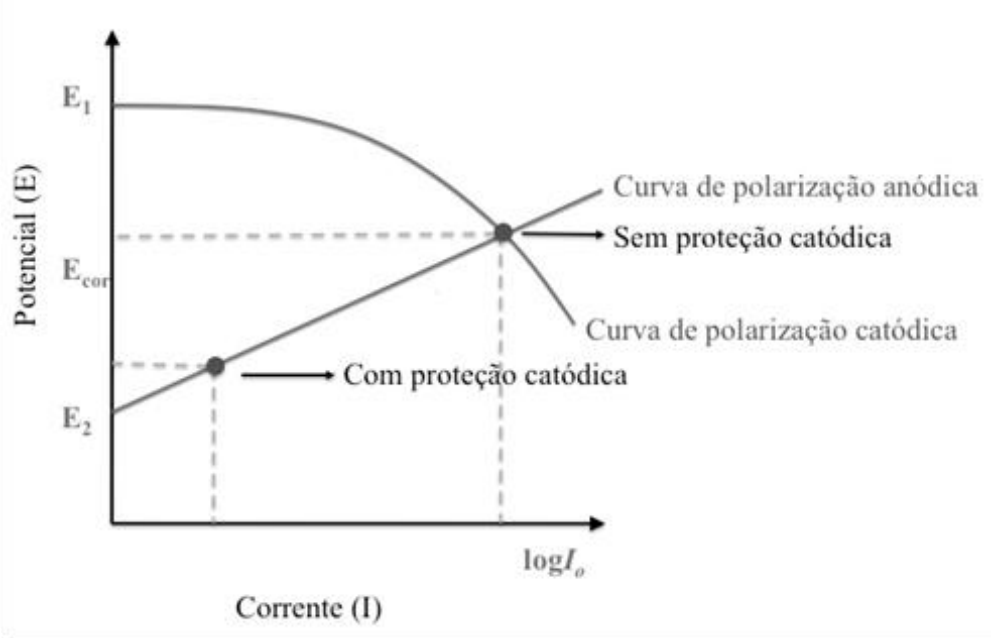


Figura 2.8: Diagrama de Evans ilustrando o comportamento da corrente quando o potencial é diminuído. (ROBERGE, 2000)

Para manter o metal com este potencial, uma energia provinda da proteção catódica deverá ser continuamente suprida. A reação anódica permanecerá então a níveis baixos de taxa de dissolução.

Uma outra maneira de se representar a proteção catódica é através do diagrama de Pourbaix. Este diagrama representa a relativa estabilidade de fases sólidas e de íons solúveis, que são produzidos pela reação entre um metal e um meio aquoso, como função de dois parâmetros: o potencial do eletrodo e o pH do meio (TALBOT; TALBOT, 1998).

A Figura 2.9 apresenta um esquema do diagrama de Pourbaix, com o efeito da proteção catódica no metal. A introdução de uma corrente faz com que o potencial seja reduzido até atingir a zona de imunidade no diagrama, deslocando o ponto *A* da figura até o ponto *B*. Em virtude das reações eletroquímicas no

cátodo, há sempre a elevação do pH e o ponto final da proteção é o ponto *C* (DUTRA; NUNES, 2006).

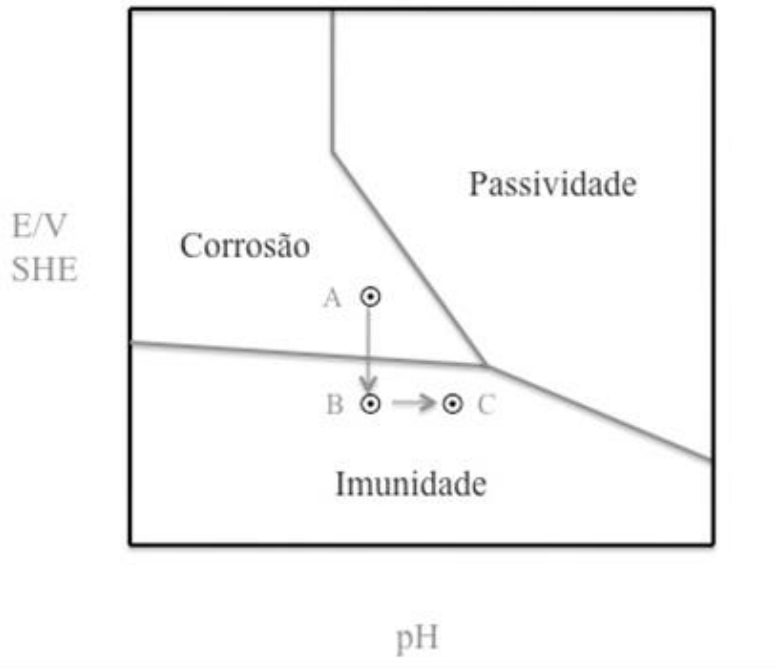


Figura 2.9: Diagrama esquemático do diagrama de Pourbaix, mostrando o comportamento do metal no diagrama, quando em proteção catódica. (PEREIRA, Y. S., 2009)

Existem dois tipos de proteção catódica, ambos baseando-se no mesmo princípio, ou seja, injeção de uma corrente elétrica na estrutura, através do eletrólito. Na proteção catódica galvânica, a corrente elétrica é promovida pela força eletromotriz existente entre o metal a proteger e outro metal escolhido como ânodo, como resultado de seus diferentes potenciais eletroquímicos (DUTRA; NUNES, 2006).

O outro tipo de proteção catódica existente inclui um sistema em que corrente elétrica é fornecida ao sistema por uma força eletromotriz de uma fonte geradora de corrente contínua, utilizando um conjunto dispersor de corrente no eletrólito, constituído de anodos inertes, chamado de leito de anodos. A vantagem deste sistema é poder obter a potência que se deseja, em função da resistividade do eletrólito (DUTRA; NUNES, 2006).

2.3.4 Evolução do hidrogênio

Em princípio, é possível que a água haja como reagente catódico com a formação de hidrogênio molecular, como na equação 2-14:

$$2H_2O + 2e^- \rightarrow H_2 + 2OH^- \qquad \text{Equação 2-14}$$

na prática, porém, a reação catódica de redução do oxigênio (Equação 2-35) é mais favorável termodinamicamente e cineticamente. Mesmo na ausência de oxigênio, a evolução do hidrogênio é tão pequena que diminui consideravelmente a taxa de corrosão, pela diminuição da velocidade da reação catódica (SHREIR; JARMAN, 1994).

Apesar da evolução do hidrogênio ser pouco significativa em meios aerados neutros, a evolução do hidrogênio é importante quando trata-se de proteção catódica no aço. Quando o potencial é diminuído para prover proteção catódica, ele se torna um importante fator na determinação da corrente demandada. Este comportamento pode ser verificado na Figura 2.10, na qual a linha tracejada mostra a soma das reações catódicas de evolução de hidrogênio e de redução do oxigênio. Nota-se que quanto menor o potencial, maior é a corrente necessária para proteger o metal (SHREIR; JARMAN, 1994).

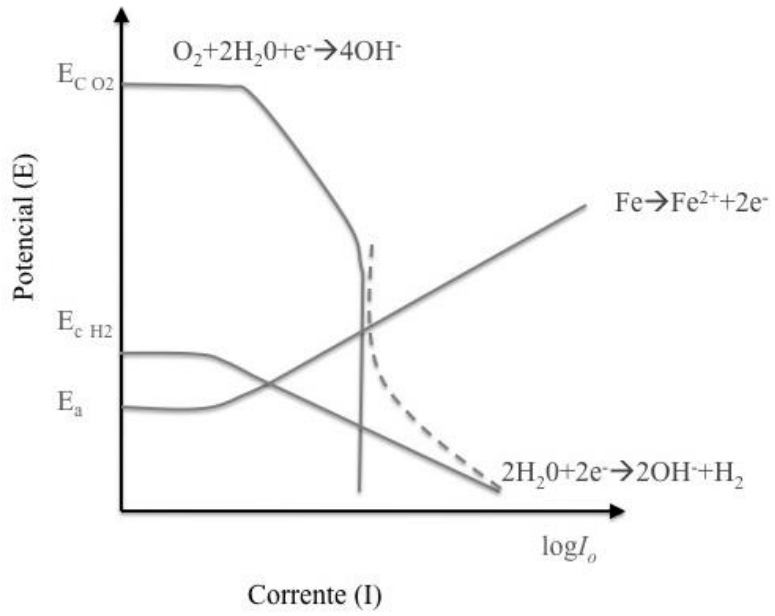


Figura 2.10: Diagrama de polarização mostrando a influência do potencial na determinação da influência das reações catódicas. (PEREIRA, Y. S., 2009)

As duas principais formas de evolução do hidrogênio são apresentadas nas Equações 2-15 e 2-16 (ORIANI; HIRTH; SMIALOWSKI, 1985).

$$2H_3O^+ + 2e^- \rightarrow H_2 + 2H_2O \quad \text{(soluções ácidas)} \qquad \text{Equação 2-15}$$

$$2H_2O + 2e^- \rightarrow H_2 + 2OH^- \quad \text{(soluções básicas)} \qquad \text{Equação 2-16}$$

É aceito pela comunidade acadêmica que são necessários dois passos sucessivos para que ocorra a evolução do hidrogênio. O primeiro passo, que é comum a todos os metais, consiste em:

a) descarga de prótons hidratados (soluções ácidas) na equação 2-17

$$H_3O + M + e^- \rightarrow MH_{ads} + H_2O \qquad \text{Equação 2-17}$$

b) eletrólise da água (soluções básicas) na equação 2-18

$$H_2O + M + e^- \rightarrow MH_{ads} + OH^- \qquad \text{Equação 2-18}$$

O segundo passo depende do metal e da densidade de corrente catódica. O destacamento de átomos de hidrogênio da superfície do metal ocorre através de dessorção química (também chamada de recombinação catalítica), como na equação 2-19, que pode ocorrer em meios ácidos ou alcalinos:

$$MH_{ads} + MH_{ads} \rightarrow H_2 + 2M \qquad \text{Equação 2-19}$$

ou então dessorção química:

$$MH_{ads} + H_3O^- + e^- \rightarrow H_2 + H_2O + M \quad \text{(soluções ácidas)} \qquad \text{Equação 2-20}$$

$$MH_{ads} + H_2O + e^- \rightarrow H_2 + OH^- + M \quad \text{(soluções básicas)} \qquad \text{Equação 2-21}$$

Uma quantidade de metal pode absorver hidrogênio, e esta absorção promove uma reação alternativa para a dessorção química ou eletroquímica de átomos de hidrogênio. Normalmente, uma pequena porção de íons liberados pelo cátodo entra no metal. A taxa com que o hidrogênio entra depende de muitas variáveis, tais como, a natureza do metal ou liga, sua composição e história

térmica, densidade de corrente catódica, potencial do eletrodo, temperatura, pressão, etc (ORIANI; HIRTH; SMIALOWSKI, 1985).

2.4 Fragilização pelo hidrogênio

O hidrogênio é o menor átomo em tamanho e simplicidade eletrônica dentre todos os elementos, e está presente nos aços de forma iônica. A descoberta de que o ferro liberava hidrogênio quando imerso em ácido sulfúrico diluído foi feita por Cailletet em 1864. Em 1922, Bodenstein descobriu que uma quantidade de hidrogênio permeando no ferro poderia ser variada pela aplicação de corrente catódica (DELUCCIA, 1985).

O hidrogênio é uma impureza considerada deletéria para a maioria dos sistemas conhecidos. Chama-se fragilização pelo hidrogênio a degradação das propriedades do material causada pela presença de hidrogênio difundido concomitante à aplicação de uma carga. Apesar do extenso estudo, o mecanismo de fragilização ainda não está completamente compreendido (SOFRONIS, 1987)

A severidade da fragilização pode ser medida através de diversos parâmetros, como o alongamento até a falha, redução de área, resistência à tração e tenacidade à fratura. A redução destes parâmetros é suficiente para que haja fragilização pelo hidrogênio, e não precisa necessariamente que haja fratura por clivagem para reconhecer o fenômeno (SOFRONIS, 1987).

Muito se tem falado na literatura de corrosão sob tensão induzida pelo hidrogênio (HISC – *Hydrogen Induced Stress Corrosion*). Este fenômeno, porém, não será aqui abordado, pois para este trabalho, o que é relevante é o máximo tamanho de trinca permissível numa estrutura fragilizada pelo hidrogênio, independente do mecanismo que gerou esta trinca.

Aceita-se como regra geral que as trincas em meios aquosos tem dimensões pequenas o suficiente para evitar que o eletrólito entre em contato com a ponta da trinca. Assume-se, portanto, que a ponta da trinca encontra uma concentração de hidrogênio semelhante ao do volume do material sem a trinca, assim como assumiu Sofronis (1987) em seu trabalho de doutorado.

2.4.1 Fragilização pelo hidrogênio dos aços inoxidáveis duplex

Recentemente, muitas pesquisas tem apontado a fragilização por hidrogênio, resultante da proteção catódica, em aços inoxidáveis duplex e superduplex, em água do mar (OLSEN, et al. 2009) (OLSEN, et al. 2008) (COMER; LOONEY, 2008).

Outros trabalhos ainda avaliam a perda de propriedades destes aços, quando submetidos a outros meios geradores de hidrogênio, quando da aplicação de um potencial (COCCO, et al. 2008) (ROYCHOWDHURY; KAIN, 2008).

A fim de melhor entender o fenômeno, a permeação do hidrogênio nestes aços também tem sido estudada (ZAKROCZYMSKY; OWCZAREK, 2002) (OLDEN; THAULOW; JOHNSEN, 2008) (TURNBULL; HUTCHINGS; MAY, 1991) (TURNBULL; HUTCHINGS, 1994).

Baptista e Brito (2008) encontraram fratura frágil em corpos-de-prova submetidos a vários potenciais aplicados (-800, -900, -1000 e -1100 mV_{ECS}), e encontraram um valor de K_{IEAC} para todos, e em três regiões, metal de base, metal de solda e ZAC (zona afetada pelo calor) para aços inoxidáveis superduplex S32760.

Ensaios de baixa taxa de deformação realizados por Oltra, Bouillot e Magnin (1994) mostraram que, retirando-se o material trincado do “encharcamento” pelo hidrogênio, a trinca parava. Isto significa que é necessário uma contínua introdução de hidrogênio na estrutura do metal para que a fragilização ocorra.

De acordo com a Tabela 2.1, retirada de Turnbull e Hutchings (1994), a solubilidade do hidrogênio na austenita é 2.500 vezes maior do que na ferrita. Porém, o coeficiente de difusão é 5,5 x 10^{-5} menor. Espera-se, portanto, que a ferrita transporte o hidrogênio e que este se aloje na austenita.

Tabela 2.1: Solubilidade e difusividade da ferrita e austenita a 293K. (TURNBULL; HUTCHINGS, 1994)

	Solubilidade (S) (átomos H/Fe)	Difusividade (D) (m^2/s)	Sγ/Sα	Dγ/Dα
Ferrita	$2,8 \times 10^{-8}$	$6,0 \times 10^{-12}$	$2,5 \times 10^{3}$	$5,5 \times 10^{-5}$
Austenita	$7,0 \times 10^{-5}$	$3,3 \times 10^{-16}$		

Delafosse e Magnin (2001) também demonstraram, estudando um aço duplex submetido ao ensaio de tração através de um espectrômetro de massa iônico secundário, que somente os grãos de austenita em contato com a trinca possuíam hidrogênio, como na Figura 2.11. A região em branco representa os grãos de austenita com hidrogênio. Pode-se afirmar então que a matriz austenítica serve como reservatório de hidrogênio para a ferrita, que só irá receber os átomos quando do surgimento de uma falha. A fragilidade da austenita é explicada pelo modelo de plasticidade induzida pelo hidrogênio.

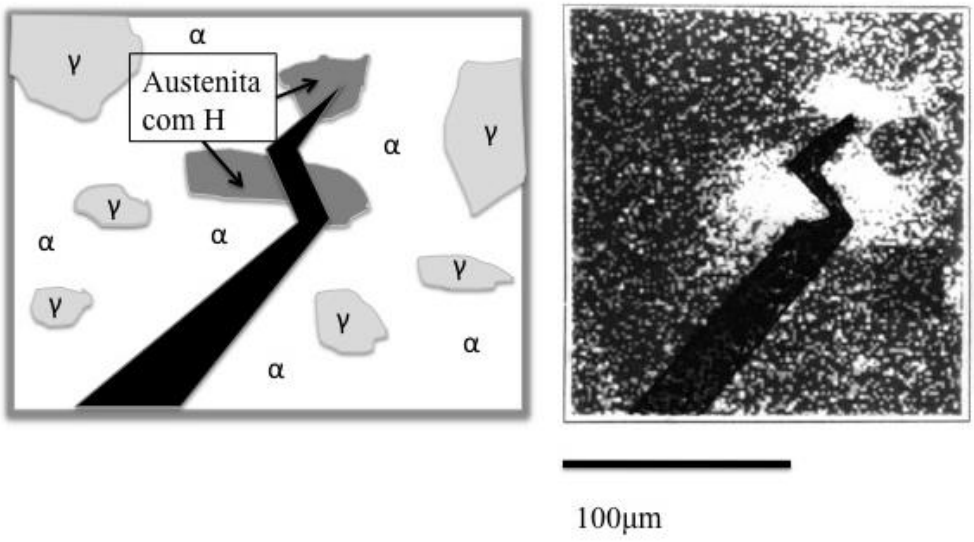


Figura 2.11: À esquerda, esquematização da imagem ao lado, tirado por espectrômetro de massa iônico secundário (branco = austenita rica em deutério) de um aço duplex submetido ao ensaio de tração com baixa taxa de deformação com 30 bar de pressão de hidrogênio e deutério. (DELAFOSSE; MAGNIN, 2001)

2.4.2 Mecanismo de Fragilização pelo Hidrogênio

O mecanismo de fragilização pelo hidrogênio ainda não está completamente elucidado pela comunidade científica. Várias teorias têm sido postuladas, não havendo nenhuma aceita como geral para todos os casos. Uma exceção é o caso dos aços inoxidáveis austeníticos e metais com forte tendência a formação de hidretos, para os quais já se tem uma explicação razoável para a fragilização (DICK, 1986).

Nestes casos, pode-se dividir o fenômeno de fragilização em dois sistemas distintos: os sistemas formadores de hidretos e os sistemas não-formadores de hidretos. No primeiro, o hidrogênio reage quimicamente com o metal, formando hidretos estáveis. Neste caso, a solubilidade diminui com o aumento de temperatura. No segundo, não há reação química entre o metal e o hidrogênio (SOFRONIS, 1987).

Pode-se distinguir também o fenômeno de absorção de hidrogênio de duas formas, isto é, fragilização por hidrogênio externa (FHE) e fragilização por hidrogênio interna (FHI). Na FHE, o hidrogênio é absorvido durante a utilização do material, havendo um gradiente de concentração desde a superfície. Na FHI, o hidrogênio se encontra homogeneamente disperso, tendo sido introduzido no material durante a fabricação ou reparo (DICK, 1986).

As teorias da fragilização, de acordo com Dick (1986) e Jambo e Fófano (2008) são:

1. Teoria da pressão interna: Zapffe e Sims foram os primeiros a desenvolver esta teoria para explicar o caso de aços que apresentavam concentração de hidrogênio maior do que a solubilidade de equilíbrio do hidrogênio no material. O hidrogênio em excesso na rede cristalina se precipitaria, na forma molecular, em defeitos internos, tais como microporosidades, desenvolvendo pressão interna suficiente para o alargamento dos poros e consequente formação de microtrincas. Esta teoria não pode explicar, entretanto, a fragilização em pressões reduzidas de hidrogênio.

2. Teoria da decoesão: Este modelo foi proposto inicialmente em 1958 por Troiano, sendo acrescentada depois por Oriani. Baseia-se no princípio que o hidrogênio atômico absorvido pelo material diminui a coesão interna entre os átomos da rede cristalina. Esta diminuição se deve à doação do elétron de hidrogênio para a nuvem eletrônica do metal, causando o aumento da força repulsiva, diminuindo a força de ligação entre os átomos. Outro fator importante é que as tensões aumentam sua solubilidade, aumentando a concentração de hidrogênio na ponta da trinca. Segundo Oriani, estas concentrações elevadas provocariam a fratura em regime totalmente elástico. Este efeito contradiz conceitos básicos de fractomecânica, na qual o local máximo de tensões se situa no seio da zona plástica. Segundo esta teoria, o avanço da trinca não se daria a partir da ponta desta, mas sim por nucleação constante de microtrincas no seio desta zona, e por união destas com a trinca principal.
3. Transformação martensítica da austenita: A introdução de hidrogênio na austenita produz expansão da rede cristalina e tensões suficientes para que parte da austenita se transforme em martensita. Esta transformação pode gerar trincas na superfície, já que o fenômeno se restringe a zonas superficiais, devido a baixa difusividade do hidrogênio na austenita.
4. Formação de hidretos: Certos metais tais como paládio, nióbio, zircônio e titânio tem forte tendência a formar hidretos, em diferentes formas alotrópicas. As tensões mecânicas favorecem a formação de hidretos, sendo a ponta da trinca um local altamente tensionado, um local preferencial para nucleação de hidretos. Estes, por sua vez, favorecem a fratura por clivagem, que facilitam o crescimento da trinca. No caso do titânio e do zircônio, que apresentam duas fases alotrópicas α e γ, e podem existir como duplex, são mais susceptíveis, pois os hidretos se formam na interface destas duas fases, causando fratura intergranular. Este fato foi confirmado para o aço inoxidável duplex por Turnbull e Hutchings (1994).

5. Teoria da plasticidade localizada: Muitos pesquisadores tem sugerido que o hidrogênio age reduzindo a tensão requerida para movimentação de discordâncias. Portanto, o crescimento da trinca se dá por uma deformação plástica extremamente localizada na ponta da trinca (SHREIR; JARMAN, 1994).

Dentre as várias teorias, a baseada na decoesão parece ser a mais satisfatória explicação do caso mais comum de fragilização (aços de alta resistência) de fragilização intergranular por hidrogênio. A Fragilização transgranular parece ser um pouco mais problemática (SHREIR; JARMAN, 1994).

2.4.3 Difusão do hidrogênio em metais

Para aplicar as leis de difusão para o hidrogênio, é importante entender como é feita a sua absorção no metal. Colocando-se um pedaço de metal num eletrólito que contém íons deste metal, resulta na formação de uma dupla camada elétrica na interface metal-eletrólito, assim como apresentado na Figura 2.12. O modelo mais simples para esta dupla camada é uma placa de capacitor na interface, a chamada dupla camada de Helmholtz (DELUCCIA, 1985).

