

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS

TIAGO BRUN COSER

AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTO PROTETOR DE ALUMÍNIO APLICADO A
ARAMES DA ARMADURA DE TRAÇÃO DE DUTOS FLEXÍVEIS

PORTO ALEGRE

2016

TIAGO BRUN COSER

AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTO PROTETOR DE ALUMÍNIO APLICADO A
ARAMES DA ARMADURA DE TRAÇÃO DE DUTOS FLEXÍVEIS

Dissertação submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade Acadêmica.

Área de concentração: Ciência e
Tecnologia dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

PORTO ALEGRE

2016

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Carlos Alexandre Netto

Vice-reitor: Rui Vicente Oppermann

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretor: Luiz Carlos Pinto da Silva Filho

Vice-diretora: Carla Schwengber ten Caten

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS

Coordenador: Carlos Pérez Bergmann

Brun Coser, Tiago

AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTO PROTETOR DE ALUMÍNIO
APLICADO A ARAMES DA ARMADURA DE TRAÇÃO DE
DUTOS FLEXÍVEIS / Tiago Brun Coser. - 2016.
144 f.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e
de Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2016.

Orientador: Profº Dr. Carlos Eduardo Fortis
Kwietniewski.

1. Dutos flexíveis. 2. Arame de tração. 3. Fadiga.
4. Corrosão-fadiga. 5. Aspersão térmica a arco.
I. Fortis Kwietniewski, Carlos Eduardo, orient.
II. Título.

TIAGO BRUN COSER

AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTO PROTETOR DE ALUMÍNIO APLICADO A
ARAMES DA ARMADURA DE TRAÇÃO DE DUTOS FLEXÍVEIS

Esta dissertação foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovado em sua forma final pelo Orientador e pela Bancada Examinadora designada pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador PPGE3M

BANCA EXAMINADORA

Dr. Marcelo Torres Piza Paes – CENPES/PETROBRA

Profº Dr. Afonso Reguly – PPGE3M/UFRGS

Profº Dr. Telmo Roberto Strohaecker– PPGE3M/UFRGS

Dedico esta dissertação aos meus pais, Marcos e Gerti, por todo o suporte e educação que me deram durante toda minha vida, e à minha namorada Jéssica, pela paciência, compreensão e apoio intermináveis durante o desenvolvimento deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski pela orientação fornecida durante a realização deste trabalho.

Aos engenheiros Fabiano Bertoni e Facundo Sebastián López pela oportunidade, pela confiança e ajuda em todos os momentos de necessidade e pelos conhecimentos transmitidos, enquanto coordenadores do Grupo de Tecnologia Submarina do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF).

Ao engenheiro Guillermo Mudry pela inestimável ajuda e contribuição para o desenvolvimento deste trabalho, além dos conhecimentos transmitidos.

A todos os colegas e ex-colegas do Grupo de Tecnologia Submarina, em especial aos engenheiros Manuel Alejandro Suárez, Diego Andrés Lório, Facundo Wedekamper, Frederico Wallauer, Facundo Arguello, Felipe Aguiar, Robson Brzostek e Marco Angel Gabriel Polo pela determinação e conhecimentos inesgotáveis, pela parceria e entusiasmo de encarar grandes desafios e por compartilhar bons momentos ao longo dessa jornada.

À graduanda em Engenharia de Petróleo, Isabella Ghesla Rossetti, pela ajuda na realização de ensaios no breve período em que esteve no LAMEF.

Aos colegas do Grupo de Ensaios em Corrosão do LAMEF, Mariana dos Reis Tagliari, Roberto Strohaecker, Vanessa Fischer da Silveira Fischer, Tiago Falcade, Tiago Renck, Felipe Kerpen, José Roberto Fortis, Ettore Pilla e Daniel Iran Mayhé, pelo auxílio durante a realização dos ensaios e pela presteza em esclarecer minhas dúvidas.

Ao Engenheiro de Equipamentos da Petrobras Luiz Antonio Sulino de Negreiros pelas discussões técnicas durante o desenvolvimento deste trabalho e por elucidar minhas dúvidas sobre diversos temas relacionados à Engenharia Submarina.

À empresa Rijeza Metalurgia pelo fornecimento do revestimento utilizado neste trabalho.

Ao LAMEF, pela infraestrutura ímpar no Brasil possibilitando a execução de diferentes ensaios para este trabalho.

Ao CNPq, pela bolsa de pesquisa e fomento à pesquisa no Brasil.

Engineering is the art of being approximately right rather than exactly wrong.

Prof. Rod Smith
University of Sheffield

RESUMO

As recentes descobertas na camada pré-sal da costa brasileira geraram uma série de oportunidades e desafios tecnológicos que deverão ser enfrentados para se garantir o sucesso da exploração e produção de petróleo *offshore* em águas profundas e ultra-profundas. A alta presença de gás carbônico (CO₂) e de gás sulfídrico (H₂S) encontrada nas jazidas produzem potenciais efeitos de corrosão e fragilização nos componentes de aço utilizados em sistemas submarinos de produção de petróleo, dentre eles os dutos flexíveis. Esses dutos são submetidos à elevadas cargas geradas devido à lâmina da água profunda, sendo os arames da armadura de tração extremamente solicitados por sustentar os carregamentos. Tradicionalmente, arames da armadura de tração de dutos que irão operar em ambientes contendo H₂S (*sour*) apresentam limite de resistência à tração máximo de 850 MPa, enquanto para ambientes onde esse gás não está presente (*sweet*), os limites de resistência são consideravelmente maiores podendo chegar a 1400 MPa. Amostras de arames da armadura de tração com limite de resistência à tração de 1400 MPa foram revestidas com alumínio através do processo de aspersão térmica a arco elétrico e a eficiência do revestimento em ambiente corrosivo contendo CO₂ e H₂S foi avaliada. Essa avaliação envolveu ensaios mecânicos e de caracterização, como medições da rugosidade superficial, análise da porosidade do revestimento, ensaios de dobramento, avaliação da susceptibilidade ao trincamento induzido por hidrogênio e sulfeto, ensaios de fadiga ao ar e corrosão-fadiga. Foi observado que o grau de porosidade do revestimento variou entre 5 e 10% e que a rugosidade superficial do substrato aumentou devido ao jateamento prévio ao processo de revestimento. Esse fato mostrou ser uma das causas principais para a deterioração da vida em fadiga ao ar dos arames revestidos quando comparados com arames sem revestimento, sendo comprovado através de análise por Microscopia Eletrônica de Varredura. Entretanto, para ensaios de corrosão-fadiga em ambiente contendo CO₂ e H₂S, o desempenho de arames revestidos mostrou-se notadamente superior, onde o acabamento superficial do substrato teve importância secundária. Através de ensaios de dobramento, foi possível verificar a alta capacidade do revestimento em suportar extensa deformação plástica. Através dos ensaios estáticos para se avaliar a susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio e sulfeto foi possível verificar uma considerável corrosão da superfície de arames não revestidos devido ao ambiente

agressivo. Ademais, uma trinca induzida por hidrogênio foi identificada em uma das amostras de arame sem revestimento, enquanto as amostras revestidas não apresentaram sinal de degradação nem trincamento.

Palavras-chave: Dutos flexíveis; Arame de tração; Fadiga; Corrosão-fadiga, Aspersão térmica a arco

ABSTRACT

Recent discoveries in Brazil pre-salt layer generated a series of technological opportunities and challenges that must be met to ensure the success of offshore oil exploration and production in deep and ultra-deepwater. The presence of high levels of carbon dioxide (CO₂) and eventually hydrogen sulfide (H₂S) found in the deposits, produce potential corrosion effects and embrittlement of steel components of subsea systems used in petroleum production, including flexible pipes. These equipments are subjected to high loads generated by deep water condition where tensile armor wires are extremely required for sustaining the loads. Traditionally, armor wires that will operate in environments containing H₂S (sour) have maximum tensile strength of 850 MPa, while for environments where this gas is not present (sweet), the tensile strength is considerably larger reaching up to 1400 MPa. Armor wire samples with tensile strength of 1400 MPa were coated with pure aluminum by thermal arc spray process and the effectiveness of the coating in corrosive environment containing CO₂ and H₂S was evaluated. This evaluation included mechanical and characterization tests, such as surface roughness measurements, coating porosity analysis, bending tests, evaluation of susceptibility to cracking induced by hydrogen and sulfide and fatigue test in air and in corrosive environments. It was found that the coating porosity ranged between 5 and 10% and the substrate roughness increased due to grit blasting prior to the coating process. This fact proved to be one of the main causes for the deterioration of the fatigue life in air of the coated wires when compared with uncoated wires, being proven through analysis by Scanning Electron Microscopy. However, for corrosion fatigue tests in an environment containing CO₂ and H₂S, the performance of coated wires was found to be markedly higher, where the integrity of the substrate surface had secondary importance. Through bending tests, it was found the high capacity of the coating to support extensive plastic deformation. Static tests to evaluate the susceptibility to cracking by hydrogen and sulfides showed that uncoated armor wire surface corroded considerably due to the aggressive environment. In addition, a crack induced by hydrogen was identified in one of uncoated wire samples, while the coated samples showed no sign of degradation or cracking.

Keywords: Flexible pipes; Tensile armor wire; Fatigue; Corrosion fatigue; Thermal arc spray

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Evolução da profundidade de produção da Petrobras	21
Figura 2 - Exemplos de aplicação de <i>flowlines</i> , <i>jumpers</i> e <i>risers</i>	24
Figura 3 – Principais camadas de um duto flexível tradicional	26
Figura 4 - Diferentes perfis utilizados para fabricação da armadura de pressão	27
Figura 5 - Dados estatísticos sobre falhas e incidentes com dutos flexíveis	29
Figura 6 - Modos de falha de dutos flexíveis	30
Figura 7 - Exemplo de colapso da carcaça interna	32
Figura 8 - Ruptura da camada externa devido à falha no sistema de escape de gases	32
Figura 9 – Efeitos da erosão na carcaça interna	33
Figura 10 - Corrosão excessiva em arame da armadura de tração	34
Figura 11 - Desenho esquemático das camadas de um duto flexível	36
Figura 12 - Exemplo de região preferencial de acúmulo de água em <i>riser</i> com configuração tipo <i>lazy wave</i>	37
Figura 13 – Representação esquemática da permeação de diferentes espécies em um duto flexível	38
Figura 14 – Efeito da razão de confinamento no pH de uma solução com NaCl 3% saturada com 1 bar de CO ₂ a 20°C	39
Figura 15 – Diferentes dispositivos de ensaios sugeridos pela norma ASTM G39 (2011): (a) Flexão a dois pontos; (b) Flexão a três pontos; (c) Flexão a quatro pontos; (d) Flexão dupla	42
Figura 16 - Medição da deflexão para ensaio de flexão a três pontos	42
Figura 17 - Diagrama de susceptibilidade a HIC e SSCC	44
Figura 18 - Dispositivo típico para ensaios de fadiga por flexão	45
Figura 19 – Tipo de amostra similar a uma viga em balanço utilizada em ensaios de corrosão-fadiga	46
Figura 20 - Representação esquemática da curva média e curva de projeto utilizado no projeto de dutos flexíveis	48
Figura 21 – Carregamento cíclico esquemático	50
Figura 22 - Tipos de carregamento dinâmico	50
Figura 23 - Exemplo de curva S-N	51

Figura 24 – Limite de resistência à fadiga de diversos materiais em função do limite de resistência à tração; m' corresponde à relação σ_e/σ_{UTS}	53
Figura 25 - Curvas S-N levantadas sob diferentes níveis de tensão média para uma liga de alumínio	53
Figura 26 – Efeito do entalhe no comportamento em fadiga de uma liga de alumínio	54
Figura 27 - Distribuição de tensão residual típica a partir da superfície para o processo de <i>shot peening</i>	55
Figura 28 - Curvas S-N para iniciação da trinca e falha para o aço SAE 1045	56
Figura 29 - Efeitos da condição superficial no limite de resistência à fadiga do aço	57
Figura 30 - Ilustração esquemática mostrando o efeito da rugosidade no desempenho em fadiga de aços de alta resistência mecânica	57
Figura 31 - Diagrama de Venn para consideração dos efeitos do ambiente de operação	58
Figura 32 – Efeito do ambiente corrosivo no comportamento em fadiga	59
Figura 33 – Representação esquemática do processo de aspersion térmica por arco elétrico.....	61
Figura 34 - Taxa de corrosão para diferentes processos de aspersion térmica.....	65
Figura 35 - Diagrama geral de ensaios realizados	66
Figura 36 - Equipamento de aspersion térmica utilizado: (a) fonte de energia e console de controle; (b) pistola de aspersion	67
Figura 37 - Amostras revestidas.....	68
Figura 38 - Identificação da face interna e externa em arame de tração helicoidal... ..	68
Figura 39 - Anel metálico utilizado como máscara da região central das amostras	69
Figura 40 – Amostra com revestimento não-integro.....	69
Figura 41 - Condições de amostra estudadas e sequência de processamento	70
Figura 42 - Potenciostato utilizado para caracterização eletroquímica do substrato e revestimento.....	71
Figura 43 - Rugosímetro <i>Surftest SJ-500</i>	72
Figura 44 - Perfil superficial genérico	73
Figura 45 - Região de medição de rugosidade.....	73
Figura 46 - Difratômetro de raios-x utilizado para medição de tensões residuais	75
Figura 47 - Pontos de medição de tensões residuais.....	75
Figura 48 – Sequência de preparação de amostras para os ensaios de tração.....	76

Figura 49 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração.....	77
Figura 50 - Quadro de teste servo-hidráulico <i>MTS Landmark</i>	77
Figura 51 – Padrões para avaliação de trincas e descontinuidades em corpos de prova revestidos e ensaiados por dobramento; (a) Ideal; (b) Marginal; (c) Rejeitada	78
Figura 52 - Desenho esquemático do dispositivo de ensaio de dobramento	79
Figura 53 – Montagem utilizada para o ensaio de dobramento.....	79
Figura 54 – Obtenção do ângulo de dobramento máximo	80
Figura 55 - Representação esquemática do dispositivo de ensaio NACE TM0177 ..	81
Figura 56 - Montagem utilizada para carregamento de amostras para ensaio NACE TM0177	81
Figura 57 – Curva de tensão em função do tempo para a face interna (FI) e face externa (FE)	82
Figura 58 – Curva de calibração para verificação	83
Figura 59 - Amostras posicionadas na cuba de ensaio NACE TM0177	84
Figura 60 – Medição de espessura de amostra após ensaio para identificação de trincas e <i>blisters</i>	85
Figura 61 - Quadro de teste <i>MTS Bionix</i>	86
Figura 62 – Dispositivo de flexão a quatro pontos para ensaio de fadiga de arames de tração	86
Figura 63 - Ensaio de fadiga ao ar	87
Figura 64 - Cuba de ensaios de corrosão-fadiga	88
Figura 65 – Revestimento protetor aplicado ao extensômetro para realização de ensaios de corrosão-fadiga	88
Figura 66 - Micrografia da seção transversal do arame: (a) 100x; (b) 500x; Ataque químico: Nital 2%	90
Figura 67 - Micrografia da seção longitudinal do arame: (a) 100x; (b) 500x; Ataque químico: Nital 2%	91
Figura 68 – Micrografia das amostras revestidas: (a) Seção transversal – 100x; (b) Seção longitudinal – 100x; Ataque químico: Nital 2%	91
Figura 69 – Avaliação de porosidade do revestimento de alumínio	92
Figura 70 – Perfis de microdureza: (a) Seção transversal; (b) Seção longitudinal....	93
Figura 71 - Curvas de polarização para as três condições ensaiadas: ASR, AR e ARD	94

Figura 72 – Potencial de corrosão e densidade de corrente de corrosão das condições ensaiadas.....	95
Figura 73 – Perfil topográfico obtido para as diferentes condições avaliadas: (a) ASR; (b) AJ; (c) AR; (d) ARD.....	96
Figura 74 - Parâmetros de rugosidade para as diferentes condições avaliadas: (a) ASR; (b) AJ; (c) AR; (d) ARD	97
Figura 75 – Medições de tensões residuais para a condição ASR: (a) Direção longitudinal; (b) Direção transversal.....	98
Figura 76 – Medições de tensões residuais para a condição AJ: (a) Direção longitudinal; (b) Direção transversal.....	99
Figura 77 - Medições de tensões residuais para o substrato (Fe- α) da condição AR: (a) Direção longitudinal; (b) Direção transversal	99
Figura 78 - Medições de tensões residuais para o revestimento (Al) da condição AR: (a) Direção longitudinal; (b) Direção transversal	100
Figura 79 - Comparação de tensões residuais medidas para as condições ASR, AJ e AR	101
Figura 80 - Curvas tensão-deformação de engenharia dos arames da armadura de tração	101
Figura 81 - Amostras submetidas ao ensaio de dobramento: (a) ASR 1; (b) ASR 2; (c) AR 1; (d) AR 2.....	102
Figura 82 - Força de dobramento obtida durante os ensaios.....	104
Figura 83 – Condição superficial da face interna das amostras ensaiadas: (a) ASR; (b) AR; (c) ARD.....	105
Figura 84 - Detecção de trinca em amostra submetida ao ensaio de susceptibilidade ao trincamento.....	106
Figura 85 – Região de presença de trinca	106
Figura 86 - Trinca induzida pelo hidrogênio (<i>HIC</i>) observada por microscopia ótica (sem ataque químico).....	107
Figura 87 - Comparação de parâmetros de rugosidade antes e após ensaio de susceptibilidade ao trincamento para arames sem revestimento.....	107
Figura 88 – Região do defeito de amostras para condição ARD.....	108
Figura 89 - Condição superficial após os ensaios de susceptibilidade ao trincamento: (a) Superfície de amostra ASR; (b) Superfície na região do defeito para a amostra ARD; Aumento: 500x.....	108

Figura 90 - Medições de pH realizadas durante o ensaio	109
Figura 91 - Exemplo de medição do teor de sulfeto (ppm) utilizando comparador colorimétrico	109
Figura 92 - Medições do teor de sulfeto realizado durante o ensaio	110
Figura 93 - Dados dos ensaios de fadiga ao ar das condições ASR e AR.....	111
Figura 94 - Análises macrográficas de amostras submetidas ao patamar P2 ($\Delta\sigma = 779,2$ MPa): (a) ASR; (b) AR.....	112
Figura 95 – Fractografia obtida por MEV região de iniciação de trinca para patamar P2 ($\Delta\sigma = 779,2$ MPa): (a) ASR; (b) AR; Aumento: 40x.....	112
Figura 96 - Análise macrográficas de amostras submetidas ao patamar P3 ($\Delta\sigma = 696$ MPa): (a) ASR; (b) AR.....	113
Figura 97 - Fractografia obtida por MEV região de iniciação de trinca para patamar P3 ($\Delta\sigma = 696$ MPa): (a) ASR; (b) AR; Aumento: 40x.....	113
Figura 98 – Região de interface para amostra revestida com aumento de 100x	114
Figura 99 - Micrografia obtida por MEV da região de deslocamento microscópico: (a) 100x; (b) 600x	115
Figura 100 - Face interna de amostra revestida – $\Delta\sigma = 862$ MPa.....	115
Figura 101 – Exemplos da presença de partículas de segunda fase observada em ensaio de fadiga ao ar	115
Figura 102 – Dados dos ensaios de corrosão-fadiga das condições ASR, AR e ARD	116
Figura 103 – Aspecto macrográfico das superfícies de fratura para as três condições ensaiadas: (a) ASR; (b) AR; (c) ARD	117
Figura 104 – Exemplo de deflexão de trinca ocorrida em amostra de corrosão-fadiga	118
Figura 105 - Parâmetros geométricos descrevendo a trajetória de fratura	118
Figura 106 - Parâmetros geométricos da superfície de fratura para o patamar P1 - CF ($\Delta\sigma = 500$ MPa).....	119
Figura 107 - Parâmetros geométricos da superfície de fratura para o patamar P2 - CF ($\Delta\sigma = 350$ MPa).....	120
Figura 108 - Localização da fratura para corpos de prova da condição ARD no patamar P1 – CF ($\Delta\sigma = 500$ MPa).....	120

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Comparação entre dutos flexíveis do tipo <i>bonded</i> e <i>unbonded</i>	25
Tabela 2 - Soluções indicadas para testes de <i>HIC</i> e <i>SSCC</i>	41
Tabela 3 - Parâmetros do processo de aspersão térmica.....	67
Tabela 4 - Parâmetros do ensaio de avaliação da rugosidade superficial	74
Tabela 5 - Parâmetros utilizados para medições de tensões residuais através do método de difração de raios X.....	74
Tabela 6 – Resumo dos parâmetros de ensaio.....	85
Tabela 7 – Níveis de carregamento de ensaio de fadiga ao ar	87
Tabela 8 - Níveis de carregamento de ensaio de corrosão-fadiga.....	89
Tabela 9 - Composição química do arame da armadura de tração.....	90
Tabela 10 – Microdureza média nas seções transversal de amostras sem e com revestimento.....	93
Tabela 11 – Parâmetros eletroquímicos das condições ensaiadas.....	95
Tabela 12 - Resultados dos ensaios de tração dos arames da armadura de tração	102
Tabela 13 - Ângulo de dobramento: (a) Ângulo de dobramento máximo; (b) Ângulo de dobramento após o retorno elástico	103
Tabela A1 - Dados dos ensaios de fadiga ao ar.....	135
Tabela B1 - Dados dos ensaios de corrosão-fadiga.....	136
Tabela C1 - Amostras fraturadas para o patamar de $\Delta\sigma = 500$ MPa	137
Tabela C2 - Amostras fraturadas para o patamar de $\Delta\sigma = 350$ MPa	138

LISTA DE ABREVIATURAS

AJ	Arame de tração jateado
ANM	Árvore de Natal Molhada
AR	Arame de tração revestido
ARD	Arame de tração revestimento com defeito no revestimento
ASR	Arame de tração sem revestimento
CP	Corpo de prova
ECS	Eletrodo de Calomelano Saturado
FE	Face externa do arame de tração
FI	Face interna do arame de tração
<i>FPSO</i>	<i>Floating Production, Storage and Offloading</i>
GECOR	Grupo de Ensaios em Corrosão
<i>HDPE</i>	<i>High density polyethylene</i> (polietileno de alta densidade)
<i>HEDE</i>	<i>Hydrogen Enhanced Decohesion</i> (decoesão facilitada pela ação do hidrogênio)
<i>HIC</i>	<i>Hydrogen induced cracking</i> (trincas induzidas por hidrogênio)
<i>JIP</i>	<i>Joint Industry Project</i>
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura / Microscopia Eletrônica de Varredura
<i>PEEK</i>	<i>Polyether ether ketone</i> (poli-éter-éter-cetona)
<i>PVDF</i>	<i>Poly vinylidene fluoride</i> (polifluoreto de vinilideno)
SSCC	<i>Sulfide stress corrosion cracking</i> (corrosão sob tensão assistida por sulfeto)
<i>TDP</i>	<i>Touch down point</i> (ponto de contato com o leito marinho)
<i>TSA</i>	<i>Thermally Sprayed Aluminum</i> (alumínio termicamente aspergido)
V/S	Relação entre o volume de solução e a superfície total de aço exposta no espaço anular

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Alongamento até a fratura em ensaio de tração
b	Expoente de resistência à fadiga
D_{\parallel}	Coefficiente de difusão do hidrogênio paralelo às lamelas de perlita
D_{\perp}	Coefficiente de difusão do hidrogênio transversal às lamelas de perlita
E	Módulo de elasticidade
E_{corr}	Potencial de corrosão
E_{ECS}	Potencial medido utilizando Eletrodo de Calomelano Saturado como eletrodo de referência
E_{pite}	Potencial de pite
E_{rep}	Potencial de repassivação
h	Comprimento de crescimento longitudinal da trinca em corrosão-fadiga
i	Densidade de corrente
i_{corr}	Densidade de corrente de corrosão
k_s	Fator de correção do limite de fadiga devido à condição superficial
L_0	Base de medida para determinação de deformação durante ensaio de tração
l_n	Comprimento de avaliação
l_r	Comprimento de amostragem
L_t	Comprimento total de avaliação
m'	Razão entre o limite de resistência à fadiga e o limite de resistência à tração ($\sigma_e / \sigma_{\text{UTS}}$)
N	Número de amostragens
N_f	Número de ciclos até a falha
pH	Potencial de hidrogênio
$p_{\text{H}_2\text{S}}$	Pressão parcial de sulfeto de hidrogênio
R	Razão de carregamento
R_a	Desvio médio do perfil de rugosidade
R_t	Altura total do perfil de rugosidade
R_z	Rugosidade média em dez pontos da superfície

$X_{ }$	Comprimento de crescimento transversal da trinca em corrosão-fadiga
y	Deflexão
$Z(x)$	Altura do perfil avaliado em qualquer posição x
Z_i	i -ésima diferença entre entre pico e vale medidos no comprimento de amostragem
Z_{pi}	i -ésimo pico medido no comprimento de amostragem
Z_{vi}	i -ésimo vale medido no comprimento de amostragem
$\Delta\sigma$	Variação de tensão
ε	Deformação de engenharia
θ	Ângulo de deflexão da trinca
μ	Coefficiente de absorção linear de raios X
ν	Coefficiente de Poisson
ρ	Raio do entalhe
σ	Tensão de engenharia
σ_a	Amplitude de tensão ou tensão alternada
σ_e	Limite de resistência à fadiga
σ'_f	Coefficiente de resistência à fadiga
σ_{FE}	Tensão na face externa do arame da armadura de tração
σ_{FI}	Tensão na face interna do arame da armadura de tração
σ_m	Tensão média
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão máxima
$\sigma_{m\acute{i}n}$	Tensão mínima
σ_{RL}	Tensão residual longitudinal
σ_{RT}	Tensão residual transversal
σ_{UTS}	Limite de resistência à tração
σ_y	Tensão de escoamento convencional a 0,2% de deformação
ψ	Ângulo entre a normal da superfície da amostra e a linha bissetriz dos feixes incidentes e difratados

SUMÁRIO

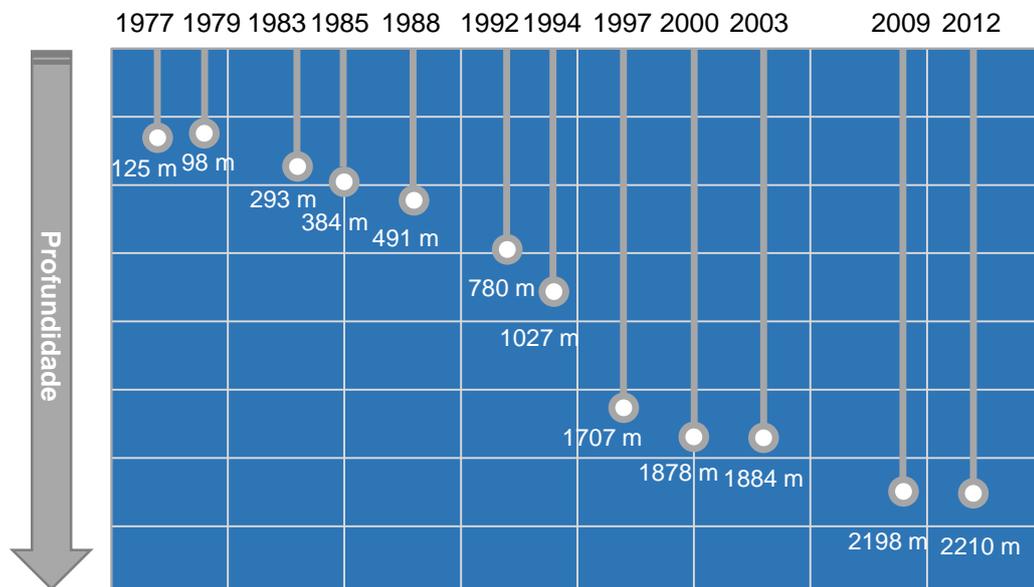
1	INTRODUÇÃO	21
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
	2.1 Sistemas Flexíveis para Produção de Petróleo	24
	2.1.1 Conceitos gerais.....	24
	2.1.2 A estrutura de um duto flexível.....	25
	2.1.3 Modos de falha.....	28
	2.1.4 Arames da armadura de tração e o espaço anular	35
	2.2 Fadiga dos Materiais	48
	2.2.1 Introdução	48
	2.2.2 Conceitos gerais.....	49
	2.2.3 Fatores que influenciam o comportamento em fadiga.....	52
	2.3 Aspersão Térmica	59
	2.3.1 Introdução	59
	2.3.2 Aspersão térmica de alumínio e suas ligas	61
3	MATERIAIS E MÉTODOS	66
	3.1 Descrição Geral	66
	3.2 Descrição do Processo de Revestimento por Aspersão Térmica	67
	3.3 Ensaio de Caracterização	70
	3.3.1 Análise química	70
	3.3.2 Caracterização microestrutural.....	70
	3.3.3 Microdureza.....	71
	3.3.4 Polarização potenciodinâmica.....	71
	3.3.5 Rugosidade superficial	72
	3.3.6 Tensões residuais	74
	3.3.7 Análise macrográfica e micrográfica.....	75
	3.4 Ensaio Mecânicos	76

3.4.1	Ensaio de tração	76
3.4.2	Ensaio de dobramento	77
3.4.3	Ensaio de susceptibilidade à corrosão sob tensão assistido por sulfeto (SSCC) e trincamento induzido pelo hidrogênio (<i>HIC</i>)	80
3.4.4	Ensaio de fadiga	85
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	90
4.1	Ensaio de caracterização.....	90
4.1.1	Análise química	90
4.1.2	Caracterização microestrutural.....	90
4.1.3	Microdureza.....	92
4.1.4	Polarização potenciodinâmica.....	93
4.1.5	Rugosidade superficial	95
4.1.6	Tensões residuais	97
4.2	Ensaio mecânicos	101
4.2.1	Ensaio de tração	101
4.2.2	Ensaio de dobramento	102
4.2.3	Ensaio de susceptibilidade à corrosão sob tensão assistido por sulfeto (SSCC) e trincamento induzido pelo hidrogênio (<i>HIC</i>)	104
4.2.4	Ensaio de fadiga	110
5	CONCLUSÕES	121
6	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	123
7	REFERÊNCIAS	124
	APÊNDICE A – DADOS TABULARES DOS ENSAIOS DE FADIGA AO AR	135
	APÊNDICE B – DADOS TABULARES DOS ENSAIOS DE CORROSÃO-FADIGA	136
	APÊNDICE C – REGISTRO FOTOGRÁFICO DAS FRATURAS DOS ENSAIOS DE CORROSÃO-FADIGA	137

1 INTRODUÇÃO

A partir dos descobrimentos dos campos petrolíferos na região do pré-sal ao longo da última década, uma série de desafios tecnológicos deverá ser enfrentada a fim de se garantir operações econômica e ambientalmente seguras. Isso poderá ser alcançado através do desenvolvimento de novas tecnologias capazes de superar as restrições impostas pelas condições ambientais, grandes distâncias da costa e outras complexidades (MORAIS, 2013). Um exemplo claro das complexidades a serem enfrentadas, é o aumento da profundidade de operação como exemplificado pela Figura 1.

Figura 1 – Evolução da profundidade de produção da Petrobras



Fonte: Adaptado de AZEVEDO, 2009

Para aplicações em águas profundas e ultra-profundas como o pré-sal, plataformas flutuantes ou navios do tipo *FPSO* (em inglês, *Floating Production, Storage and Offloading*) são as unidades de produção mais empregadas. Neste caso, em particular no Brasil, os dutos flexíveis são os mais utilizados para o transporte de petróleo do poço à superfície, onde estes equipamentos são responsáveis por suportar elevadas cargas de tração geradas devido à lâmina d'água profunda (DÉSAMAIS et al., 2007; KYRIAKIDES; CORONA, 2007).

A armadura de tração dos dutos flexíveis é um componente muito solicitado mecanicamente, pois é responsável por prover resistência à tração devido à pressão interna e também devido ao próprio peso da linha. Além disso, carregamentos cíclicos podem atuar, sendo esses causados pelo movimento relativo da unidade de produção,

ação do vento, ondas e correnteza. Ademais, nas jazidas do pré-sal brasileiro, foi encontrada a presença de gás carbônico (CO₂) e de gás sulfídrico (H₂S), gerando potenciais efeitos de corrosão e fragilização (DÉSAMAIS et al., 2007; MORAIS, 2013; FERGESTAD; LØTVEIT, 2014). Os níveis de resistência mecânica dos arames de tração estão diretamente ligados à condição na qual o duto flexível irá operar. De forma geral, para ambientes onde há a presença de H₂S, denominados de *sour*, o limite de resistência à tração (σ_{UTS}) dos arames de tração variam de 640 a 850 MPa (RUBIN; GUDME, 2006). Já para ambientes onde esse gás não está presente, chamados de *sweet*, os limites de resistência são consideravelmente maiores podendo chegar a 1400 MPa (DÉSAMAIS et al., 2007). Dessa forma, requisitos antagônicos podem surgir no projeto de dutos flexíveis: a necessidade de elevada resistência mecânica devido às altas profundidades de operação, mas ao mesmo a exigência de se utilizar materiais de menor resistência para se trabalhar em ambiente *sour*.

Para superar as dificuldades impostas pelo cenário apresentado, é de fundamental importância a evolução dos materiais utilizados, visando-se obter maior resistência e desempenho em fadiga. Paralelamente, é necessário o desenvolvimento de métodos de mitigação dos fenômenos de deterioração que podem ocorrer.

Nos últimos anos, uma série de trabalhos foi desenvolvida na tentativa de se encontrar materiais alternativos a serem empregados na fabricação de armaduras de tração. Padilha (2009), por exemplo, estudou a possibilidade de utilização de uma liga de titânio, já que esse material apresenta um melhor desempenho em fadiga. Em contrapartida, o alto custo desse material dificulta consideravelmente a sua utilização.

Já Fontana (2013) avaliou o emprego de cabos de aço no lugar de armaduras de tração convencionais. Foi identificado um grande aumento na vida em fadiga ao ar e em ambiente com água do mar. Além disso, um protótipo em escala real foi desenvolvido e comparado com um duto flexível convencional, apresentado desempenho semelhantes.

Jha et al. (2014) apresentaram um conceito de duto flexível híbrido que emprega uma armadura de tração adicional feita de material compósito visando aplicações com lâmina d'água de 3000 m. Dessa forma, uma menor quantidade de material metálico poderia ser utilizada levando a uma redução de peso do equipamento. Uma das dificuldades da utilização dessa classe de materiais, é o

conhecimento limitado sobre seus modos de falha bem como a inexistência de metodologias adequadas de projeto.

Mais recentemente, Wallauer (2015) realizou uma avaliação e comparação de dois aços de alta resistência mecânica, sendo um deles predominante perlítico (comumente utilizado em arames da armadura de tração) e outro martensítico. Ambos materiais foram avaliados com respeito ao seu comportamento em fadiga, sem e com a presença de entalhes. O material martensítico apresentou desempenho superior em fadiga além de menor sensibilidade ao entalhe e, dessa forma, mostrou-se promissor para a aplicação como arame da armadura de tração. Entretanto, não foi avaliado o comportamento dessa classe de aço frente a ambientes corrosivos tanto sob carregamento estático quanto dinâmico.

A empresa Technip (2012), por sua vez, desenvolveu uma camada de material compósito denominada Anti-H₂S. O objetivo dessa iniciativa foi neutralizar o efeito deletério do sulfeto, o que poderia viabilizar a utilização de aços de altíssima resistência, mesmo em ambientes que contivessem H₂S. Essa camada de material compósito é formada por polietileno, óxido de zinco (ZnO) e óxido de ferro (Fe₂O₃) sendo esse material conhecido como PEZnO. Ambos os óxidos reagem com H₂S, sendo que cada material possui funções específicas. O óxido de zinco reage formando água e sulfeto de zinco (ZnS) enquanto o óxido de ferro atua como um indicador visual devido à mudança de coloração quando a reação ocorre. O trabalho de Epsztein et al. (2011) apresenta a fundamentação teórica empregada no desenvolvimento desta camada.

Diante do contexto apresentado, este trabalho busca avaliar a eficiência de um revestimento de alumínio aplicado em arames da armadura de tração de dutos flexíveis com altíssima resistência mecânica ($\sigma_{UTS}=1400$ MPa) em ambientes corrosivos. O processo de aspersão térmica por arco elétrico foi escolhido para se produzir os revestimentos por já ser amplamente utilizado em aplicações *offshore* (GARVERICK, 1994).

A estratégia experimental adotada neste trabalho contemplou a realização de ensaios de caracterização e mecânicos. Através dos ensaios de caracterização, foi possível se avaliar as diferentes propriedades do revestimento e do substrato de aço. Já os ensaios mecânicos permitiram verificar o comportamento do revestimento sob carregamentos estáticos e dinâmicos ao ar e em ambiente corrosivo contendo CO₂ e H₂S.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Sistemas Flexíveis para Produção de Petróleo

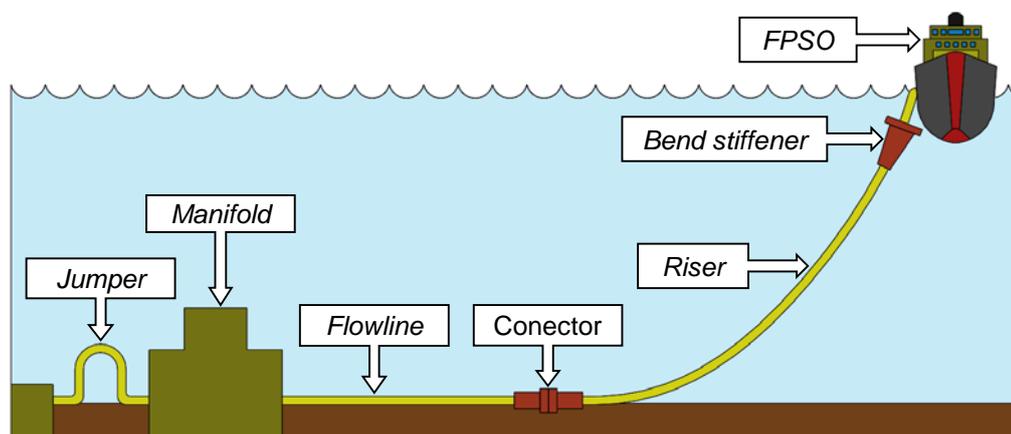
2.1.1 Conceitos gerais

Dutos flexíveis são componentes formados por múltiplas camadas e que são construídos utilizando-se um condutor interno metálico responsável por transportar o fluido interno, arames de aço helicoidais que dão a resistência mecânica necessária à estrutura e uma camada polimérica externa que previne que a água do mar interaja com os arames de tração. Esse tipo de construção permite que o raio mínimo de curvatura seja inferior quando comparados com dutos de aço rígidos (FERGESTAD; LØTVEIT, 2014).

Este tipo particular de estrutura oferece algumas vantagens em relação aos dutos rígidos, as quais se pode destacar o menor custo de transporte e instalação devido à possibilidade de armazenamento em bobinas de menor diâmetro e por permitir a conexão permanente entre uma embarcação com grandes deslocamentos e as instalações submarinas (BAI; BAI, 2014a).

Dependendo do tipo de aplicação ao qual o sistema flexível está sujeito, diferentes nomenclaturas são utilizadas. *Flowline* é o nome dado ao trecho de duto que transporta o fluido por longas distâncias, sendo sujeito a cargas majoritariamente estáticas. *Jumpers* são pequenos trechos de linha flexível utilizados no leito submarino ou no *topside*. Por fim, *risers* é o nome dado ao trecho de duto utilizado para conectar a região de topo com as instalações submarinas, estando sujeita a cargas basicamente dinâmicas (FERGESTAD; LØTVEIT, 2014). A Figura 2 diferencia cada um desses sistemas flexíveis.

Figura 2 - Exemplos de aplicação de *flowlines*, *jumpers* e *risers*



Fonte: O AUTOR (2016).

2.1.2 A estrutura de um duto flexível

As camadas concêntricas de um duto flexível são constituídas por aço e polímeros termoplásticos. Basicamente, dois tipos de construção de dutos flexíveis são utilizados:

- Estruturas com camadas não-aderentes (em inglês, *unbonded*) onde cada componente concêntrico pode deslizar um sobre o outro.
- Nas estruturas com camadas aderentes (em inglês, *bonded*), os arames de tração helicoidais e os elementos responsáveis por suportar a pressão interna são aderidas por um material compósito.

Os dutos com camadas aderentes são basicamente usados como *jumpers* (pequenas distâncias) em aplicações dinâmicas, enquanto as estruturas com camadas não-aderentes são usadas na maioria das aplicações (FERGESTAD; LØTVEIT, 2014). A Tabela 1 apresenta uma comparação entre os dois tipos de dutos flexíveis.

Tabela 1 – Comparação entre dutos flexíveis do tipo *bonded* e *unbonded*

Característica	Dutos flexíveis de camadas aderidas	Dutos flexíveis de camadas não-aderidas	Observações
Comprimento	12 – 100 m	Até vários quilômetros	-
Fluido transportado	Normalmente, não utilizado para gases com altas pressões ou altas temperaturas de serviço	Altas pressões e temperaturas de até 120°C	Dutos com camadas não-aderentes são normalmente preferidos para serviços com gás, petróleo bruto e fluidos em alta temperatura.
Diâmetro interno	Até 24 polegadas	Até 19 polegadas	Dutos com camadas aderentes com diâmetro elevados são fabricados com comprimento de 12 m.
Rigidez à flexão	Excelente	Boa	-

Fonte: Fergestad; Løtveit (2014, p.19)

Devido ao material de estudo deste trabalho ser proveniente de um duto *unbonded* e a sua maior utilização no Brasil, neste trabalho será apresentada somente a descrição dos dutos flexíveis de camadas não-aderentes, muito embora os dutos do tipo *bonded* possuam configuração bastante semelhante. As principais propriedades mecânicas globais dos dutos flexíveis são as seguintes:

- Baixa rigidez à flexão: permite que pequenos raios de curvatura sejam utilizados;
- Alta resistência e rigidez axial: permite que o duto seja utilizado em lâminas da água mais profundas.

Entretanto, essas propriedades favoráveis são obtidas às custas de outras menos benéficas, tais como:

- Baixa resistência torcional;
- Baixa rigidez e resistência à compressão.

Essas características diferenciadas são obtidas através do uso de uma estrutura composta por aço e materiais poliméricos, como mostrado na Figura 3. Todas essas características tornam os dutos flexíveis bastante adequados para o transporte de hidrocarbonetos em ambientes *offshore* (CAMPELLO, 2014; FERGESTAD; LØTVEIT, 2014).

Figura 3 – Principais camadas de um duto flexível tradicional



Fonte: O AUTOR (2016)

A descrição detalhada da função de cada componente interno de um duto flexível está amplamente disponível tanto na literatura científica como nos trabalhos de Fergestad e Løtveit (2014), Lemos (2005), Lopes (2013) e Palmer e King (2008) bem como em normativas técnicas tais quais API 17B (2014b), API 17J (2014a) e ISO 13628-2 (2006). Portanto, no presente trabalho, apenas uma breve descrição sobre os principais componentes internos e suas respectivas funções será feita.

Carcaça intertravada

Essa é a camada mais interna de um duto flexível e sua principal função é suportar a pressão externa, bem como prevenir o colapso caso ocorra uma queda repentina de pressão interna. Outra função da carcaça é resistir às cargas de esmagamento durante operações de instalação e manuseio. Além disso, essa camada, por estar em contato direto com o fluido transportado, pode sofrer corrosão e por essa razão o material utilizado em sua fabricação em geral é aço inoxidável,

podendo ser austenítico, ferrítico ou dúplex dependendo da severidade da aplicação (LEMOS, 2005; CAMPELLO, 2014; FERGESTAD; LØTVEIT, 2014). Os dutos flexíveis podem ou não ser construídos com essa camada sendo possível classificá-los da seguinte forma: dutos com carcaça intertravada são denominados *rough bore*, enquanto dutos sem carcaça são classificados como *smooth bore* (PALMER; KING, 2008).

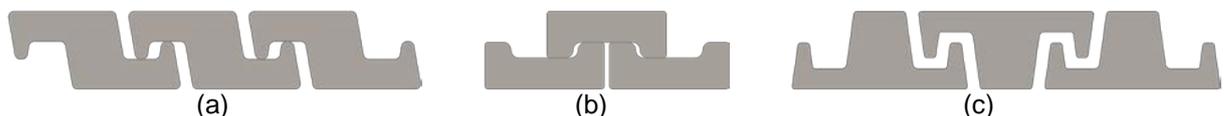
Barreira de pressão ou camada de estanqueidade

Essa camada é fabricada a partir de um polímero extrudado, cuja função é prover estanqueidade ao duto flexível, impedindo o vazamento do fluido transportado. Três classes de polímero são geralmente utilizadas, sendo elas: polietileno de alta densidade (em inglês, *high density polyethylene*, HDPE), polifluoreto de vinilideno (em inglês, *poly vinylidene fluoride*, PVDF) e poliamida, comumente conhecida como Nylon. O principal critério para a escolha de certo material é a temperatura de operação. Além disso, certos materiais, como a poliamida, podem sofrer envelhecimento caso haja presença de água sob temperatura elevada no fluido transportado (LEMOS, 2005; API, 2014b; FERGESTAD; LØTVEIT, 2014).

Armadura de pressão

A principal função desta camada é resistir às tensões tangenciais geradas pela pressão interna atuante no duto. Adicionalmente, é um componente estrutural importante para prover resistência às forças de esmagamento devido ao manuseio ou acidentes operacionais. Dependendo do fabricante, diferentes perfis podem ser utilizados para compor essa camada (ver Figura 4), sendo normalmente denominada a partir do formato dos arames (*zeta*, *C*, *theta*) (FERGESTAD; LØTVEIT, 2014).

Figura 4 - Diferentes perfis utilizados para fabricação da armadura de pressão



Fonte: Adaptado de FERGESTAD; LØTVEIT (2014)

Armaduras de tração

A armadura de tração é composta por camadas (duas ou quatro) de arames que provêm resistência, principalmente, à tração causada pela pressão interna, peso da linha, movimento da unidade de produção, entre outros. As camadas são assentadas de forma contra-helicoidal, a fim de se evitar torção quando a carga axial

for aplicada. Os ângulos de assentamento, na maioria dos casos, variam entre 20 e 55°. Entretanto, para cargas torcionais atuantes na direção contrária ao assentamento dos arames, a resistência e rigidez são extremamente baixas, podendo dar início a um modo de falha conhecido como gaiola de passarinho (em inglês, *birdcaging*) (FERGESTAD; LØTVEIT, 2014).

Os arames possuem seção transversal aproximadamente retangular, sendo obtidos por trefilação após a realização de tratamento térmico de patenteamento. O nível de resistência desejado está fundamentalmente atrelado à presença de sulfeto de hidrogênio (H₂S). A norma NACE TM 0177 (2005) estipula os níveis de resistência à tração dos arames com base na presença ou não de H₂S. Arames para serviços do tipo *sour* (com presença de H₂S) possuem um limite de resistência, em geral, inferior a 900 MPa. Já para o caso de ambientes *sweet* (sem a presença de H₂S) o limite de resistência à tração é bastante superior, variando entre 1200 e 1500 MPa.

Com os recentes desenvolvimentos na indústria *offshore*, a exploração e produção de petróleo avança para lâminas da água cada vez mais profundas, gerando tensões extremamente altas na região de topo. Dessa forma, os arames de tração tornam-se um componente limitante no projeto de dutos flexíveis, principalmente em relação à vida em fadiga (DÉSAMAIS et al., 2007; BERGE; LANGHELLE; EGGEN, 2009).

Capa plástica externa

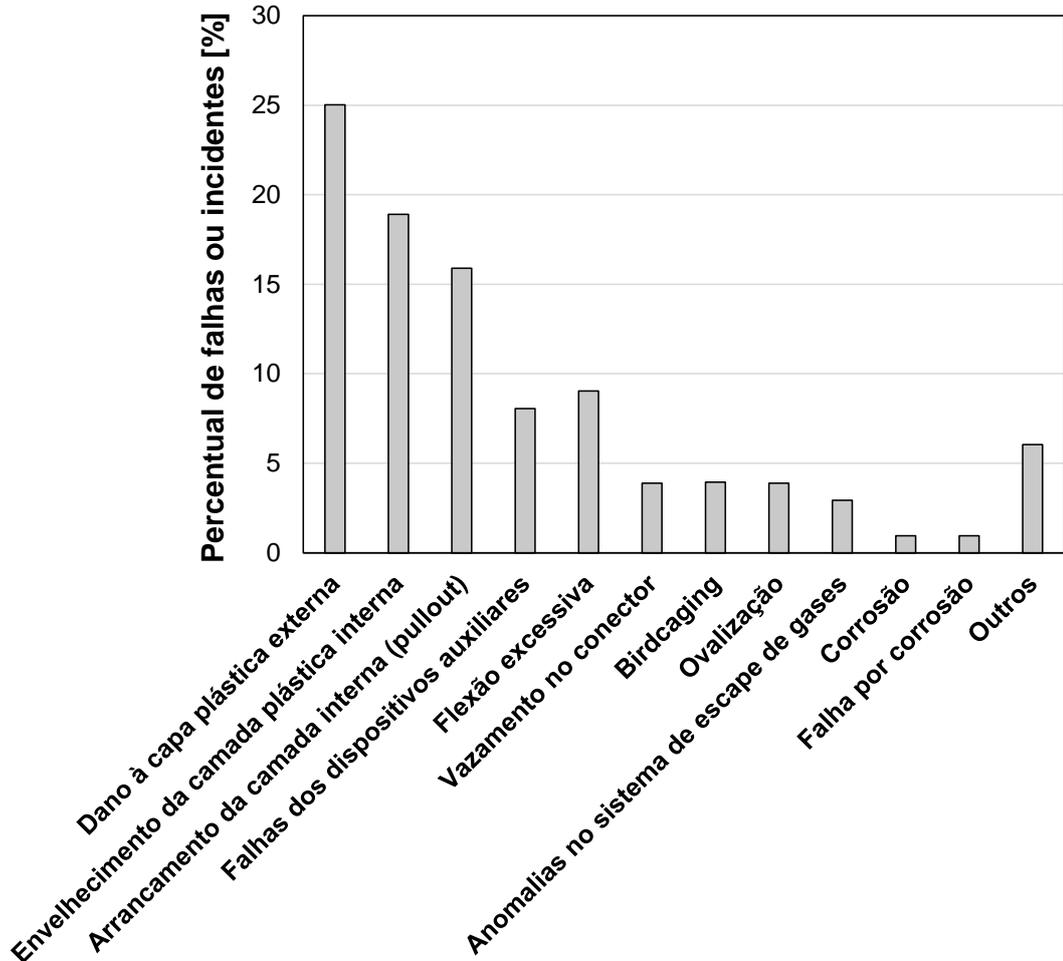
Os arames da armadura externa de tração são protegidos por essa camada polimérica extrudada. Sua principal função é evitar a exposição permanente ao ambiente marinho. Em geral, o material utilizado é polietileno de alta densidade (HDPE) devido a sua boa adesão, resistência à abrasão, propriedades elétricas e baixa absorção da água (LEMOS, 2005; PALMER; KING, 2008; FERGESTAD; LØTVEIT, 2014).

2.1.3 Modos de falha

Devido à complexidade e à estrutura multicamada dos dutos flexíveis, uma grande variedade de modos de falha pode ocorrer. Um modo de falha geralmente é causado pela sucessão de defeitos ou degradação que levam a perda de integridade. A perda de integridade é caracterizada pela redução da capacidade de produção, vazamento, aumento de riscos ambientais, entre outros, enquanto um mecanismo de falha é um defeito que por si só não causa a falha do duto. Dados levantados pela

empresa MCS Kenny (Figura 5) mostram a diversidade de tipos de falhas reportadas para dutos flexíveis, sendo o dano à capa plástica externa o mais comum entre eles (BAI; BAI, 2014b; SIMONSEN, 2014). Muitas vezes, diferentes modos de falha podem atuar de forma sucessiva ou em paralelo, levando à falha total.