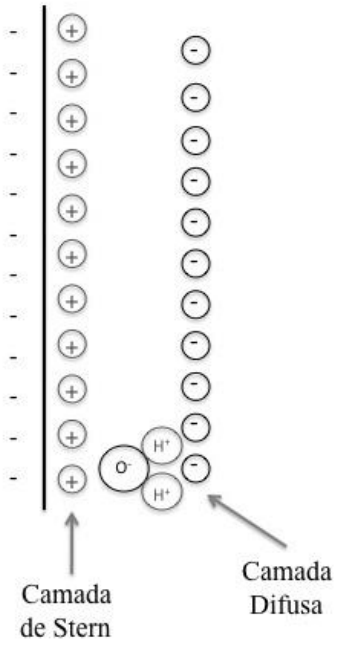


Figura 2.12: Modelo de dupla camada. (PEREIRA, Y. S., 2009)

As partículas carregadas que cruzam a dupla camada podem ser cátions ou ânions. No caso de um anodo, a superfície do metal está negativa, a camada de Stern positiva e a camada difusa (Gouy-Chapman) contém ânions solvatados pela molécula da água. No caso de uma polarização catódica, os elétrons introduzidos se acumulam na superfície, e assim a energia de ativação é aumentada, que leva ao incremento da dupla camada. A energia de ativação é a energia que as espécies devem ultrapassar para percorrer a dupla camada. Este aumento leva à diminuição de diluição de cátions metálicos pelo aumento da barreira energética. Porém, gera maior quantidade de hidrogênio na camada de Stern, já que é necessário equilibrar eletricamente a superfície. Quanto mais elétrons chegam à superfície do metal, mais hidrogênio é gerado (DELUCCIA, 1985).

A mobilidade do hidrogênio nos metais é alta, excedente em muitas ordens de grandeza de outros átomos intersticiais. A causa desta grande mobilidade ainda não está esclarecida, porque a natureza de interação entre o hidrogênio e o metal ainda não está bem compreendida. Os modelos existentes de difusão de hidrogênio são baseados numa analogia feita no já conhecido comportamento dos elétrons nos sólidos (ORIANI; HIRTH; SMIALOWSKI, 1985).

A difusão no reticulado por saltos intersticiais é o principal mecanismo de difusão de hidrogênio em metais. O coeficiente de difusão no reticulado *D* pode ser descrito pela relação de Arrhenius, como mostra a Equação 2.22.

$$D = D_0 e^{\left(-\frac{Ea}{RT}\right)} \qquad \text{Equação 2-22}$$

onde E_a é a energia de ativação (J/mol), *R* é a constante dos gases (8,314 J/molK) e *T* é a temperatura (K) (OLDEN; THAULOW; JOHNSEN, 2008).

A Primeira Lei de Fick descreve a difusão de hidrogênio (fluxo de átomos de hidrogênio) de uma região de alta concentração de hidrogênio para uma região de baixa concentração, como mostra a Equação 2-23.

$$J_x = -D(\nabla C)_t \qquad \text{Equação 2-23}$$

Em um metal ideal, sem “aprisionadores” (dependente do tempo), o processo de difusão é descrito pela Segunda Lei de Fick (ver Equação 2-24)

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D\left[\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial z^2}\right] \qquad \text{Equação 2-24}$$

onde C é a concentração, t é o tempo e x, y e z correspondem à posição geométrica que se quer medir a concentração (OLDEN; THAULOW; JOHNSEN, 2008).

A solução da Segunda Lei de Fick é a base principal para o cálculo da distribuição de hidrogênio em metais. Soluções analíticas da Equação 2-52 podem ser colocadas em difusão uniaxial (os átomos só se difundem em uma direção). A forma da Lei de Fick para o caso de uma dimensão, fica como a Equação 2-25 (OLDEN; THAULOW; JOHNSEN, 2008).

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \qquad \text{Equação 2-25}$$

A solução de parede grossa assume que somente um dos lados está tendo influência na concentração de hidrogênio. Esta solução, para uma concentração constante de hidrogênio na subsuperfície C_i, e concentração do hidrogênio no estado estacionário uniforme C_0, é descrita pelas equações 2-26, na qual a equação 2-27 representa a função erro.

$$\frac{C(x,t) - C_0}{C_i - C_0} = 1 - erf\left(\frac{x}{\sqrt{4Dt}}\right) \qquad \text{Equação 2-26}$$

onde:

$$erf(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}}\int_0^u \exp\left(-u^2\right)du \qquad \text{e} \qquad u = \frac{x}{\sqrt{4Dt}} \qquad \text{Equação 2-27}$$

onde $C(x,t)$ é a variação da concentração de hidrogênio com a profundidade e com o tempo (OLDEN; THAULOW; JOHNSEN, 2008).

Com este cálculo, é possível obter um perfil de distribuição da concentração de hidrogênio como função da profundidade e do tempo, como mostra a Figura 2.13.

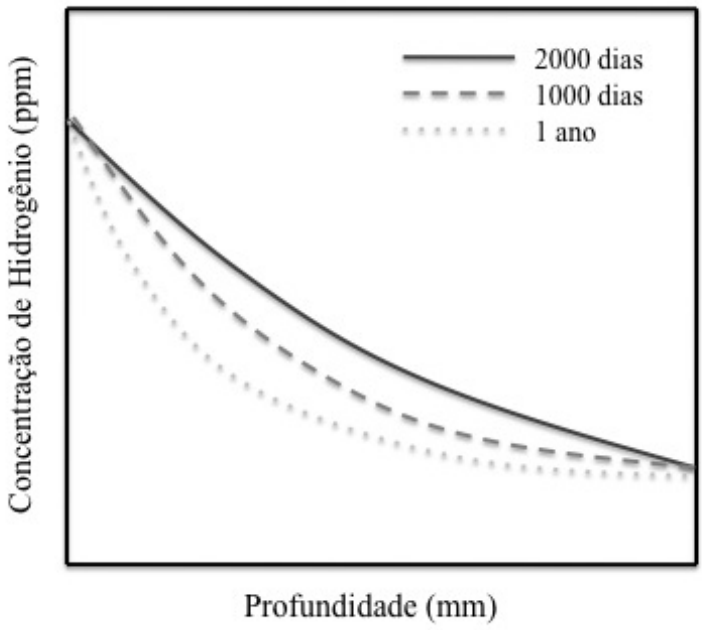


Figura 2.13: Variação da concentração de hidrogênio para soluções de paredes grossas. (PEREIRA, Y. S., 2009)

2.5 Inspeção de Dutos de Petróleo e Gás

Na Indústria do Petróleo, especificamente na produção de petróleo e gás no ambiente offshore, os dutos flexíveis submarinos são amplamente empregados tanto no Sistema de Coleta (dos poços à plataforma) quanto no Sistema de Escoamento, ou seja, da plataforma até a terra (CAVATI, 2012).

O trabalho de Schwingel et al. (2013), relata que a inspeção periódica de dutos flexíveis e umbilicais é baseada na aplicação, fundamentalmente, do método de inspeção visual, verificando os pontos a seguir:

- Estado geral dos dutos e seus acessórios;
- Existência de danos no corpo tubular;
- Existência de danos em acessórios;

- Existência de vazamentos; e

- Situação da proteção catódica nos conectores e acessórios.

Para possibilitar uma avaliação de toda a extensão do duto flexível, abrangendo desde a conexão com equipamento submarino até a conexão com a plataforma, são empregados recursos como barcos (na região submersa profunda, com mais de 30m de profundidade), mergulho raso (na região submersa rasa, até 30m de profundidade) e escalador industrial (na região emersa).

Schwingel et al. (2013) comenta que a definição da periodicidade de inspeção do duto depende do tipo de aplicação, dos materiais, das características da estrutura, das consequências da falha, do tipo de fluido transportado, do histórico do conjunto duto/umbilical flexível, do histórico de seu fornecedor, do tipo de solo (elemento abrasivo) e do tempo de vida útil.

Conforme ilustrado na Figura 2.14, a inspeção dos dutos flexíveis e umbilicais submarinos é realizada conforme os Procedimentos de Inspeção de Dutos utilizando recursos como embarcações com ROV (Remotely Operated Vehicle), mergulhadores e escaladores, dependendo do trecho do duto inspecionado.

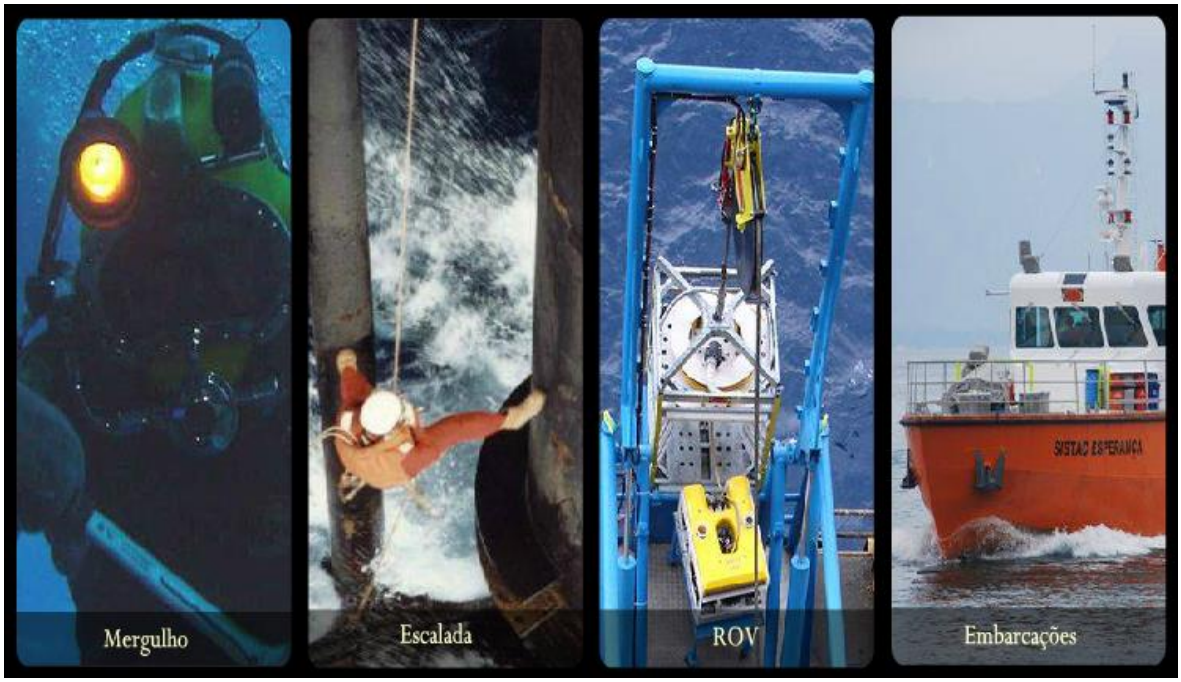


Figura 2.14: Técnicas de inspeção de dutos. (Disponível em: <www.sistac.com.br>. Acesso em: 1 ago. 2014)

Cavati (2012) informa que os dutos flexíveis são classificados quanto ao tipo e aplicação em *risers* e *flowlines*.

O *riser* é um duto submarino, para transporte de fluidos - em geral óleo, água e gás, projetado para trabalhar com esforços dinâmicos. Estes esforços são causados pela ação de ventos, ondas e correntes marinhas. Depois de instalado uma de suas extremidades é fixada à plataforma de produção e a outra conectada a um duto submarino denominado *flowline*.

O *flowline*, ou simplesmente *flow*, é um duto submarino para transporte de fluidos (óleo, água e gás), que interligam instalações submarinas de produção como ANM (Árvore de Natal Molhada), *manifold*, entre outros equipamentos submarinos até a extremidade submersa do *riser*, trabalhando em regime estático.

Há ainda os umbilicais e os *jumpers*, que podem precisar de requisitos adicionais de acordo com a sua aplicação.

A Figura 2.15 ilustra o *riser, flowline* e *jumper*.

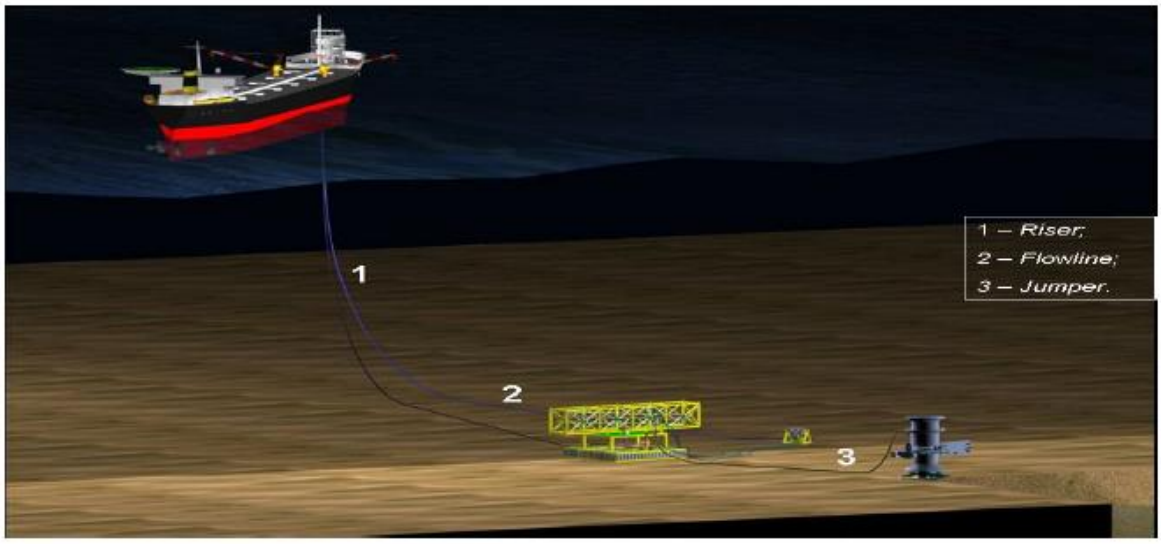


Figura 2.15: Riser, flowline e jumper. (CAVATI, 2012)

Cavati (2012) informa que para o trecho estático do duto (*flowline*), a região a ser inspecionada será todo o intervalo apoiado no leito marinho até a conexão de *riser* (trecho dinâmico*)* com *flowline* (trecho estático). Os recursos utilizados para a inspeção são barcos especiais de inspeção. Os itens de verificação a

seguir são avaliados durante esta inspeção:

- Integridade do corpo tubular;
- Interface do duto com solo marinho;
- Interferência e/ou cruzamentos;
- Conector e estojos;
- Restritor de curvatura;
- Caixa de emenda e estojos; e
- Medição de potencial eletroquímico de conectores e acessórios.

Cavati (2012) informa que no trecho dinâmico do duto, entre a conexão *riser*/*flowline* e a profundidade de trinta metros, os recursos utilizados para a inspeção são os barcos especiais de inspeção. Os itens de verificação a seguir são avaliados durante esta inspeção:

- Integridade do corpo tubular;
- Interface do duto com solo marinho;
- Interferência e/ou cruzamentos;
- Conector e estojos;
- Caixa de emenda e estojos;
- Enrijecedor de curvatura da conexão *riser*/*riser*;
- Colar batente;
- Configuração da catenária; e
- Medição de potencial eletroquímico de conectores e acessórios.

Schwingel et al. (2013) informa que, no trecho dinâmico do duto, entre a zona de variação de maré (lâmina d´água) e à profundidade de trinta metros, o recurso utilizado para a inspeção é o mergulho raso. Os itens de verificação a seguir são avaliados durante esta inspeção:

- Integridade do corpo tubular;
- Análise de interferência;

- Conector;
- Enrijecedor de curvatura;
- Colar batente;
- Boca de sino;
- Suporte; e
- Medição de potencial eletroquímico de conectores e acessórios.

Cavati (2012) informa que no trecho dinâmico emerso do duto, acima da Zona de Variação da Maré (ZVM) até o conector do duto, o recurso utilizado para a inspeção é o escalador industrial (alpinista). Os itens de verificação a seguir são avaliados durante esta inspeção:

- Integridade do corpo tubular;
- Análise de interferência;
- Conector;
- Enrijecedor de curvatura; e
- Suporte.

O trabalho de Schwingel et al. (2013), apresenta um estudo de caso para o mergulho raso, com estratificações para as atividades realizadas.

Na sequência, é realizada uma abrangência, com utilização de estratificações similares, para as inspeções com embarcações especiais e escaladores, possibilitando a identificação dos pontos de interesse para as inspeções de dutos ou umbilicais.

Aproveitando as informações levantadas no trabalho de Schwingel et al. (2013), é possível apresentar propostas para otimização do escopo e alteração da periodicidade das inspeções de dutos de petróleo e gás e umbilicais de controle.

Avaliando o andamento das atividades de inspeção com mergulho, foi verificado que este recurso consome uma parte elevada das vagas das plataformas, demandando longos períodos de inspeção nas campanhas.

De acordo com a NORMAN-15, o mergulho raso é realizado até a

profundidade de cinquenta metros e utiliza ar comprimido.

Seguem alguns exemplos de atividades que demandam mergulhadores:

- Inspeção de classe: Inspeção subaquática executada em substituição à vistoria de docagem.

- Inspeção de dutos.

- Operações de conexão (*pull-in*) ou remoção (*pull-out*) de dutos: Operação de interligação com a transferência do duto flexível de um navio específico para uma plataforma ou vice-versa.

- Manutenção: Operação especial para atender uma pendência específica.

Considerando a limitação de recursos para a realização de inspeções, Schwingel et al. (2013) realizou dois estudos de com o levantamento de dados de duas campanhas de inspeção com mergulhadores. Seu objetivo era propor a otimização de recursos, baseado nos dados de inspeção levantados.

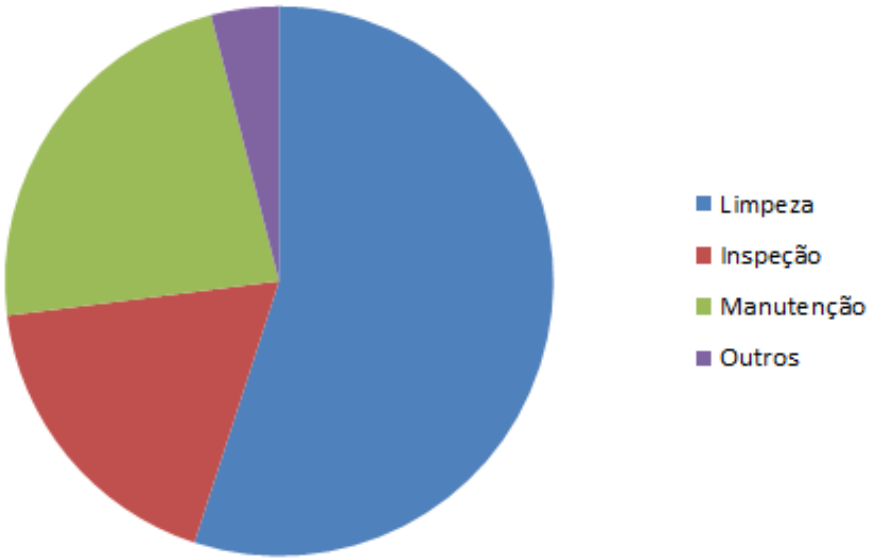


Figura 2.16: Estratificação dos mergulhos executados. (Adaptado de SCHWINGEL et al., 2013)

A primeira plataforma escolhida por Schwingel et al. (2013) ficou com o mergulho raso embarcado por aproximadamente dois anos e apresentou tempo médio de oito dias para inspeção de um duto flexível com mergulho.

A segunda plataforma selecionada por Schwingel et al. (2013) ficou com o mergulho raso embarcado por quatro meses e apresentou tempo médio de três dias para inspeção de um duto flexível.

Segundo por Schwingel et al. (2013), considerando a possibilidade de realização de 6 mergulhos diários (3 durante período da manha e 3 no período da tarde) nas campanhas estudadas nas duas plataformas, até 4816 mergulhos poderiam ter sido realizados. Entretanto, apenas 39% dos mergulhos foram efetivamente executados e os outros 61% foram considerados como perdidos (ou não realizados). Observe os gráficos com a estratificação dos resultados de mergulhos realizados e perdidos a seguir.

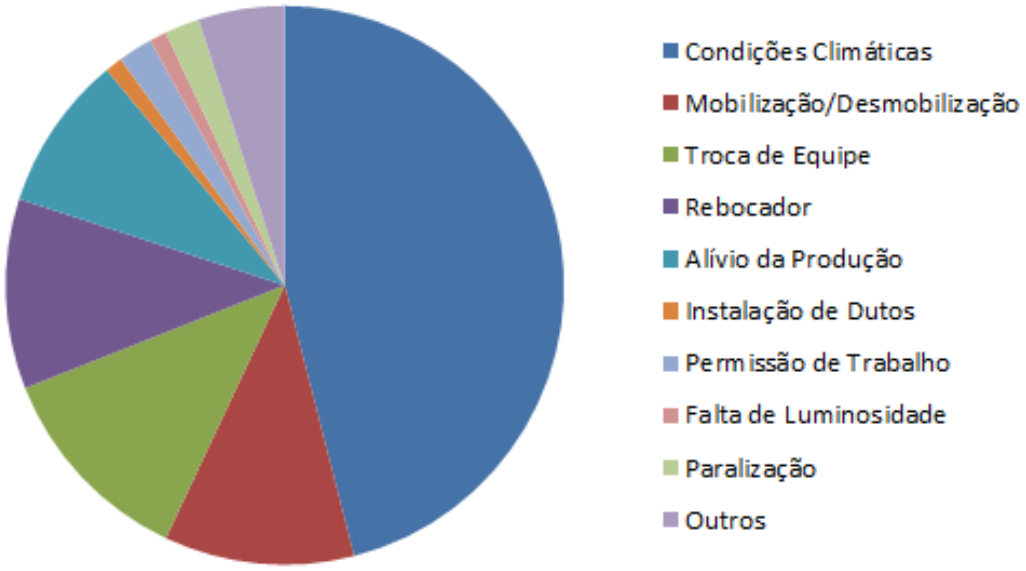


Figura 2.17: Estratificação dos mergulhos perdidos. (Adaptado de SCHWINGEL et al., 2013)

Para o caso dos mergulhos executados, 55% dos mesmos foram destinados à limpeza dos dutos e acessórios.

Para o caso dos mergulhos perdidos, a condição de mar representou aproximadamente 45% deste total. Além disso, as interferências com embarcações (barcos rebocadores e navios aliviadores) e as mobilizações e desmobilizações representaram, respectivamente, 20% e 12% dos mergulhos perdidos.

Para o caso da inspeção com mergulho raso, foi verificado nas estratificações, realizadas no estudo de Schwingel et al. (2013), que a limpeza influencia fortemente no tempo de inspeção. Além disso, o conector, a boca de sino e o enrijecedor de curvatura foram identificados como os pontos de interesse para esta técnica e devem ser avaliados com maior atenção (otimização da inspeção).

Para otimizar o recurso mergulhador, Schwingel et al. (2013) propõe que o tempo de limpeza pode ser minimizado com a injeção de nitrogênio para verificar a integridade da capa externa do corpo tubular, conforme padrão interno da empresa. Com isso, cinco metros de duto (comprimento de um passo da armadura de tração) precisariam ser limpos para verificação de perímetro e torção.