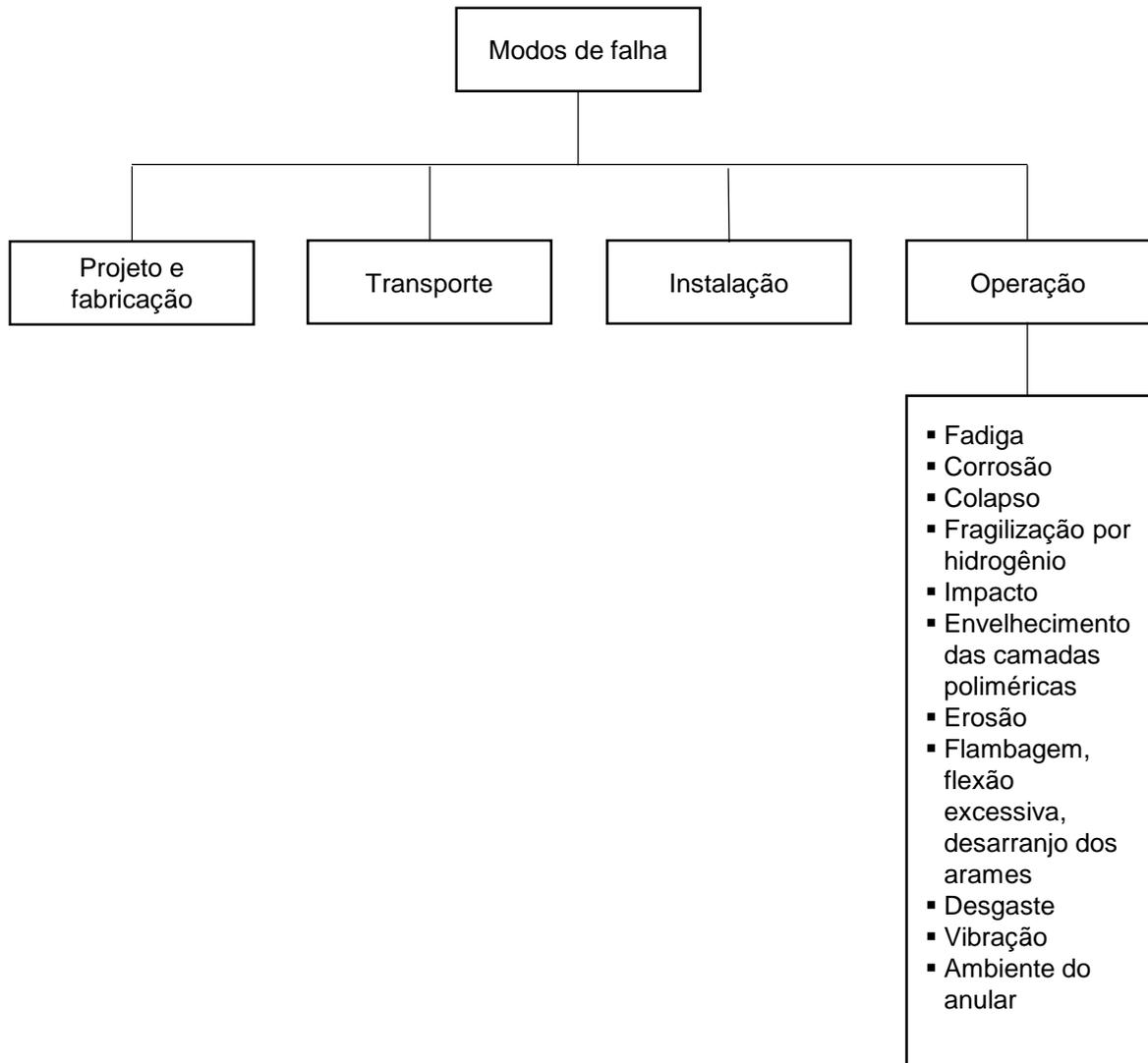
Figura 5 - Dados estatísticos sobre falhas e incidentes com dutos flexíveis



Fonte: Adaptado de OBRIEN et al. (2011)

Normas técnicas como a API 17B (2014b) apresentam de forma detalhada os tipos de defeitos e falhas mais comuns em dutos flexíveis. Adicionalmente, Fergestad e Løtveit (2014) unificaram informações presentes na norma API 17B com as informações apresentadas por Muren (2007), fornecendo dados extremamente detalhados. Muren (2007) dividiu os modos de falha entre as diferentes fases da vida do duto flexível, como é mostrado esquematicamente na Figura 6.

Figura 6 - Modos de falha de dutos flexíveis



Fonte: Adaptado de MUREN (2007)

Durante a etapa de projeto, a falta de conhecimento das propriedades dos materiais pode levar a falha quando em operação. Um exemplo foi o início da utilização de PVDF para a camada de estanqueidade, pois o polímero utilizado anteriormente (Poliamida PA 11) sofria demasiadamente com efeitos de envelhecimento. Outro modo de falha que aparentemente ainda está ligado à falha de projeto é o bloqueio ou perda de funcionalidade do sistema de escape de gases do anular (em inglês, *vent system*) (MUREN, 2007).

Já na etapa de transporte, comumente realizada através do uso de bobinas de aço, a maioria das falhas está relacionada ao armazenamento e a preservação dos dutos. Se o tempo de transporte for elevado, a exposição do duto flexível e dos conectores à luz do sol pode deteriorar a superfície, bem como causar a corrosão das superfícies de vedação (MUREN, 2007).

Danos à camada externa são os mais comumente encontrados durante a fase de instalação. Dependendo da localização e tamanho do defeito, existe a possibilidade que o defeito não seja um problema para a integridade do duto. Entretanto, por exemplo, se o dano encontra-se na zona de respingo, onde a proteção catódica tem efeito extremamente limitado ou inexistente e há fornecimento intenso de oxigênio, danos por corrosão podem ocorrer, pondo em risco a integridade do duto flexível (MUREN, 2007). Além disso, a flexão excessiva é um fator de grande importância quando se analisa *risers* no ponto de contato com o leito marinho (*touch down point, TDP*) (SIMONSEN, 2014).

Outro modo de falha que pode ocorrer durante essa fase é a flexão excessiva do duto, o que pode causar o desencaixe (em inglês, *unlocking*) da armadura de pressão. Isso pode levar à falha do duto quando exposto à alta pressão, durante um teste de pressão, ou, a longo prazo, durante a operação com altas temperaturas e baixas pressões. Ainda, caso a flexão esteja combinada com pressão hidrostática excessiva (como em águas profundas) e compressão, isso pode levar à falha dos arames da armadura de tração por sobrecarga ou flambagem (MUREN, 2007).

Uma grande variedade de modos de falha pode surgir durante a fase de operação de dutos flexíveis, devido à exposição a longo prazo sob diferentes condições. Os seguintes modos de falha serão discutidos a seguir:

- Colapso
- *Burst*
- Envelhecimento de componentes poliméricos
- Erosão
- Corrosão
- Fadiga

Colapso

Esse tipo de falha ocorre quando barreira de pressão e/ou a carcaça falham colapsando para dentro do duto, como ilustrado na Figura 7. Esse tipo de falha causa, primariamente, a diminuição da taxa de produção e perda de integridade. Entretanto, caso a falha não seja detectada inicialmente, a camada de estanqueidade pode sofrer danos que irão originar vazamentos. Nestes casos, a armadura de pressão ainda contribuirá para restringir o vazamento, porém obviamente não da mesma forma caso a barreira de pressão estivesse intacta (4SUBSEA, 2013; SIMONSEN, 2014).

Figura 7 - Exemplo de colapso da carcaça interna



Fonte: OUT (2012)

Burst

Este modo de falha é o inverso do que ocorre quando um duto flexível colapsa. De fato, há duas possibilidades desse modo de falha ocorrer: um ligado à pressão interna excessiva e outro relacionado ao bloqueio do sistema de escape de gases do anular, causando a ruptura da capa externa. A Figura 8 apresenta um caso onde ocorreu o bloqueio do sistema de escape de gases, fazendo com que a pressão no anular aumentasse de tal forma que a camada externa fosse rompida (MUREN, 2007; SIMONSEN, 2014).

Figura 8 - Ruptura da camada externa devido à falha no sistema de escape de gases



Fonte: MUREN (2007)

Envelhecimento dos componentes poliméricos

Este modo de falha está principalmente ligado à temperatura de operação que promove o fenômeno de envelhecimento da camada polimérica interna (BAI; BAI, 2014b). De acordo com o relatório apresentado pela empresa 4Subsea (2013), acredita-se que a hidrólise da água é o principal mecanismo responsável pelo envelhecimento da poliamida PA11. O relatório técnico API 17TR2 (2003) fornece informações detalhadas sobre o processo de envelhecimento da poliamida nos dutos flexíveis, enquanto a norma API 17B (2014b) apresenta recomendações para escolha do material a ser utilizado.

Erosão

A areia presente no fluido transportado pode levar à erosão da carcaça interna, como exemplificado na Figura 9. A erosão, por si só, normalmente não causa a falha do duto ainda que possa comprometer a camada passiva da superfície interna do aço inoxidável dessa camada. Caso a erosão e a corrosão atuem de forma combinada, a diminuição da espessura da parede interna pode ser suficiente para causar o colapso do duto (4SUBSEA, 2013; SIMONSEN, 2014).

Figura 9 – Efeitos da erosão na carcaça interna



Fonte: OUT (2010)

Corrosão

Caso a capa externa seja danificada, os arames da armadura de tração estarão expostos à água do mar. Idealmente, os arames deveriam estar protegidos catodicamente por ânodos instalados nos conectores. Entretanto, já foi observado que corrosão moderada por oxigênio pode ocorrer, pois a proteção catódica pode não ser suficiente para suprimir completamente a reação (MUREN, 2007; 4SUBSEA, 2013). A Figura 10 mostra a corrosão excessiva que ocorreu em um *riser* onde o sistema de

escape de gases foi bloqueado levando à ruptura do camada externa, permitindo que a corrosão ocorresse (OUT, 2010).

Figura 10 - Corrosão excessiva em arame da armadura de tração



Fonte: OUT (2010)

A corrosão, por degradar continuamente o material, diminui a resistência mecânica e à fadiga dos arames de tração. Adicionalmente, caso haja a presença de gases (por exemplo, CO_2 e H_2S) no fluido transportado e eles permeiem através das camadas, o processo de corrosão será acelerado ou ainda poderá ocorrer o fenômeno de fragilização por hidrogênio.

Fadiga

As várias camadas do duto flexível estão sujeitas a diferentes tensões durante a operação, sendo normalmente dada especial atenção aos componentes de aço. A carcaça metálica, por exemplo, pode sofrer fadiga como resultado de imprecisões na fabricação ou ainda devido à mudança das condições de carregamento durante a operação (MUREN, 2007).

Entretanto, danos por fadiga não estão comumente relacionados à falha de dutos flexíveis. Essa constatação é resultado dos elevados fatores de segurança, da ordem de 10, que são empregados nos projetos desses equipamentos submarinos. Não há nenhum outro fator de segurança dessa magnitude no que diz respeito à corrosão, degradação de polímeros e outros mecanismos de falha (4SUBSEA, 2013).

Porém, ao longo dos últimos anos, com operações em águas cada vez mais profundas, as cargas aplicadas em *risers* flexíveis aumentaram significativamente tornando necessária a utilização de arames de tração cada vez mais resistentes. Além disso, a presença de H_2S no fluido transportado torna necessária a consideração desse fator durante a fase de projeto. Idealmente, o ambiente anular no qual os

arames de tração estão alojados não contém a presença de agentes corrosivos. Entretanto, experiências de campo mostraram que pode haver a presença de espécies agressivas ao aço, o que poderia diminuir a vida em fadiga dos arames de tração (DÉSAMAIS et al., 2007; BERGE; LANGHELLE; EGGEN, 2009). Devido a esse tópico estar diretamente ligado ao trabalho desenvolvido, ele será abordado separadamente e de forma mais detalhada a seguir.

2.1.4 Arames da armadura de tração e o espaço anular

Introdução e visão geral

Ao longo dos últimos 10 a 15 anos, uma grande atenção foi dada ao estudo da corrosão dos arames da armadura de tração dentro do espaço anular. Inicialmente, durante a fase de projeto, pensava-se que o anular mantinha-se seco. Dessa forma, a utilização de curvas S-N levantadas ao ar, parecia ser a abordagem mais adequada (ANDERSEN, 2002; 4SUBSEA, 2013).

Entretanto, devido às experiências coletadas em campo bem como estudos conduzidos pelos fabricantes de dutos flexíveis, chegou-se à conclusão que a difusão de componentes ativos como água, dióxido de carbono (CO_2) e sulfeto de hidrogênio (H_2S) através da camada de estanqueidade interna poderia ocorrer. Adicionalmente, a capa plástica externa sofre danos com certa frequência permitindo o ingresso de água do mar ou mesmo ar atmosférico proveniente da região emersa, o que acaba ocasionando o chamado alagamento do espaço anular (UNDERWOOD, 2002; TARAVEL-CONDAT; GUICHARD; MARTIN, 2003; 4SUBSEA, 2013). Além de todos esses fatos, trincas e/ou danos por corrosão nos arames de tração são difíceis de serem detectados e caracterizados. Desta maneira, falhas em regiões com altas tensões podem ocorrer, como, por exemplo, dentro do *bend stiffener* (ver Figura 2) onde o acesso para inspeção é ainda mais restrito (FERGESTAD; LØTVEIT, 2014). De acordo com o relatório apresentado pela 4Subsea (2013), as falhas mais comprometedoras que ocorreram em dutos flexíveis estão relacionadas à corrosão dos arames de tração. Em sua maioria, tratava-se de dutos com danos na camada externa próximos à zona de respingo ou acima do nível do mar.

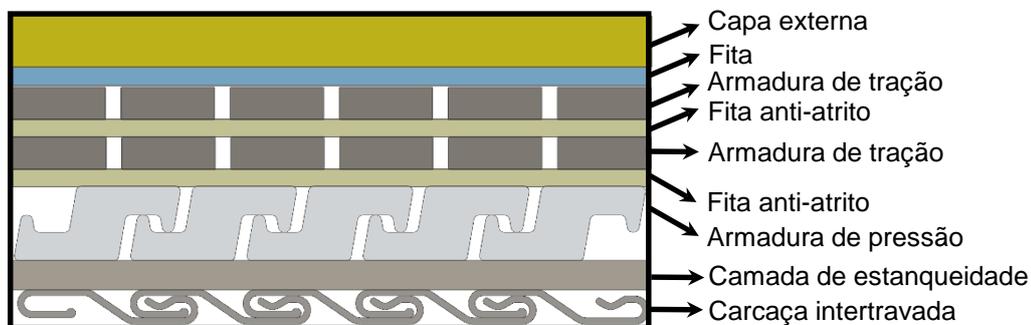
Como consequência, diversos trabalhos foram conduzidos focando-se no desenvolvimento de procedimentos para qualificar arames de tração expostos a ambientes corrosivos utilizando-se tanto ensaios estáticos quanto dinâmicos. A abordagem principal utilizada foi a realização de ensaios em escala reduzida, como

apresentado nos trabalhos de Andersen (2002), Underwood (2002), Berge et al. (2003), Clements e Ethdrige (2003), Taravel-Condât e Désamais (2006), Rubin e Gudme (2006;2009), Trillo et al. (2007), Désamais et al. (2007), Berge, Langhelle e Eggen (2009), Désamais e Taravel-Condât (2009), Hudak, Feiger e Patton (2010), Hudak, Robledo e Hawk (2011), dos Santos et al. (2011), Berge, Wang e Langhelle (2014), Dugstad et al. (2015) e Ottensen-Hansen et al. (2015).

Espaço anular

O espaço anular é definido como a região existente entre a camada de estanqueidade e a capa externa, como pode ser visto na Figura 11. Pode ser visto que as armaduras de pressão e tração em conjunto com as fitas anti-atrito ocupam boa parte do volume espaço anular, chegando a ocupar cerca de 85 a 95% do espaço disponível. O espaço remanescente é preenchido por ar e um pouco de óleo lubrificante proveniente do processo de fabricação (FERGESTAD; LØTVEIT, 2014). Já a temperatura, pode variar entre 20 e 80°C, dependendo das condições de operação e das propriedades térmicas da estrutura (TARAVEL-CONDAT; DÉSAMAIS, 2006).

Figura 11 - Desenho esquemático das camadas de um duto flexível



Fonte: O AUTOR (2016)

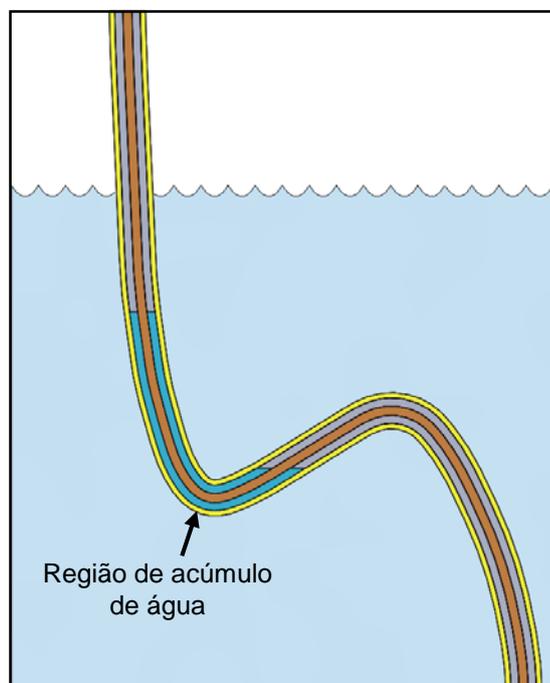
Devido ao tipo de construção *unbonded*, as camadas concêntricas poderão deslizar uma em relação a outra devido às cargas dinâmicas de tração e flexão atuantes nos *risers* flexíveis. Esse movimento relativo pode gerar altas tensões de contato, podendo danificar filmes protetivos de óleo. Além disso, desgaste por contato pode ocorrer na armadura de tração (FERGESTAD; LØTVEIT, 2014).

Ambiente no espaço anular e o mecanismo de corrosão

As camadas poliméricas interna e externa dos dutos flexíveis apresentam certa permeabilidade quando em contato com certos gases como metano (CH₄), sulfeto de

hidrogênio (H₂S), dióxido de carbono (CO₂) e água (H₂O) que podem estar presentes no fluido transportado (BENJELLOUN-DABAGHI et al., 2002). Entretanto, prever a composição do ambiente anular pode ser difícil, porque de fato essa pode variar ao longo do duto, dependendo da configuração, condições de operação e integridade da capa externa (4SUBSEA, 2013). Por exemplo, em *risers* instalados em configuração do tipo *lazy wave*, a região preferencial para acúmulo de água será a parte inferior da corcova como mostrado esquematicamente na Figura 12 (UNDERWOOD, 2002; ERIKSEN; ENGELBRETH, 2014).

Figura 12 - Exemplo de região preferencial de acúmulo de água em *riser* com configuração tipo *lazy wave*



Fonte: Adaptado de ERIKSEN; ENGELBRETH (2014)

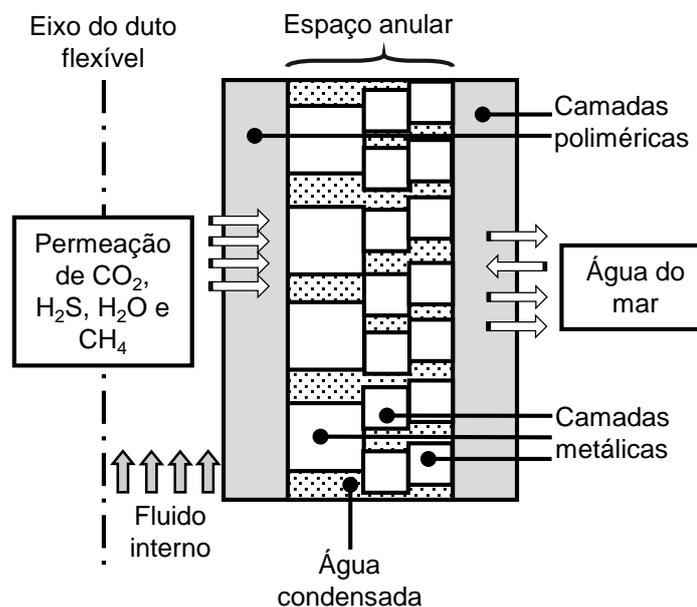
De acordo com Doynov (2013), três diferentes condições do anular podem ser previstas durante a fase de projeto:

- Presença de fluidos condensados considerando que a capa externa esteja intacta;
- Anular alagado com água do mar desaerada devido a um dano na capa externa durante a instalação seguido de reparo;
- Anular alagado com água do mar aerada devido a um dano acidental durante a operação.

Uma forma de se prever a composição do espaço anular é através da utilização de modelos numéricos especificamente desenvolvidos para este fim, como aqueles

apresentados por Benjelloun-Dabaghi (2002) e Taravel-Condât, Guichard e Martin (2003). Através de equações de transferência de calor e massa, busca-se prever a difusão de gases através das camadas do duto flexível em função do tempo. Hipóteses simplificadoras são utilizadas para se construir um modelo axissimétrico bidimensional como ilustrado na Figura 13. Testes em escala média e em escala real bem como dados obtidos de operação foram utilizados para se validar o modelo proposto.

Figura 13 – Representação esquemática da permeação de diferentes espécies em um duto flexível



Fonte: Adaptado de BENJELLOUN-DABAGHI et al. (2002)

O processo de corrosão irá depender da presença de água na fase líquida no anular, sendo governada pelos ácidos, formadores de ácido ou oxigênio. Por exemplo, o CO_2 pode se dissolver na água, levando à formação de ácido carbônico (H_2CO_3). Além disso, outros ácidos orgânicos podem ser formados como ácido fórmico (CHOOH), ácido acético (CH_3COOH) e ácido propanóico ($\text{CH}_3\text{CH}_2\text{COOH}$). Já o H_2S é um ácido presente em alguns reservatórios e caso esse entre em contato com os arames de tração de alta resistência, dois tipos de danos podem ocorrer: trincas induzidas por hidrogênio (em inglês, *hydrogen induced cracking, HIC*) e corrosão sob tensão assistida por sulfeto (em inglês, *sulfide stress corrosion cracking, SSCC*) (TARAVEL-CONDAT; DÉSAMAS, 2006; FERGESTAD; LØTVEIT, 2014). De acordo com Fergestad e Løtveit (2014), as espécies constituintes do anular, podem estar presentes na seguintes quantidades:

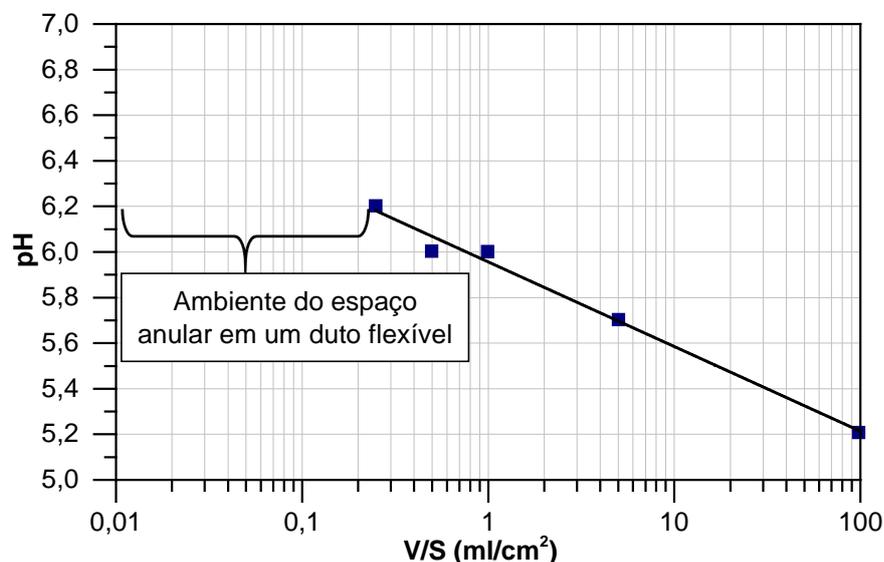
- CO_2 : desde frações de 1 até alguns bar de pressão;

- H_2S : desde valores desprezíveis de pressão até valores na faixa de 10 mbar;
- CH_3COOH : quantidades mínimas de ácido acético já foram encontradas no anular, porém os modelos de permeação não consideram a sua presença;
- O_2 : água do mar aerada contém entre 6 e 10 ppm de oxigênio dissolvido, tendendo a diminuir conforme a profundidade aumenta.

Um fator extremamente importante é o confinamento do espaço anular, caracterizado pela relação entre o volume de solução e a superfície total de aço exposta (V/S). O valor desta relação é bastante baixo, ficando entre 0,02 e 0,06 ml de líquido por cm^2 de aço. Além do alto grau de confinamento, a solução fica estagnada no anular e, em muitos casos, desaerada (ANDERSEN, 2002; DÉSAMASIS et al., 2007).

Dessa forma, diversos estudos demonstraram que nesse tipo de ambiente os danos por corrosão são bem menos severos do que o esperado. Por exemplo, Ropital et al. (2000) realizaram experimentos que demonstraram que as taxas de corrosão diminuem conforme o grau de confinamento aumenta, enquanto o pH tende a ser maior em ambientes confinados do que em ambientes não-confinados, como mostrado na Figura 14. Pode-se notar que o pH no ambiente anular sempre é superior a 5 e, normalmente, próximo a 6 (TARAVEL-CONDAT; DÉSAMASIS, 2006; DÉSAMASIS; TARAVEL-CONDAT, 2009).

Figura 14 – Efeito da razão de confinamento no pH de uma solução com NaCl 3% saturada com 1 bar de CO_2 a $20^\circ C$



Fonte: Adaptado de TARAVEL-CONDAT; DÉSAMASIS (2006)

Já Remita et al. (2007) projetaram um tipo de célula eletroquímica específica para o estudo da corrosão em ambientes confinados. Por sua vez, a empresa Technip lançou em 1997 um programa de testes para se estudar a corrosão generalizada em aço em ambientes confinados. Ficou comprovado que quanto maior o grau de confinamento menor era a taxa de corrosão por CO₂, sendo que para ambientes confinados a taxa obtida variou de 5 a 10 µm/ano, enquanto o previsto para ambientes não confinados era de 3,7 mm/ano (TARAVEL-CONDAT; DÉSAMAS, 2006).

Em geral, ensaios em escala reduzida para levantamento de curvas S-N tendem a possuir uma relação V/S bastante superior ao que acontece na prática. Portanto, um certo grau de conservadorismo está presente no processo de qualificação de arames de tração considerando ambientes corrosivos, o que, de certa forma, está de acordo com as práticas usuais de projetos de engenharia. No entanto, um equilíbrio deve ser atingido entre um projeto excessivamente conservador e a possibilidade de não conservadorismo levando a falha catastrófica (BARNES, 2014).

Qualificação de arames da armadura de tração em ambientes contendo H₂S

A qualificação de arames da armadura de tração para aplicações em ambientes contendo H₂S envolve a realização tanto de ensaios estáticos quanto dinâmicos. As diretrizes básicas para o processo de qualificação estão disponíveis na norma API 17J (2014a). Os ensaios estáticos englobam a verificação da resistência do material à fragilização por hidrogênio (*HIC*) e sulfetos (*SSCC*) enquanto os ensaios dinâmicos caracterizam o comportamento em fadiga em ambientes corrosivos com o objetivo de se obter curvas S-N representativas do material em um determinado meio. Nas seções seguintes serão descritos em maior detalhe cada um dos tipos de ensaios realizados.

Ensaio para avaliar a resistência ao *HIC* e *SSCC* de arames da armadura de tração

Para se determinar a resistência de arames de tração ao *HIC* e *SSCC*, amostras devem ser submetidas ao teste descrito na norma NACE TM 177 (2005). De acordo com esta metodologia, corpos de prova são submetidos a carregamentos trativos em soluções aquosas com baixo pH e contendo H₂S. A norma indica quatro diferentes métodos de teste, sendo que a norma API 17J (2014a) indica a realização de ensaios de tração e flexão a quatro pontos para arames de tração, sendo estes similares aos métodos A e B propostos pela NACE TM0177 (2005), respectivamente. Além disso, três soluções são indicadas para a realização dos ensaios, sendo denominadas A, B e C (ver Tabela 2). Para o método B de ensaio, uma solução

específica é indicada sendo essa composta por 0,5 %p/p de ácido acético (CH_3COOH) dissolvido em água destilada ou deionizada.