Outra ação que pode otimizar os tempos de inspeção é reduzir o comprimento de duto a ser limpo e inspecionado para vinte metros (da ZVM até -20 metros). Lembrando que os dez metros restantes entrariam no escopo da inspeção com barco especial equipado com ROV.

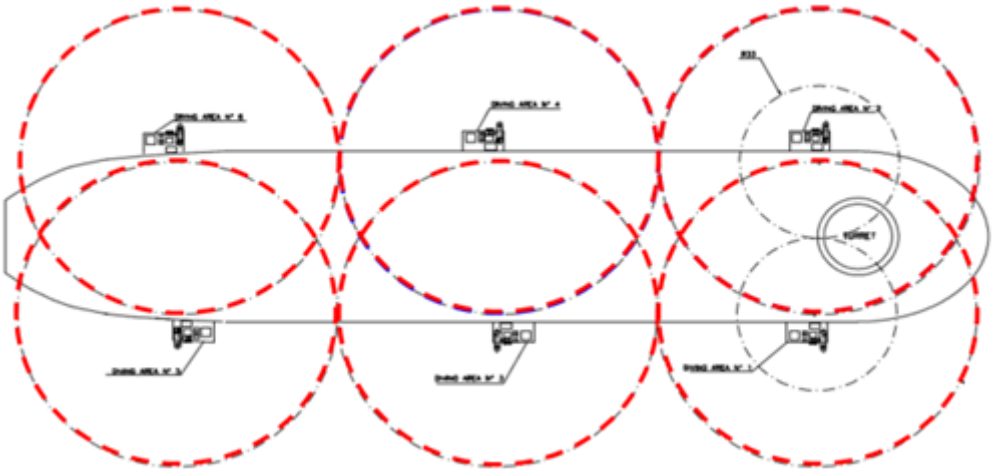


Figura 2.18: Áreas de mergulho para inspeção. (SCHWINGEL et al., 2013)

Todo esforço em otimizar o tempo de trabalho dos mergulhadores a bordo durante a inspeção é viável, já que a mobilização necessária para troca do local do equipamento também demanda tempo e vagas na plataforma. A troca do local do equipamento se faz necessária pois não é possível acessar todos os dutos a

partir de um mesmo local de instalação. O equipamento instalado possui um raio de alcance máximo, conforme círculos pontilhados em vermelho ilustrados na Figura 2.18.

Com a necessidade de tornar os processos de implementação de Empreendimentos mais controlados quanto à qualidade, custo e prazo são elaborados diversos procedimentos de:

- Fabricação;

- Construção e montagem;

- Comissionamento;

- Manutenção;

- Operação.

São os profissionais qualificados e certificados que tem atribuições para acompanhar, fiscalizar a aplicação de requisitos construtivos, testemunhar e liberar equipamentos adquiridos pela empresa, baseados nos projetos e procedimentos adotados pela empresa. Justifica-se assim a criação e manutenção de um sistema tão complexo para avaliação de pessoal técnico, pois eles são fundamentais aos resultados esperados (HOMANN et al., 2014).

A Figura 2.19 ilustra o Histórico da Qualificação de Pessoal ao longo dos anos. Apesar de a Inspeção Submarina ter se destacado em termos de investimentos para Qualificação de Pessoal em 1984, o destaque para maior investimento na Qualificação de Pessoal com foco na Inspeção de Dutos é um dos mais recentes (1995). A exigência de utilização de pessoal certificado é uma realidade no cenário atual.



Figura 2.19: Histórico da Qualificação. (HOMANN et al., 2014)

Os *pigs* instrumentados tem sido largamente utilizados como uma das ferramentas básicas de avaliação da integridade de dutos.

Este fato não é diferente na Petrobras, onde o número de inspeções com *pigs* tem crescido continuamente nos últimos 10 anos (CAMERINI; OLIVEIRA, 2002).

Até pouco tempo atrás, a Petrobras só contava com os serviços de pigs instrumentados a partir de empresas estrangeiras. Em 1998, uma opção caseira foi viabilizada, com a utilização de tecnologia da própria Petrobras, que através do seu Centro de Pesquisas - CENPES vem desenvolvendo *pigs* instrumentados há mais de 14 anos (CAMERINI; OLIVEIRA, 2002).

A Figura 2.20 é a foto de um *pig* para inspeção interna de dutos rígidos que foi desenvolvido pela Petrobras.



Figura 2.20: Foto de pig para inspeção interna de dutos rígidos, desenvolvido pela Petrobras. (CAMERINI; OLIVEIRA, 2002)

Atualmente, o CENPES possui uma equipe para prestação de serviços de inspeção de dutos com *pigs* instrumentados magnéticos, atendendo as bitolas de 6 à 16 polegadas, certificada pela ISO 9002, tendo realizado a partir do ano de 2000, mais de 40 operações, num total de 850 quilômetros de dutos. Estes serviços tiveram grande contribuição nas campanhas de inspeção de alguns órgãos da companhia, gerando significativa economia para a empresa (CAMERINI; OLIVEIRA, 2002).

Sistemas eletrônico e de software são necessários no sistema mecânico para adaptação para utilização em diferentes diâmetros (CAMERINI; OLIVEIRA, 2002).

A capacitação da equipe para a execução das atividades em campo também se faz necessária para esta técnica de inspeção (CAMERINI; OLIVEIRA, 2002).

2.6 Inspeção de Trincas

No passado, a preocupação da indústria do petróleo em relação à seleção de materiais para dutos e vasos de pressão se concentrava, principalmente, nas questões de segurança e questões econômicas, o acabou dando origem a falhas de equipamento inesperadas (JAHROMI; NAJMI, 2006).

Mais recentemente, no entanto, a necessidade da extensão da vida das plantas atuais bem além de sua vida útil de projeto inicial também se tornou uma questão importante (JAHROMI; NAJMI, 2006).

Com relação ao fato de que muitas das refinarias e plantas de processos do mundo tem alcançando ou superando sua vida útil de projeto, há uma crescente importância sendo anexada à avaliação da integridade de vasos de pressão soldados onde o hidrogênio ou fluidos contendo hidrogênio são processados em temperaturas elevadas (JAHROMI; NAJMI, 2006).

Jahromi e Najmi (2006) citam em seu estudo que os aços Cromo-Molibdênio, que são amplamente utilizados para vasos de pressão em refinarias e plantas petroquímicas, têm um potencial para falhas por trincas por hidrogênio e fragilização a quente.

Tamanhos de defeitos críticos para várias situações de engenharia são estabelecidos antes mesmo de se perguntar se as técnicas de END modernas podem encontrar essas falhas (WHITTAKER, 1992).

Durante longa vida em serviço, a fragilização leva à diminuição do tamanho crítico de trinca (por fratura frágil), ou à redução da vida útil remanescente de um equipamento, como um duto ou vaso de pressão por exemplo (JAHROMI; NAJMI, 2006).

Para Bubenik et al. (2012), estima-se que as ferramentas de inspeção para detecção de trincas em dutos representem apenas 7% do mercado atual, conforme representado na Figura 2.21.

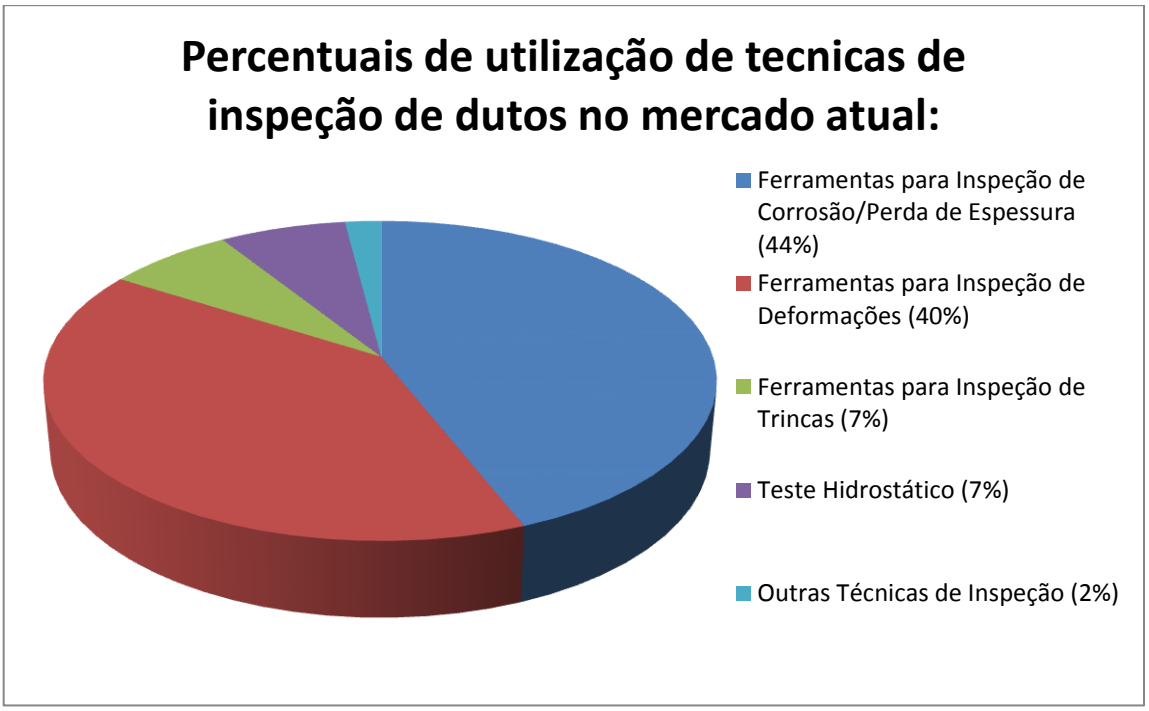


Figura 2.21: Percentuais de utilização de técnicas de inspeção de dutos no mercado atual. (Adaptado de BUBENIK et al., 2012)

No trabalho de Whittaker (1992), trincas foram 100% detectadas no corpo de prova em forma de cilindro de aço por ultrassom com cinco milímetros de comprimento, por partículas magnéticas com sete milímetros de comprimento e por líquidos penetrantes com oito milímetros de comprimento, conforme Figura 2.22. Mesmo com doze milímetros de comprimento, a radiografia só poderia detectar essas trincas a cada 65 vezes em 100.

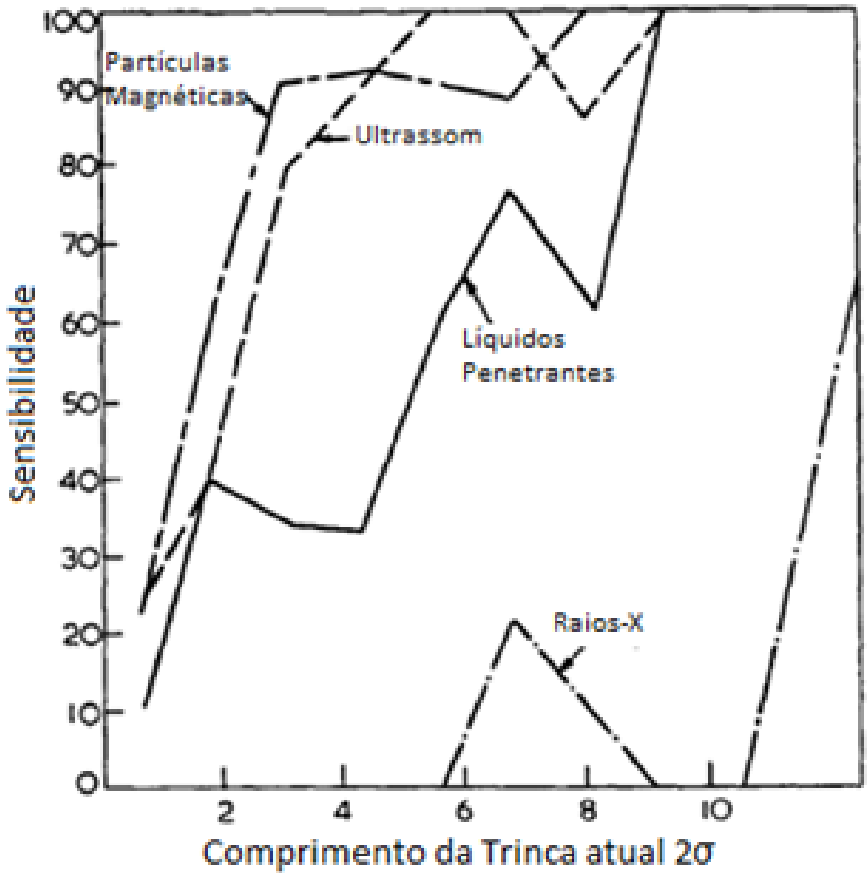


Figura 2.22: Sensibilidade dos métodos de END na detecção de trincas superficiais em aços tratados termicamente. (Adaptado de WHITTAKER, 1992)

A Figura 2.23 mostra a precisão obtida na medição dos comprimentos destas trincas.

Para trincas curtas, a inspeção por partículas magnéticas é visto como a técnica mais precisa. Esta técnica conseguiu uma precisão de cerca de 90% para trincas de quatro milímetros de comprimento.

Para Whittaker (1992), estes dados indicavam claramente a dificuldade de depender das técnicas de inspeção disponíveis naquela época para medir o comprimento das trincas superficiais.

Quando se trata de medir a profundidade, que a mecânica da fratura considera muito mais importante do que o comprimento, apenas a inspeção com ultrassom ou, eventualmente, correntes de Foucault poderiam ser utilizados.

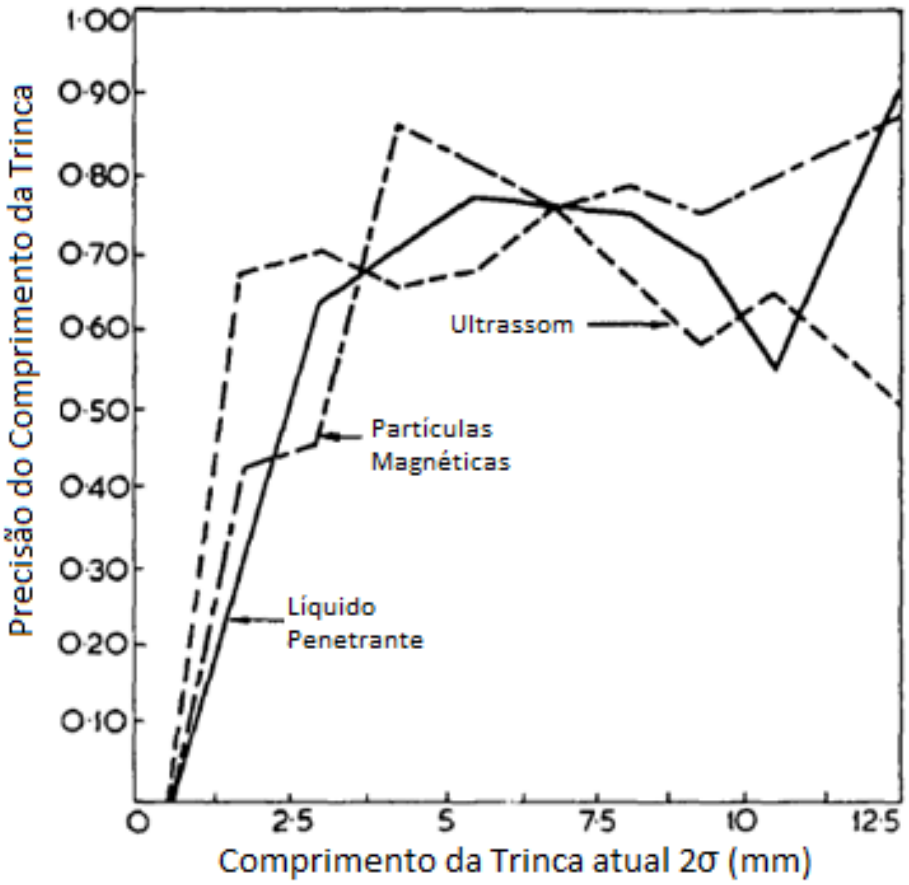


Figura 2.23: Precisão das indicações comprimento da trinca por END no aço tratado termicamente. (Adaptado de WHITTAKER, 1992)

Considerando que as medições ultrassônicas são fortemente dependentes da habilidade do operador, a situação não é animadora e parece prudente não usar materiais de baixa tenacidade tal que o tamanho crítico de defeito é inferior a 3 milímetros.

Whittaker (1992), em seu trabalho, mostrou que a radiografia deve ser considerada como uma técnica precária para detectar trincas ou rachaduras, mas enfatizou que a técnica detecta muito bem alguns defeitos menos perigosos, tais como: porosidade e inclusões arredondadas. Além disso, afirmou que não se pode estimar a profundidade de trincas ou fissuras por esta técnica.

Whittaker (1992) também afirma em seu trabalho que o ultrassom é muito dependente da habilidade do operador, mas que a técnica permite detectar fissuras superficiais de 5 milímetros de comprimento e pode fazer estimativas razoáveis de profundidades superiores a 1,75 milímetros. Segundo ele, o ultrassom também detecta rachaduras ou trincas internas se estas forem maiores que 2,5 milímetros de comprimento, mas destaca que estas estimativas precisas de tamanho ainda são muito difíceis.

Com relação à técnica de monitoramento por emissão acústica, Whittaker (1992) destaca sua capacidade para detectar falhas menores do que os ultrassons.

Em seu trabalho, Whitaker (1992) conclui que, devido a estas limitações, seria prudente não utilizarmos materiais de baixa tenacidade, tais como aqueles onde o tamanho crítico defeito seja inferior a 3 milímetros.

Kemppainen et al. (2003) publicaram um trabalho de pesquisa sobre uma das principais questões que devem ser abordadas na qualificação em serviço de uma inspeção: a representatividade dos defeitos usados em amostras de qualificação.

Para a inspeção de soldas, o bloco padrão é invariavelmente de um material diferente daquele da região a ser inspecionada, o que leva a erros de interpretação. De qualquer forma, pode-se tentar criar um corpo de prova com as características reproduzidas mais próximas do objeto de inspeção (MARTINS et al., 2002).

A melhor representatividade é conseguida com defeitos realistas. As técnicas de produção de amostras têm algumas deficiências significativas, tais como defeitos irreais ou alterações adicionais induzidas no material circundante (KEMPPAINEN et al., 2003).

Para Kemppainen et al. (2003), amostras fabricadas por soldagem ou com defeitos de solidificação da solda sempre resultam em uma ou mais interfaces de solda adicionais. Estas interfaces podem ser detectadas por END (Ensaios Não Destrutivos).

Para superar os problemas com as amostras, Kemppainen (2003) detalha que uma nova técnica de fabricação de defeito foi desenvolvida. A nova técnica produz defeitos naturais, sem a introdução de metal de solda ou outras alterações indesejadas ao modelo.

O novo método citado por Kemppainen (2003) permite a produção artificial de trincas de fadiga por carregamento térmico. O método baseia-se num mecanismo natural de danos por fadiga térmica e permite a produção de fendas reais diretamente nas amostras. Tais fendas são produzidas sem solda ou usinagem e sem qualquer tratamento superficial ou qualquer iniciador artificial, tal como um entalhe ou uma pré-trinca.

Fendas simples ou uma rede de rachaduras podem ser induzidas no metal base, áreas soldadas, ZTA (Zona Termicamente Afetada), revestimentos de solda, áreas rosqueadas, juntas T, etc.

Segundo Kemppainen (2003), localização, orientação e tamanho das fendas produzidas podem ser controlados com precisão.

Rachaduras produzidas podem ser usadas para simular diferentes tipos de trincas induzidas em serviço, tais como fadiga térmica, fadiga mecânica, trincas de corrosão sob tensão e outras.

Na Figura 2.24 são apresentadas secções transversais de duas trincas diferentes, onde pode ser vista a propagação tortuosa e transgranular da trinca.

A propagação é diferente para cada tipo de trinca, pois estas fissuras foram produzidas com diferentes parâmetros de fadiga térmica.

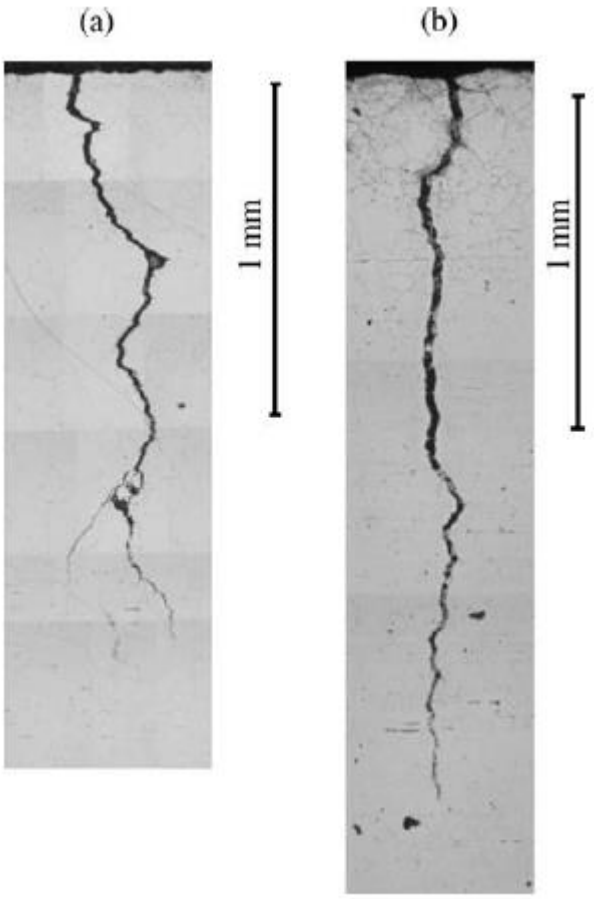


Figura 2.24: Seções transversais de duas trincas de fadiga térmica produzidas artificialmente em AISI 304 (Tipo de aço inoxidável austenítico), com diferentes rugosidades superfíciais. Fratura resultante de diferentes parâmetros de produção. Trincas após (a) 30.000 ciclos de fadiga térmica e (b) 2.770 ciclos de fadiga térmica. (KEMPPAINEN et al., 2003)

Na Figura 2.25, duas trincas de fadiga são apresentadas lado a lado: uma induzida em serviço e uma produzida artificialmente.

Conforme apresentado na Figura 2.25, ambas as trincas são estreitas, propagaram transgranularmente na microestrutura e mostraram poucas e pequenas ramificações.

A trinca real, induzida em serviço, tem maior abertura ou largura próximo à superfície e é estreita na região da ponta da trinca.

A largura típica da trinca superficial induzida em serviço por fadiga térmica em aços inoxidáveis varia entre 5 e 380 μm, na metade da profundidade da trinca

através da parede entre 2 e 190 µm e na ponta da trinca entre 1 e 18 µm (Wale e Ekström, 1995).

A abertura de uma trinca é afetada por muitos fatores, incluindo o estado da tensão residual ao longo da superfície de fratura.

A superfície de fratura de uma fadiga térmica induzida pelo serviço é áspera. A rugosidade superficial típica (Rz) valores em aços inoxidáveis austeníticos variar entre 6 e 140 µm (Wale e Ekström, 1995).

Na Figura 2.25, a trinca induzida por fadiga térmica produzida artificialmente tem um comportamento semelhante (abertura) da trinca induzida em serviço.

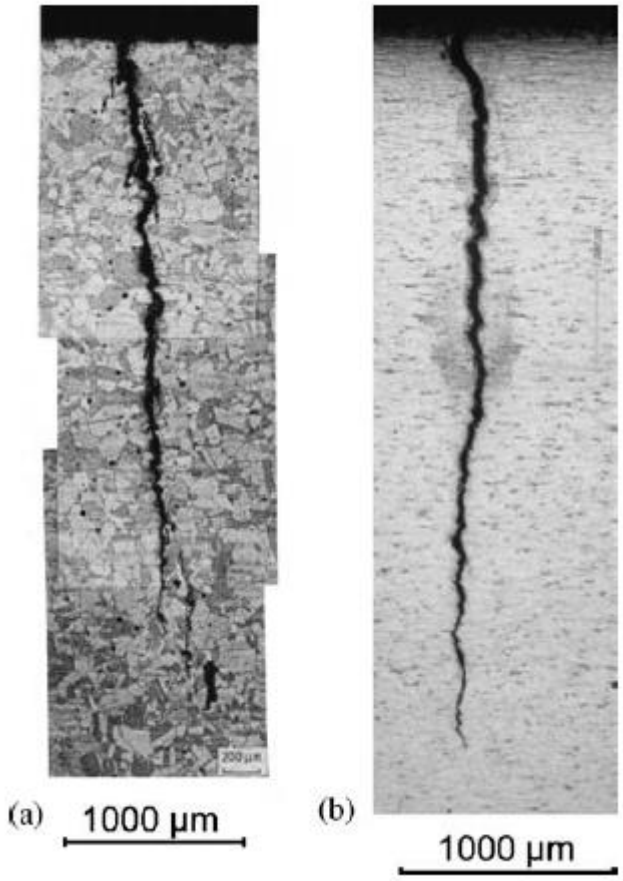


Figura 2.25: Comparação de secções transversais de trincas (a) a (HÄNNINEN e HAKALA, 1981) induzida pelo serviço e (b) uma trinca de fadiga térmica produzida artificialmente (6.500 ciclos de fadiga térmica). (KEMPPAINEN et al., 2003)

As trincas de fadiga térmica produzidas artificialmente são correspondentes às trincas reais (trincas induzidas em serviço) e consequentemente, foram superados os problemas das técnicas de fabricação e qualificação tradicionais (KEMPPAINEN et al., 2003).

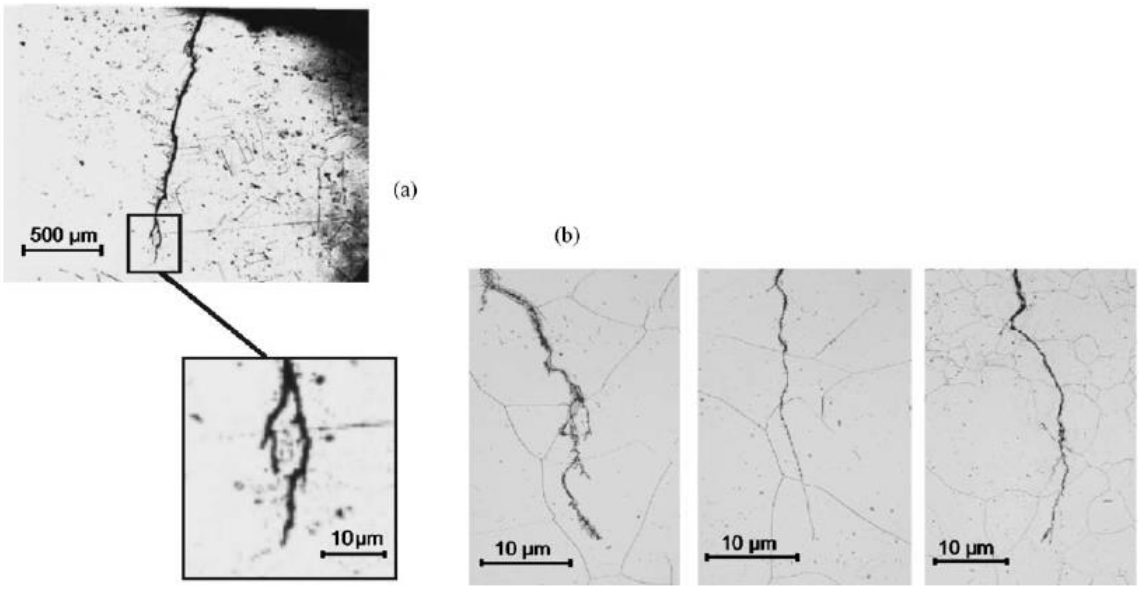


Figura 2.26: Comparação entre os tipos de trincas (a) (WALE e EKSTRÖM, 1995) induzida em serviço e (b) três trincas produzidas artificialmente por fadiga térmica (após 30.000 ciclos de fadiga térmica). (KEMPPAINEN et al., 2003)

O caminho tortuoso da trinca se forma quando a direção de propagação de trinca muda cristalograficamente nos contornos de grão na microestrutura.

A Figura 2.26 mostra uma comparação de tipos de trincas induzida em serviço e trincas produzidas artificialmente por fadiga térmica.

A ponta de uma trinca em uma falha por fadiga térmica induzida em serviço tem tipicamente um raio muito pequeno e racham superficialmente próximas da ponta, póximas umas das outras, conforme mostrado na Figura 2.26.

As pontas das trincas produzidas artificialmente por fadiga térmica são igualmente estreitas e também tem raio muito pequeno.

Trincas de fadiga térmica controladas são produzidas sem causar quaisquer alterações adicionais no material circundante.

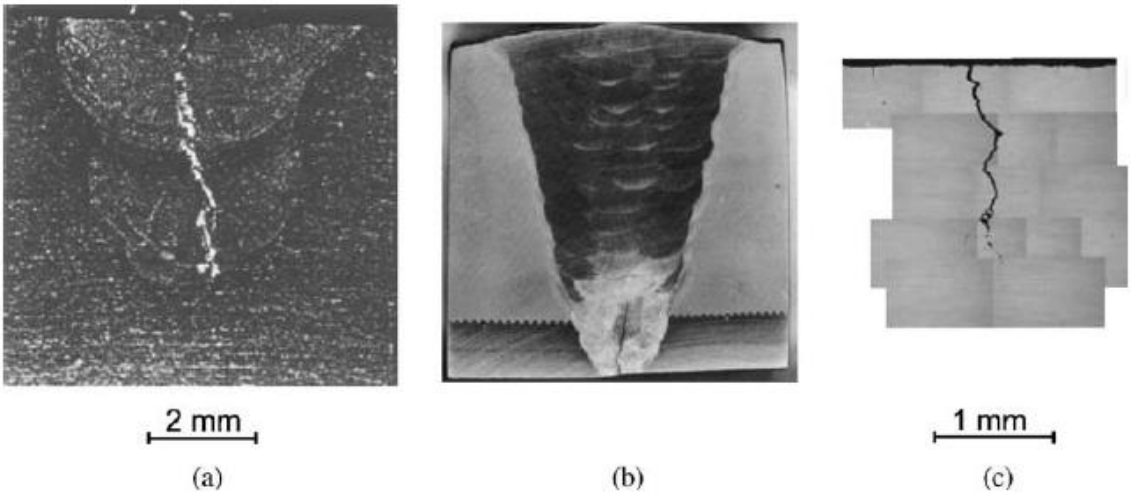


Figura 2.27: Comparação de defeitos produzidos por diferentes técnicas: (a) uma trinca de solidificação da solda (WATSON e EDWARDS, 1996), (b) uma quebra de trinca superfícial em uma solda (UDDCOMB, 1999) e (c) uma trinca superficial de fadiga termica produzida artificialmente. (KEMPPAINEN et al., 2003)

Como exemplo, a Figura 2.27 compara defeitos produzidos por outras duas técnicas de produção para qualificação com o novo método de produção de trinca induzida artificialmente por fadiga térmica.

A Figura 2.27 mostra que as outras técnicas apresentam volume de metal de solda adicional. Controlando a produção de trincas de fadiga térmica, o resultado é exatamente a fenda desejada, sem qualquer alteração nos arredores.

Durante a produção de trincas artificiais por fadiga térmica, apenas uma pequena área de interesse é carregado. Consequentemente, o tamanho da amostra é irrelevante para o método de produção e as trincas podem ser produzidas em grandes componentes.

Kemppainen et al. (2003) informa que o método artificial de produção de trincas já foi aplicado a diferentes componentes de usinas de energia nuclear, a citar: tubulações, junções-T de tubos e outros.

No trabalho de Kemppainen et al. (2003), os materiais utilizados foram aços inoxidáveis.

Até o momento, a aplicabilidade do método foi cumprida praticamente sem limitações. O único requisito mínimo destacado para a aplicação é a questão de acesso.

Jahromi e Najmi (2006) estudam os efeitos da alta temperatura e da alta pressão de hidrogênio em um vaso de pressão, feito de 3Cr-1Mo de aço de baixa liga. As inspeções mostraram que foram detectadas trincas apenas no metal base, formadas originalmente por defeitos de soldagem e os cálculos mostraram que as trincas não cresceriam.

Destaca-se, entretanto, que o funcionamento do vaso de pressão em condições normais pode ser continuado, sob inspeção e supervisão regular da propagação das trincas e condições de operação.

No trabalho de Jahromi e Najmi (2006), a origem da trinca detectada não pôde ser revelada porque não havia acesso à mesma. Entretanto, no que diz respeito à sua posição (no meio do cordão de solda), era prevista a formação de uma trinca a quente durante a soldagem.

De acordo com a abordagem mecânica da fratura e, apesar da fragilização por trincas por hidrogênio, Jahromi e Najmi (2006) detectaram no vaso de pressão estudado, uma trinca de 5 centímetros de comprimento, ainda muito inferior ao tamanho crítico de trinca teórico (22,5 centímetros de comprimento). Além disso, sua taxa de crescimento é muito baixa e se em algum momento o vaso de pressão falhar, ele vai vazar antes de falha catastrófica.

Jahromi e Najmi (2006) concluíram que, sob inspeção e supervisão regular, o vaso de pressão estudado poderia continuar operando em condições de funcionamento normal. Por outro lado, os pontos importantes citados, devem ser considerados. Isto significa que o arranque e parada do processo devem ser feitos à cerca de 180-200º C. Em outras palavras, em o arranque e parada abaixo de 180º C a, pressão interna do reator não deve exceder mais de 30% de sua pressão de projeto.

Os exemplos de estudos apresentados até aqui, comprovam que tamanho da trinca pode determinar a continuação de operação, com ou sem limitações, ou a necessidade de intervenção no equipamento inspecionado para manutenção ou substituição da parte eventualmente danificada.

Pereira, Y. S. (2009) avaliou a tenacidade do aço superduplex em função da concentração de hidrogênio, que varia ao longo da profundidade do componente/peça. Seu objetivo era estimar um tamanho crítico de trinca mais “real”, já que de fato a concentração de hidrogênio no interior do componente/peça é inferior àquela observada na superfície.

Com os dados obtidos, Pereira, Y. S. (2009) avaliou a criticidade de defeitos superficiais em materiais superduplex fragilizados pelo hidrogênio e a adequação das normas de construção.

Utilizando o programa Crackwise em uma análise da mecânica da fratura linear elástica de um duto rígido, os resultados de Pereira, Y. S. (2009) mostraram que mesmo utilizando-se seu método e mantendo-se em níveis de tensão abaixo do especificado pelas normas, os tamanhos críticos de trinca apresentaram-se muito pequenos, conforme mostrado na Tabela 2.2. Os tamanhos críticos de trinca na tabela abaixo estão em milímetros.

Tabela 2.2: Tamanho crítico de trinca (mm) obtidos com a simulação para diferentes potenciais, onde Pm é a tensão primária e Qm é a tensão secundária. (PEREIRA, Y. S., 2009)

	Qm = 100 % Pm = 50 %			**Qm = 100 % Pm = 60 %**			**Qm = 100 % Pm = 70 %**			**Qm = 100 % Pm = 80 %**			**Qm = 100 % Pm = 90 %**		
	a_c considerando cáculo	**a_c sem considerar cáculo**	**Ganho***	**a_c considerando cáculo**	**a_c sem considerar cáculo**	**Ganho***	**a_c considerando cáculo**	**a_c sem considerar cáculo**	**Ganho***	**a_c considerando cáculo**	**a_c sem considerar cáculo**	**Ganho***	**a_c considerando cáculo**	**a_c sem considerar cáculo**	**Ganho***
a_c sem considerar variação do hidrogênio com a espessura	0,82			0,67			0,53			0,39			0,29		
a_c para - 1050 mV	**1,23**	1,18	0,41	**0,96**	0,93	0,29	**0,74**	0,73	0,21	**0,53**	0,53	0,14	**0,32**	0,32	0,03
a_c para - 1000 mV	**1,73**	1,62	0,91	**1,37**	1,30	0,70	**1,06**	1,02	0,53	**0,79**	0,76	0,40	**0,50**	0,48	0,21
a_c para - 900 mV	**2,32**	2,15	1,50	**1,86**	1,74	1,19	**1,45**	1,38	0,92	**1,09**	1,05	0,70	**0,70**	0,69	0,41
a_c para - 800 mV	**2,78**	2,59	1,96	**2,24**	2,11	1,57	**1,76**	1,68	1,23	**1,34**	1,29	0,95	**0,88**	0,85	0,59
	Qm = 80 % Pm = 50 %			**Qm = 80 % Pm = 60 %**			**Qm = 80 % Pm = 70 %**			**Qm = 80 % Pm = 80 %**			**Qm = 80 % Pm = 90 %**		
a_c sem considerar variação do hidrogênio com a espessura	1,11			0,90			0,70			0,51			0,36		
a_c para - 1050 mV	**1,79**	1,70	0,68	**1,35**	1,30	0,45	**1,04**	1,01	0,34	**0,73**	0,72	0,22	**0,46**	0,45	0,10
a_c para - 1000 mV	**2,41**	2,23	1,30	**1,84**	1,73	0,94	**1,43**	1,36	0,73	**1,04**	1,00	0,53	**0,67**	0,66	0,31
a_c para - 900 mV	**3,14**	2,87	2,03	**2,43**	2,26	1,53	**1,90**	1,79	1,20	**1,41**	1,34	0,90	**0,93**	0,90	0,57
a_c para - 800 mV	**3,69**	3,40	2,58	**2,90**	2,70	2,00	**2,28**	2,15	1,58	**1,71**	1,63	1,20	**1,14**	1,10	0,78
	Qm = 60 % Pm = 50 %			**Qm = 60 % Pm = 60 %**			**Qm = 60 % Pm = 70 %**			**Qm = 60 % Pm = 80 %**			**Qm = 60 % Pm = 90 %**		
a_c sem considerar variação do hidrogênio com a espessura	1,56			1,24			0,94			0,68			0,47		
a_c para - 1050 mV	**2,63**	2,45	1,07	**1,96**	1,86	0,72	**1,49**	1,43	0,55	**0,98**	0,96	0,30	**0,62**	0,61	0,15
a_c para - 1000 mV	**3,38**	3,08	1,82	**2,56**	2,38	1,32	**1,97**	1,85	1,03	**1,35**	1,29	0,67	**0,87**	0,84	0,40
a_c para - 900 mV	**4,26**	3,85	2,70	**3,27**	3,01	2,03	**2,54**	2,37	1,60	**1,78**	1,69	1,10	**1,18**	1,13	0,71
a_c para - 800 mV	**4,90**	4,48	3,34	**3,80**	3,52	2,56	**2,98**	2,79	2,04	**2,14**	2,02	1,46	**1,42**	1,37	0,95
	Qm = 40 % Pm = 50 %			**Qm = 40 % Pm = 60 %**			**Qm = 40 % Pm = 70 %**			**Qm = 40 % Pm = 80 %**			**Qm = 40 % Pm = 90 %**		
a_c sem considerar variação do hidrogênio com a espessura	2,31			1,79			1,34			0,95			0,64		
a_c para - 1050 mV	**4,02**	3,68	1,71	**3,00**	2,81	1,21	**2,13**	2,02	0,79	**1,46**	1,41	0,51	**0,92**	0,90	0,28
a_c para - 1000 mV	**4,90**	4,43	2,59	**3,72**	3,42	1,93	**2,69**	2,52	1,35	**1,90**	1,80	0,95	**1,22**	1,18	0,58
a_c para - 900 mV	**5,93**	5,33	3,62	**4,56**	4,16	2,77	**3,36**	3,12	2,02	**2,41**	2,27	1,46	**1,59**	1,52	0,95
a_c para - 800 mV	**6,63**	6,05	4,32	**5,16**	4,75	3,37	**3,87**	3,61	2,53	**2,82**	2,66	1,87	**1,89**	1,81	1,25

2.6.1 Ultrassom

O ensaio por ultrassom, caracteriza-se num método não destrutivo que tem por objetivo a detecção de defeitos ou descontinuidades internas, presentes nos mais variados tipos ou forma de materiais ferrosos ou não ferrosos.

Tais defeitos são caracterizados pelo próprio processo de fabricação da peça ou componentes a ser examinada como por exemplo: bolhas de gás em fundidos, dupla laminação em laminados, micro-trincas em forjados, escorias em uniões soldadas e muitos outros.

Portanto, o exame ultrassonico, assim como todo exame não destrutivo, visa diminuir o grau de incerteza na utilização de materiais ou peças de responsabilidades (ANDREUCCI, 2011).

O teste ultrassônico de materiais é feito com o uso de ondas mecânicas ou acústicas colocadas no meio em inspeção.

Qualquer onda mecânica é composta de oscilações de partículas discretas no meio em que se propaga. A passagem de energia acústica no meio faz com que as partículas que compõem o mesmo executem o movimento de oscilação em torno na posição de equilíbrio, cuja amplitude do movimento será diminuída com o tempo em posição de equilíbrio, cuja amplitude do movimento será diminuída com o tempo em decorrência da perda de energia adquirida pela onda.

No ultrassom, as ondas mecânicas excedem o valor máximo perceptível pelo ouvido humano. A frequência do ultrassom possui valores acima de 20 kHz. Os ensaios de inspeção por ultrassom são mais usuais na faixa de 0,5 a 20 MHz.

A velocidade de fase das ondas ultrassônicas varia em função do modo de propagação que se encontra, pois está relacionada à parâmetros do material.

As equações que seguem descrevem três comportamentos de ondas ultrassônicas. As duas primeiras equações são as mais utilizadas em ensaios não destrutivos.

$$v_L = \sqrt{\frac{E(1-\mu)}{\rho(1+\mu)(1-2\mu)}} \qquad \text{Equação 2-28}$$

$$v_T = \sqrt{\frac{G}{\rho}} = \sqrt{\frac{E}{2\rho(1+\mu)}} = \sqrt{\frac{(1-2\mu)}{2(1-\mu)}} \cdot v_L \qquad \text{Equação 2-29}$$

$$v_L = \left(\frac{0{,}87+1{,}12\mu}{1+\mu}\right) \cdot v_T \qquad \text{Equação 2-30}$$

onde:

VL = Velocidade de fase da onda longitudinal [m/s];
VT = Velocidade de fase da onda transversal [m/s];
Vs = Velocidade de fase da onda superficial [m/s];
E = Módulo de Elasticidade [N/m^2];
μ = Coeficiente de Poisson, dado pela relação adimensional: ((E – 2G)/2G);
G = Módulo de Rigidez [N/m^2];
ρ = Massa específica [kg/m^3].

Em cada modo de propagação, a velocidade de fase relaciona-se com a frequência e o comprimento de onda pela equação 2-31:

$$v = \lambda \cdot f \qquad \text{Equação 2-31}$$

onde:

v = Velocidade de fase da onda [m/s];
λ = Comprimento de onda [m];
f = Frequência de oscilação da onda [Hz].

Para Bubenik et al. (2012), as ferramentas de inspeção, devem ser capazes de identificar as principais ameaças à integridade de dutos:

1) Perda ou ganho de massa (corrosão, alteração de espessura);
2) Trincamento (corrosão sob tensão, fadiga, trincas de solda);
3) Deformação (ovalização, amassamentos);
4) Alterações Metalúrgicas (soldas, áreas sob alta tensão).

Para Bubenik et al. (2012), as ferramentas de inspeção não identificam a causa das ameaças, indica somente que elas existem.

Além das especificações gerais, especificações de ferramentas para detecção de trincas por ultrassom, devem incluir, para todas as tecnologias (BUBENIK et al., 2012):

1) Profundidade da trinca e limite de detecção de comprimento;
2) Limites de orientação (ângulo em relação ao eixo de dutos) de trincas que podem ser detectadas;
3) Nível de certeza para a detecção deste tipo de trinca mínimo;
4) Precisão do dimensionamento do tamanho da trinca e profundidade;
5) Nível de certeza para o desempenho de dimensionamento.

Complementado pela tecnologia de inspeção com ultrassom convencional com (BUBENIK et al., 2012):

1) Espaçamento circunferencial nominal de sensores de medição;
2) Dimensões de transdutores de ultrassom;
3) Frequência de sinal de ultrassom em aço;
4) Direção do ângulo de sinal ultrassom em relação ao eixo do tubo (o sentido longitudinal é de 0°, o sentido circunferencial é de 90°).

Complementado pela tecnologia phased array com (BUBENIK et al., 2012):

1) Número de transdutores phased array;
2) Número e dimensões de elementos ativos em cada transdutor;
3) Frequência de sinal ultrassom;
4) Faixa de ângulos de sinal ultrassom que é gerado na parede do tubo;
5) Direção do ângulo de sinal ultrassom em relação ao eixo do tubo (o sentido longitudinal é de 0°, o sentido circunferencial é 90 °),

A Figura 2.28 apresenta uma ferramenta de inspeção ultrassônica para detecção de trincas. Note que o transdutor ultrassônico forma um ângulo em relação à parede do duto (BUBENIK et al., 2012).