Tabela 2 - Soluções indicadas para testes de *HIC* e *SSCC*

Solução	Composição	pH	Método de ensaio indicado
A	5% p/p NaCl, 0,5% p/p CH_3COOH dissolvidos em água destilada ou deionizada	Antes de entrar em contato com a amostra: 2,6 < pH < 2,8 Durante o ensaio: pH < 4	A, C, D
B	5% p/p NaCl, 2,5% p/p CH_3COOH , 0,41% p/p CH_3COONa dissolvidos em água destilada ou deionizada	Antes de entrar em contato com a amostra: 3,4 < pH < 3,6 Durante o ensaio: pH < 4	A, C, D
C	Água destilada ou deionizada contendo 0,4 g/L CH_3COONa e NaCl com borbulhamento de CO_2 e H_2S	Ajuste de pH para valor desejado com HCl e NaOH	A, C, D

Fonte: NACE TM 0177 (2005, p. 3)

Mecanicamente, as amostras devem ser carregadas até um certo nível de tensão inferior à tensão de escoamento e mantidas na solução escolhida por 720 horas. Para arames da armadura de tração, em geral, o nível de carregamento corresponde a 90% da tensão de escoamento (RUBIN; GUDME, 2006; TARAVEL-CONDAT; DÉSAMASIS, 2006; DÉSAMASIS et al., 2007).

Para se alcançar a carga desejada diferentes metodologias podem ser utilizadas, dentre as quais pode-se citar a instalação de *strain gages* ou a utilização de equações de resistência dos materiais relacionando a deflexão aplicada com a tensão no ponto de interesse. A norma ASTM G39 (2011), por exemplo, indica procedimentos para se projetar, preparar e realizar ensaios de corrosão sob tensão por flexão. A Figura 15 apresenta diferentes dispositivos de ensaios sugeridos pela norma para ensaios em meios corrosivos sob tensão. Para cada configuração apresentada, equações analíticas estão disponíveis para se determinar a tensão nos arames. Para os casos de flexão a três e a quatro pontos, a tensão está relacionada com a deflexão aplicada, sendo que esta pode ser medida através da utilização de um relógio comparador como apresentado na Figura 16.

Figura 15 – Diferentes dispositivos de ensaios sugeridos pela norma ASTM G39 (2011): (a) Flexão a dois pontos; (b) Flexão a três pontos; (c) Flexão a quatro pontos; (d) Flexão dupla

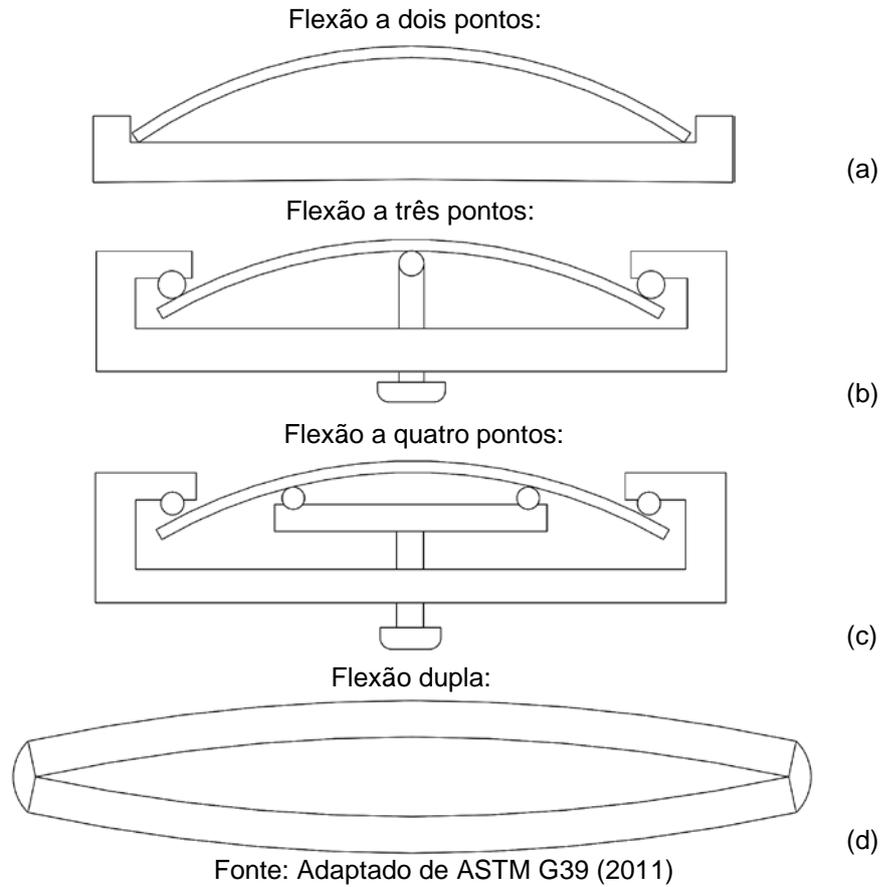
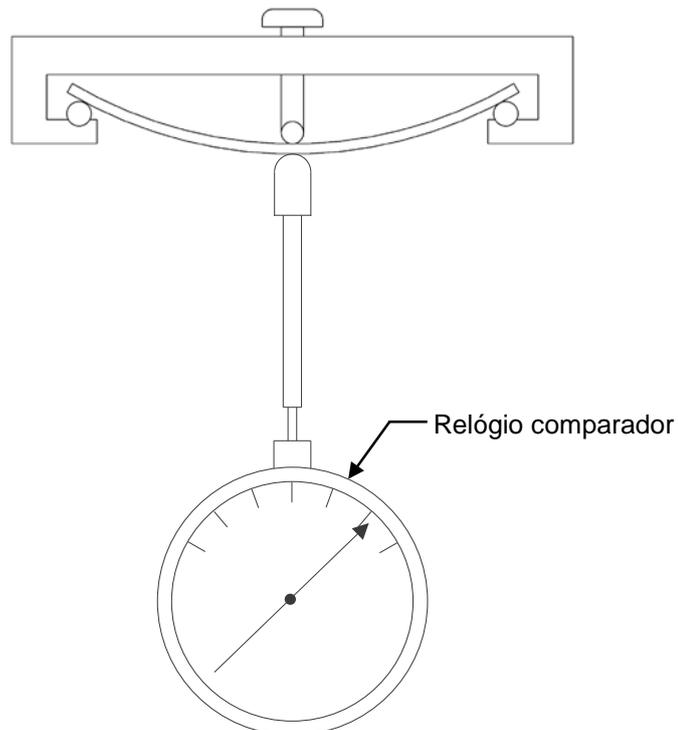


Figura 16 - Medição da deflexão para ensaio de flexão a três pontos

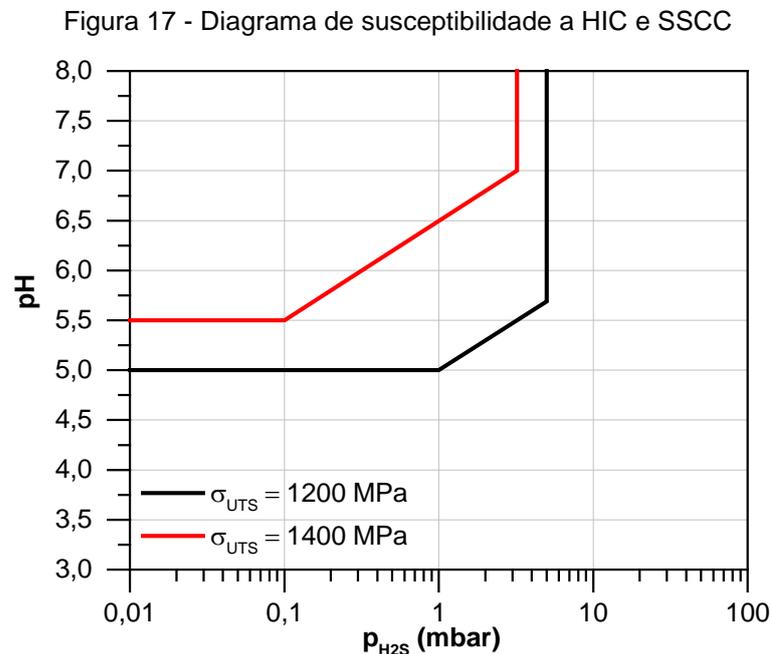


Fonte: Adaptado de ASTM G39 (2011)

Após o término dos ensaios, diferentes métodos de inspeção podem ser empregados para se identificar trincas nos corpos de prova ensaiados. Em geral, inicialmente, pode-se realizar uma inspeção visual dos corpos de prova com auxílio de uma lupa de baixa magnificação ou ainda através de ensaio de líquidos penetrantes. Para se realizar uma investigação mais detalhada, pode-se partir para inspeções através de ensaios não-destrutivos como partículas magnéticas ou ultrassom seguidas de análises metalográficas em microscópio ótico (RUBIN; GUDME, 2006; DÉSAMAIS et al., 2007).

De modo geral, arames de tração de dutos flexíveis projetados para operar em ambientes *sour* possuem limite de resistência à tração em torno de 850 MPa, enquanto esse valor sobe consideravelmente para aproximadamente 1400 MPa para ambientes onde não há a presença de H₂S. Devido a essa grande diferença, muitos estudos foram realizados a fim de se desenvolver materiais com resistência intermediária específicos para ambientes contendo baixos teores de H₂S, onde materiais de mais alta resistência não poderiam ser aplicados. Dentro desse contexto, ensaios de resistência a *HIC* e *SSCC* tem grande importância para qualificação dessa nova classe de materiais. Além disso, considerando ambientes de águas profundas, a qualificação de aços com resistência intermediária permitiria a utilização de dutos com duas camadas de arame de tração enquanto, para os materiais tradicionais para ambiente *sour*, quatro camadas deveriam ser adotadas. Esse fato, por si só, tem um grande impacto no peso do duto e na escolha dos equipamentos auxiliares como, por exemplo, o *bend stiffner* (DÉSAMAIS et al., 2007). Désamais et al. (2007) demonstraram a viabilidade de utilização de arames de tração em ambientes contendo pequenos teores de H₂S com limite de resistência à tração de 1200 MPa comparando-os com um aço de uma classe com 1400 MPa de resistência mecânica. Ensaio uniaxiais foram realizados, submetendo os corpos de prova a um nível de carregamento correspondente a 90% da tensão de escoamento. Dessa forma, diagramas de pH em função da pressão parcial de H₂S foram obtidos onde linhas limítrofes foram determinadas como mostrado na Figura 17. As regiões acima das linhas limítrofes indicam que os aços são adequados para determinado ambiente, enquanto as regiões inferiores às linhas limítrofes indicam que o material tende a fragilizar naquele determinado meio. É possível perceber que com a redução limite de resistência à tração do material, a nova classe de aço desenvolvida tornou-se

adequada para determinadas aplicações contendo H₂S, como o ambiente no espaço anular discutido anteriormente.



Fonte: Adaptado de DÉSAMASIS et al. (2007)

Ensaio de fadiga de arames da armadura de tração em ambientes corrosivos

A partir da percepção de que ensaios de fadiga de arame de tração em ambientes corrosivos deveriam ser realizados, uma grande gama de trabalhos foi desenvolvida ao longo dos últimos 15 anos. Por exemplo, os institutos MARINTEK/SINTEF foram responsáveis por um *Joint Industry Project (JIP)* com a finalidade de desenvolver e aprimorar os protocolos de teste de fadiga em arames da armadura de tração de dutos flexíveis (BERGE et al., 2003).

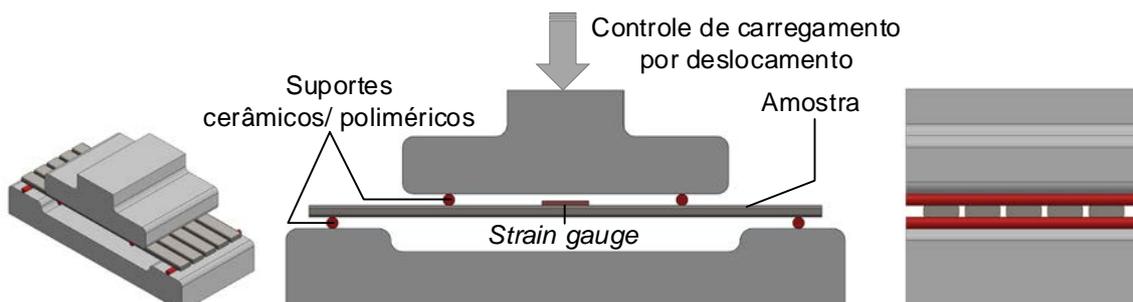
De forma geral, uma grande quantidade de informações pode ser obtida em relação aos seguintes procedimentos e parâmetros de teste:

- Preparação de amostras;
- Tipo de carregamento aplicado e frequência de ensaio;
- Temperatura de ensaio
- Ambiente: soluções, gás ou mistura de gases utilizados durante os ensaios;
- Metodologias para simular a condição de confinamento em dispositivos de ensaio;
- Tratamento dos dados de ensaios e obtenção de curvas de projeto.

Berge et al. (2003) sugerem que amostras a serem ensaiadas devem ser removidas de dutos a fim de possuir a geometria real de operação e, assim, levar em conta fatores devido ao processo de fabricação. As amostras utilizadas para ensaios em fadiga, muitas vezes, terão maior ou menor preparação dependendo do tipo do carregamento aplicado. Por exemplo, para ensaios onde o carregamento será axial, um processo de endireitamento manual poderá ser necessário, sendo que esse processo deve ser realizado com extremo cuidado e causando o mínimo de deformação plástica possível (BERGE et al., 2003). No trabalho de Berge, Wang e Langhelle (2014), por exemplo, amostras foram endireitadas manualmente e duas geometrias foram adotadas: uma usinada com redução de seção na porção central da amostra e outra sem qualquer tipo de remoção de material.

Quanto ao tipo de carregamento aplicado em ensaios de fadiga, considera-se que carregamentos axiais e por flexão são equivalentes, sendo que, para cada condição, algumas precauções e considerações devem ser tomadas. Para ensaios com carregamento axial, o alinhamento dos dispositivos de ensaio é fundamental, a fim de se evitar qualquer tipo de flexão secundária. Dispositivos de ensaio a três ou quatro pontos podem ser utilizados para carregamentos de flexão, como mostrado esquematicamente na Figura 18 (BERGE et al., 2003). Como pode ser observado, as amostras são suportadas por roletes fabricados de material cerâmico ou polimérico com objetivo de se evitar a formação de par galvânico com os dispositivos de ensaio. Esse tipo de configuração tende a ser a mais utilizada, principalmente, devido ao fato que um número maior de amostras pode ser ensaiado em paralelo, podendo chegar até mesmo a oito corpos de prova (RUBIN; GUDME, 2006). Extensômetros de resistência elétrica (*strain gages*) são os mais indicados de serem instalados nas amostras para se garantir que o nível desejado de tensão/deformação esteja sendo aplicado (BERGE et al., 2003)

Figura 18 - Dispositivo típico para ensaios de fadiga por flexão



Fonte: O AUTOR (2016)

Além disso, no trabalho de Berge, Langhelle e Eggen (2009) foi desenvolvido um dispositivo de ensaio para se utilizar amostras em uma condição semelhante a uma viga em balanço, como mostrado na Figura 19. Entretanto, a preparação desse tipo de amostra envolve usinagem ao longo do comprimento com o objetivo de se manter o momento fletor constante. De fato, a utilização dessa configuração de ensaio não é amplamente utilizada considerando a literatura disponível.

Figura 19 – Tipo de amostra similar a uma viga em balanço utilizada em ensaios de corrosão-fadiga



Fonte: BERGE; LANGHELLE; EGGEN (2009)

Devido ao fato da corrosão ser um processo dependente do tempo, uma grande preocupação entre diversos autores foi a escolha da frequência de ensaios de corrosão-fadiga. Por esse motivo, protocolos de ensaios acelerados com altas frequências podem gerar resultados inválidos. Por outro lado, caso os ensaios fossem realizados na frequência natural das ondas, questões econômicas e de tempo restringiriam o número de ciclos a serem realizados (BERGE et al., 2003). Por exemplo, para ensaios realizados ao ar, frequências da ordem de até 100 Hz podem ser atingidas, enquanto para ensaios de corrosão-fadiga esse valor cai drasticamente para até 0,2 Hz (ANDERSEN, 2002). Berge et al. (2003) e as diretrizes do documento API RP 17B (2014) recomendam a utilização de uma frequência de ensaio de, no máximo, 0,5 Hz, sendo este valor bastante utilizado por outros autores (TARAVELCONDAT; DÉSAMAIS, 2006). Entretanto, Trillo et al. (2007) realizaram ensaios a 0,5 e 10 Hz em água do mar com proteção catódica e não foi observada diferença considerável nos resultados para as diferentes frequências. Já Berge, Langhelle e Eggen (2009) utilizaram frequências de 0,2, 0,5, 2 e 5 Hz em três diferentes meios: água do mar aerada, água do mar com CO₂ e água do mar com H₂S. Foi concluído que ensaios realizados a 2 Hz fornecem dados realísticos bastante semelhantes aos

obtidos a 0,5 Hz, sendo possível, portanto, utilizar essa frequência para levantamento de curvas de projeto. Já quando os ensaios foram realizados com uma frequência de 5 Hz, a vida em fadiga obtida foi superior ao caso em que frequências menores foram utilizadas, o que poderia levar a uma curva de projeto não conservadora.

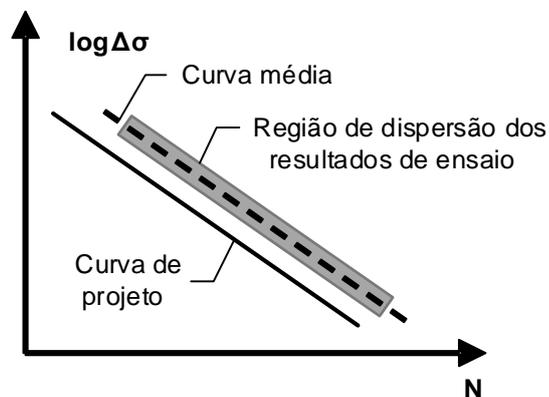
Por conta da temperatura poder interferir nos processos eletroquímicos de corrosão, alguns autores relataram a realização de ensaios na temperatura de operação prevista para uma determinada aplicação. Em geral, a temperatura de operação se concentra na faixa entre 70 e 80°C (ANDERSEN, 2002; TARAVEL-CONDAT; DÉSAMAIS, 2006). No trabalho de Taravel-Condat e Désamais (2006), ensaios estáticos simulando condições de confinamento foram realizados a 20 e 80°C. Entretanto, a influência da temperatura não ficou totalmente evidenciada. Em ambientes contendo CO₂ apenas, nenhuma correlação direta entre a taxa de corrosão e temperatura pôde ser observada. Já para ambientes contendo CO₂ e H₂S, ocorreu um leve aumento da taxa de corrosão com a temperatura. Dessa forma, a grande maioria dos ensaios relatados na literatura são realizados a temperatura ambiente.

O ambiente de ensaios de corrosão-fadiga é composto por uma solução aquosa em conjunto com o gás escolhido. Duas soluções aquosas normalmente são utilizadas: água do mar sintética especificada pela norma ASTM D1141 (2013) ou água destilada/deionizada. Além disso, inibidores de corrosão podem ser utilizados dependendo do caso de estudo e o pH deve ser monitorado durante o decorrer do ensaio. Os ensaios podem ser realizados em ambientes aerados ou desaerados, sendo que os principais gases utilizados neste caso são o gás carbônico (CO₂), gás sulfídrico (H₂S) ou uma mistura de ambos. Diferentes pressões de ensaios já foram utilizadas em ensaios de corrosão-fadiga, podendo variar de 0,01 bar a até mesmo 15 bar (ANDERSEN, 2002; DOS SANTOS et al., 2011). Além disso, Trillo et al. (2007) e Berge, Langhelle e Eggen (2009) realizaram ensaios em água do mar com proteção catódica, o que não é comumente realizado.

Normalmente, as cubas de ensaio possuem um volume considerável e, assim, a relação V/S tornar-se-ia elevada. A forma mais comumente utilizada para se contornar esse problema é a inserção de pequenos fragmentos de aço para se aumentar a superfície de material exposto ao meio corrosivo. Os materiais mais utilizados são a lâ de aço ou pregos, como já reportado por diversos autores (ANDERSEN, 2002; BERGE et al., 2003; RUBIN; GUDME, 2006; DUGSTAD et al., 2015).

A partir dos resultados de ensaio para uma determinada condição, a curva média pode ser obtida utilizando-se o tratamento de regressão linear disponível na norma ASTM E739 (2015a). Andersen (2002) sugere que a curva de projeto pode ser determinada a partir da curva média deslocada, garantindo-se 95% de confiabilidade. Entretanto, grande parte dos autores sugere a adoção de uma prática convencional de projeto onde a curva média é deslocada dois desvios padrão para esquerda na curva S-N, como mostrado esquematicamente na Figura 20 (BERGE et al., 2003; TRILLO et al., 2007). Além disso, uma quantidade razoável de amostras deve ser ensaiada, podendo variar de 12 a 24, em diferentes níveis de tensão. Considerando arames de tração totalmente íntegros (por exemplo, sem corrosão prévia), os níveis de tensão devem ser escolhidos cuidadosamente para que o número de ciclos para a falha seja, no mínimo, superior a 100000 ciclos. Caso contrário, a regressão linear utilizada para obtenção da curva média pode ser incorreta (BERGE et al., 2003; ASTM, 2015a). Metodologias para correção devido ao efeito da tensão média não-nula podem ser utilizadas, sendo os métodos de Goodman e Gerber os mais difundidos (BERGE et al., 2003; DOWLING, 2012).

Figura 20 - Representação esquemática da curva média e curva de projeto utilizado no projeto de dutos flexíveis



Fonte: Adaptado de BERGE et al. (2003)

2.2 Fadiga dos Materiais

2.2.1 Introdução

A fadiga dos materiais é um dano localizado e progressivo que ocorre em estruturas e componentes sujeitos a carregamentos cíclicos. Esses carregamentos, em geral, estão consideravelmente abaixo do limite de resistência mecânica do material, porém o dano microscópico vai se acumulando até o ponto onde uma trinca

ou outro dano macroscópico é formado, levando a falha do componente (DOWLING, 2012).

Atualmente, existem três principais abordagens para se analisar e projetar contra falhas por fadiga. O método mais tradicional é o denominado Vida Total (comumente conhecido como método S-N), onde a análise é baseada nas tensões nominais na região de interesse. Diversas correções podem ser feitas para se levar em conta o efeito da tensão média e a presença de entalhes, por exemplo. Outra abordagem é a chamada de Iniciação de Trinca, também chamada de método ϵ -N, onde a vida é baseada na deformação local, podendo-se levar em conta o efeito de deformação plástica localizada. Por fim, o método mais recentemente desenvolvido é o da Mecânica da Fratura, que trata especificamente do comportamento de crescimento de uma trinca pré-existente no material. Essa metodologia pode ser usada juntamente com o método de Iniciação de Trinca para se prever a vida total de um componente (ou seja, iniciação seguida da propagação de uma trinca) (BANNANTINE; COMER; HANDROCK, 1989; DOWLING, 2012). Devido ao fato que para o projeto de dutos flexíveis a abordagem S-N é a metodologia mais utilizada, somente este método será descrito no presente trabalho.

2.2.2 Conceitos gerais

Descrição do carregamento dinâmico

A Figura 21 apresenta um carregamento cíclico esquemático a partir do qual algumas definições podem ser feitas. A diferença entre a tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$) e a tensão mínima ($\sigma_{\text{mín}}$) é definida como a variação de tensão $\Delta\sigma$. A tensão varia em torno da tensão média σ_m , sendo esta a média aritmética entre os valores máximo e mínimo. Alguns autores utilizam o termo tensão alternada ou amplitude de tensão (σ_a), o que corresponde à metade da variação da tensão. Outra variável importante é a razão de carregamento (R) definida pela razão entre a tensão mínima e a máxima. As Equações 1, 2, 3 e 4 resumem as relações apresentadas anteriormente.

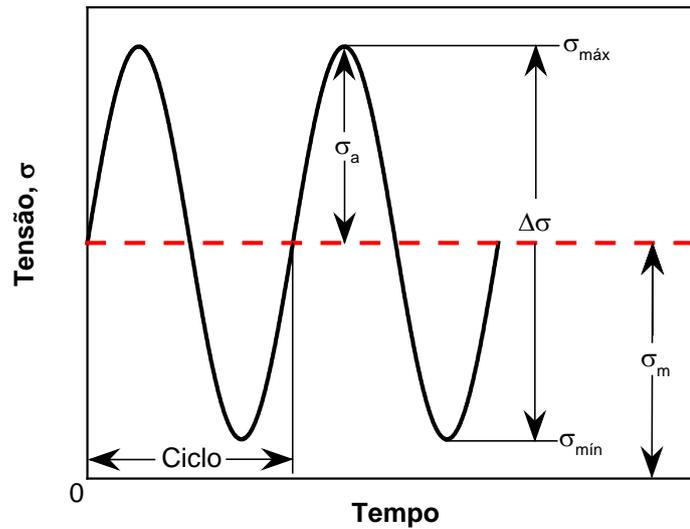
$$\Delta\sigma = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}} \quad (1)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad (2)$$

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (3)$$

$$R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{máx}}} \quad (4)$$

Figura 21 – Carregamento cíclico esquemático

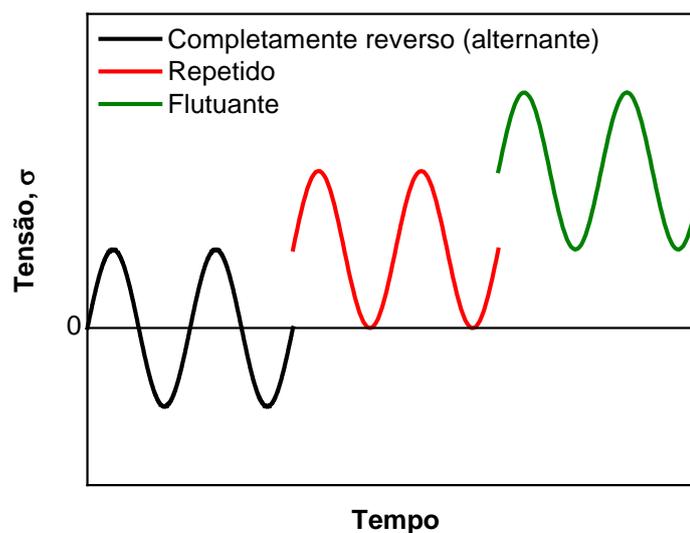


Fonte: O AUTOR (2016)

A partir das equações apresentadas alguns tipos de carregamento cíclico podem ser definidos como mostrado na Figura 22, sendo eles os seguintes:

- Completamente reverso (alternante): variação periódica com tensões máxima e mínima iguais ($R=-1$; $\sigma_m=0$);
- Repetido: carregamento a partir de zero até um valor máximo ($R=0$; $\sigma_m>0$);
- Flutuante: Carregamento genérico onde os valores máximo e mínimo podem ser positivos e/ou negativos ($R\neq 0$; $\sigma_m\neq 0$).