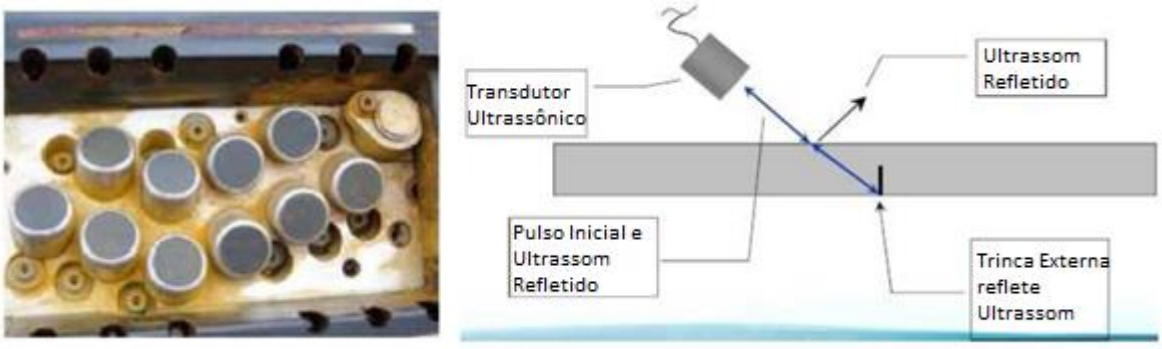


Figura 2.28: Ultrasonic Crack Detection (UTCD) - com ângulo em relação à parede. (BUBENIK et al., 2012)

Para Bubenik et al. (2012), nenhum outro método de avaliação fornece tantos dados sobre a condição do duto como as ferramentas de inspeção. Não são plenamente confiáveis, não podem detectar todas anomalias e defeitos, mas podem detectar o suficiente.

Para Bubenik et al. (2012), os programas de inspeção mais efetivos são aqueles que focam na ameaça específica, levando em consideração as capacidades e limitações da tecnologia de inspeção utilizada.

Kemppainen et al. (2003) produziram artificialmente trincas de fadiga térmica no material base de solda de tubos de aço inoxidável austenítico. Tais trincas foram caracterizadas por ultrassom e correntes parasitas.

O objetivo das medidas de ultrassom foi estudar a detecção das fissuras ou trincas produzidas artificialmente por fadiga térmica e caracterizar os sinais ultrassônicos destas trincas.

A caracterização incluiu o estudo do sinal ultrassônico obtido a partir de trinca pelo efeito da reflexão, fratura superficial e ponta de trinca. Além disso, a variação dos sinais ultrassônicos a partir de diferentes áreas da trinca foi apresentada no estudo. No geral, os resultados foram considerados satisfatórios (KEMPPAINEN et al., 2003).

Para Bubenik et al. (2012), trincas alinhadas axialmente comprometem seriamente a integridade da tubulação, mais do que qualquer outro tipo de dano. As trincas podem ser causadas por fadiga, corrosão sob tensão ou trincas por hidrogênio. Até 1980 não havia método de detecção para estas trincas. O único método disponível era o teste hidrostático em dutos e este não era totalmente satisfatório.

Ferramentas ultrassônicas para detecção de trincas fazem uso de ondas de cisalhamento para detectar a presença de trincas. Ondas de cisalhamento são geradas quando uma onda de compressão ultrassônica, conforme o tipo de onda usada em inspeção de perda de metal, é diretamente dirigida a um ângulo agudo para a parede do tubo.

Quando a onda de compressão atinge a parede do duto depois de viajar um caminho a 90° à superfície, parte da energia da onda é convertida a onda de compressão no interior da parede do duto. Este é o tipo de onda usada para todas medições de espessura de parede. Contudo, se a onda de compressão viaja através de um percurso inferior a 90° em relação à superfície, a energia faz vários tipos de onda dentro da parede do tubo. Cada tipo de onda viaja por um diferente caminho a diferente velocidade. Uns destes tipos de ondas são as ondas de cisalhamento. A Figura 2.29 mostra como as ondas de cisalhamento são geradas.

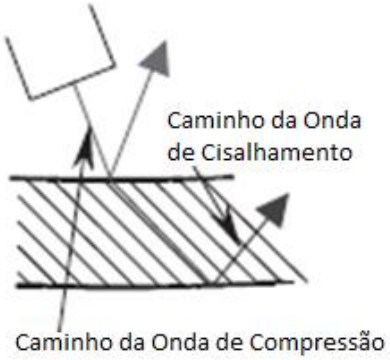


Figura 2.29: Detecção de trincas usando ondas de cisalhamento de transdutores diretamente montados no fluido do duto. (BUBENIK et al., 2012)

Ondas de cisalhamento são refletidas excepcionalmente bem com as indicações de trincas. Elas também vão sair das paredes do duto. Em cada salto elas vão sofrer um modo de conversão e enviar ondas de compressão para pelo líquido. O eco de uma trinca pode ser detectado como uma onda de compressão pelo líquido. Um anel de transdutores disparando ondas de compressão com um ângulo agudo em relação à parede do tubo vai detectar trincas orientadas axialmente. Com os transdutores dispostos como mostrado na Figura 2.30, uma única trinca pode ser vista por até quatro transdutores. O sistema é apenas para uso em dutos ou linhas com líquido e está sujeito às mesmas limitações que a inspeção ultrassônica para verificação de perda de metal.

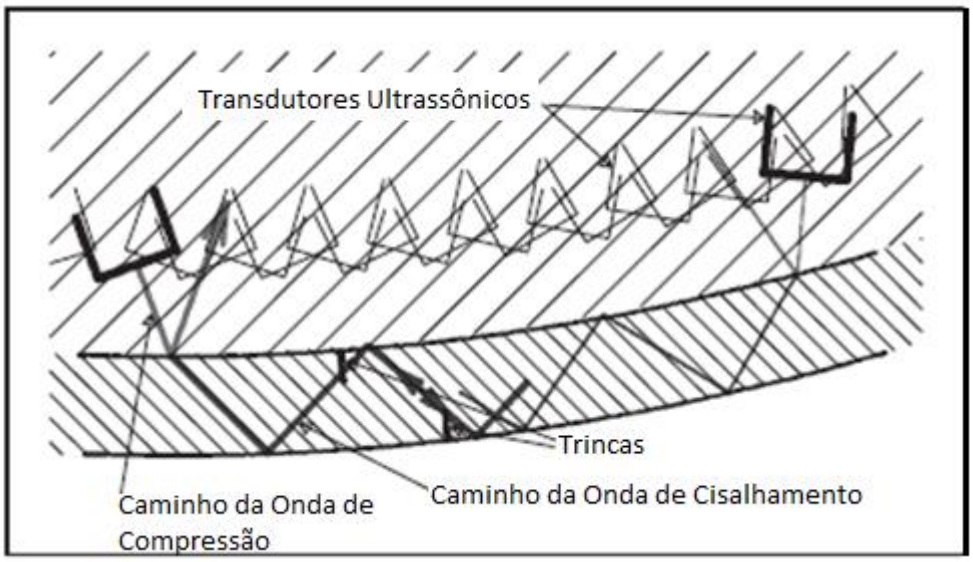


Figura 2.30: Transdutores ultrassônicos em uma ferramenta de inspeção interna de dutos. (BUBENIK et al., 2012)

Bubenik et al. (2012) cita ainda que um sistema está disponível para inspeções de linhas de gás e usa rodas de sondas cheia de líquidos para acoplar os transdutores com a parede do gasoduto, conforme mostrado na Figura 2.31. As sondas podem enviar ondas de cisalhamento através da parede do duto a um ângulo mais aberto do que quando as sondas estão imersas no líquido. Isto permite que as sondas sejam colocadas mais longe, de modo que a superfície total possa ser coberta.

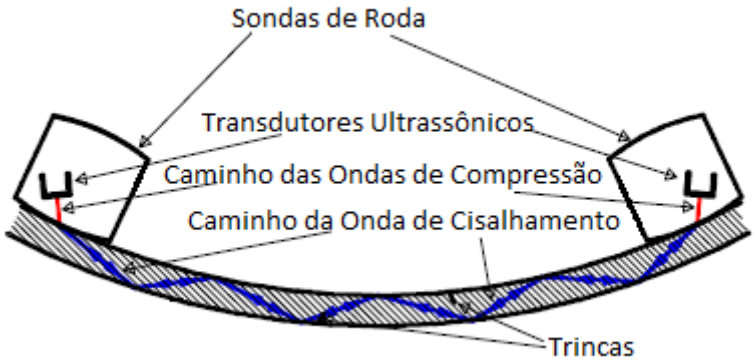


Figura 2.31: Transdutores ultrassônicos montados em sondas de roda em uma ferramenta de detecção de trincas. (BUBENIK et al., 2012)

Recomenda-se que os dutos em operação sejam inspecionados tanto internamente quanto externamente, entretanto, a inspeção interna com ferramenta interna para inspeção de dutos nem sempre é possível.

Para Bubenik et al. (2012), os fatores mais comuns que impedem a inspeção com pigs instrumentados são:

1) Curvas com raio curto
2) Conexões em tê
3) Restrição/Transição de diâmetros
4) Falta de lançadores ou recebedores
5) Válvulas com restrições
6) Impossibilidade de controle do fluxo

Na inspeção por ultrassom, os transdutores angulares diferem dos transdutores retos ou normais pelo fato do cristal formar um determinado ângulo com a superfície do material.

O ângulo pode ser obtido inserindo uma cunha de plástico entre o cristal piezelétrico e a superfície. A cunha pode ser fixa, sendo então englobada pela carcaça ou intercambiável.

Como na prática operamos normalmente com diversos ângulos esta solução é mais econômica já que um único transdutor com várias cunhas é de custo inferior, porem necessitam de maiores cuidados no manuseio.

A inspeção da solda se processará através da superfície do metal base adjacente à solda, numa área que se estenderá paralelamente ao cordão de solda, que denominamos área ou superfície de varredura.

O resultado do ensaio por ultrassom é dependente da preparação das superfícies, assim devemos remover carepas, tintas, óxidos, pó, graxa e tudo que possa mascarar, ou impedir a penetração do feixe sônico na peça a ser ensaiada.

Segundo Bubenik et al. (2012), as dimensões da trinca que podem ser detectadas e a capacidade de dimensionamento são bastante incertas, mas provavelmente as ferramentas de inspeção interna podem detectar trincas da ordem de 50 mm de comprimento e 2 mm de profundidade.

Além da detecção e dimensionamento das trincas por ferramentas de inspeção interna de dutos, outro ponto de extrema importância é o mapeamento e localização destas trincas. Para o mapeamento, serão necessárias ferramentas complementares. Vale lembrar que esta dificuldade não existe se a inspeção for realizada externamente por um inspetor qualificado.

Ferramentas mapeam e registram a posição e a forma da tubulação contra referências fixas. A ferramenta detecta sua própria posição, monitorando sua aceleração por acelerômetros e sua rotação por giroscópios.

Considere um trecho reto de um gasoduto e uma ferramenta de inspeção interna contendo um acelerômetro alinhado com o eixo da própria ferramenta. Se a saída do acelerômetro é registada como a ferramenta percorre o oleoduto em seguida, o desenho dos dados daria um rastreio semelhante à aceleração na Figura 2.32.

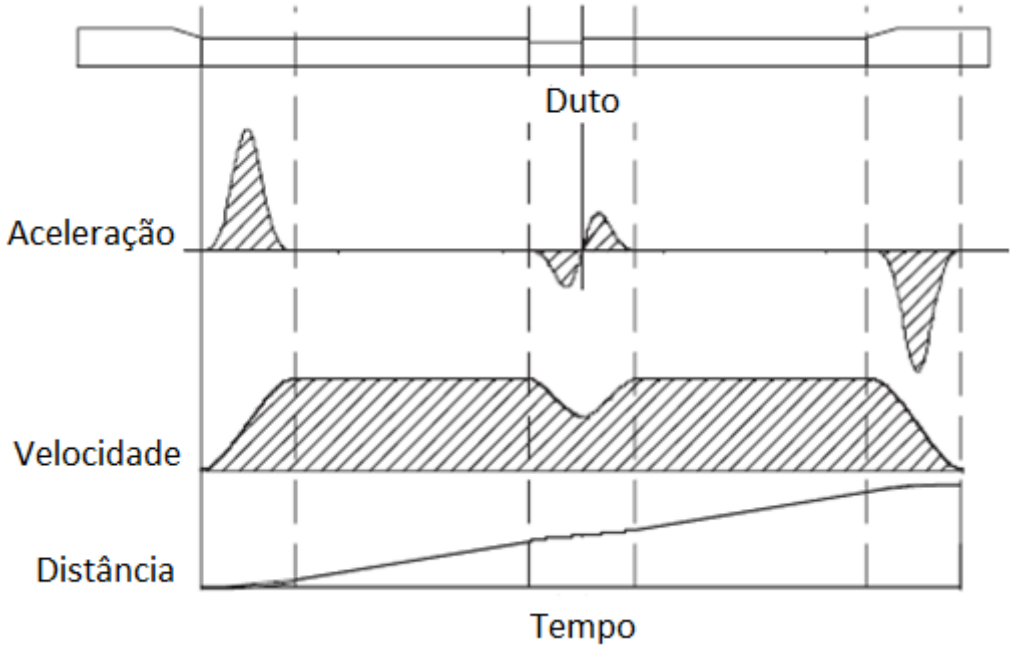


Figura 2.32: Gráficos derivados a partir da saída de um acelerómetro montado numa ferramenta de inspeção interna de duto. (BUBENIK et al., 2012)

Com relação à inspeção externa, medir a profundidade de trincas superficiais também apresenta problemas, utilizando ultrassom, sugeridas duas técnicas de amplitude e de digitalização. Usando técnicas de amplitude, foram detectadas trincas de corrosão sob tensão de aproximadamente 0,025 milímetros de profundidade que puderam ser avaliadas, mas foram incapazes de detectar com segurança trincas de fadiga, a menos que a sua profundidade fosse maior que 1,25 mm.

Métodos de varredura foram aplicados a trincas superficiais por Di Giacomo et al e sua técnica apresentou resultados satisfatórios. Esta técnica está ilustrada na Figura 2.33 (a, b e c). Vale destacar que nestes experimentos as profundidades das trincas são sempre superestimadas.

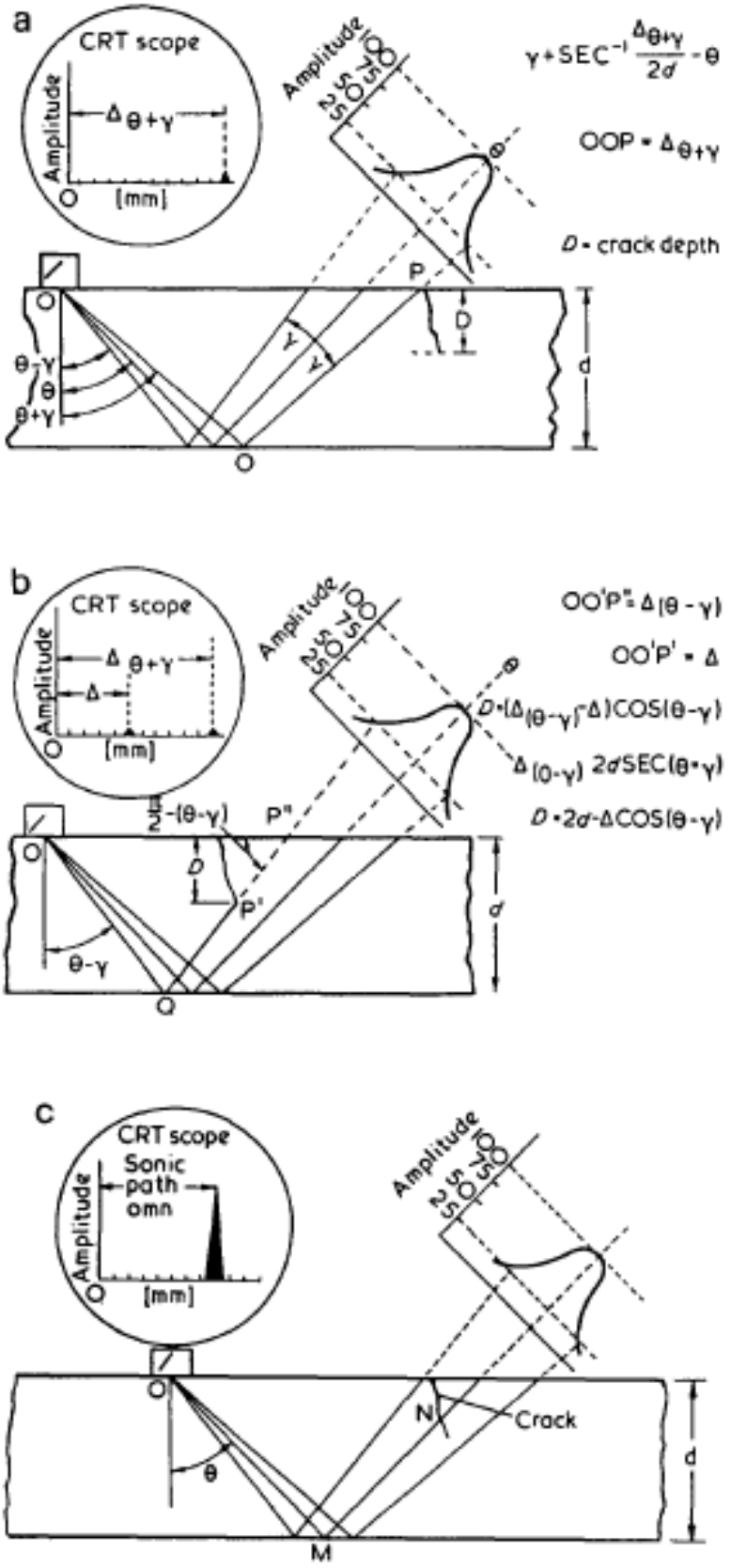


Figura 2.33: Utilização de propagação do feixe para medir profundidades de trincas: (a) de reflexão da parte superior da fenda com um ângulo (θ + ϒ), (b) de reflexão a partir do fundo da trinca com um ângulo de (θ - ϒ), (c) a reflexão a partir da superfície da trinca no ângulo θ. (WHITTAKER, 1992)

A limitação de temperatura da peça deve ser levado em conta e está associado ao modelo e tipo do transdutor, pois altas temperaturas (acima de 60ºC) podem danificar os transdutores.

O cristal piezelétrico com dimensões que podem variar entre 8 x 9 mm até 15 x 20 mm, somente recebe ondas ou impulsos ultrassonicos que penetram na cunha em uma direção paralela à de emissão, em sentido contrário. A cunha funciona como amortecedor para o cristal piezelétrico, após a emissão dos impulsos.

O transdutor angular é muito utilizado na inspeção de soldas e quando a descontinuidade está orientada perpendicularmente à superfície da peça (ANDREUCCI, 2011).

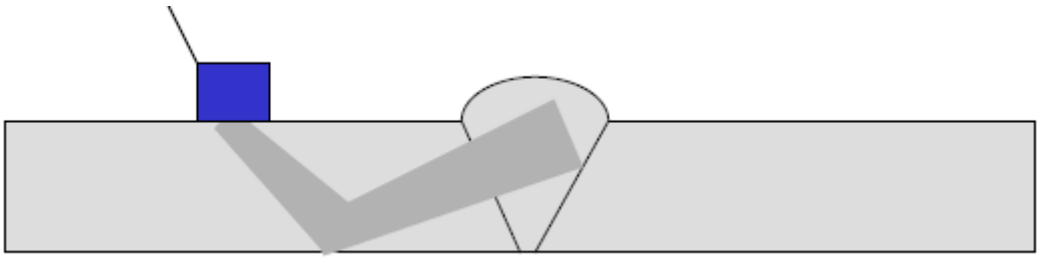


Figura 2.34: Cabeçote posicionado para incidir diretamente na margem da solda (ANDREUCCI, 2011).

O uso de técnicas de inspeção não-destrutiva em aços inoxidáveis convencionais está bem estabelecido. Porém, a inspeção não-destrutiva de aços duplex e superduplex apresenta grandes desafios, uma vez que por serem compostos de ferrita e austenita a inspeção desses aços apresenta particularidades. Pode-se citar que no caso do ultrassom, suas ondas se propagam bem na ferrita, mas na austenita sofrem forte atenuação, espalhamento e refração. Além disso, recomenda-se o uso complementar de microscopia eletrônica de varredura com EBSD para mapear as orientações dos grãos nas juntas soldadas de forma a avaliar esse fator na sua resposta a pulsos de ultrassom (Disponível em: <http://www.metalmat.ufrj.br>. Acesso em: 1 set. 2014).

2.6.1 ACFM (Alternating Current Field Measurement)

A técnica ACFM foi desenvolvida a partir da técnica de queda de potencial por corrente alternada (ACPD), que tem sido empregada para localizar e dimensionar trincas, bem como monitorar o seu crescimento. A técnica ACPD tem sido utilizada na inspeção submarina apesar da necessidade de ser mantido contato elétrico entre a sonda e o componente sob inspeção (MARTINS et al., 2002).

A técnica ACFM é operacionalmente mais simples, visto que não depende da medição dos campos magnéticos na superfície, e sim próximos a ela, não necessitando de contato elétrico com a peça a ser inspecionada (MARTINS et al., 2002).

Os trabalhos teóricos realizados determinaram a relação entre esses dois campos. Dessa forma, os modelos existentes de campos elétricos em torno de trincas podem ser utilizados para dimensioná-las pelo emprego da medição dos campos magnéticos. Essa capacidade de dimensionar sem contato tem por base o emprego de corrente de entrada unidirecional na região sob inspeção, similar ao que é exigido para a técnica ACPD (MARTINS et al., 2002).

MARTINS et al (2002) explica que, para a técnica ACFM, a corrente de entrada é induzida nessa região, fazendo assim com que o sistema seja inteiramente sem contato. Na operação ACFM com uma única sonda, esta envia dois sinais para o software de detecção e dimensionamento de trincas (WAMI). O primeiro é a intensidade do campo magnético, medida na direção paralela à borda da trinca (Bx) e o segundo é a intensidade do campo magnético medida num plano perpendicular à superfície do metal (Bz).

O software (WAMI) em seguida apresenta esses dois sinais em três formas (Figura 2.35): os gráficos de Bx e Bz contra o tempo separadamente (Figura 2.36); um display de medidor dual digital e; uma plotagem polar na qual uma componente é traçada contra a outra (Bx(t) “versus” B z (t)), sendo esta última

conhecida como plotagem em borboleta por causa do gráfico característico produzido por um defeito.

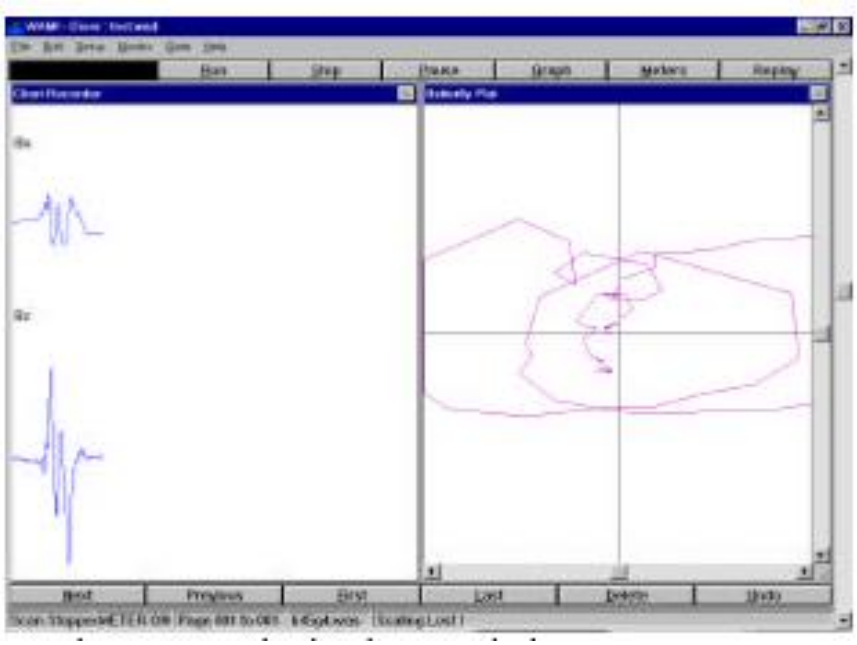


Figura 2.35: Tela do sistema de inspeção ACFM. (MARTINS et al., 2002)

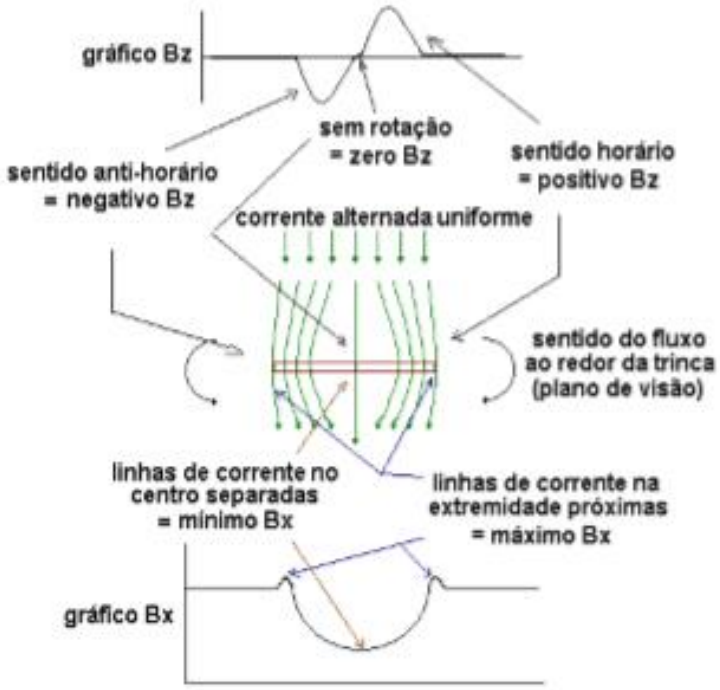


Figura 2.36: Distribuição dos campos elétrico e magnético no ensaio ACFM. (MARTINS et al., 2002)

No caso de técnicas magnéticas ou eletromagnéticas, a austenita apresenta baixa condutividade elétrica e baixa permeabilidade magnética, facilitando a inspeção por aumentar a profundidade de detecção de defeitos, e melhor relação sinal/ruído. Por outro lado a ferrita, por apresentar baixa condutividade elétrica e alta permeabilidade magnética, dificulta a penetração da corrente elétrica e gera muito ruído devido à sua alta permeabilidade magnética. Dessa forma a inspeção não-destrutiva desses aços ainda é incipiente, demandando mais estudos para sua melhor utilização (Disponível em: <http://www.metalmat.ufrj.br>. Acesso em: 1 set. 2014).

A capacidade para dimensionar trinca que aflore a superfície, sem a necessidade de limpeza na região da solda a ser inspecionada oferece benefícios potencialmente significativos sobre as técnicas existentes, tais como a inspeção por partículas magnéticas (MPI), queda de potencial (ACDP) e correntes parasitas (EC).

Além de permitir a estimativa da profundidade das trincas, o emprego de uma corrente de entrada unidirecional oferece outros benefícios práticos.

Em primeiro lugar, a queda de intensidade do campo de entrada em função da altura da sonda é relativamente pequena, de maneira que as variações no sinal com o levantamento da sonda (lift off) são reduzidas.

Em segundo, o fluxo de corrente é disposto normalmente ao longo da solda, de modo que não há perturbação na direção da corrente; por conseguinte, não há sinal oriundo da interface em decorrência da mudança na permeabilidade do metal.

Um benefício final é que a técnica não requer calibração para o dimensionamento de trincas. As técnicas que exigem calibração dependem da medição da intensidade do sinal numa amostra padronizada com entalhes (MARTINS et al., 2002).

CAPITULO III – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Os corpos de prova

O material utilizado como referência para o estudo é o superduplex ASTM A-790 UNS S32750. O resultado da análise química fornecida pela empresa fabricante é fornecido da Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química do material estudado (SILVA, 2011).

%C (Máx.)	%Si (Máx.)	%Mn (Máx.)	%P (Máx.)	%S (Máx.)	%Cr	%Ni	%Mo	%N
0,03	0,8	1,2	0,035	0,015	25,0	7,0	4,0	0,3

Para a calibração das ferramentas e aprovação do procedimento proposto, foi utilizado um trecho de duto real utilizado em estruturas marítimas com espessura de 18 mm, com diâmetro de 170 mm e comprimento de 1130 mm. Este tubo apresentava uma solda circunferencial, que está destacada em verde no esquema representado na Figura 3.1.

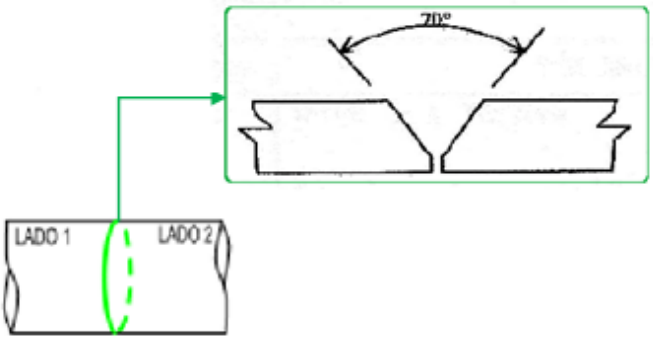


Figura 3.1: Representação esquemática do corpo de prova de superduplex com solda circunferencial ligando LADO 1 e LADO 2 do duto e destaque para detalhe do chanfro em V.

Para simular as trincas, foram introduzidos, por eletroerosão, na margem da solda circunferencial (ZTA) três entalhes com as seguintes dimensões: 1X10mm, 2X20mm e 5X50mm, conforme Figuras 3.2 (a-c).

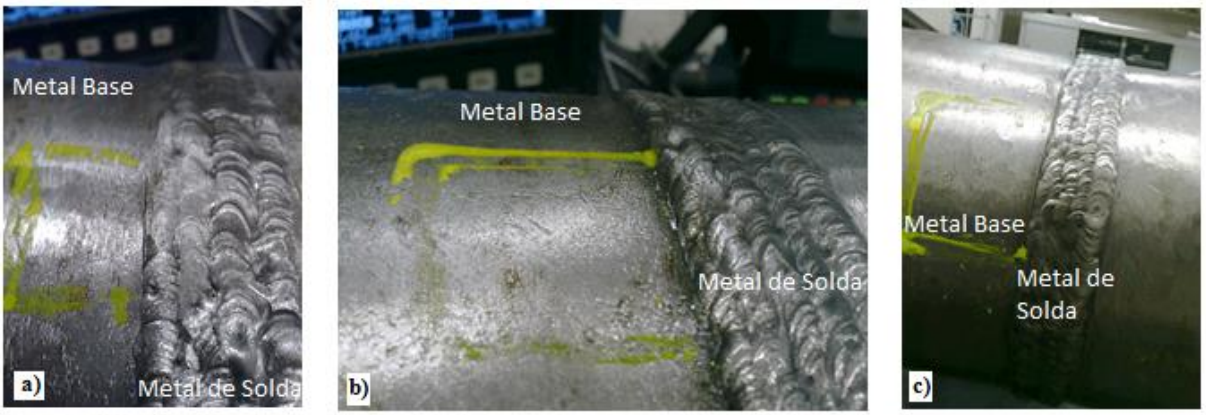


Figura 3.2: Detalhes dos três entalhes que foram introduzidos na sua margem da solda circunferencial (ZTA) com as seguintes dimensões: a) 1X10mm, b) 2X20mm e c) 5X50mm.

Após a calibração das ferramentas para verificação do procedimento proposto, foi inspecionado um duto real em operação com espessura nominal de 12,7 mm e com diâmetro nominal de 203,2 mm. O isométrico do duto real inspecionado está representado na Figura 3.3.

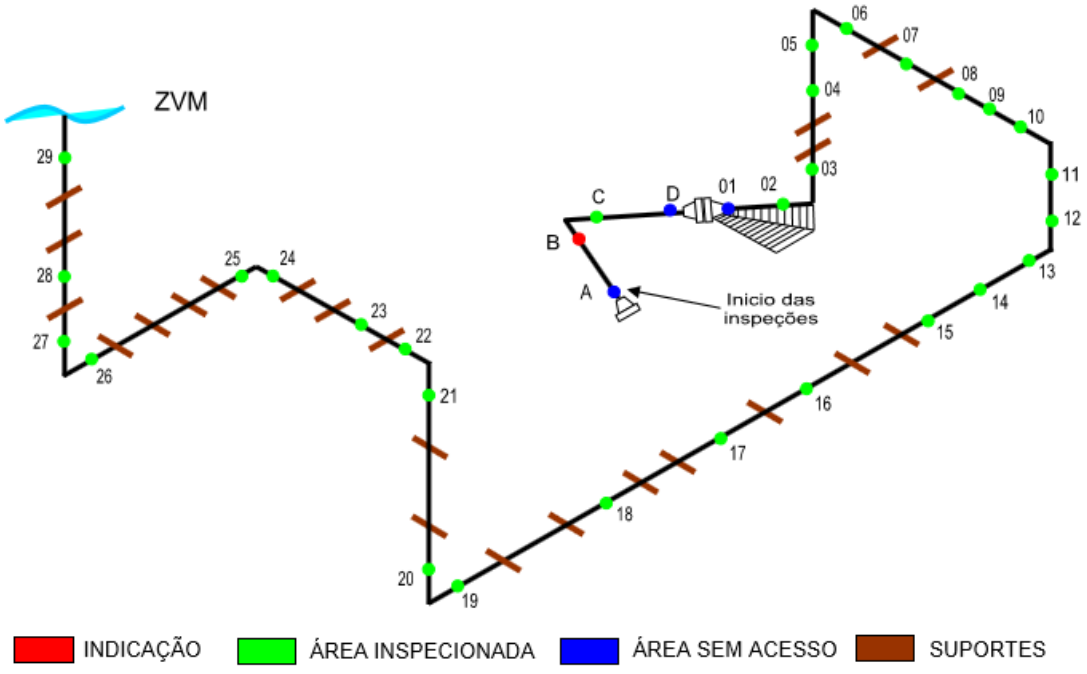


Figura 3.3: Isométrico do duto em operação que foi inspecionado.

3.2 Técnicas de Inspeção e Equipamentos Utilizados

Para a tentativa de detecção dos entalhes foram utilizadas as técnicas ultrassom pulso-eco e ACFM (Alternating Current Field Measurement).

Para inspeção ultrassônica, foi utilizado o equipamento Panametrics Epoch III. Utilizou-se cabeçote Krautkramer de 4MHz e ângulo de incidência de 45 graus MSEB45-4. Adaptou-se a esse cabeçote uma sapata frontal simplesmente com o objetivo de fornecer um batente que mantivesse o cabeçote afastado da solda de uma forma que o centro do feixe sônico incidisse diretamente na posição do entalhe (na margem da solda), conforme a Figura 3.4.

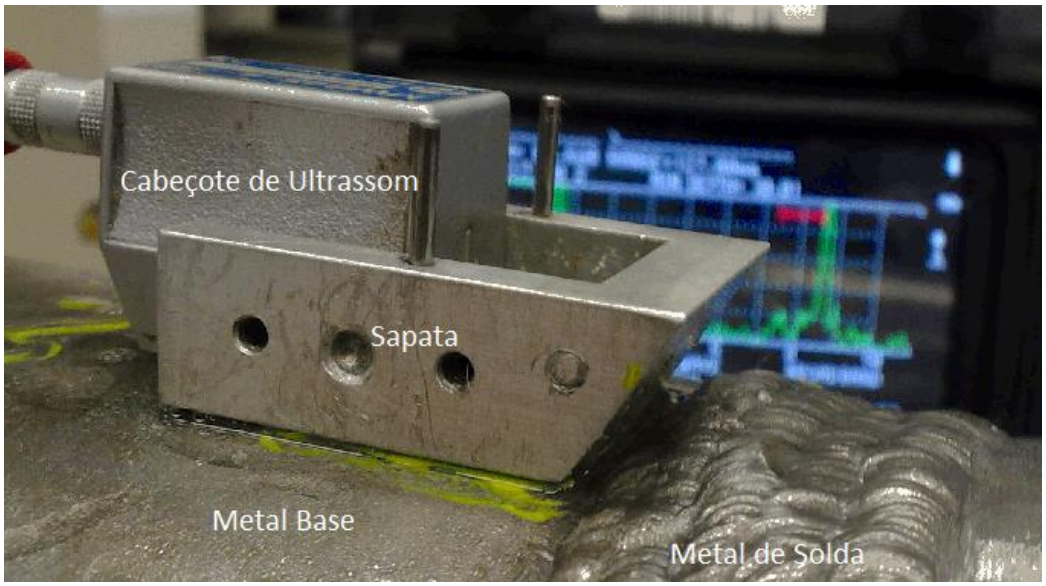


Figura 3.4: Cabeçote ultrassônico e sapata utilizada.

Para inspeção com ACFM, foi utilizado o equipamento TSC/ACFM Microgauge Crack Detectors, modelo AMIGO com o software QFM 3.1 e Assist, e Laptop Pentium 2 com sistema operacional Windows 98 com DOS. Cabo de comunicação e transferência de dados entre o equipamento e o computador de no máximo 100 metros de comprimento. A Figura 3.5 ilustra o aparelho de inspeção ACFM - AMIGO.

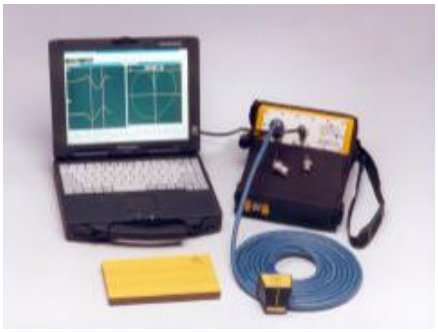


Figura 3.5: Aparelho de inspeção ACFM - AMIGO.

Foram utilizadas a sonda padrão para soldas tipo 256, frequência de 5 kHz e a sonda tipo lápis mini (para inspeção em áreas esmerilhadas), com frequência de 5 kHz.

3.3 Metodologia de inspeção

3.3.1 Para o corpo de prova com entalhes mapeados

Primeiramente, o corpo de prova com entalhes trincas de diferentes dimensões mapeadas foi ensaiado por ultrassom e por ACFM.

Foram avaliados se os tamanhos críticos das trincas podem ou não ser detectados por END. Os valores obtidos em bancada foram comparados em termos de capacidade de detecção.

3.3.1.1 Inspeção por ultrassom

Com a técnica de inspeção por ultrassom, foram coletados sinais das inspeções da seguinte forma:

1) Os três entalhes foram "varridos" pelos sensores (cabeçote) em seu comprimento mais 10 mm para cada lado;
2) Também foi varrida uma região sem entalhe com comprimento de 70 mm;
3) Foram realizadas 3 varreduras em cada região para verificar a repetitividade dos ensaios.

3.3.1.2 Inspeção por ACFM

As varreduras de inspeção cobriram:

1) O cordão de solda;
2) As margens da solda;
3) Zona Termicamente Afetada.

Foi mantido o deslocamento da sonda de forma suave.

Após as análises em laboratório, o procedimento de inspeção nivelado em laboratório foi aplicado em campo, no duto em operação.

3.3.2 Para o corpo de prova com entalhes mapeados

No duto em operação foi possível realizar a inspeção para detecção de trincas apenas com ACFM pois não havia cabeçote de ultrassom submersível disponível.

No duto em operação foram realizadas inspeções complementares: inspeção visual e medição do potencial da proteção catódica.

O operador de sonda possui conhecimento sobre tecnologia e defeitos de soldagem e possui qualificação em inspeção visual de solda.

3.3.2.1 Inspeção Visual

Antes do início da inspeção em campo com ACFM, foi realizada a inspeção visual do duto e suas conexões, atentando para a presença de sólidos ou danos mecânicos no corpo ou nos parafusos dos conectores. Foi recomendado ao inspetor visual que a superfície da peça que foi examinada estivesse isenta de carepas de corrosão, respingos de solda ou qualquer descontinuidade que pudesse afetar o deslocamento suave da sonda ou do cabeçote ultrassônico.

Como toda a área a ser inspecionada deveria estar limpa, a preparação da superfície (limpeza manual) foi realizada com escova de aço inox manual.

Após limpeza, todas as juntas foram marcadas com espaçamentos, e estes, numerados sequencialmente com marcador industrial. Para soldas com comprimento até 500 mm o espaçamento entre as marcações foram de 50 mm e para soldas com comprimentos maiores que 500 mm este espaçamento foi de 100 mm.

3.3.2.2 Medição do potencial da proteção catódica

Para avaliar a possibilidade de indução de trincas por hidrogênio devido a superproteção catódica no duto de aço inoxidável superduplex que está em operação, foram realizadas medições do potencial eletroquímico em 32 pontos ao longo do duto.

Os pontos foram medidos conforme:

1) Há 1 m de distância das soldas;
2) Próximo às curvas;
3) Nas colunas;
4) No convés;
5) No flange do duto rígido;
6) No corpo do duto (spool).

3.3.2.3 Inspeção por ACFM

Para atendimento aos Requisitos de Treinamento e Qualificação de Pessoal, as pessoas que executaram as inspeções (inspetores) possuíam qualificação ABENDI nível 2 e 3, segundo NBR ISO 9712.

Todas soldas são circunferenciais, de topo e com chanfro em V.

Para larguras de cordão maiores que 20 mm foram previstas varreduras sobre o cordão com distância máxima entre varreduras igual a 20 mm.

O comprimento da solda inspecionada deve ser maior que 60 mm quando da utilização de sondas tipo padrão para soldas e maiores que 20 mm para sondas com efeito de borda reduzido, tais como sondas tipo mini e micro.

O ângulo da peça que poderá ser inspecionada deve ser maior que 30 graus, de modo a possibilitar o acesso da sonda. No presente trabalho, o ângulo da peça inspecionada era de 70 graus, conforme ilustrado na Figura 3.1.

Somente a sonda do equipamento de inspeção por ACFM modelo AMIGO é submersível.

Conforme recomendado previamente, as conexões elétricas foram mantidas limpas, livres de oxidações ou partículas que pudessem dificultar o contato elétrico e também não foi admitida presença de umidade nos equipamentos.

Extensões de cabo não foram utilizadas.

Os equipamentos utilizados neste trabalho estavam adequadamente calibrados.

Foram consideradas as variações de revestimento, pois quando a superfície estava revestida, este revestimento não poderia ter variação na sua espessura, ou seja, ele deveria ter aderência total em sua extensão. O mesmo deve ser de acordo com a configuração do arquivo de sonda utilizado e não ultrapassar a 3 mm de espessura.

Nos trechos onde foi observada falta de aderência, foi realizada a remoção do revestimento para garantia da qualidade e confiabilidade dos dados de inspeção.

Foram considerados outros aspectos importantes que poderiam afetar os dados de inspeção, a citar: pite severo pode introduzir ruído no sinal (estes tipos de sinais são difíceis de separar dos sinais de trincas).

As varreduras de inspeção cobriram o cordão de solda, as margens da solda e a zona termicamente afetada.

Foi mantido o deslocamento da sonda de forma suave.

Durante as inspeções (varredura), foram evitados movimentos como torções, afastamentos ou trepidações da sonda.

Após a conclusão das varreduras e análise dos sinais pelo inspetor foi necessária uma série de varreduras adicionais localizadas, para dirimir dúvidas e localizar as indicações.

Todas indicações foram registradas e indicações relevantes foram localizadas e registradas.

CAPITULO IV – RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Resultados obtidos no corpo de prova com entalhes mapeados

4.1.1 Resultados obtidos na Inspeção com Ultrassom

Para o ensaio ultrassônico, apresenta-se na Figura 4.1 (a-d), os sinais, também chamados ecogramas, nas diversas varreduras para região sem entalhe, no entalhe 1X10 mm, 2X20 mm e 5X50 mm.

Observa-se que em todas as regiões com entalhes apareceu sinal deles indicativos e apenas em uma situação (referente ao entalhe de 1x10 mm), onde a amplitude do entalhe ficou próxima do limiar de detecção.

Nenhuma varredura na região sem entalhe apresentou indicação falsa.

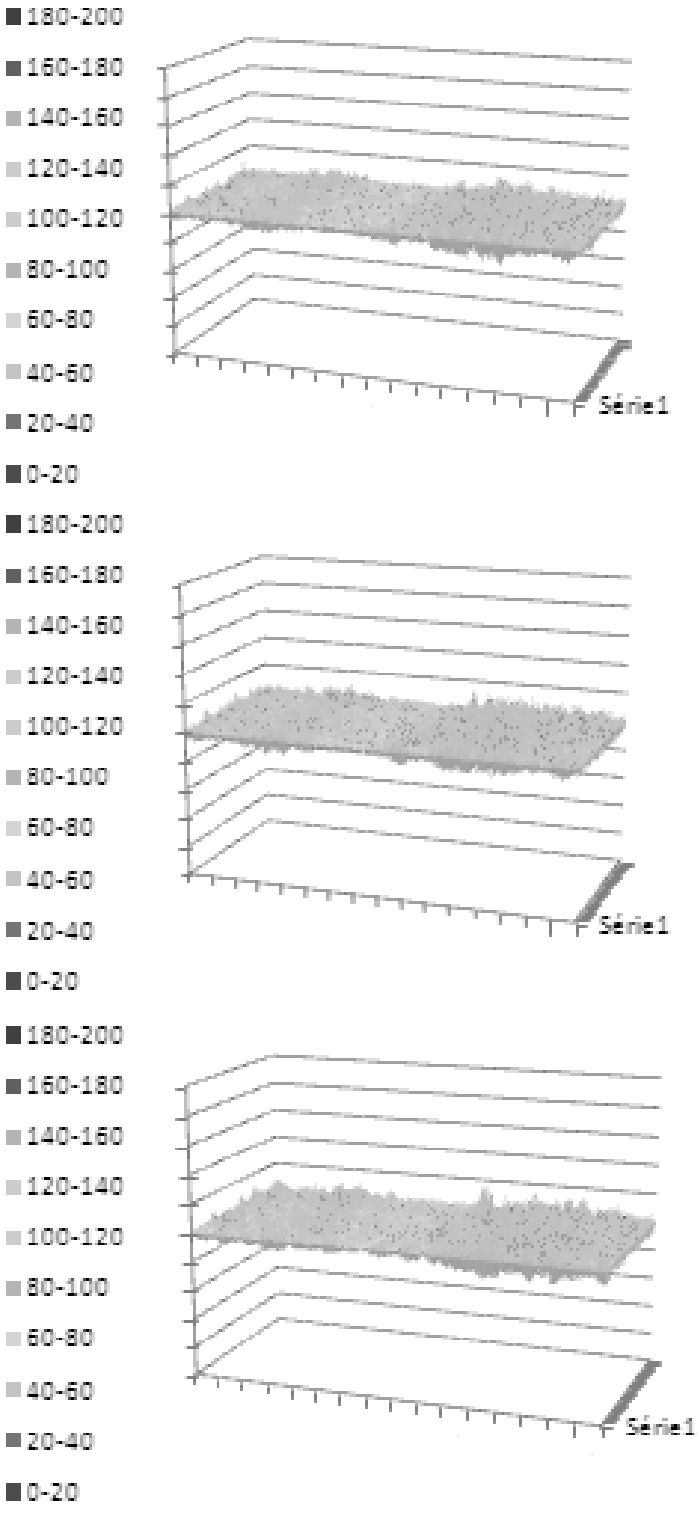
O ensaio ultrassônico pulso-eco, conseguiu detectar o entalhe de 1x10 mm sem a presença de indicações falsas.