Figura 22 - Tipos de carregamento dinâmico



Fonte: O AUTOR (2016)

A Equação 5 é amplamente adotada, onde σ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga e b é o expoente de resistência à fadiga, sendo constantes do material.

Muitos aços e alguns materiais possuem um limite de resistência à fadiga (σ_e), ou seja, um nível de tensão abaixo do qual a falha por fadiga nunca irá ocorrer como mostrado na Figura 23. Entretanto, este limite de fadiga depende de vários fatores tais como acabamento superficial, tipo de processamento pelo qual o material passou, temperatura de operação, ambiente de operação, entre outros. Dessa forma é possível encontrar na literatura fatores de correção para se levar em conta diferentes condições dos parâmetros citados acima, como em Budynas e Nisbett (2010).

Outros conceitos importantes relacionados à curvas S-N são os termos fadiga de baixo ciclo e fadiga de alto ciclo. O primeiro se refere a situações onde os efeitos de deformação plástica estão presentes sendo melhor descrito pelo método ϵ -N. Já para a fadiga de alto ciclo, que se inicia entre 1000 e 10000 ciclos, deformações elásticas são dominantes e o método S-N consegue descrever adequadamente o comportamento nessa região.

2.2.3 Fatores que influenciam o comportamento em fadiga

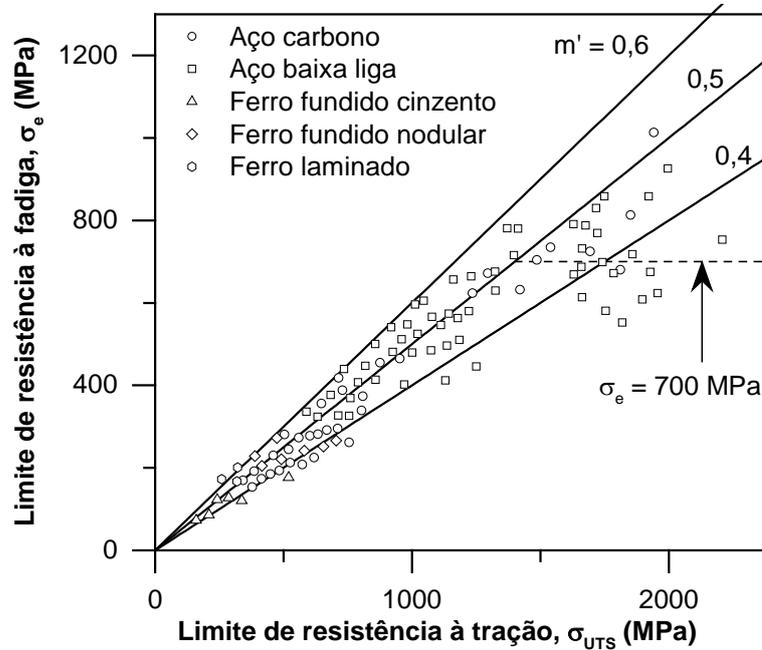
Limite de resistência à tração, tensão média e geometria

O limite de resistência à fadiga de aços, em geral, está relacionado com o limite de resistência à tração do material, considerando corpos de provas lisos especialmente preparados para os ensaios de fadiga. A Figura 24 apresenta essa relação para diferentes tipos de materiais, onde pode-se perceber que, para aços de alta resistência, o limite de resistência à fadiga fica entre 40 e 50% do limite de resistência à tração, enquanto para materiais de menor resistência essa relação é superior. Esse fato indica que um certo grau de ductilidade pode ser benéfico para prover resistência a um carregamento cíclico (DOWLING, 2012).

Outro importante fator que tem influência em curvas S-N é o efeito da tensão média aplicada. Em geral, é observado que tensões médias trativas deterioram a vida em fadiga enquanto tensões médias compressivas são benéficas, garantindo uma maior vida em fadiga, como apresentado na Figura 25. Uma série de metodologias foi desenvolvida para se avaliar a influência da tensão média em diagramas do tipo vida constante, sendo as mais conhecidas as de Goodman, Gerber e Soderberg. Mais recentemente, também foram desenvolvidos os métodos de Morrow, Smith-Watson-Topper e Walker (STEPHENS et al., 2000; DOWLING, 2004). Uma descrição

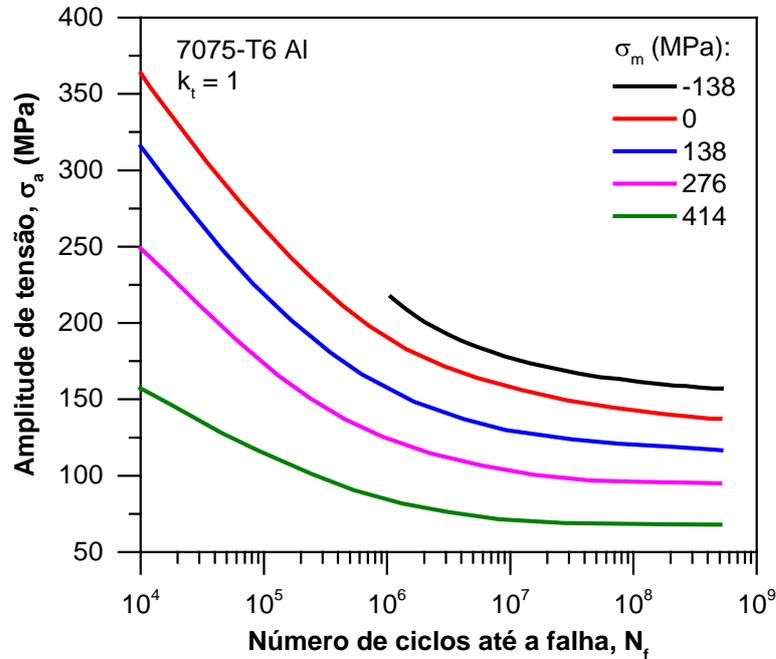
detalhada e uma comparação entre as diferentes metodologias pode ser encontrada no trabalho de Dowling (2004).

Figura 24 – Limite de resistência à fadiga de diversos materiais em função do limite de resistência à tração; m' corresponde à relação σ_e/σ_{UTS}



Fonte: Adaptado de FORREST (1962)

Figura 25 - Curvas S-N levantadas sob diferentes níveis de tensão média para uma liga de alumínio

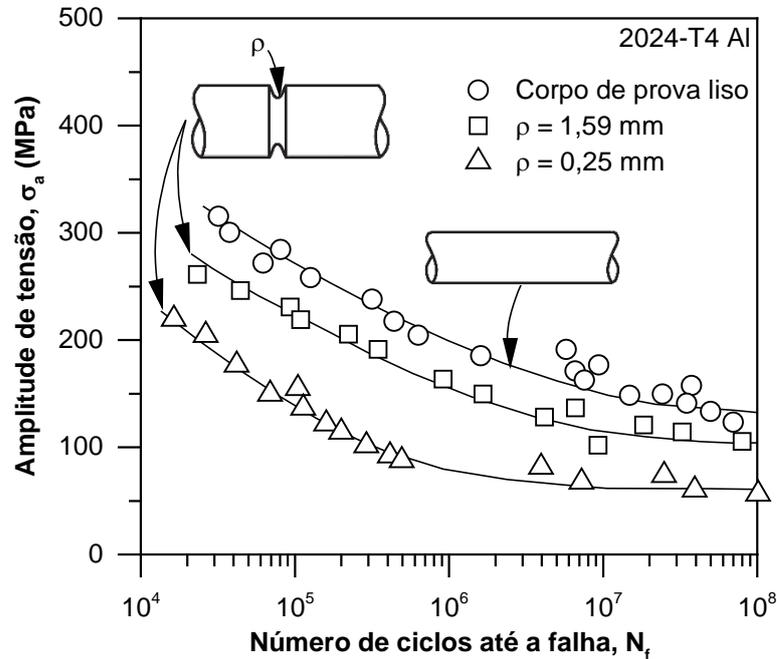


Fonte: Adaptado de HOWELL; MILLER (1955)

Por elevarem a tensão localmente, entalhes contribuem para diminuição da vida em fadiga, sendo mais deletério quanto maior for o fator de concentração de

tensões. Além disso, o efeito de concentradores de tensões é mais crítico em materiais de alta resistência e ductilidade limitada (DOWLING, 2012).

Figura 26 – Efeito do entalhe no comportamento em fadiga de uma liga de alumínio



Fonte: Adaptado de MACGREGOR; GROSSMAN (1952)

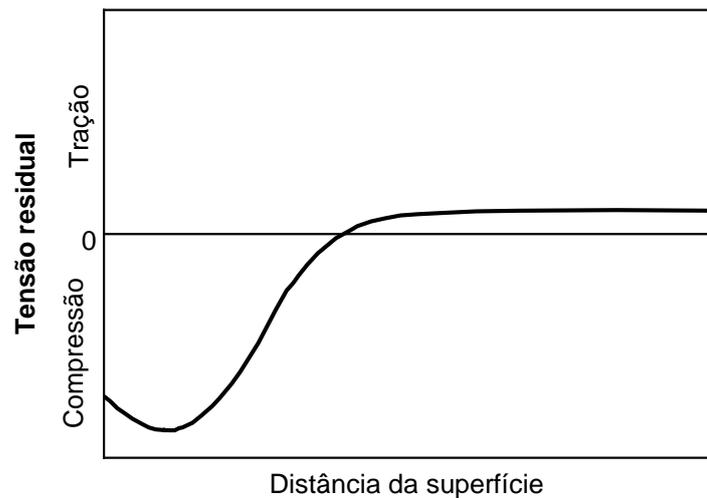
Tensões residuais

Tensões residuais são geradas em um determinado material ou componente devido a diferentes causas, tais como o processo de manufatura, gradientes térmicos, diferentes coeficientes de expansão térmica de fases ou ainda gradientes na composição química. Os diferentes processos de manufatura são uma das mais importantes razões para o aparecimento das tensões residuais nos materiais de engenharia. De fato, essas tensões são resultado de deformações plásticas não homogêneas (LÖHE; LANG; VÖHRINGER, 2002).

Já foi comprovado que tensões residuais possuem um efeito similar a da tensão média, onde tensões compressivas tendem a ser benéficas e tensões trativas diminuem a vida em fadiga. Dessa forma, aproveitando-se do potencial efeito benéfico das tensões residuais, alguns processos de manufatura visam a introdução de tensões residuais compressivas na superfície do componente com o objetivo de se aumentar a vida em fadiga, por exemplo. Um exemplo clássico é o caso do processo comumente conhecido como *shot peening*, onde ocorre o bombardeamento da superfície com esferas (metálicas, de vidro ou de cerâmica) com força suficiente para gerar deformação plástica. A Figura 27 apresenta uma distribuição típica de tensões

residuais abaixo da superfície de um material, após ter passado por esse processamento. A profundidade que permanecerá com estado de tensão residual compressiva varia entre 0,025 e 0,5mm, enquanto a tensão compressiva máxima está diretamente relacionada com o limite de resistência do material (STEPHENS et al., 2000).

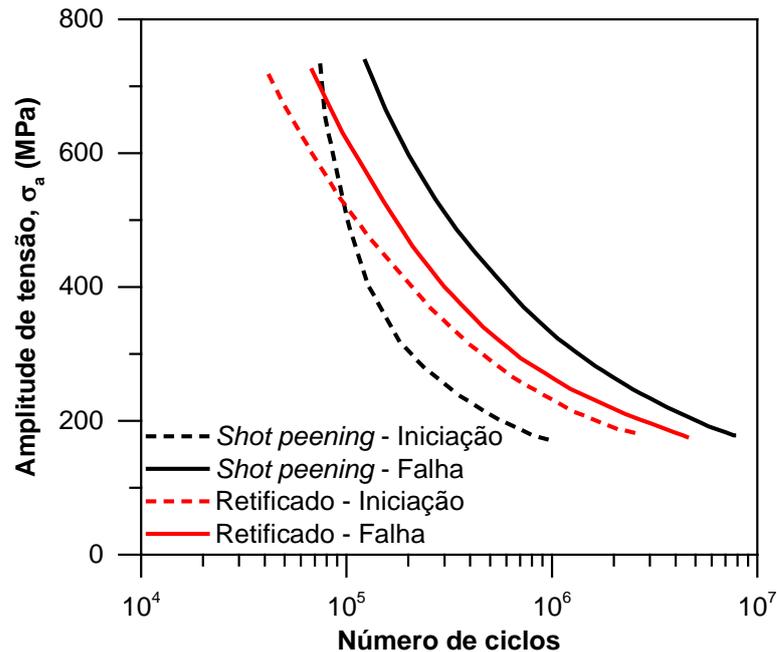
Figura 27 - Distribuição de tensão residual típica a partir da superfície para o processo de *shot peening*



Fonte: Adaptado de STEPHENS et al. (2000)

Devido à distribuição de tensões residuais apresentada na Figura 27 e considerando o fato que trincas de fadiga geralmente nucleiam a partir da superfície, é esperado que o desempenho em fadiga seja melhorado. De fato, como mostrado na Figura 28, materiais que passam pelo processo de *shot peening* possuem um comportamento superior sob carregamentos dinâmicos. Entretanto, pode-se perceber que a iniciação da trinca para vidas longas, a partir de 100 000 ciclos, ocorre antes do que para o material retificado. Isso acontece principalmente devido ao efeito de microentalhe causados pelo processamento. Entretanto, a propagação da trinca é menor na superfície modificada, o que resulta em um número de ciclos até a falha superior em relação à condição retificada (STEPHENS et al., 2000; LÖHE; LANG; VÖHRINGER, 2002).

Figura 28 - Curvas S-N para iniciação da trinca e falha para o aço SAE 1045



Fonte: Adaptado de HERZOG (1997)

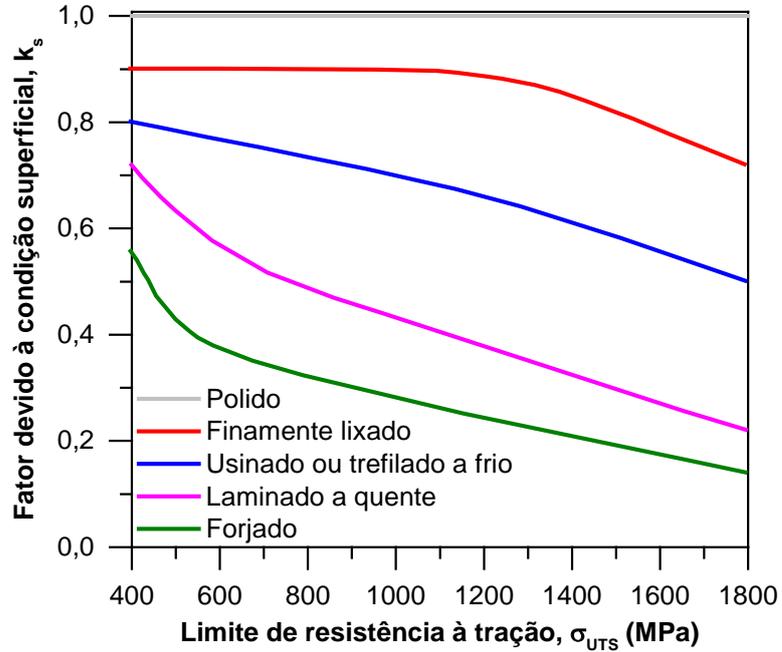
Condição superficial

A condição superficial tem grande importância no comportamento em fadiga de componentes, pois, como mostrado anteriormente, grande parte das falhas por fadiga se origina na superfície. Os efeitos superficiais são causados por diferenças na rugosidade, microestrutura, composição química e tensões residuais. Essa influência será mais pronunciada em fadiga de alto ciclo, pois boa parte da vida de um componente envolve a nucleação de um defeito ou trinca. Do ponto de vista de projeto, em geral, isso é levado em conta através do uso de um fator de correção denominado k_s aplicado no limite de resistência à fadiga. Esse fator é função basicamente de duas variáveis: condição de processamento e limite de resistência à tração do material, como mostrado na Figura 29.

Itoga et al. (2003) estudaram a influência da rugosidade superficial em aços de altíssima resistência mecânica, onde diversas curvas S-N foram levantadas para corpos de prova com diferentes rugosidades superficiais. A Figura 30 ilustra de forma esquemática os principais fenômenos observados. Para vidas de até aproximadamente 4 milhões de ciclos, as falhas iniciavam a partir da superfície do material. Evidentemente, maiores rugosidades levaram ao desempenho inferior em fadiga. Além disso, foi observada uma região de transição, para vidas extremamente longas, onde a falha iniciava-se sub-superficialmente. Entretanto, foi observado que,

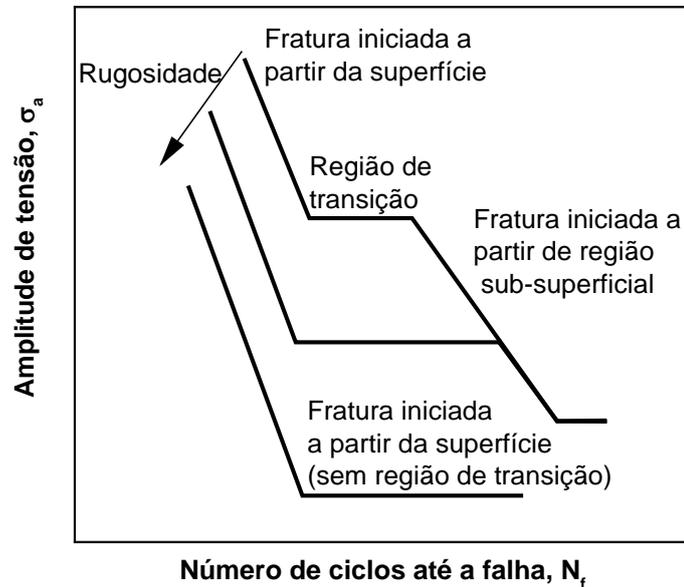
caso a rugosidade superficial fosse elevada o suficiente, essa transição não era observada.

Figura 29 - Efeitos da condição superficial no limite de resistência à fadiga do aço



Fonte: Adaptado de JUVINALL; MARSHEK (2011)

Figura 30 - Ilustração esquemática mostrando o efeito da rugosidade no desempenho em fadiga de aços de alta resistência mecânica

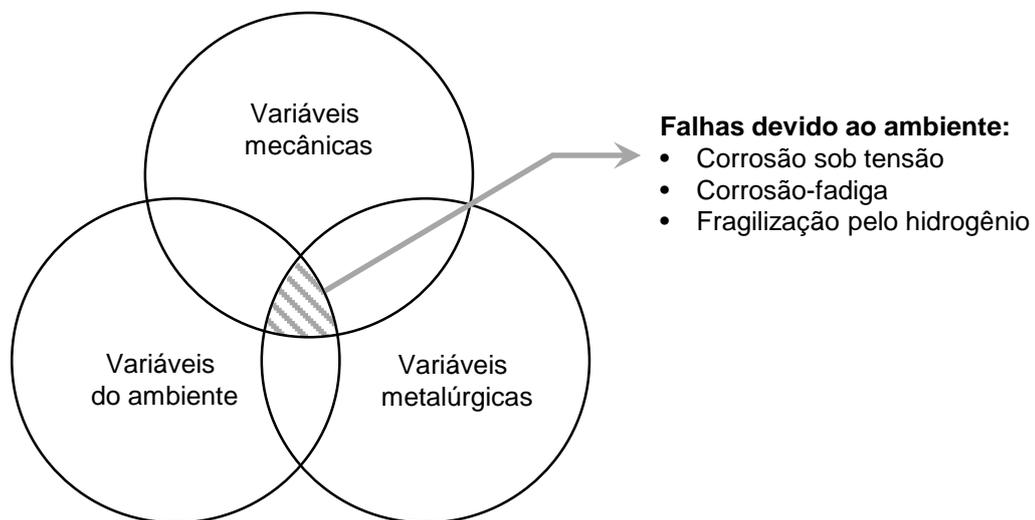


Fonte: Adaptado de ITOGA et al. (2003)

Efeitos do ambiente

As condições do ambiente tem um papel extremamente dominante no comportamento em fadiga, podendo ser até mais prejudiciais do que concentradores de tensão. O efeito do ambiente de operação não pode ser analisado de forma isolada devido à interação com outras variáveis importantes, como mostrado esquematicamente no diagrama de Venn da Figura 31. Para o caso de carregamentos dinâmicos que atuam em conjunto com um ambiente corrosivo, se dá o nome de corrosão-fadiga. O efeito sinérgico de ambos acaba sendo mais prejudicial do que no caso em que somente um desses fatores estivesse agindo sozinho (ANDRESEN, 1997; STEPHENS et al., 2000).

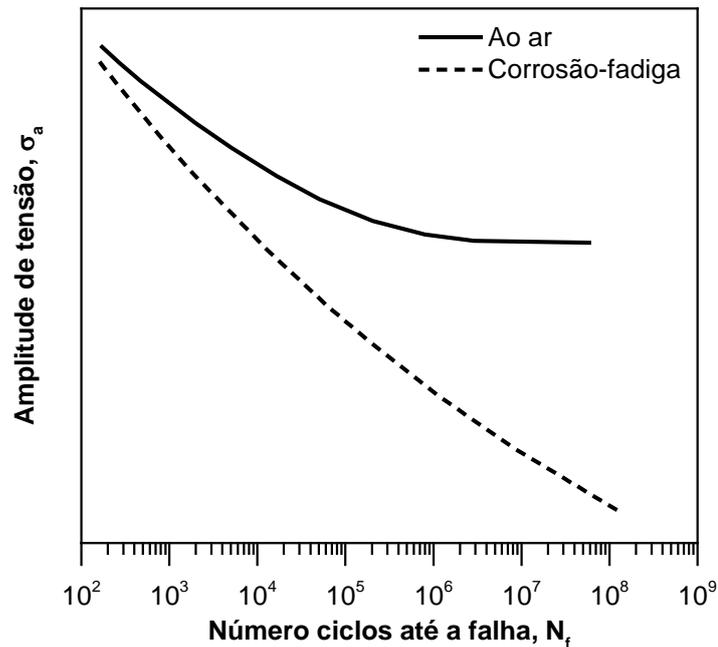
Figura 31 - Diagrama de Venn para consideração dos efeitos do ambiente de operação



Fonte: Adaptado de ANDRESEN (1997)

Dessa forma, o efeito da corrosão-fadiga causa uma redução drástica da resistência à fadiga, como mostram esquematicamente as curvas S-N apresentadas na Figura 32. Além disso, o limite de resistência à fadiga não é mais evidenciado sob a condição de corrosão-fadiga. O efeito do meio é mais preponderante para fadiga de alto ciclo, enquanto para casos de fadiga de baixo ciclo há uma tendência de convergência para um mesmo valor de vida. Isso se deve ao fato do tempo ser insuficiente para que o efeito da corrosão seja notado (STEPHENS et al., 2000).

Figura 32 – Efeito do ambiente corrosivo no comportamento em fadiga



Fonte: Adaptado de STEPHENS et al. (2000)

2.3 Aspersão Térmica

2.3.1 Introdução

Aspersão térmica é um termo genérico a um grupo de processos existentes para a aplicação de revestimentos metálicos e não-metálicos. Estes processos podem ser divididos em três grandes categorias: aspersão térmica por chama, por arco elétrico ou por plasma. Através de uma dessas fontes de energia, o material do revestimento (podendo ser em pó ou fio, por exemplo) é aquecido até um estado fundido ou semi-fundido. As partículas então são aceleradas ou propelidas contra a superfície do material com o objetivo de causar algum tipo de ligação com o substrato. As partículas subsequentes causam o aumento da camada até a espessura desejada e formam uma estrutura lamelar (DAVIS, 2004).

As principais vantagens do processo de aspersão térmica são as seguintes:

- Uma grande diversidade de materiais pode ser aplicada como revestimento;
- Aplicação de revestimento sem aporte térmico elevado;
- A possibilidade, em muitos casos, da remoção do revestimento e nova deposição em um local que tenha ocorrido um dano na camada.

Entretanto, a principal desvantagem se deve à dificuldade de se revestir regiões pequenas e profundas, principalmente, devido ao tamanho da pistola de metalização (DAVIS, 2004).

Segundo Cortés, Buschinelli e Paes (2000) a aderência do revestimento está diretamente ligada a três mecanismos fundamentais, sendo eles:

- Mecânico: Após o impacto das partículas sobre o substrato, ocorre o resfriamento dessas e o ancoramento mecânico sobre a superfície limpa e rugosa;
- Químico-metalúrgico: Em alguns casos, devido ao calor transferido para o substrato, pode ocorrer micro-soldagem em regiões localizadas, difusão atômica com formação de solução sólida e compostos intermetálicos.
- Físico: Esse mecanismo tem importância secundária, sendo caracterizada pela formação de ligações fracas do tipo van der Waals.

Devido às características apresentadas e visando a extensão de vida útil, o processo de aspersão térmica encontrou grande aplicação em estruturas e equipamentos de grande porte tais como instalações *offshore*, vasos separadores, entre outros. Esse processo tem sido vantajoso para casos onde uma proteção permanente e de baixa manutenção é necessária, a aplicação de revestimentos a quente é inviável e o uso de outros tipos de revestimentos é descartado (CAVALCANTI et al., 1999).

Dessa forma, o uso de revestimentos de alumínio e ligas de alumínio-zinco tem grande destaque para a proteção de instalações e equipamentos expostos a ambientes altamente agressivos, tais como atmosferas marinhas, áreas urbanas e industriais contaminadas por SO₂ e H₂S ou ainda em refinarias e áreas de produção *offshore* de petróleo (CAVALCANTI et al., 1999).