No caso do ensaio ultrassônico ainda foi feito um ensaio sem o inspetor saber da presença dos entalhes e tendo sido varrida as duas margens da solda. No referenciado ensaio, apenas as regiões com entalhes foram indicadas.

Essa técnica ultrassônica é amplamente adotada em inspeções automáticas e têm como único inconveniente o não dimensionamento preciso das descontinuidades detectadas, devido à variabilidade da amplitude do sinal causada pelos diversos parâmetros das descontinuidades e do ensaio.

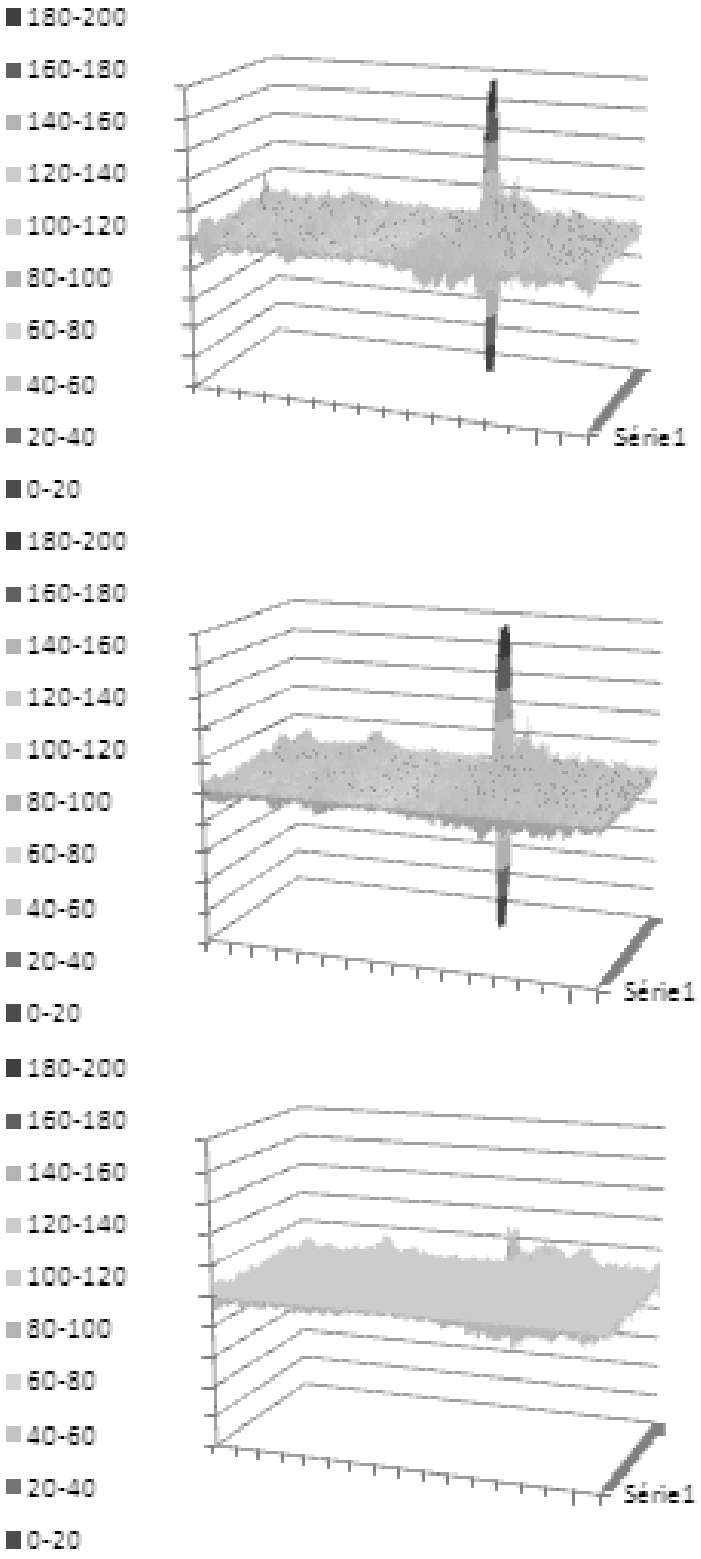
Apesar desta técnica ter apresentado resultados satisfatórios, não foi possível aplicá-la em campo no duto em operação devido à falta de cabeçote encapsulado ou submersível em água do mar.

Neste estudo, esta técnica limitou-se às análises em bancada laboratorial.



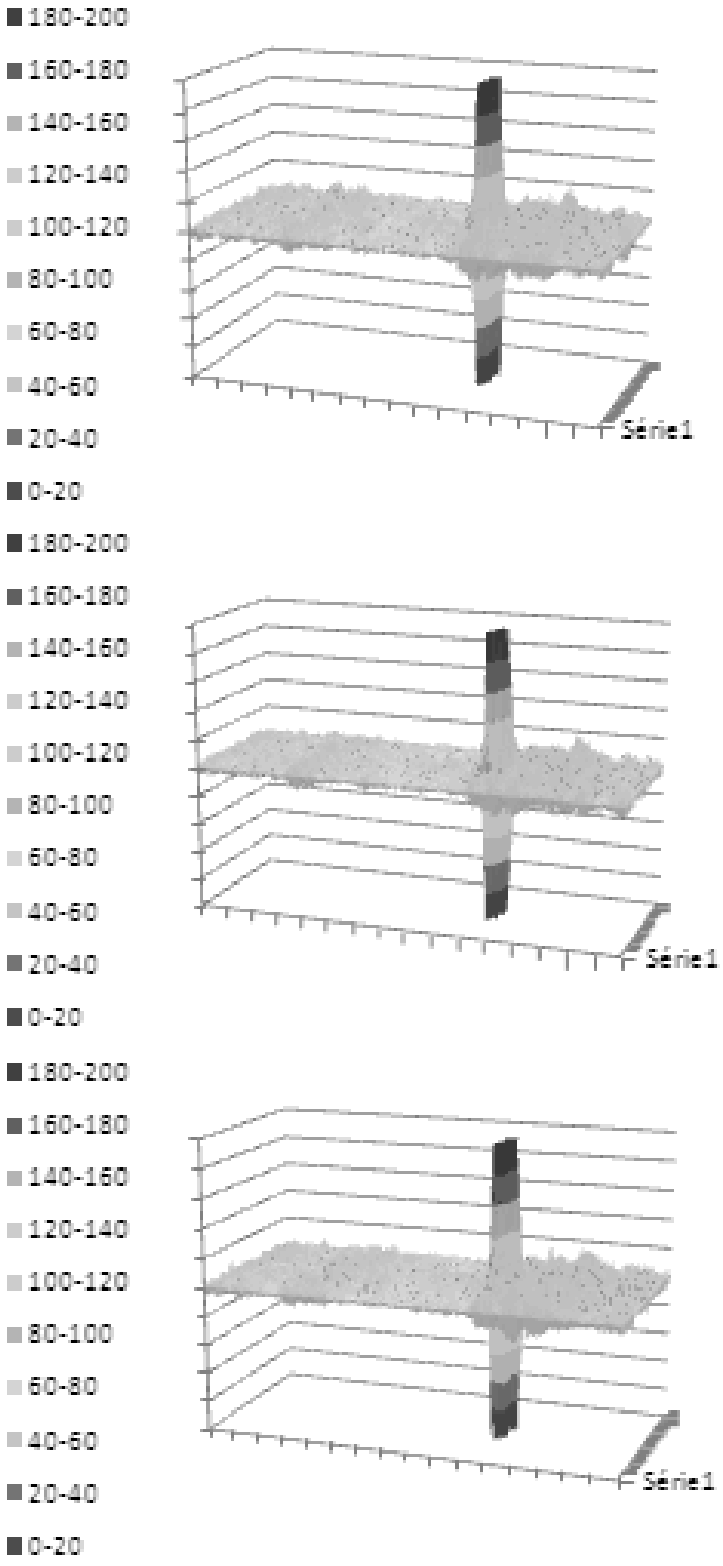
(a)

Figura 4.1: Sinais obtidos por ultrassom nas varreduras para região (a) sem entalhe, (b) com entalhe de 1X10mm, (c) com entelhe de 2X20mm e (d) com entalhe de 5X50mm.



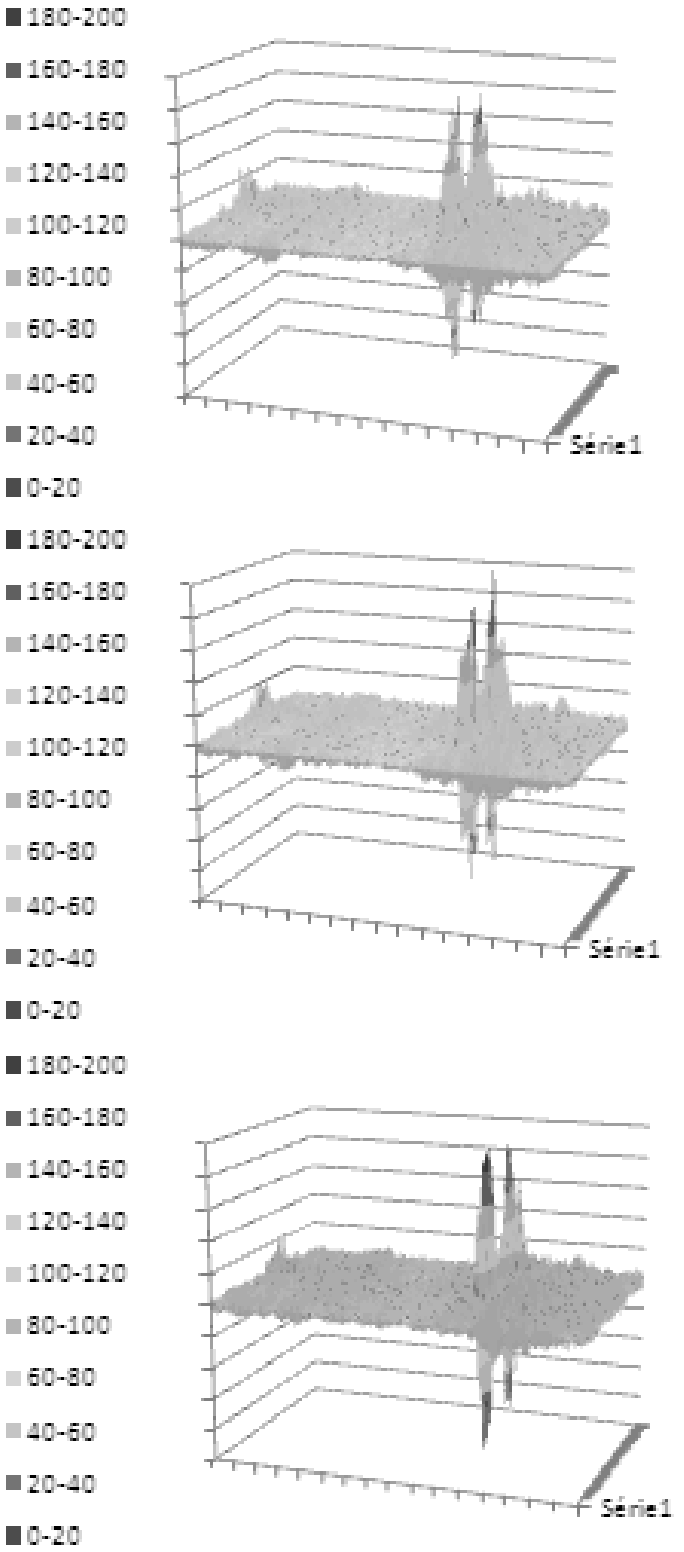
(b)

Figura 4.1: Sinais obtidos por ultrassom nas varreduras para região (a) sem entalhe, (b) com entalhe de 1X10mm, (c) com entelhe de 2X20mm e (d) com entalhe de 5X50mm.



(c)

Figura 4.1: Sinais obtidos por ultrassom nas varreduras para região (a) sem entalhe, (b) com entalhe de 1X10mm, (c) com entelhe de 2X20mm e (d) com entalhe de 5X50mm.



(d)

Figura 4.1: Sinais obtidos por ultrassom nas varreduras para região (a) sem entalhe, (b) com entalhe de 1X10mm, (c) com entelhe de 2X20mm e (d) com entalhe de 5X50mm.

A tabela 4.1 apresenta um resumo dos resultados obtidos no ensaio de inspeção com ultrassom que foram realizados em bancada, no corpo de prova com entalhes mapeados.

No presente trabalho foi realizada somente a detecção dos sinais dos respectivos entalhes. Não foi realizado o dimensionamento dos entalhes.

Tabela 4.1: Resultados obtidos no ensaio de inspeção com ultrassom realizado em bancada.

Dimensão do Entalhe (mm)	Capacidade de Detecção com Ultrassom	Dimensionamento com Ultrassom
1 X 10	Satisfatório	Não foi realizado
2 X 20	Satisfatório	Não foi realizado
5 X 50	Satisfatório	Não foi realizado

No presente trabalho, os menores entalhes detectados por ultrassom foram de 1X10mm.

Comparando os resultados obtidos com o trabalho de Whittaker (1992), onde a inspeção com ultrassom foi capaz de detectar trincas superficiais de 5 mm de comprimento e foi capaz de fazer estimativas dimensionais razoáveis de profundidades superiores a 1,75 mm; os resultados obtidos no presente trabalho foram mais sensíveis, atingindo tamanho limite de detecção de profundidade inferior ao apresentado no trabalho de Whittaker (1992).

Segundo de Whittaker (1992), o ultrassom também detecta rachaduras ou trincas internas se estas forem maiores que 2,5 milímetros de comprimento, mas destaca que estas estimativas precisas de tamanho ainda são muito difíceis.

No presente trabalho não foram realizadas análises de detecção e dimensionamento de trincas internas, apenas superficiais abertas para superfície.

Por fim, Whittaker (1992) considera em seu trabalho que o ultrassom é muito dependente da habilidade do operador. O presente trabalho considerou

este fato e, com o objetivo de minimizar esta possível interferência, foram realizadas inspeções com técnicos qualificados e certificados. Esta variável é muito difícil de ser avaliada, podemos apenas trabalhar de forma preventiva para tentar evita-la ou ao menos minimizá-la.

Observa-se que mesmo utilizando-se o método proposto no trabalho de Pereira (2009) e mantendo-se em níveis de tensão abaixo do especificado pelas normas, os tamanhos críticos de trinca apresentaram-se perigosamente pequenos.

Segundo Pereira (2009), para uma tensão secundária de 100 % da tensão de escoamento, pode-se supor que para os valores de tenacidade encontrados nos ensaios, os tamanhos críticos de trinca variam de 0,29 a 0,82 mm em função de Pm para as menores profundidades calculadas, e entre 1,90 e 4,86 mm para as maiores.

Pereira (2009) afirma que, para uma tensão secundária de 80 % da tensão de escoamento, pode-se supor que para os valores de tenacidade encontrados nos ensaios, os tamanhos críticos de trinca variam de 0,36 a 1,11 mm em função de Pm para as menores profundidades calculadas, e entre 2,27 e 5,97 mm para as maiores.

Ainda de acordo com os estudos de Pereira (2009), para uma tensão secundária de 60 % da tensão de escoamento, pode-se supor que para os valores de tenacidade encontrados nos ensaios, os tamanhos críticos de trinca variam de 0,47 a 1,56 mm em função de Pm para as menores profundidades calculadas, e entre 2,72 e 7,41 mm para as maiores.

Por fim, Pereira (2009) afirma que para uma tensão secundária de 40 % da tensão de escoamento, pode-se supor que para os valores de tenacidade encontrados nos ensaios, os tamanhos críticos de trinca variam de 0,64 a 2,31 mm em função de Pm para as menores profundidades calculadas, e entre 3,27 e 9,24 mm para as maiores.

Considerando tais tamanhos críticos de trincas, o simples fato de se detectar o sinal equivalente à uma trinca de dimensões 2X20 mm é suficiente

para se recomendar a substituição do trecho do duto (critério de rejeição). Este procedimento reproduz a prática da indústria. Neste caso, não foi considerado um outro ponto de vista: a economia obtida ao se evitar reparos desnecessários.

Apesar de já se ter conhecimento suficiente para evitar muitos destes reparos, nem sempre este conhecimento é utilizado, já que uma análise demanda pessoal especializado e tempo.

Aproveitando as informações levantadas no trabalho de Schwingel et al. (2013), é possível apresentar propostas para otimização do escopo e alteração da periodicidade das inspeções de dutos de petróleo e gás e umbilicais de controle; entretanto, é visível que as equipes de inspeção estão mais direcionadas ao desenvolvimento de técnicas de inspeção mais eficientes no sentido de produzir resultados mais rápidos para reduzir o tempo total das campanhas de inspeção nas plataformas, principalmente pela dificuldade de embarque, disponibilização de vagas a bordo e priorização de outras atividades a bordo das plataformas, como inspeção de classe por exemplo.

Schwingel et al. (2013), informa que, para o caso da inspeção com mergulho raso, foi verificado nas estratificações que a limpeza influencia fortemente no tempo de inspeção, logo, o cenário atual para inspeção de dutos tende a desenvolver técnicas de inspeção ou procedimentos em que a limpeza não demande muito tempo da campanha de inspeção, priorizando assim, a coleta de dados de ensaios não destrutivos.

Outra ação proposta por Schwingel et al. (2013), que pode otimizar os tempos de inspeção é reduzir o comprimento de duto limpo e inspecionado para vinte metros (da ZVM até - 20 metros). Lembrando que os dez metros restantes entrariam no escopo da inspeção com barco. Deve-se avaliar os riscos envolvidos.

4.1.1 Resultados obtidos na Inspeção com ACFM

No ensaio de ACFM, o menor entalhe introduzido no corpo de prova de aço inox superduplex (1x10 mm) não foi detectado. Neste caso, o menor entalhe pode ser confundido como ruído de fundo.

A tabela 4.2 apresenta um resumo dos resultados obtidos no ensaio de inspeção com ACFM que foram realizados em bancada, no corpo de prova com entalhes mapeados.

No presente trabalho foi realizada somente a detecção dos sinais dos respectivos entalhes. Não foi realizado o dimensionamento dos entalhes.

Tabela 4.2: Resultados obtidos no ensaio de inspeção com ACFM realizado em bancada.

Dimensão do Entalhe (mm)	Capacidade de Detecção com ACFM	Dimensionamento com ACFM
1 X 10	Insuficiente	Não foi realizado
2 X 20	Satisfatório	Não foi realizado
5 X 50	Satisfatório	Não foi realizado

No presente trabalho, os menores entalhes detectados por ACFM foram de 2X20 mm.

Observa-se que mesmo utilizando-se o método proposto no trabalho de Pereira (2009) e mantendo-se em níveis de tensão abaixo do especificado pelas normas, os tamanhos críticos de trinca apresentaram-se perigosamente pequenos.

O menor tamanho de trinca capaz de ser detectado satisfatoriamente por esta técnica é maior que os tamanhos de trinca propostos no trabalho de Pereira (2009).

4.1.3 Análise comparativa entre as técnicas de inspeção

Com os resultados das análises de laboratório é possível estabelecer um comparativo da capacidade de detecção de trincas de dimensões conhecidas entre as técnicas de inspeção com ultrassom e inspeção com ACFM.

A tabela 4.3 apresenta um resumo comparativo entre as técnicas de inspeção adotadas neste trabalho. Vale destacar que não foram registradas as limitações de aplicação das técnicas em campo, em tubulações em operação.

Tabela 4.3: Comparativo da capacidade de detecção de trincas de dimensões conhecidas entre as técnicas de inspeção com ultrassom e inspeção com ACFM.

Dimensão do Entalhe (mm)	Ultrassom	ACFM
1 X 10	Sim	Não
2 X 20	Sim	Sim
5 X 50	Sim	Sim

O simples fato de se detectar o sinal equivalente à uma trinca de dimensões 2X20 mm é suficiente para se recomendar a substituição do trecho do duto. Este procedimento reproduz a prática da indústria, mas um outro ponto de vista a ser considerado é a economia obtida ao se evitar reparos desnecessários.

Apesar de já se ter conhecimento suficiente para evitar muitos destes reparos, nem sempre este conhecimento é utilizado, já que uma análise demanda pessoal especializado e tempo.

4.2 Resultados obtidos na inspeção em campo do duto em operação

4.2.1 Resultados obtidos nas medições de potencial eletroquímico

Para avaliar a possibilidade de indução de trincas por hidrogênio devido a superproteção catódica, foi realizada medição do potencial da proteção catódica em 32 pontos a longo do duto. Conforme Figura 4.2, os pontos foram medidos há distância de 1m das soldas, próximo às curvas, colunas, convés, flange do duto rígido e corpo do duto (spool).