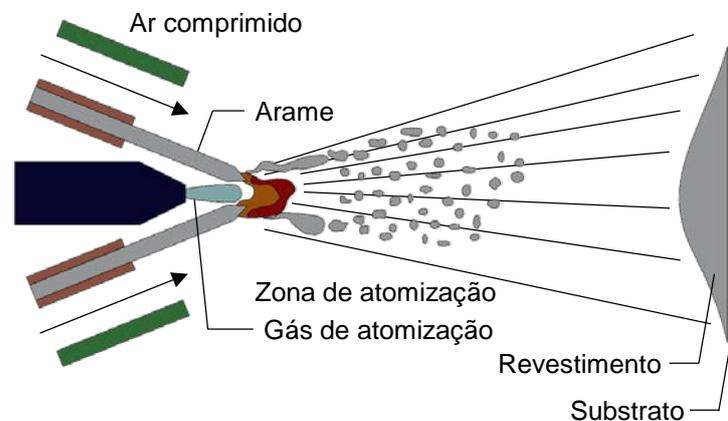
No presente trabalho será discutido em maior detalhe o processo de aspersão térmica por arco elétrico focado em revestimentos de alumínio, pois esta foi a técnica utilizada para revestimento do material em estudo. Informações detalhadas sobre os diferentes processos de aspersão térmica podem ser encontrados em Davis (2004) e Pawlowski (2008), por exemplo.

2.3.2 Aspersão térmica de alumínio e suas ligas

Descrição do processo de aspersão térmica por arco elétrico

No processo de aspersão térmica por arco, dois arames consumíveis são conectados a uma fonte de alta corrente contínua e servem de alimentação a uma pistola, sendo que na extremidade dessa formam um arco elétrico produzindo a fusão do material. O metal é então atomizado e propelado contra o substrato por um fluxo de ar (DAVIS, 2004). A Figura 33 apresenta uma representação esquemática do processo de aspersão térmica por arco elétrico.

Figura 33 – Representação esquemática do processo de aspersão térmica por arco elétrico



Fonte: Adaptado de DAVIS (2004)

Como os arames são fundidos diretamente pelo arco elétrico, a eficiência térmica desse processo é consideravelmente superior a outros tipos de aspersão térmica. Além disso, a aspersão térmica por arco elétrico transfere menos calor para o substrato por unidade de material metalizado do que outros processos convencionais, como por chama e plasma. Quanto às características do revestimento obtidas por arco elétrico, observa-se a formação de óxidos em teores de até 15% , sendo que a porosidade pode variar entre 5 e 10% (CAVALCANTI et al., 1999; DAVIS, 2004).

Devido à alta taxa de deposição que pode ser alcançada, a aspersão térmica por arco elétrico é adequada para diferentes tipos de aplicações, podendo ser utilizada em estruturas de aço de obras civis, tanques de armazenamento, estruturas *offshore*, entre outros (DAVIS, 2004).

Preparação da superfície

A etapa de preparação da superfície é essencial para o processo de aspersão térmica, pois a adesão do revestimento está diretamente ligada à limpeza e rugosidade da superfície do substrato. A limpeza da superfície a ser revestida consiste na remoção de todos os contaminantes superficiais, tais como óleos, graxas, poeira e pintura. Solventes orgânicos são normalmente empregados, sendo que água quente pressurizada ou vapor da água podem ser utilizados, sendo este último um método econômico e eficiente. Essa sub-etapa tem papel importante, pois o calor de aspersão térmica não remove a contaminação existente, podendo inibir a adesão do revestimento (MARQUES, 2003; PAWLOWSKI, 2008).

Após a limpeza, a superfície deve ser submetida a algum tratamento capaz de aumentar a sua rugosidade. O método mais tradicional é o jateamento abrasivo onde partículas abrasivas são propelidas contra o substrato. Com o impacto, as partículas removem pequenas irregularidades da superfície e causam deformação plástica localizada. O material logo abaixo da superfície permanece no regime elástico e tenta retornar a sua forma original. Assim, devido ao balanço de forças internas, a superfície passa a um estado compressivo de tensões residuais, enquanto a região adjacente permanece em um estado trativo (DAVIS, 2004; PAWLOWSKI, 2008).

As partículas abrasivas podem ser de aço ou ferro fundido com forma irregular ou esférica. Partículas cerâmicas de forma irregular também são utilizadas, sendo normalmente de sílica, alumina ou carvão de silício. O tamanho das partículas depende, de modo geral, das dimensões da peça e da rugosidade da superfície a ser aspergida. Por exemplo, partículas mais finas são utilizadas em peças de menor espessura e geram uma superfície menos rugosa (PAWLOWSKI, 2008).

Outras técnicas para se garantir a rugosidade da superfície podem ser utilizadas, como aquela apresentada por Taylor (1995), onde foi utilizado um jato d'água com alta pressão para erodir controladamente substratos de superligas. Além dessa técnica, outro método possível é a utilização de laser com curtos pulsos que vaporizam rapidamente uma camada superficial do substrato, tendo o nome comercial de PROTAL, como apresentado nos trabalhos de Coddet et al. (1998) e de, mais recentemente, Li et al. (2006).

Aplicação de revestimentos de alumínio em ambientes *offshore*

A utilização de revestimentos de alumínio aspergidos termicamente em ambientes *offshore* começou a ter grande destaque, principalmente, a partir da década de 80 do século passado. A partir de então, a indústria do óleo e gás passou a utilizar este método de proteção, também conhecido por *TSA* (em inglês, *Thermally Sprayed Aluminum*), para estruturas de aço tanto na zona de respingo assim como em áreas de difícil acesso e expostas a atmosfera marinha. Vale salientar que a expressão *TSA* se aplica a diferentes processos de aspersão térmica, não somente por arco elétrico. As vantagens do processo de aspersão térmica já foram citadas anteriormente, porém, especificamente para o caso do arco elétrico, há ainda o benefício do equipamento poder ser transportado e a aplicação do revestimento ser realizada em campo. O que foi observado ao longo das últimas décadas foi que, para se garantir proteções duradouras (de 30 a 50 anos), alguns fatores são extremamente importantes, como a experiência do operador, boa preparação da superfície, qualidade do arame utilizado e aplicação de selante (FISCHER et al., 1995; DOBLE; PRYDE, 1997; TIONG; PIT, 2004; EGTVEDT, 2011; DORFMAN, 2012).

Os revestimentos de alumínio, assim como o zinco, se encaixam na classe dos revestimentos anódicos, onde a proteção contra a corrosão é dada por proteção catódica ou por ânodo de sacrifício. O substrato atua como cátodo, enquanto o revestimento como ânodo. Em ambientes *offshore*, o alumínio tem se mostrado como o metal mais eficiente para a proteção de estruturas de aço. Por exemplo, em ambiente marítimo, o zinco, que seria outra alternativa, fornece uma boa proteção catódica ao aço, dissolvendo-se mais ativamente do que o alumínio. Porém, os produtos de corrosão do zinco são mais solúveis do que os de alumínio, os quais tendem a selar os poros oferecendo, teoricamente, um melhor desempenho a longo prazo (CAVALCANTI et al., 1999; DORFMAN, 2012). Autores como Cavalcanti et al. (1999) relatam que em situações de alta corrosividade (como em *tension legs* e *risers* de plataformas ou no interior de vasos separadores e equipamentos que entram em contato com H_2S), onde se requer proteção predominante por barreira, revestimentos de alumínio (ou alumínio-zinco) são considerados ideais. Em geral, a espessura desejada desses revestimentos varia de 200 a 400 μm (DOBLE; PRYDE, 1997; SHRESTHA; STURGEON, 2005).

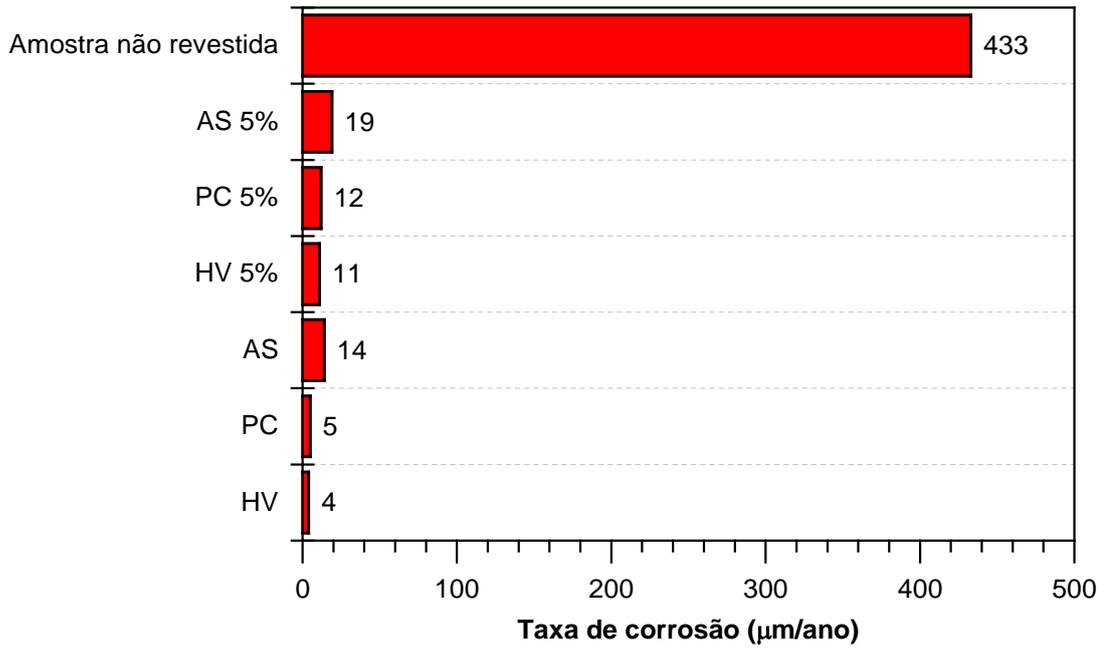
Shrestha e Sturgeon (2005), por sua vez, realizaram uma extensa caracterização e comparação de quatro processos de aspersão térmica, sendo os

tradicionais métodos por chama (denominado FS) e a arco (denominado AS) e outros dois processos mais modernos, sendo um deles um processo a arco usando nitrogênio como propelente e gás de proteção e outro por chama de alta velocidade de deposição (denominado HV). Além disso, amostras simulando um defeito no revestimento também foram elaboradas, deixando 5% de área do substrato (aço) exposto (denominados AS 5%, PC 5% e HV 5%). A espessura desejada para os revestimentos ficou entre 250 e 300 μm .

Durante a etapa de caracterização da microestrutura dos revestimentos, foi observado que os processos HV e PC geraram revestimentos mais uniformes, com menor variação na espessura. Já o processo de aspensão térmica a arco (AS) apresentou o maior grau de porosidade, em torno de 6,3%, e o maior teor de óxidos, em torno de 2,1%. Entretanto, os revestimentos depositados pelo processo AS apresentaram a maior aderência nos ensaios realizados, sendo essa de 20 MPa.

Do ponto de vista eletroquímico, a taxa de corrosão em uma solução de 3,5% de cloreto de sódio foi obtida para cada uma das condições descritas acima. Os resultados são apresentados na Figura 34. Como pode ser visto, a condição de amostra não revestida apresentou uma altíssima taxa de corrosão (433 $\mu\text{m}/\text{ano}$), enquanto a maior taxa de corrosão para amostras revestidas foi para o processo AS com 5% da área exposta, sendo 19 $\mu\text{m}/\text{ano}$, o que já é um valor extremamente inferior em relação à condição original. As menores taxas de corrosão obtidas foram para processo HV e PC. Os resultados das amostras com 5% da área exposta apresentaram baixas taxas de corrosão variando de 10 a 20 $\mu\text{m}/\text{ano}$, o que mostrou indiretamente o bom nível de proteção catódica que esses revestimentos podem oferecer e que ficou comprovado durante a inspeção das amostras após os ensaios onde a região de aço exposto não apresentava corrosão. Adicionalmente, a taxa de corrosão tende a ser menor caso a solução seja água do mar devido à formação de um depósito calcário sobre qualquer aço exposto e à formação de filmes de produtos de corrosão sobre o ânodo, assim aumentando a vida útil do revestimento.

Figura 34 - Taxa de corrosão para diferentes processos de aspersão térmica



Fonte: Adaptado de SHRESTHA; STURGEON (2005)

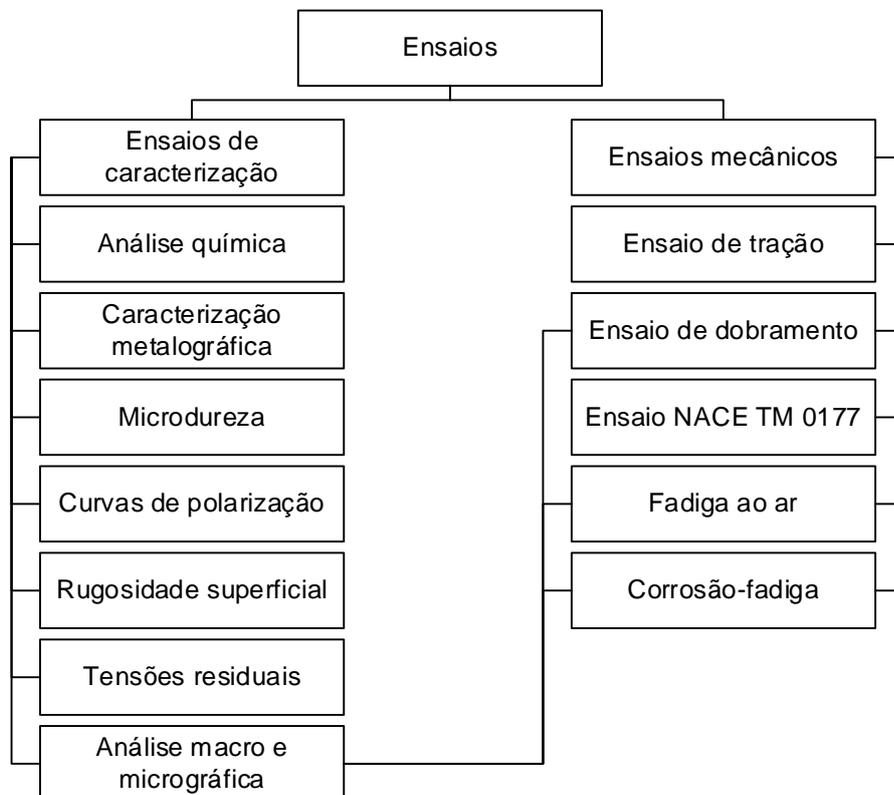
3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Descrição Geral

Amostras de arame de tração com seção transversal de 15 x 5 mm e limite de resistência à tração nominal de 1400 MPa foram retiradas de um duto flexível novo e posteriormente revestidas com alumínio através do processo de aspersão térmica a arco. Com o objetivo de se caracterizar e avaliar a efetividade e comportamento desse revestimento, ensaios mecânicos e de caracterização foram realizados, como mostra esquematicamente a Figura 35.

Os ensaios de caracterização visaram avaliar algumas propriedades tanto do substrato como do revestimento, como microestrutura, porosidade do revestimento e tensões residuais. Já os ensaios mecânicos serviram para avaliar a resposta do revestimento sob carregamentos estáticos e dinâmicos ao ar e em ambiente corrosivo. A descrição detalhada de cada um dos testes realizados será apresentada nas seções seguintes. Antes, porém, será descrita a etapa de revestimento por aspersão térmica realizada nas amostras de arame de tração.

Figura 35 - Diagrama geral de ensaios realizados

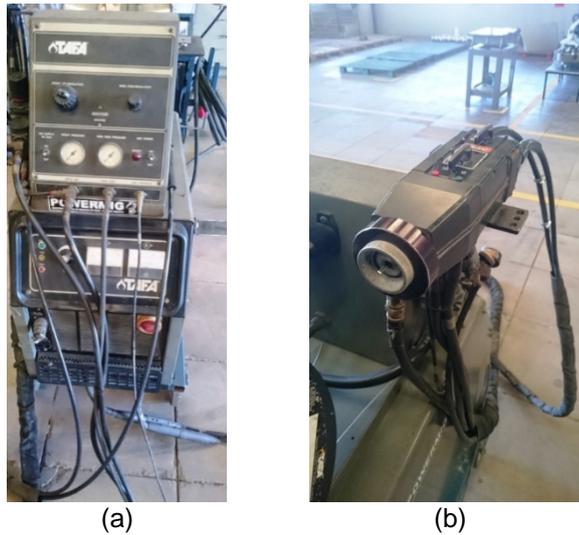


Fonte: O AUTOR (2016)

3.2 Descrição do Processo de Revestimento por Aspersão Térmica

Amostras de arame de tração foram revestidas com alumínio através do processo de aspersão térmica por arco elétrico. O equipamento da marca *Praxair Tafa* modelo 8830 utilizado para o processo de revestimento é apresentado na Figura 36.

Figura 36 - Equipamento de aspersão térmica utilizado: (a) fonte de energia e console de controle; (b) pistola de aspersão



Fonte: O AUTOR (2016)

Amostras de 142 e 200 mm de comprimento foram previamente limpas com solvente para remoção de sujidades e desengraxe. Anteriormente à realização do revestimento, as amostras foram jateadas com partículas de óxido de alumínio a fim de se garantir a rugosidade adequada para a aderência do revestimento. Em seguida, as amostras foram revestidas utilizando o equipamento mostrado na Figura 36. Arames de alumínio do fabricante *Eutectic* com 1,6 mm de diâmetro foram utilizados para o revestimento das amostras. Os parâmetros de processo são resumidos na Tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros do processo de aspersão térmica

Parâmetro	
Pressão de jateamento (bar)	6
Grau de pureza do abrasivo (%)	≥ 99
Granulometria do abrasivo (µm)	≈750
Diâmetro do arame (mm)	1,6
Pressão de ar de atomização (bar)	4,2
Tensão do arco elétrico (V)	28-30
Corrente (A)	200
Taxa de deposição nominal (kg/h/100 A)	2,7

Fonte: O AUTOR (2016)

Durante o processo de revestimento, para se garantir que temperaturas muito altas não fossem alcançadas, um termômetro infravermelho com mira *laser* da marca AKSO modelo AK32 foi utilizado. Além disso, a faixa desejada de espessura do revestimento ficou definida como sendo entre 300 e 450 μm e foi controlada e medida por um medidor de espessura de camadas da marca *Mitutoyo* modelo *Digi-Derm*. A Figura 37 apresenta as amostras logo após o término do processo de revestimento.

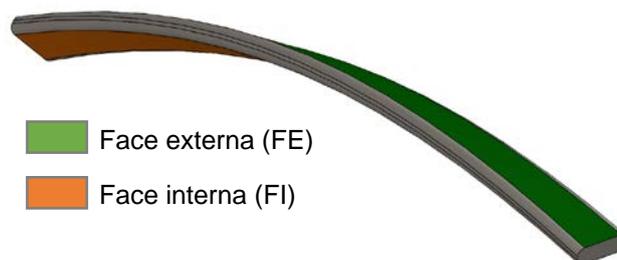
Figura 37 - Amostras revestidas



Fonte: O AUTOR (2016)

Com a finalidade de se estudar o potencial efeito de um defeito no revestimento, foi utilizada a técnica de mascaramento para deixar uma porção central da amostra sem recobrimento. Como os corpos de prova possuem uma geometria helicoidal, a face interna (FI) do arame de tração foi escolhida para se induzir o defeito proposto, como destacado na Figura 38. Isso se deveu ao fato que essa face ficaria sob carregamentos trativos durante os ensaios estáticos e dinâmicos descritos nas Seções 3.4.3 e 3.4.4.

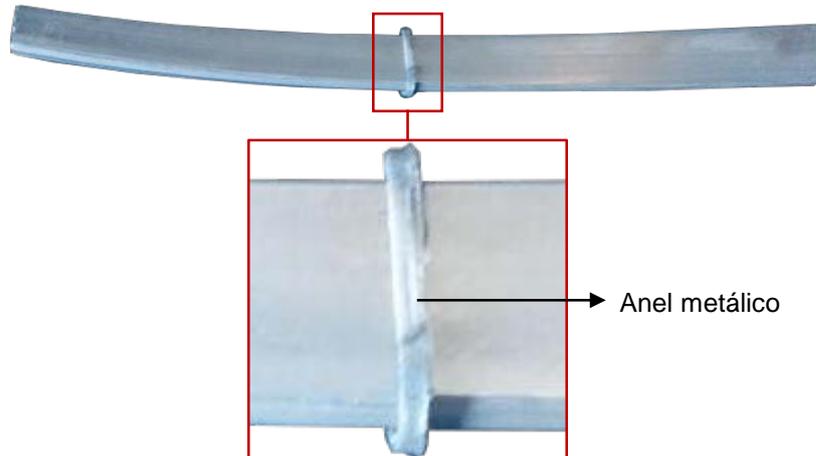
Figura 38 - Identificação da face interna e externa em arame de tração helicoidal



Fonte: O AUTOR (2016)

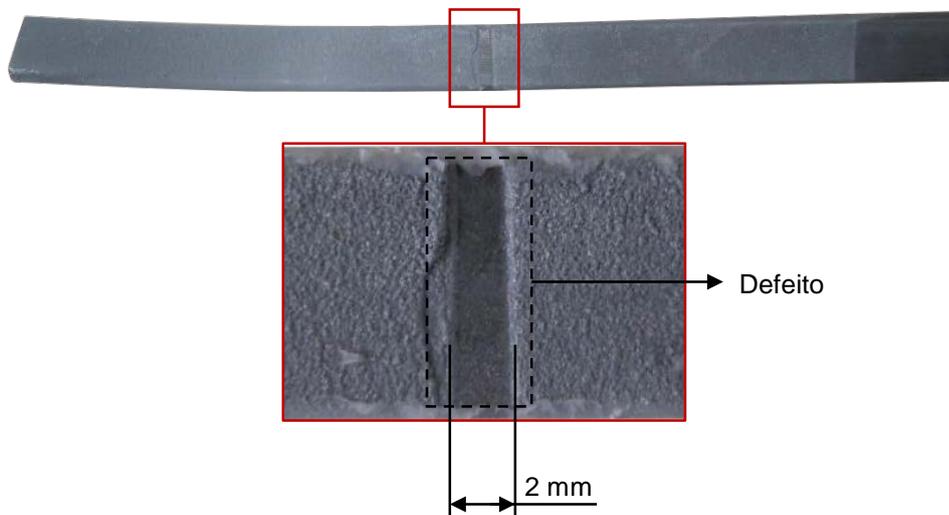
Dessa forma, um pequeno anel metálico com, aproximadamente, 2 mm de largura foi posicionado na região central das amostras como mostrado na Figura 39 e o revestimento da face interna foi realizado. Em seguida, o anel metálico foi removido e o restante da amostra foi revestida.

Figura 39 - Anel metálico utilizado como máscara da região central das amostras



Fonte: O AUTOR (2016)

Figura 40 – Amostra com revestimento não-integro



Fonte: O AUTOR (2016)

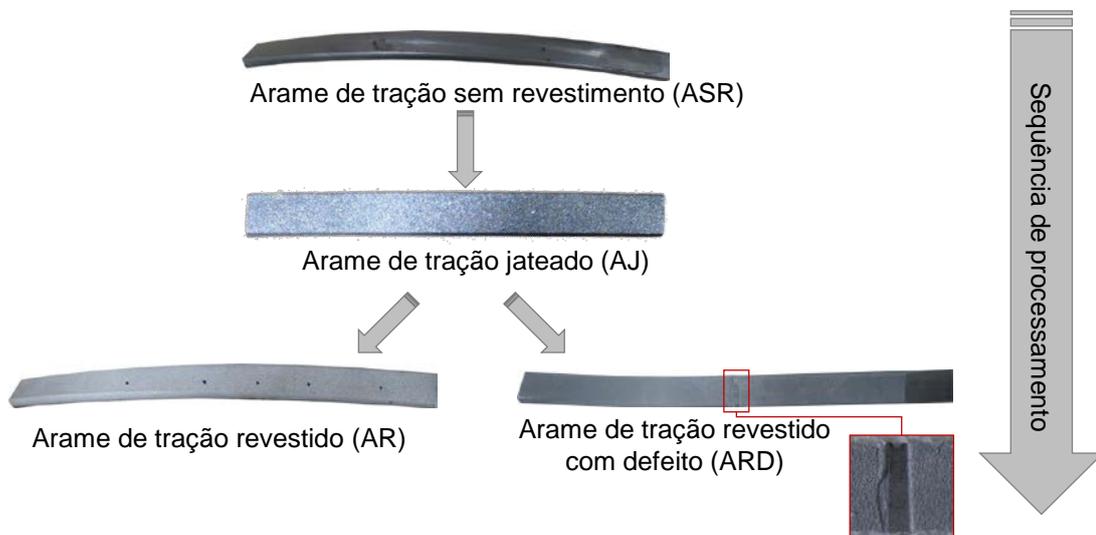
A Figura 41 apresenta as quatro condições de amostras de arames de tração que foram estudadas bem como a nomenclatura que será utilizada no restante deste trabalho. Uma breve descrição de cada condição é dada a seguir:

- Arame de tração sem revestimento (ASR): amostras de arame de tração na condição de como fabricado retirado de um duto flexível novo;
- Arame de tração jateado (AJ): amostras foram separadas após o processo de jateamento e antes de serem revestidas para avaliação do

impacto desse processo na rugosidade superficial e estado de tensões residuais na superfície;

- Arame de tração revestido (AR): amostras revestidas completamente com alumínio;
- Arame de tração revestido com defeito (ARD): amostras revestidas com defeito no revestimento no centro das amostras na face interna.

Figura 41 - Condições de amostra estudadas e sequência de processamento



Fonte: O AUTOR (2016)

3.3 Ensaios de Caracterização

3.3.1 Análise química

Para se obter a composição química do material de estudo, uma amostra de arame de tração não revestido foi inicialmente preparada mediante lixamento para remoção de possíveis contaminantes. Em seguida, a amostra foi analisada através do método de Espectrometria de Emissão Ótica por Centelha, utilizando-se um espectrômetro da marca *Spectro* modelo *Spectrolab*.

3.3.2 Caracterização microestrutural

Amostras da seção longitudinal e transversal do arame de tração sem e com revestimentos foram preparadas mediante lixamento e posterior polimento. Em seguida, realizou-se ataque químico para revelação da microestrutura utilizando o reativo Nital 2%.

As amostras foram analisadas por microscopia ótica em um microscópio marca *Olympus* modelo *BX51M* acoplado a uma câmera digital *Olympus* modelo *DP 12* para obtenção das micrografias. Posteriormente a avaliação da porosidade do revestimento

foi realizada baseando-se no método A da norma ASTM E2109 (2014), no qual a porosidade é obtida através da comparação com padrões disponíveis.

3.3.3 Microdureza

Um microdurômetro automático da marca *Instron* modelo *Tukon 2100 B* foi utilizado para se obter o perfil de microdureza de amostras na seção transversal. Os perfis foram obtidos com espaçamento de 0,2 mm e carga de 0,5 kg. Amostras nas condições ASR e AR foram analisadas com o objetivo de se verificar se o processo de aspersão teria causado alguma alteração no substrato.