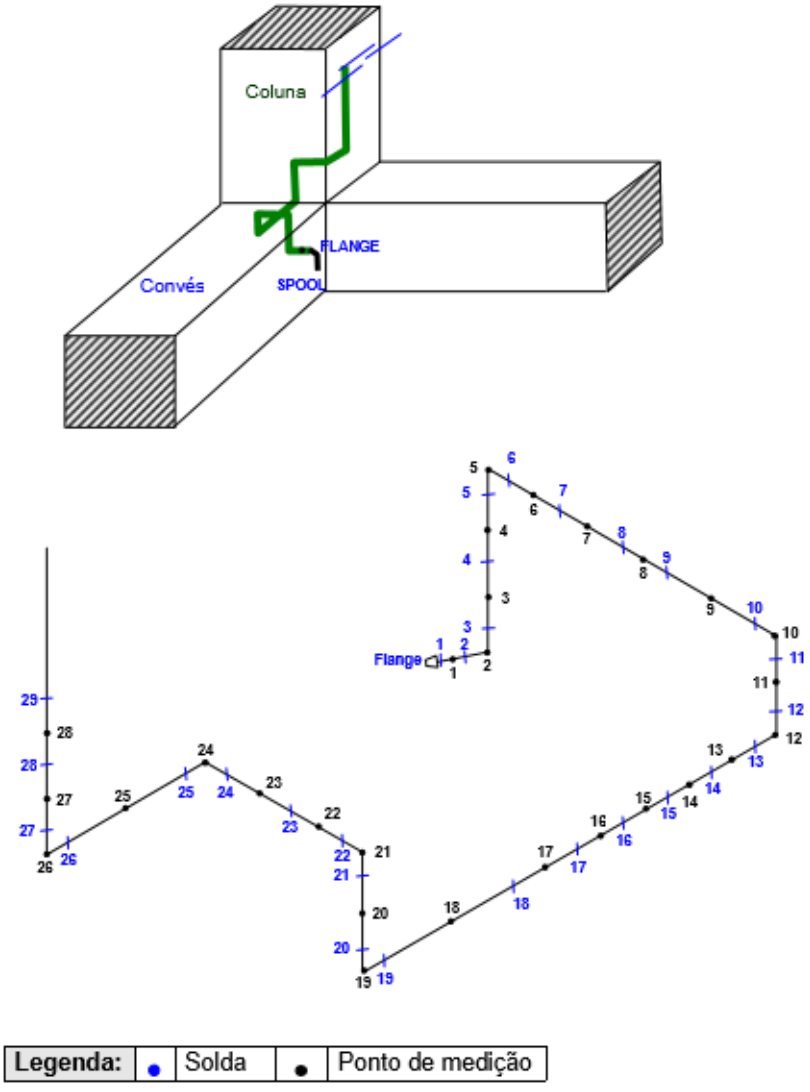


Figura 4.2: Esquema ilustrativo tridimensional com respectivo isométrico indicando as posições onde foram realizadas medições de potencial eletroquímico.

Os valores são dados na tabela 4.1. Foram confirmados valores mais negativos que -1000V, ou seja, a tubulação está submetida à de superproteção catódica que possibilitam a indução de trincas por hidrogênio.

Tabela 4.1: Valores de medição de potencial eletroquímico obtidos em 32 pontos ao longo do duto de aço inox superduplex em operação.

MEDIÇÃO		
PONTO	ELEVAÇÃO (m)	MEDIDA (V)
1	-22,5	-1,056
2	-22,4	-1,059
3	-19,6	-1,059
4	-16	-1,050
5	-16	-1,043
6	-16	-1,035
7	-16	-1,038
8	-16	-1,037
9	-16	-1,039
10	-16	-1,037
11	-16,5	-1,038
12	-17	-1,037
13	-17	-1,036
14	-17	-1,038
15	-17	-1,038
16	-17	-1,037
17	-17	-1,036
18	-17	-1,035
19	-17	-1,030
20	-13	-1,039
21	-9	-1,038
22	-9	-1,041
23	-9	-1,043
24	-9	-1,036
25	-9	-1,038
26	-9	-1,038
27	-7	-1,037
28	-5	-1,036
29	-23	-1,059
30	-22,5	-1,057
31	-17	-1,039
32	-10	-1,037

4.2.1 Resultados obtidos na inspeção visual

Durante a inspeção visual do duto, foram observados empolamento e descolamento da pintura nas regiões de soldas, conforme destacado em verde na Figura 4.2.

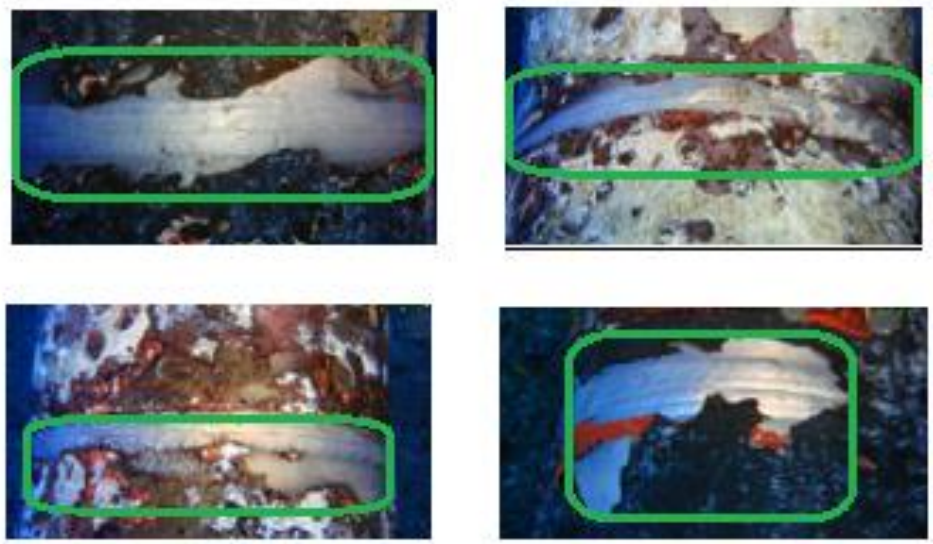


Figura 4.2: Descolamento da pintura em soldas.

Os dutos não apresentam dano mecânico ou corrosão. Foi apenas observado revestimento de tinta com falhas.

Todos os cordões de solda inspecionados apresentam falha no revestimento de pintura, o que pode facilitar a migração do hidrogênio para o interior da microestrutura do superduplex.

4.2.2 Resultados obtidos na Inspeção com ACFM Submersa

A Figura 4.3 apresenta o detalhe de um trecho do duto que apresentou um sinal indicativo de trinca com ACFM de 45 mm de comprimento e 2,9 mm de profundidade.

As soldas relacionadas na Figura 4.3, marcadas como soldas “A”, “D” e “1”, não puderam ser inspecionadas devido ao mínimo espaçamento entre os estojos dos respectivos flanges, impossibilitando a varredura com a sonda.

Considerando-se o limite mínimo de detecção de trincas com ACFM igual a 2X20 mm, foi detectada uma trinca na solda identificada por “B”, estando essa Reprovada por se tratar de uma trinca crítica (critério reproduzido conforme prática industrial). O sinal referente a esta trinca pode ser observado na Figura 4.4.

A partir da solda “C” e da solda 2 até 28 foram inspecionadas e não apresentaram indicação de trinca, estando as mesmas Aprovadas, dentro do limite de detecção da técnica de inspeção ACFM.

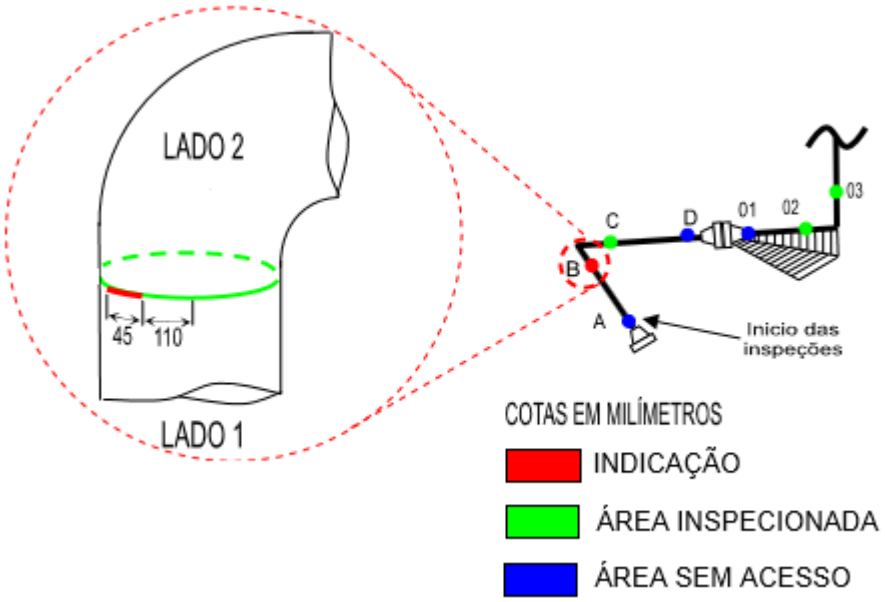


Figura 4.3: Detalhe da posição da trinca no duto.

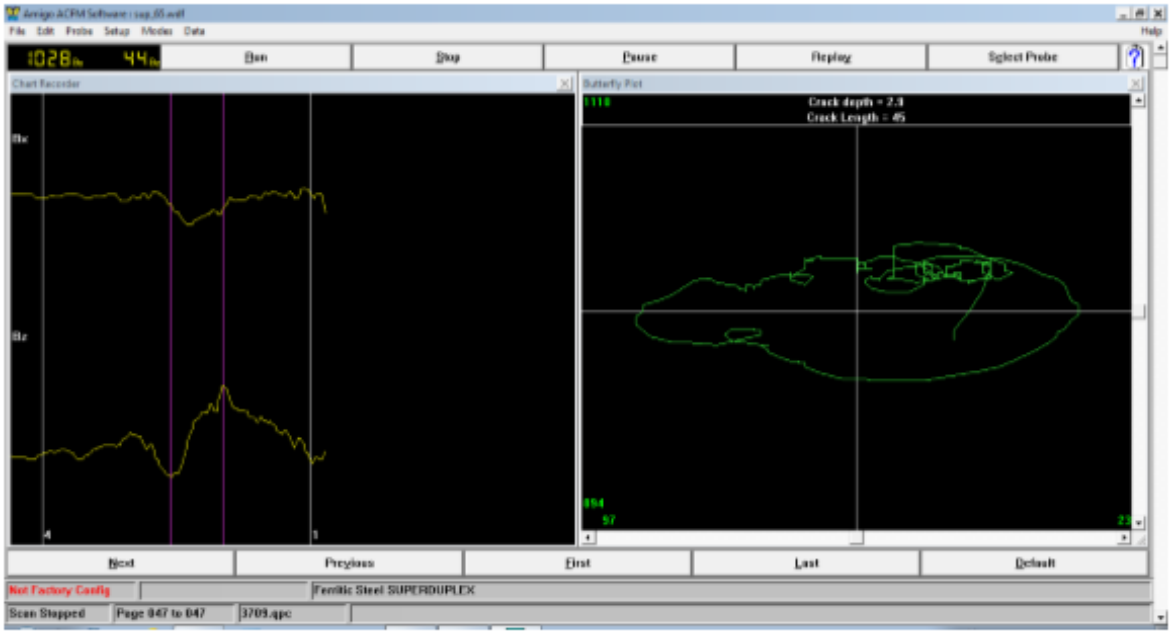


Figura 4.4: Detecção e dimensionamento da trinca com ACFM.

Não é possível detectar através de inspeção visual a trinca que foi indicada por ACFM. A Figura 4.5 é uma fotografia destacando em verde a área onde foi indicado sinal de trinca com ACFM, sem nenhuma descontinuidade aparente.



Figura 4.5: Área onde foi encontrada a indicação por ACFM, sem nenhuma indicação aparente.

Neste caso, recomenda-se a substituição do trecho de duto que apresentou sinal de trinca. A Figura 4.6 mostra o trecho de tubulação de aço inox superduplex que foi substituído por ter apresentado sinal de trinca pela técnica ACFM.



Figura 4.6: Trecho de tubulação de aço inox superduplex.

CAPITULO V – CONCLUSÕES

No ensaio de ACFM, o menor entalhe introduzido no corpo de prova de aço inox superduplex (1x10mm) não foi detectado. Para trincas a partir de 2X20, a técnica ACFM se mostrou adequada.

A técnica convencional pulso-eco ultrassônica que foi a que melhor se comportou em termos de detectabilidade, conseguindo detectar com facilidade o entalhe de 1x10mm.

Com base nos resultados obtidos, para a detecção de entalhes na ordem de 1x10 mm, recomenda-se a adoção da técnica ultrassônica.

Durante o planejamento de uma inspeção em campo, devem ser consideradas as limitações de aplicação de cada técnica.

Para a técnica ACFM, os resultados obtidos nos experimentos reproduzem o comportamento dos resultados da inspeção em campo.

Com este trabalho, mostra-se, portanto, a necessidade de se prever planos de inspeção mais criteriosos para estes materiais quando expostos a potenciais usuais na proteção catódica, com redundância suficiente para diminuir ao máximo a probabilidade de se encontrar defeitos que podem sair da fabricação já sendo críticos.

CAPITULO VI – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDERSON, T. L.. Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications. 2. ed. College Station: Crc Press, 1995.

ANDREUCCI, R. Ensaio por Ultrassom. ABENDI, Janeiro de 2011.

ANTUNES, A. E. B.. Tensões residuais na soldagem: Aspectos básicos. Revista Brasileira de Ciências Mecânicas, Guaratinguetá, p. 394-403, 1995.

BAPTISTA, W.; BRITO, R. F. Avaliação dos aços superduplex quanto à resistência à corrosão por pites e frestas, corrosão sob tensão e fragilização pelo hidrogênio. Relatório final do projeto PD 11502. RT TMEC Nº 009/2008, Rio de Janeiro: CENPES/Petrobras, 2008.

BARTH, C. F.; TROIANO, A. R.. Cathodic Protection and Hydrogen in Stress Corrosion Cracking. Corrosion: NACE, Cleveland, v. 28, n. 7, p.259-263, 1972.

BRANCO, C. M.; FERNANDES, A. A.; CASTRO, P. M S. T. de. Fadiga de Estruturas Soldadas. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1986.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION. BS7910. Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures. London: 2008.

BUBENIK, T.; MORENO, P.; WILLIAMSON, G.; YOXALL, C. Pigging & In-line Inspection Course, Houston, 2012.

CALLISTER, W. D. Materials Science and Engineering: An Introduction. 7. ed. New York: John Wiley & Sons, Inc, 2007.

CAVATI, R. S. Gerenciamento Inteligente da Integridade de Risers Flexíveis Utilizados na Produção de Petróleo e Gás Natural Dissertação (Mestrado), Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2012.

COCCO, V. Di. et al. Electrochemical investigation of hydrogen absorption in a duplex stainless steel. Engineering Fracture Mechanics, Cassino, v. 75, p.705-714, 2008.

COMER, A.; LOONEY, L.. Crack propagation resistance of Zeron 100 GTA and SMA weld metal in synthetic seawater under cathodic overpotential. Internation Journal Of Fatigue, Dublin, v. 30, p. 444-452, 2008.

CAMERINI, C. S.; OLIVEIRA, C. H. F. Pig Instrumentado da Petrobras – Resultados e Perspectivas, XXI Congresso Nacional de Ensaios Não Destrutivos, Salvador, 2002.

DELAFOSSE, D.; MAGNIN, T.. Hydrogen induced plasticity in stress corrosion cracking of engineering systems. Engineering Fracture Mechanics, Saint-Etienne, v. 68 p. 693-729, 2001.

DELUCCIA, J. J.. Electrochemical Aspects of Hydrogen in Metals. In: NATIONAL SYMPOSIUM ON TEST METHODS FOR HYDROGEN EMBRITTLEMENT, 2, 1985, Philadelphia. Hydrogen Embrittlement: Prevention and Control. Los Angeles: ASTM, 1988. p. 17 - 34.

DET NORSKE VERITAS. DNV-RP-F112: Design of duplex stainless steel subsea equipment exposed to cathodic protection. Hovik, 2008.

DICK, L. F. P.. Estudos eletroquímicos de permeação de hidrogênio e determinação de concentrações críticas de hidrogênio em um aço de alta dureza. 1986. 147 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1986.

DUTRA, A. C.; NUNES, L. P.. Proteção Catódica: Técnica de Combate à Corrosão. 4. ed. Rio de Janeiro: Editora Interciência, 2006.

FARAHMAND, B.. Fracture Mechanics of Metals, Composites, Welds, and Bolted Joints: Application of LEFM, EPFM and FMDM Theory. Dordrecht: Kluwer Academic Publ., 2000.

GDOUTOS, E. E.. Fracture Mechanics: An Introduction. 2. ed. Xanthi: Springer, 2005.

GENTIL, V.. Corrosão. 3. ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 1982.

GIRALDO, C. P. S. Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex. 2001. 127 f. Dissertação (Mestrado), Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

GUNN, R. G.. Duplex Stainless Steel. Cambridge: Woodhead Publishing, 1997.

HEARN, E. J.. Mechanics of Materials 2: An Introduction to the Mechanics of Elastic and Plastic Deformation of Solids and Structural Materials. 3. ed. Woburn: Butterworth Heinemann, 1997.

HOMANN, J. S.; POMBO, C. J.; LEVIN, G.; RIBEIRO, L. E. Atuação do Inspetor de Instrumentação em Fabricação, Construção e Montagem na Petrobras, ISA Seção Vale do Paraíba, Petrobras Day, Disponível em: <http://slideplayer.com.br/slide/68018/> - Acesso em: 28 ago. 2014.

HOSFORD, W. F.. Mechanical Behavior of Materials. New York: Cambridge University Press, 2005.

Inspeção e Caracterização de Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex e de Juntas Soldadas Por Ensaios Não-destrutivos. Disponível em: <http://www.metalmat.ufrj.br/lndc/pesquisa_inspecao_inox.htm> - Acesso em: 1 set. 2014.

JACKSON, W. J.; HUBBARD, M. W.. Steel Making for Steel Founders. Steel Casting Research and Trade Association, Great Britain, 1979.

JAMBO, H. C. M.; FÓFANO, S. Corrosão: Fundamentos, Monitoração de Controle. Rio de Janeiro: Editora Ciência Moderan, 2008.

KOU, S. Welding Metallurgy. 2. ed. Wiscosin: John Wiley & Sons, Inc, 2003.

KEMPPAINEN, M.; VIRKKUNEN, I.; PITKANEN, J.; PAUSSU, R.; HANNINEN, H., Advanced flaw production method for in-service inspection qualification mock-ups, Nuclear Engineering and Design, Elsevier Science, 2003.

LONDOÑO, A. J. R. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. 2001. 241 f. Tese (Doutorado) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

MARTINS, M. V. M.; MARQUES, F. C. R. M.; CARNEVAL, R. O.; SOUSA, C. G. D. Aplicação da Técnica ACFM (Alternating Current Field Measurement) na Inspeção de Equipamentos Industriais. Trabalho apresentado no XXI Congresso Nacional de Ensaios Não Destrutivos, Salvador, 2002.

MASUBUCHI, K.. Analysis of Welded Structures. New York: Pergamon, 1980.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K.. Mechanical Behavior of Materials: 2. ed. New York: Cambridge University Press, 2009.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; BRACARENSE, A. Q.. Soldagem - Fundamentos e Tecnologia, Editora UFMG, 2009.

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

OLTRA, R.; BOUILLOT, C.; MAGNIN, T.. The role of hydrogen in stress corrosion cracking of duplex stainless steel. In: CONFERENCE HELD AT THE NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 605, 1994, Teddington. Hydrogen Transport and Cracking in Metals: Proceedings of a Conference Held at the National Physical Laboratory. London: Maney Publishing, 1995. p. 248 - 253.

OLSEN, V. et al. Application of hydrogen influenced cohesive laws in the prediction of hydrogen induced stress cracking in 25%Cr duplex stainless steel. Engineering Fracture Mechanics, Trondhein, v. 75, n. 8, p.2333-2351, 2008.

OLSEN, V. et al. Influence of hydrogen from cathodic protection on the fracture susceptibility of 25% Cr duplex stainless steel - constant load SENT testing and FE-modeling using hydrogen influenced cohesive zone elements. Engineering Fracture Mechanics, Trondhein, v. 76, n. 7, p.827-844, 2009.

PEREIRA, Y. S. Avaliação da Criticidade de Trincas Superficiais em Aços Inoxidáveis Superduplex Fragilizados Pelo Hidrogênio Devido ao Efeito Colateral

da Proteção Catódica Dissertação (Mestrado), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
PEREZ, N. Fracture Mechanics. Boston: Kluwer Academic Publishers, 2004.
ROBERGE, P. R. Handbook of Corrosion Engineer. New York: McGraw-Hill Book company, 2000.

ROYCHOWDHURY, S.; KAIN, V.. Embrittlement of a duplex stainless steel in acidic environment under applied cathodic potentials. Journal Of Materials Engineering And Performance, Tronbay, v. 17, n. 5, p.705-714, 2008.

SCHWINGEL, M. A.; CANELLAS, A. L.; NEWTON, I.; PADILHA, J. A.; TELLES, L. F.; MENDES, S. R.; VIEGAS, T. P. Estratificação das inspeções e manutenções de dutos e umbilicais submarinos, V Seminário de Engenharia Submarina, 2013.

SHREIR, L. L.; JARMAN, R. A.; BURSTEIN, G. T. (Ed.). Corrosion: Metal/Environmental Reactions. 3. ed. Woburn: Butterworth Heinemann, 1994.

SHUKLA, A.. Practical Fracture Mechanics in Design. 2. ed. Kingston: Marcel Dekker, 2005.

SILVA, B. R. S. Susceptibilidade a Fragilização pelo Hidrogênio em Tubos de Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750 sob Tensão Mecânica, Projeto de Graduação, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2011.

SISTAC, Figura representando as técnicas de inspeção de dutos, Disponível em: <www.sistac.com.br> - Acesso em: 1 ago. 2014.

SOFRONIS, P.. Mechanics of Hydrogen Embrittlement. 1987. 324 f. Tese (Doutorado) - University Of Illinois, Urbana, 1987.

STANDARD NORGE. NORSOK M-WA-01: Design guideline to avoid hydrogen induced stress cracking in subsea duplex stainless steels. Rev. 1. Lysaker, 2005.

TALBOT, D.; TALBOT, J.. Corrosion Science and Technology. Florida: CRC Press LLC, 1998.

TIMOSHENKO, S.; GOODIER, J. N.. Theory of Elasticity. 2. ed. New York: McGraw-Hill Book company, 1951.

TURNBULL, A.; HUTCHINGS, R. B.; MAY, A. T.. Measurement of hydrogen transport in a duplex stainless steel. Scripta Metallurgica Et Materialia, Teddington, v. 25, p.2657-2662, 1991.

TURNBULL, A.; HUTCHINGS, R. B.. Analysis of hydrogen atom transport in a two-phase alloy. Materials Science And Engineering, Teddington, p.161-171, 1994.

WHITTAKER, V., A review of non-destrutive measurement of flaw size. Non-destrutive Testing, Fracture mechanics series 4, 1992.

ZAKROCZYMSKY, T.; OWCZAREK, E.. Electrochemical investigation of hydrogen absorption in a duplex stainless steel. Acta Materialia, Warsaw, v. 50, p. 2701-2713, 2002.