3.3.4 Polarização potenciodinâmica

Para a caracterização eletroquímica do substrato e do revestimento estudado, foi realizado o ensaio de polarização potenciodinâmica utilizando-se um potenciostato da marca *Methrom* modelo *Autolab*, apresentado na Figura 42. Além do equipamento, foi utilizado um computador para aquisição dos dados de ensaio bem como uma gaiola de Faraday onde a célula é montada, visando-se a diminuição de interferências ao sistema. Amostras de 15 x 15 x 5 mm nas condições ASR, AR e ARD foram ensaiadas, sendo que para cada condição foram analisadas duas amostras. Para o ensaio, foi utilizada uma célula eletroquímica de três eletrodos com Eletrodo de Calomelano Saturado (ECS) como eletrodo de referência e eletrodo de platina como contra eletrodo.

Figura 42 - Potenciostato utilizado para caracterização eletroquímica do substrato e revestimento



Fonte: O AUTOR (2016)

As medições foram realizadas em meio aerado, sem agitação e temperatura ambiente de 24°C com 3,5% em peso de NaCl no eletrólito. A varredura foi realizada com uma velocidade de 1 mVs⁻¹, sendo o critério de parada para o aço e de reversão para o alumínio de 1 mAcm⁻². O potencial de corrosão (E_{corr}) bem como a densidade de corrente (i_{corr}) de corrosão foram calculados através do método de extrapolação da reta de Tafel, amplamente utilizada e descrita na literatura (WOLYNEC, 2003).

3.3.5 Rugosidade superficial

Para a medição da rugosidade superficial, foi utilizado um rugosímetro da marca *Mitutoyo* modelo *Surftest SJ-500*, apresentado na Figura 43. As medições de rugosidade foram inicialmente realizadas nas quatro condições apresentadas anteriormente: ASR, AJ, AR e ARD. Além disso, amostras submetidas ao ensaio de susceptibilidade ao trincamento por sulfetos (descrito na Seção 3.4.3) também foram analisadas com o objetivo de se avaliar o efeito da corrosão na condição superficial.

Figura 43 - Rugosímetro *Surftest SJ-500*



Fonte: O AUTOR (2016)

Com base no perfil superficial genérico apresentado na Figura 44, os seguintes parâmetros de rugosidade foram medidos sendo eles definidos pela norma ISO 4287 (1997):

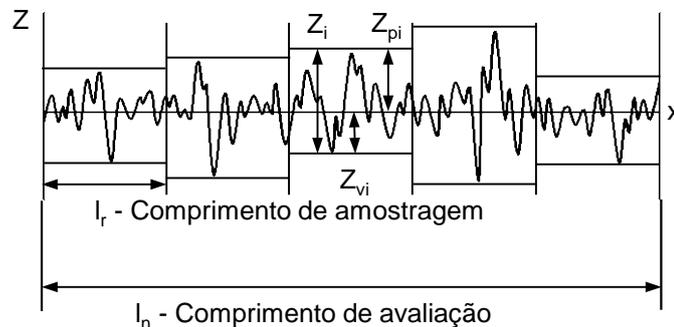
- Desvio médio do perfil (R_a): corresponde à média aritmética dos valores absolutos das ordenadas $Z(x)$ no comprimento de amostragem (l_r). Esse parâmetro é definido pela Equação 6.

$$R_a = \frac{1}{l_r} \int_0^{l_r} |Z(x)| dx \quad (6)$$

- Altura total do perfil (R_t): Soma das maiores alturas de pico do perfil Z_p e das maiores profundidades dos vales do perfil Z_v no comprimento de avaliação (l_n).
- Rugosidade média em dez pontos da superfície (R_z): Essa definição se refere à versão anterior da norma, ISO 4287 (1984), onde a média da rugosidade é calculada a partir da soma dos cinco maiores picos (Z_{pi}) com as cinco maiores profundidades (Z_{vi}) como mostrado na Equação 7.

$$R_z = \frac{Z_1 + Z_2 + Z_3 + Z_4 + Z_5}{5} \quad (7)$$

Figura 44 - Perfil superficial genérico



Fonte: Adaptado de ABNT (2002)

A Figura 45 destaca uma região de 40 mm na porção central da amostra que foi selecionada para se realizar a medição de rugosidade, sendo denominada neste trabalho como comprimento total de avaliação (L_i). Devido à curvatura helicoidal da amostra, a região de medição foi dividida em cinco sub-regiões de 8 mm na face externa (FE) e em dez sub-regiões de 4 mm na face interna (FI). O número de amostragens (N) em cada sub-região foi 10 e 5, respectivamente, com o objetivo de se manter o comprimento de amostragem constante. A Tabela 4 apresenta os parâmetros de ensaio de forma resumida.

Figura 45 - Região de medição de rugosidade



Fonte: O AUTOR (2016)

Tabela 4 - Parâmetros do ensaio de avaliação da rugosidade superficial

Parâmetro	Face interna, FI	Face externa, FE
Comprimento de amostragem, l_r (mm)	0,8	0,8
Número de amostragens	10	5
Comprimento de avaliação, l_n (mm)	8	4
Comprimento total de avaliação, L_t (mm)	40	40

Fonte: O AUTOR (2016)

3.3.6 Tensões residuais

Tensões residuais foram medidas por um difratômetro de raios X da marca *General Electric (GE)* modelo *Seifert Charon XRD M Research Edition* equipado com tubo de raios X de Cr- K_{α} com abertura primária de 2 mm de diâmetro e um detector linear de 20° marca *GE* modelo *Meteor 1D* (ver Figura 46). As tensões residuais foram calculadas empregando-se o método de $\sin^2\psi$ e o *software GE Analyze*, sendo que o módulo de elasticidade considerado foi de 220 GPa e o coeficiente de Poisson de 0,28

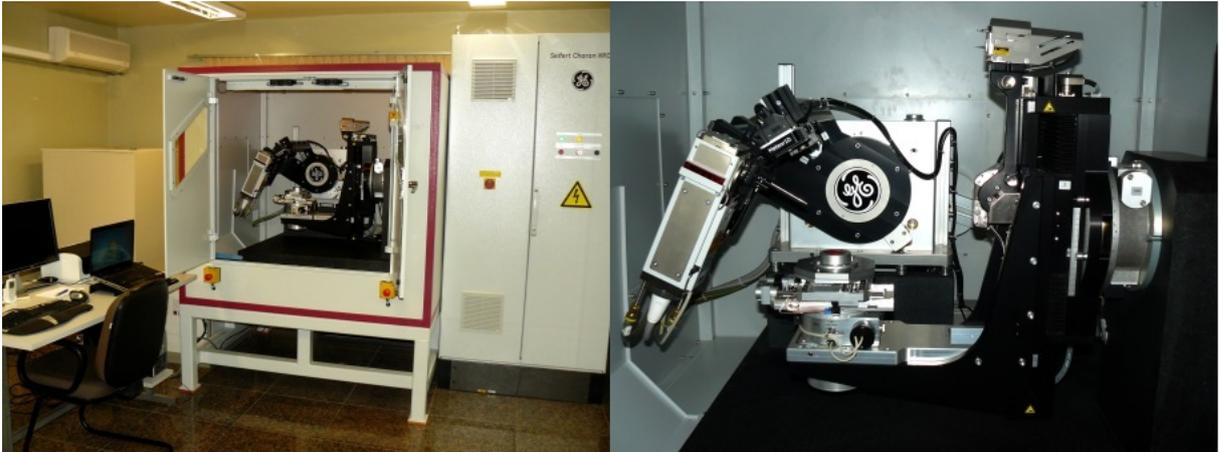
Similarmente às medições de rugosidade, as condições ASR, AJ e AR foram analisadas. Adicionalmente, para as condições de amostra revestida, foi possível medir as tensões residuais tanto no revestimento como no substrato devido aos picos de difração diferentes de cada material (106,18° e 156,08° para o alumínio e aço, respectivamente). Além disso, essa medição foi facilitada pelo fato do coeficiente de absorção linear do alumínio (μ) ser inferior ao do aço, possibilitando uma maior profundidade de penetração dos raios X. O módulo de elasticidade considerado para o alumínio foi de 71 GPa e o coeficiente de Poisson de 0,35. Os principais parâmetros utilizados nas medições estão contidos na Tabela 5.

Tabela 5 - Parâmetros utilizados para medições de tensões residuais através do método de difração de raios X

Parâmetro	Substrato - Aço	Revestimento – Alumínio
Tempo de escaneamento (s)	10	20
Passo (°)	0,1	0,1
Pico de difração (°)	156,08	106,18
Variação do ângulo de difração (°)	147 - 166	96 - 115
Módulo de elasticidade, E (GPa)	220	71
Coeficiente de Poisson, ν	0,28	0,35

Fonte: O AUTOR (2016)

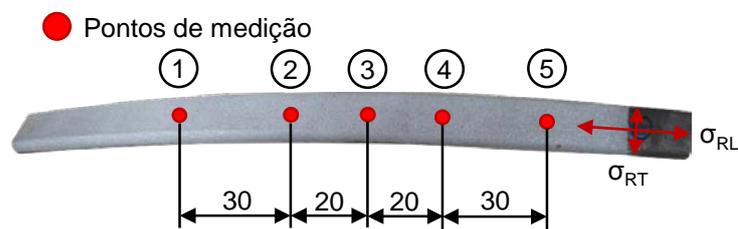
Figura 46 - Difratorômetro de raios X utilizado para medição de tensões residuais



Fonte: LAMEF (2016)

Cinco pontos de medição ao longo do comprimento das amostras foram definidos, como mostrado na Figura 47. As tensões residuais foram medidas na direção longitudinal (σ_{RL}) e transversal (σ_{RT}) das faces interna e externa dos arames de tração.

Figura 47 - Pontos de medição de tensões residuais



Fonte: O AUTOR (2016)

3.3.7 Análise macrográfica e micrográfica

Análises das superfícies de fratura dos ensaios de dobramento, fadiga ao ar e corrosão-fadiga foram realizadas por lupa marca *Olympus* modelo *SZ-CTV* e em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca *Shimadzu* e modelo *SSX550*. As imagens da lupa foram adquiridas através de uma câmera digital acoplada ao equipamento da marca *Olympus* modelo *DP 12*.

Com a finalidade de melhor organizar as informações na seção de discussão de resultados, as análises por lupa e MEV serão apresentadas juntamente com o respectivo ensaio ao qual a amostra foi submetida e não de forma separada como para os outros ensaios de caracterização.

3.4 Ensaios Mecânicos

3.4.1 Ensaio de tração

Ensaios de tração foram realizados em uma máquina eletromecânica da marca *Instron* modelo *5585H* com capacidade máxima de 250 kN, de acordo com os requisitos da norma ASTM E8/E8M (2015). A taxa de deslocamento utilizada foi de 0,375 mm/min e a base de medida (L_0), para a determinação da deformação durante o ensaio, foi de 25 mm.

Devido ao fato que os arames de tração foram retirados de um duto flexível, a geometria inicial era helicoidal. Dessa forma, um arame de aproximadamente 600 mm passou por um endireitamento primário com auxílio de dispositivos manuais especialmente fabricados para esse fim, seguindo as orientações dadas no trabalho de Berge (2003). Esse procedimento foi realizado com o objetivo de se remover o grau de torção devido à forma helicoidal, mantendo-se o arame curvo em somente um plano. Ao final, o arame foi cortado em três segmentos que posteriormente passaram por um endireitamento secundário final para remover a curvatura residual, sendo então usinados por eletroerosão. A sequência descrita é apresentada na Figura 48 e, como pode ser visto, apenas arames não revestidos foram ensaiados. Os corpos de prova foram usinados seguindo as dimensões do tipo de amostra *subsize* indicada na norma ASTM E8/E8M (2015) (ver Figura 49). A tensão convencional de escoamento a 0,2% de deformação (σ_y), o limite de resistência à tração (σ_{UTS}) e o alongamento até a fratura (A) foram determinados com base na norma NBR ISO 6892 (2015).

Figura 48 – Sequência de preparação de amostras para os ensaios de tração

Arame de tração helicoidal:



Arame de tração – Endireitamento primário:



Amostras – Endireitamento secundário:



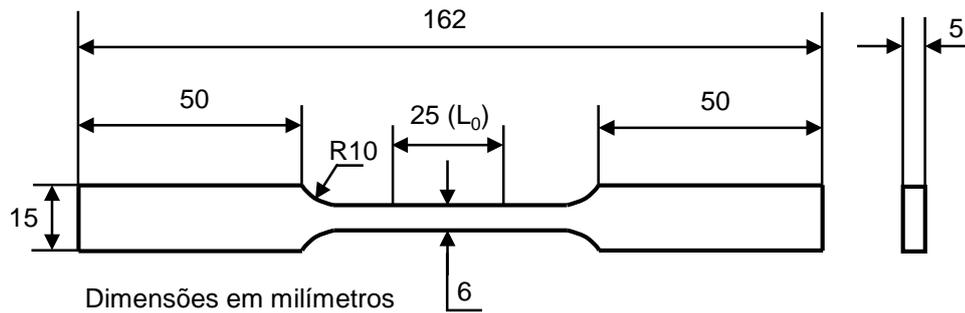
Amostras usinadas:



200 mm

Fonte: O AUTOR (2016)

Figura 49 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração



Fonte: O AUTOR (2016)

3.4.2 Ensaio de dobramento

Para a realização dos ensaios de dobramento, foi utilizada uma máquina de ensaios servo-hidráulica da marca *MTS* modelo *Landmark* com capacidade de 100 kN (ver Figura 50). As condições de amostra ASR e AR foram ensaiadas, sendo que dois corpos de prova foram utilizados para cada condição.

Figura 50 - Quadro de teste servo-hidráulico *MTS Landmark*

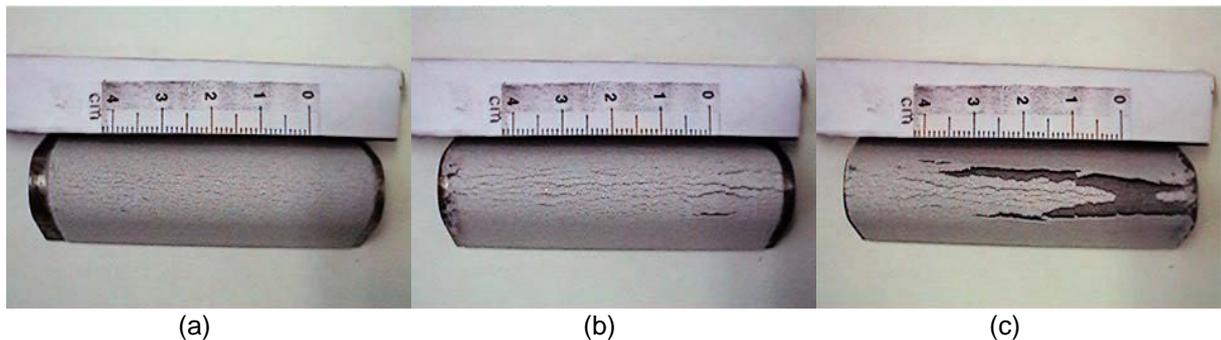


Fonte: MTS (2016)

Inicialmente, foi consultada a norma N-2568 (2011), a qual é específica para avaliação de revestimentos obtidos por aspersão térmica. A norma indica a realização de ensaios de flexão a três pontos, utilizando-se um mandril com 13 mm de diâmetro para se realizar um dobramento de 180° com uma distância entre apoios de 50 mm. A forma de avaliação deve ser visual, buscando-se observar a presença de trincas no revestimento, como mostra a Figura 51. Como pode ser visto, de forma geral, três condições superficiais podem ser observadas, sendo elas:

- Ideal: Sem micro trincas ou micro trincas superficiais (Figura 51 (a));
- Marginal: Contém micro trincas, sem desgarramento ou deslocamento da camada (Figura 51 (b));
- Rejeitada: Contém trincas e fendas com desgarramento e deslocamento da camada (Figura 51 (c)).

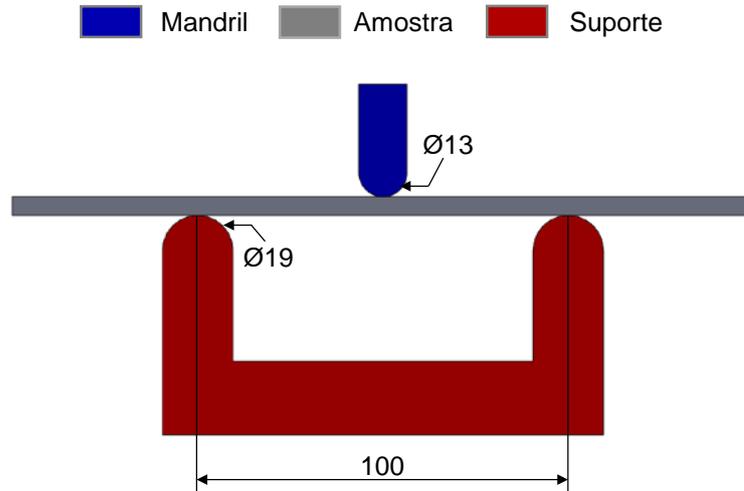
Figura 51 – Padrões para avaliação de trincas e discontinuidades em corpos de prova revestidos e ensaiados por dobramento; (a) Ideal; (b) Marginal; (c) Rejeitada



Fonte: PETROBRAS (2011)

Entretanto, devido ao fato do material de estudo ser de altíssima resistência mecânica e, conseqüentemente, ductilidade limitada, foi projetado um dispositivo onde a distância entre apoios fosse de 100 mm e o ângulo de dobramento atingido fosse de 90°. Este ângulo foi escolhido pois é um valor usual atingido durante a etapa de montagem de conectores de dutos flexíveis que causa extensiva deformação plástica (SHEN et al., 2008). Dessa forma, a Figura 52 apresenta um desenho esquemático do dispositivo de ensaio de dobramento com as dimensões principais, enquanto a Figura 53 mostra um corpo de prova posicionado no dispositivo antes do início de um ensaio.

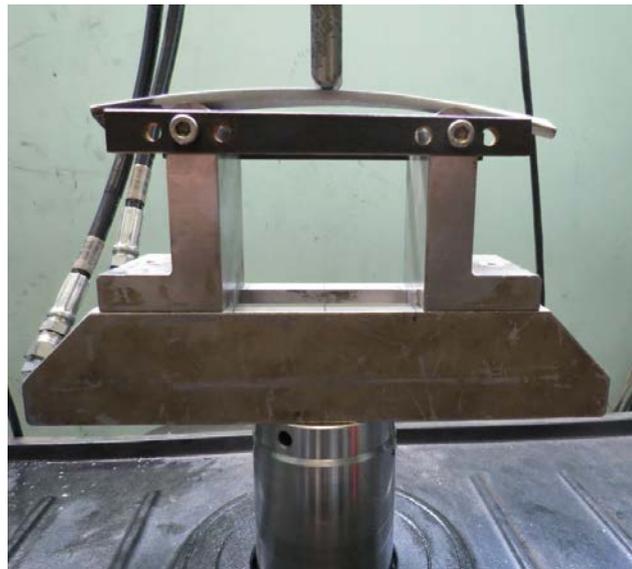
Figura 52 - Desenho esquemático do dispositivo de ensaio de dobramento



Dimensões em milímetros

Fonte: O AUTOR (2016)

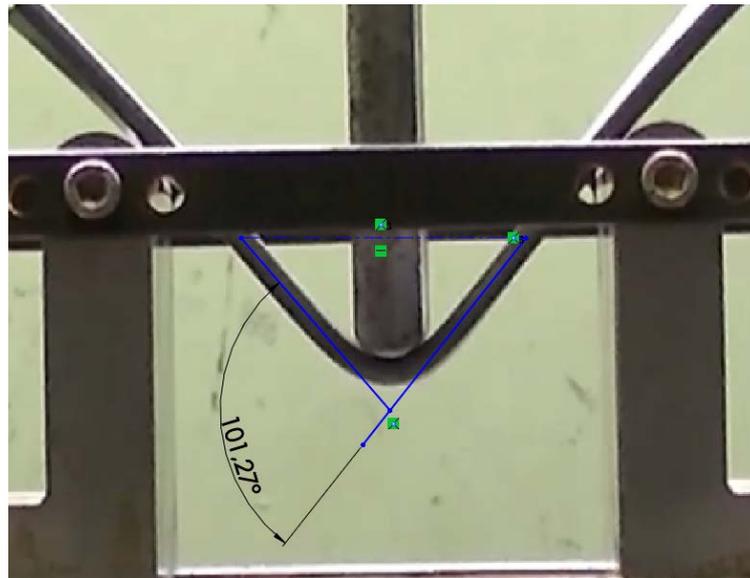
Figura 53 – Montagem utilizada para o ensaio de dobramento



Fonte: O AUTOR (2016)

Todos os ensaios foram gravados por uma filmadora de alta definição marca *JVC* modelo *GZ-E200BUB*, possibilitando assim que o ângulo máximo de dobramento atingido fosse obtido através de análise de imagens posterior. Dessa forma, foi possível obter-se o ângulo de dobramento antes da carga de ensaio ser removida, ou seja, antes de ocorrer o retorno elástico do material. O *software Solidworks* foi utilizado para se obter o ângulo de dobramento máximo, como exemplificado na Figura 54.

Figura 54 – Obtenção do ângulo de dobramento máximo



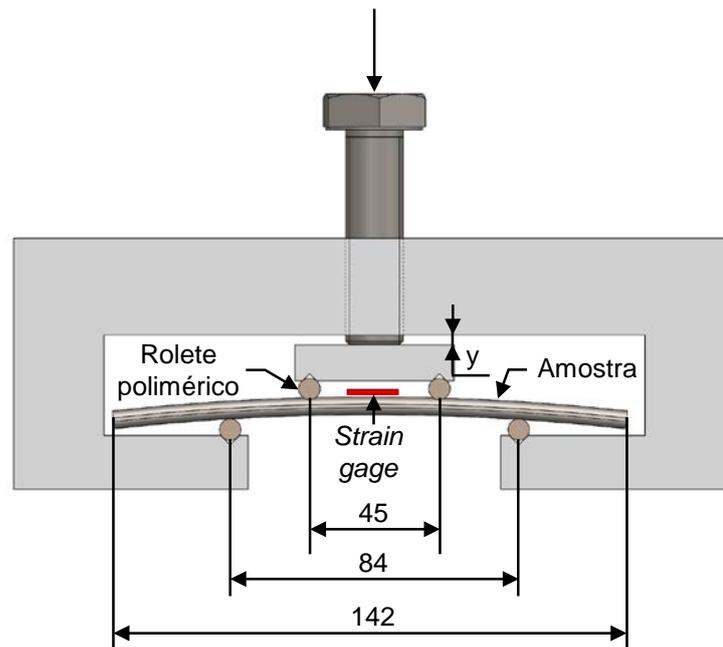
Fonte: O AUTOR (2016)

3.4.3 Ensaio de susceptibilidade à corrosão sob tensão assistido por sulfeto (SSCC) e trincamento induzido pelo hidrogênio (HIC)

Para se avaliar a susceptibilidade à corrosão sob tensão assistido por sulfeto (SSCC) e trincamento induzido pelo hidrogênio (HIC), o método de flexão a quatro pontos foi escolhido seguindo as recomendações da norma NACE TM0177 (2005). Entretanto, algumas modificações foram realizadas como o comprimento de amostra, sendo que inclusive nenhum processo de usinagem foi utilizado para se chegar ao dimensional sugerido. Similarmente aos ensaios descritos anteriormente, três condições de amostras foram ensaiadas, sendo elas: ASR, AR, ARD. Para cada condição, cinco amostras foram utilizadas.

A Figura 55 apresenta o dispositivo de ensaio utilizado com as principais dimensões de interesse. Os roletes de suporte foram fabricados em material polimérico termoplástico chamado poli-éter-éter-cetona, comumente conhecido como *PEEK* (em inglês, *polyether ether ketone*), conforme as orientações descritas na Seção 2.1.4. A deflexão (y) foi aplicada através de um parafuso de passo fino até se chegar um valor de 90% da tensão de escoamento do material na face interna do arame.

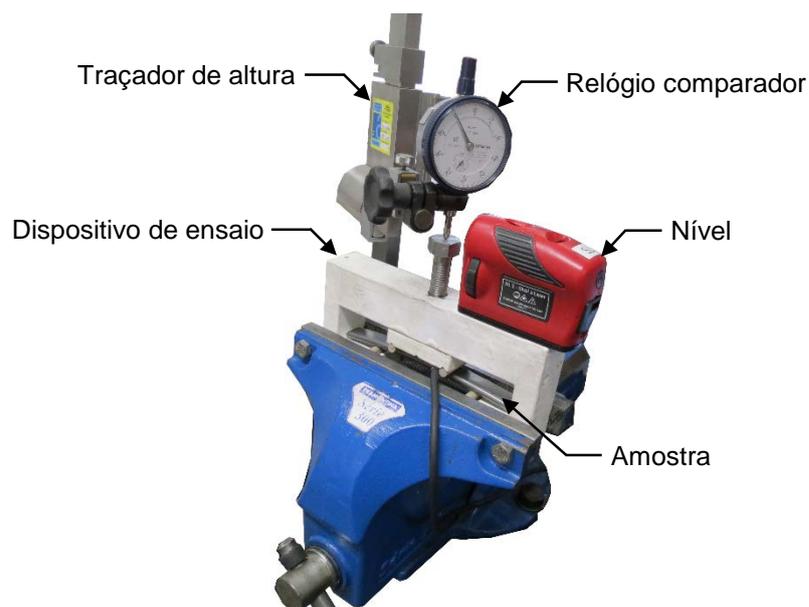
Figura 55 - Representação esquemática do dispositivo de ensaio NACE TM0177



Fonte: O AUTOR (2016)

A Figura 56 apresenta os principais componentes utilizados. O dispositivo de ensaio foi preso em uma morsa de bancada e, para se garantir que a medida de deflexão através do relógio comparador fosse adequada, foi acoplado um nível ao dispositivo de ensaio. Os dados obtidos pelo *strain gage* foram adquiridos através de um sistema de aquisição *Canhead* da marca *HBM*, que por sua vez estava conectado a um *notebook* utilizando o *software Catman 3.5*.

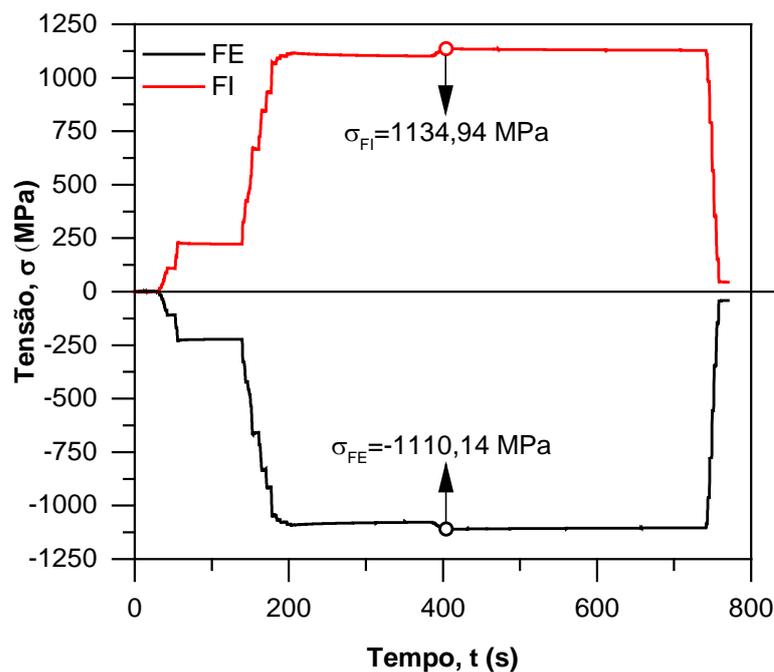
Figura 56 - Montagem utilizada para carregamento de amostras para ensaio NACE TM0177



Fonte: O AUTOR (2016)

Para amostras de arames sem revestimento, foi instalado um *strain gage* na face externa que estaria sujeita às tensões compressivas. Entretanto, para se garantir que a carga fosse corretamente aplicada na face interna trativa, *strain gages* foram instalados em ambas as faces em uma amostra que foi posteriormente descartada. Isso foi realizado pois a amostra possuía certa curvatura e a tensão poderia não variar linearmente entre as faces, como seria esperado para uma viga reta sob carregamento similar. Dessa forma, foi possível se obter uma relação entre a tensão na face interna e na face externa. A amostra foi carregada até que a tensão na face interna atingisse 90% da tensão de escoamento, o que corresponde a 1134,94 MPa. Os resultados são apresentados na Figura 57, onde observa-se que as tensões em ambas as faces são consideravelmente semelhantes. Portanto, para se atingir 90% da tensão de escoamento na face interna, dever-se-ia chegar a uma tensão de -1110,14 MPa na face externa.

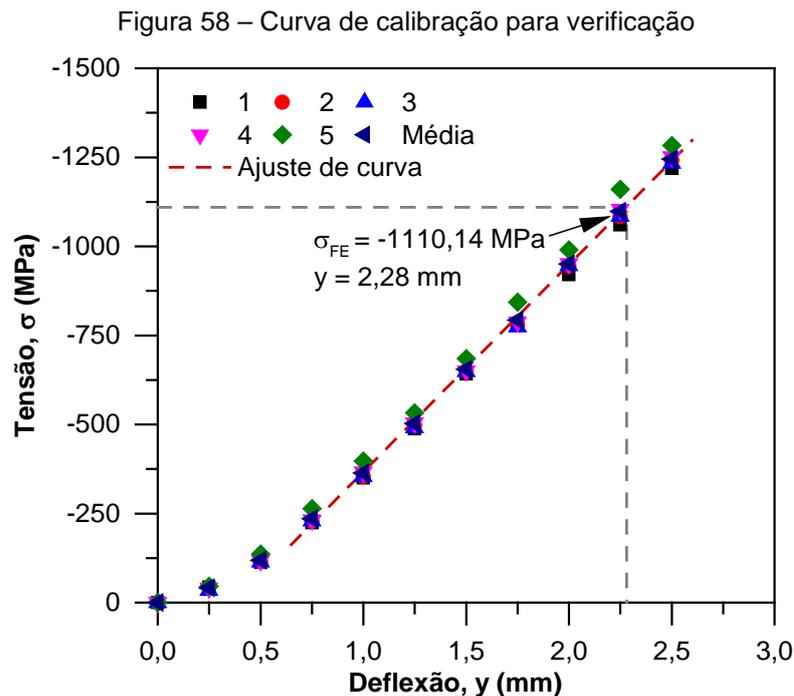
Figura 57 – Curva de tensão em função do tempo para a face interna (FI) e face externa (FE)



Fonte: O AUTOR (2016)

Já para amostras com revestimento, a instalação do *strain gage* acarretaria na remoção do revestimento na região central da amostra. Devido ao longo tempo de ensaio (720 horas), achou-se prudente não realizar tal procedimento pois poderia acarretar em algum fenômeno de corrosão localizada que poderia interferir nos resultados. Isso foi contornado através da aplicação de deflexões incrementais em uma amostra com revestimento instrumentada (não sendo utilizada nos ensaios).

Dessa forma foi gerada uma curva de calibração, onde a tensão foi obtida em função da deflexão aplicada utilizando o mesmo sistema mostrado anteriormente na Figura 56. A deflexão foi medida através do relógio comparador posicionado na cabeça do parafuso. O carregamento foi repetido cinco vezes para se verificar a consistência das medições. A Figura 58 apresenta os pontos das cinco medições realizadas bem como os pontos médios para cada deflexão. É possível perceber que para deflexões de até 0,5 há uma pequena região não-linear devido à acomodação da amostra no dispositivo de ensaio. Após essa acomodação inicial, percebe-se que a resposta se torna extremamente linear. Dessa forma, foi realizado um ajuste linear para essa região, onde a Equação 8 apresenta a equação de regressão. A mesma correção obtida para a condição não revestida foi utilizada para se estimar a tensão na face interna, ou seja, foi calculada a deflexão que causaria a tensão de -1110,14 MPa na face externa o que corresponde a 2,28 mm.



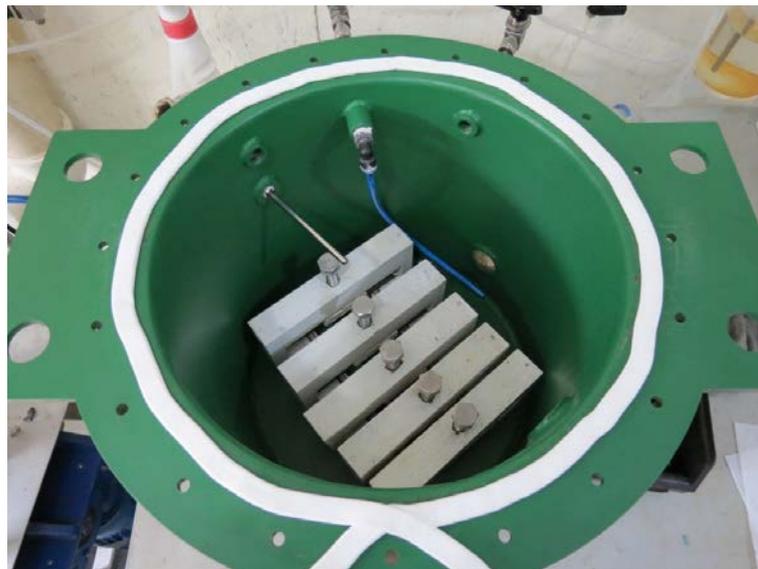
Fonte: O AUTOR (2016)

$$\sigma_{FE} = -582,07 \cdot y + 215,27 \quad (8)$$

Após o carregamento das amostras, elas foram posicionadas na cuba de ensaio, como mostra a Figura 59. Em seguida, 8 litros da solução de teste foram transferidos manualmente, sendo ela uma solução aquosa com 3,5% p/p de cloreto de sódio (NaCl), com solução tampão de CH₃COONa, onde o pH foi ajustado com ácido clorídrico (HCl). O pH de ensaio foi definido como sendo 4,5 para impor uma

condição ainda mais agressiva do que é comumente encontrada no ambiente anular. Inicialmente, o objetivo era utilizar uma mistura de gás contendo 10000 ppm de H₂S em balanço com CO₂. Entretanto, por motivos de segurança, foi utilizada uma mistura de gases de CO₂ com 1000 ppm de H₂S, o que equivale a 1 mbar. Ainda assim, de acordo com o gráfico apresentado na Figura 17, essa condição de ensaio seria crítica para o material de estudo por se tratar de um aço de altíssima resistência mecânica.

Figura 59 - Amostras posicionadas na cuba de ensaio NACE TM0177



Fonte: O AUTOR (2016)

Após a transferência da solução, a cuba foi fechada e desaerada com nitrogênio (N₂) por um período de aproximadamente 14 horas, o que é superior ao período indicado pela norma NACE TM 0177 (2005) que sugere que a primeira desaeração seja feita por pelo menos 1 h/L de solução a um fluxo de 100 mL/min. As saturações com a mistura gasosa foram realizadas três vezes por semana com um fluxo de 100 a 150 mL/min, por um período entre 160 e 240 minutos, o que está de acordo com a taxa de 20 a 30 min/L de solução indicada pela norma. A temperatura ambiente foi controlada, sendo mantida em $24 \pm 3^{\circ}\text{C}$. Ao término das 720 horas de ensaio, foi utilizado ar comprimido por um período de aproximadamente 14 horas para a remoção da mistura de gases e posterior despressurização e abertura da cuba. Medições semanais de pH foram realizadas durante a realização do ensaio. Além disso, após a primeira semana de ensaio, medições semanais do teor de sulfeto na solução foram também realizadas utilizando-se um *kit* colorimétrico da marca *CHEMetrics* modelo *Sulfide CHEMets kit K-9510*. A medição de sulfeto é realizada através do uso de um comparador contendo soluções com determinada concentração

de sulfeto. Por fim, a Tabela 6 apresenta de forma resumida todos os parâmetros de ensaio relevantes.

Tabela 6 – Resumo dos parâmetros de ensaio

Parâmetro	
Condições ensaiadas	ASR, AR, ARD
Solução	Aquosa 3,5% p/p NaCl, CH ₃ COONa, HCl
Volume de solução (L)	8
pH	4,5
Gás de desaeração	N ₂
Fluxo de desaeração (mL/min)	100
Período de desaeração (h)	14
Mistura gasosa	CO ₂ + 1000 ppm H ₂ S
Período de desaeração (min)	160 – 240
Fluxo de saturação (mL/min)	100 – 150
Temperatura (°C)	24 ± 3

Fonte: O AUTOR (2016)

Após a abertura da cuba, as amostras foram removidas e foi realizado o registro fotográfico. Para inspeção da amostra, foi utilizado um medidor de espessura por ultrassom marca *GE* modelo *DM5E* (Figura 60) para identificação de trincas e *blisters*.

Figura 60 – Medição de espessura de amostra após ensaio para identificação de trincas e *blisters*



Fonte: O AUTOR (2016)

3.4.4 Ensaio de fadiga

Fadiga ao ar

Ensaio de fadiga ao ar foram realizados em uma máquina de ensaio marca *MTS* modelo *Bionix*, como mostra a Figura 61. Conforme definição da norma ASTM E739 (2015), ensaios exploratórios foram realizados em amostras nas condições ASR

e AR em diferentes níveis de carga. O objetivo principal desses ensaios foi verificar a influência do carregamento mecânico cíclico no revestimento sob diferentes níveis de tensão, além de comparar o desempenho entre amostras revestidas e não revestidas.

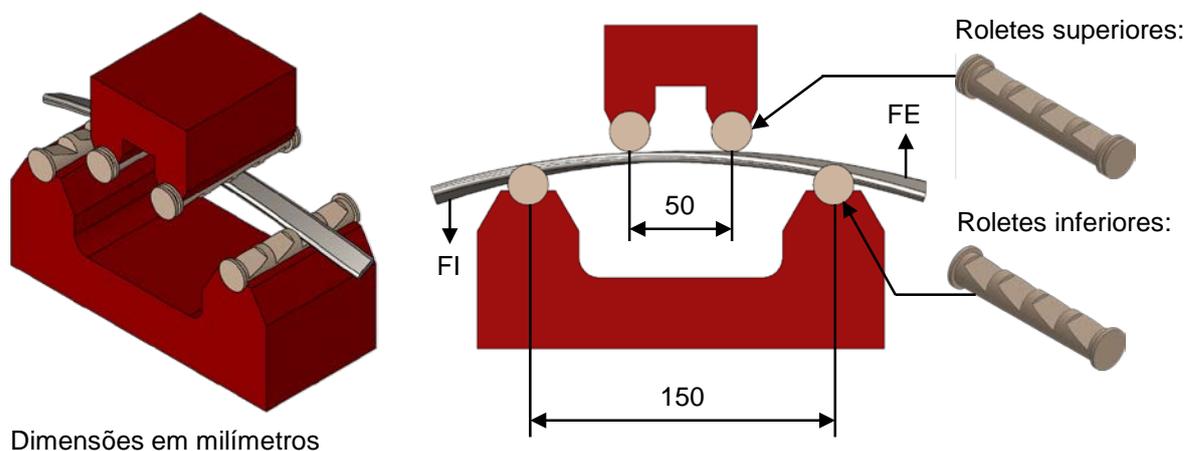
Figura 61 - Quadro de teste *MTS Bionix*



Fonte: MTS (2016)

O método de ensaio utilizado foi o de flexão a quatro pontos, como mostra esquematicamente a Figura 62. O dispositivo utilizado tem a capacidade de ensaiar até quatro corpos de prova simultaneamente. Entretanto, por se tratar de ensaios exploratórios, somente um corpo de prova foi ensaiado por vez. Os roletes de suporte foram fabricados em *PEEK* e tanto os roletes inferiores quanto os superiores foram usinados com a curvatura adequada para acomodar a geometria helicoidal do arame.

Figura 62 – Dispositivo de flexão a quatro pontos para ensaio de fadiga de arames de tração



Fonte: O AUTOR (2016)

As amostras foram instrumentadas com *strain gages* no centro do comprimento na face externa, inclusive as amostras revestidas que tiveram o revestimento cuidadosamente removido nessa região. As deformações medidas pelos extensômetros foram adquiridas através de um sistema de aquisição *Canhead* da marca *HBM* com auxílio do *software Catman 3.5*, como mostra a Figura 63.

Figura 63 - Ensaio de fadiga ao ar



Fonte: O AUTOR (2016)

Carregamentos alternados dentro do limite elástico do material foram impostos sob controle de deslocamento, mantendo-se uma razão de carregamento constante de 0,2 ($R=0,2$). Três diferentes patamares de carregamentos foram explorados e os principais parâmetros de cada patamar são apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 – Níveis de carregamento de ensaio de fadiga ao ar

Patamar	$\Delta\sigma$ (MPa)	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	$\sigma_{\text{mín}}$ (MPa)	σ_m (MPa)
P1	862,4	1078	215,6	646,8
P2	779,2	974	194,8	584,4
P3	696	870	174	522

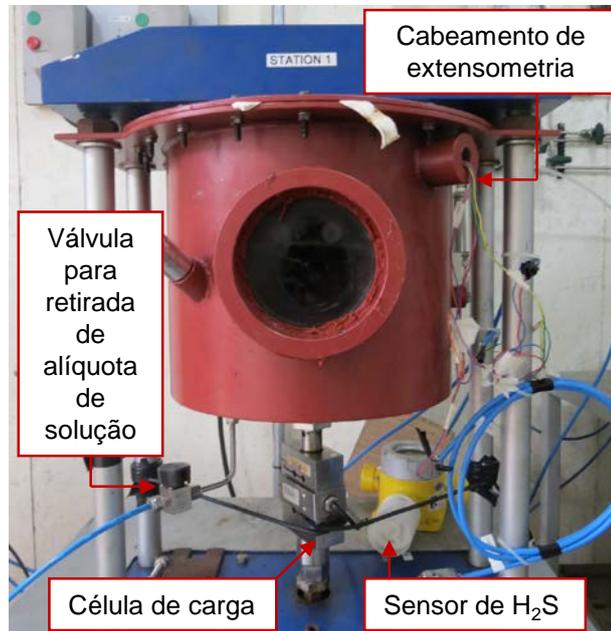
Fonte: O AUTOR (2016)

Corrosão-fadiga

Os ensaios de corrosão-fadiga foram realizados em uma cuba de ensaio desenvolvida pelo Grupo de Ensaios em Corrosão (GECOR) do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), a qual é mostrada na Figura 64. A cuba de ensaio foi instalada em ambiente com temperatura controlada, sensores de presença de H_2S , sistema de exaustão e lavagem de gases. O objetivo principal desses ensaios foi

verificar a efetividade do revestimento em condições de carregamento dinâmico em um determinado ambiente corrosivo.

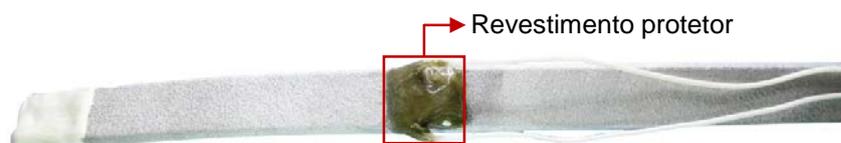
Figura 64 - Cuba de ensaios de corrosão-fadiga



Fonte: O AUTOR (2016)

Ensaio exploratório foram realizados nas condições ASR, AR e ARD com o mesmo dispositivo de suporte apresentado na Figura 62. Diferentemente dos ensaios de fadiga ao ar, dois corpos de prova foram ensaiados por vez para os testes em meio corrosivo. As amostras foram também instrumentadas no centro da face externa. Entretanto, uma etapa adicional foi realizada para a aplicação de um revestimento protetor no *strain gage* a fim de se garantir o seu correto funcionamento durante o ensaio em meio corrosivo. A Figura 65 mostra a proteção aplicada a um corpo de prova revestido. As deformações medidas pelos extensômetros foram adquiridas através de um sistema de aquisição *Spider 8* da marca *HBM* com o auxílio do software *Catman 3.5*.

Figura 65 – Revestimento protetor aplicado ao extensômetro para realização de ensaios de corrosão-fadiga



Fonte: O AUTOR (2016)

Similarmente aos ensaios de fadiga ao ar, carregamentos alternados dentro do limite elástico foram realizados, mantendo-se uma razão de carregamento constante

de 0,2 ($R = 0,2$). A mesma solução e mistura gasosa dos ensaios de SSCC/HIC foram utilizadas nos testes dinâmicos. Entretanto, saturações diárias foram realizadas, utilizando-se um fluxo de 100 a 150 mL/min por um período de 240 a 360 min. A Tabela 8 apresenta os dados de carregamento nominal empregados nos ensaios de corrosão-fadiga.

Tabela 8 - Níveis de carregamento de ensaio de corrosão-fadiga

Patamar	$\Delta\sigma$ (MPa)	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	$\sigma_{\text{mín}}$ (MPa)	σ_m (MPa)
P1 - CF	500	625	125	375
P2 - CF	350	438	88	263

Fonte: O AUTOR (2016)

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Ensaios de Caracterização

4.1.1 Análise química

A Tabela 9 apresenta a composição química do arame da armadura de tração em estudo. Comparando-se a composição química obtida com a norma ASTM A29 (2015b), que fornece designações de aços de diferentes composições, é possível se verificar que o material corresponde ao aço 1070.

Tabela 9 - Composição química do arame da armadura de tração

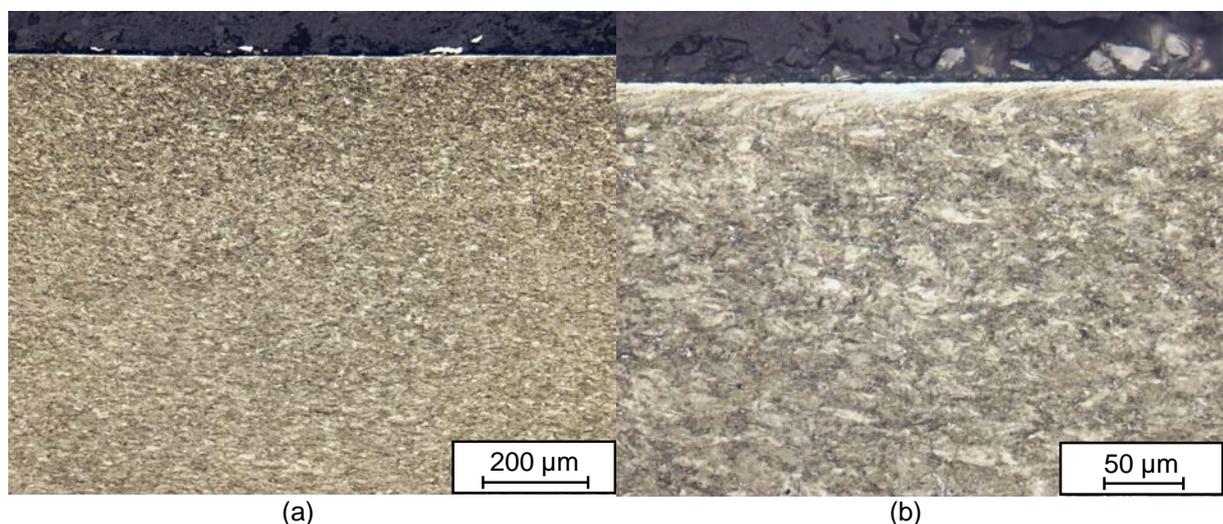
%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Al
0,684	0,235	0,761	0,0078	0,0035	0,027	0,0065	<0,01	0,0044
%Co	%Cu	%Nb	%Ti	%V	%W	%N	%Fe	
<0,001	0,018	0,0085	0,0056	0,0030	<0,0010	<0,0010	98,22	

Fonte: O AUTOR (2016)

4.1.2 Caracterização microestrutural

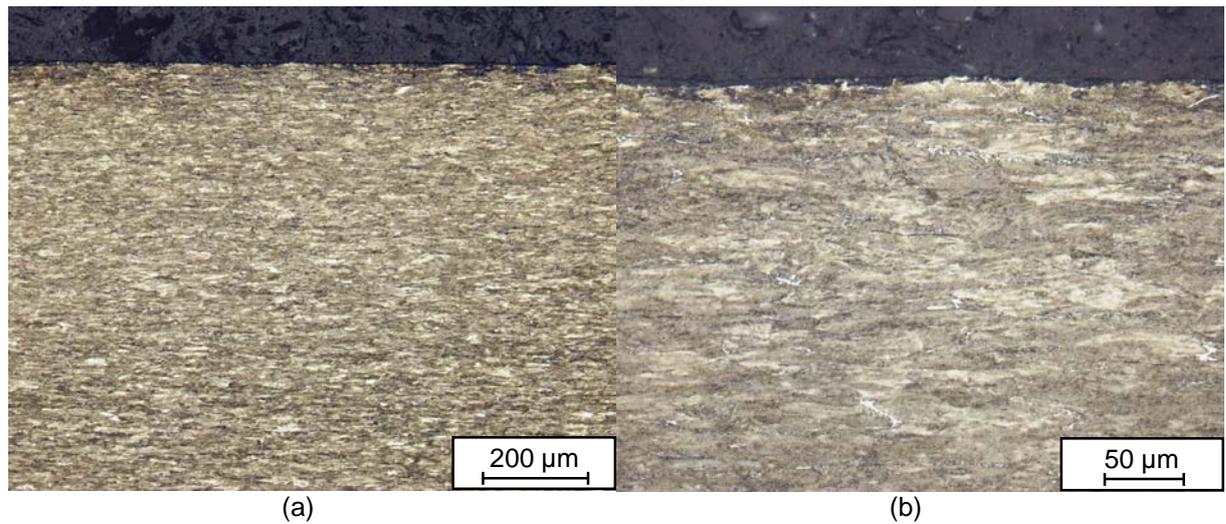
A Figura 66 apresenta micrografias da seção transversal do arame, enquanto a Figura 67 mostra aquelas referentes à seção longitudinal. O material apresenta uma microestrutura composta majoritariamente por perlita e pequena quantidade de ferrita pró-eutetóide. Para a seção longitudinal, é possível visualizar a forte orientação da microestrutura deformados na direção de processamento. Devido à alta deformação plástica na direção axial, as colônias de perlita se orientam axialmente, diminuindo o espaçamento interlamelar, o que leva a um aumento exponencial da resistência mecânica do material (KRAUSS, 2015; TORIBIO; GONZÁLEZ; MATOS, 2015).

Figura 66 - Micrografia da seção transversal do arame: (a) 100x; (b) 500x; Ataque químico: Nital 2%



Fonte: O AUTOR (2016)

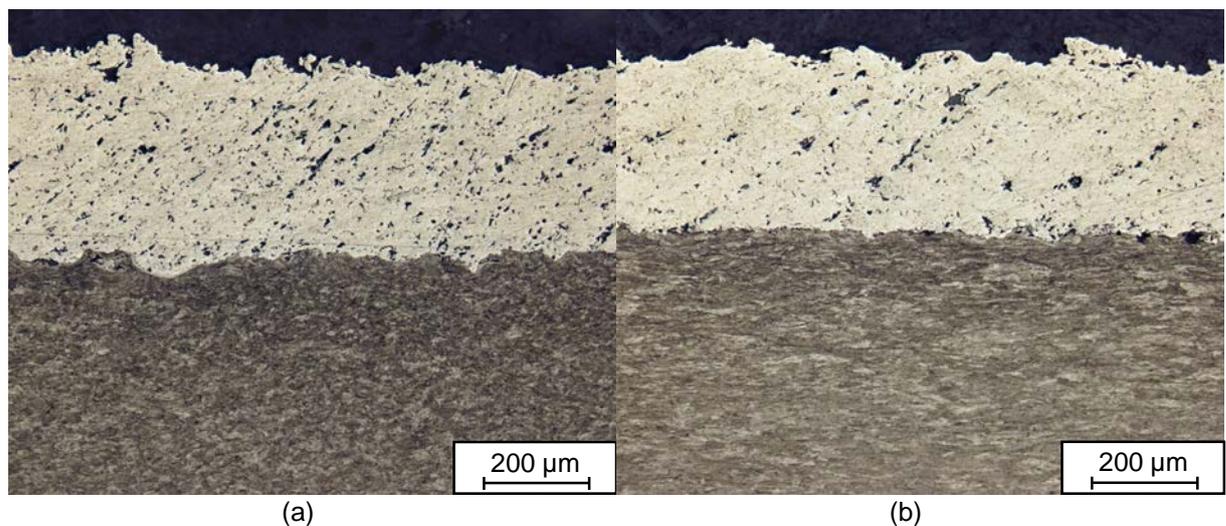
Figura 67 - Micrografia da seção longitudinal do arame: (a) 100x; (b) 500x; Ataque químico: Nital 2%



Fonte: O AUTOR (2016)

Já a Figura 68 apresenta as micrografias das seções transversal e longitudinal de uma amostra revestida, onde não se pode observar nenhuma alteração microestrutural devido ao aporte térmico do processamento. Verificou-se que a espessura do revestimento alcançada foi de, aproximadamente, 350 µm, estando dentro da faixa desejada descrita na Seção 3.2. Além disso, apesar da já esperada presença de poros no revestimento, nenhum poro totalmente passante foi detectado. Um fato interessante observado foi a alteração considerável da topografia da superfície do substrato devido ao jateamento realizado anteriormente ao processo de revestimento, especialmente destacado na seção transversal (ver Figura 68 (a)).

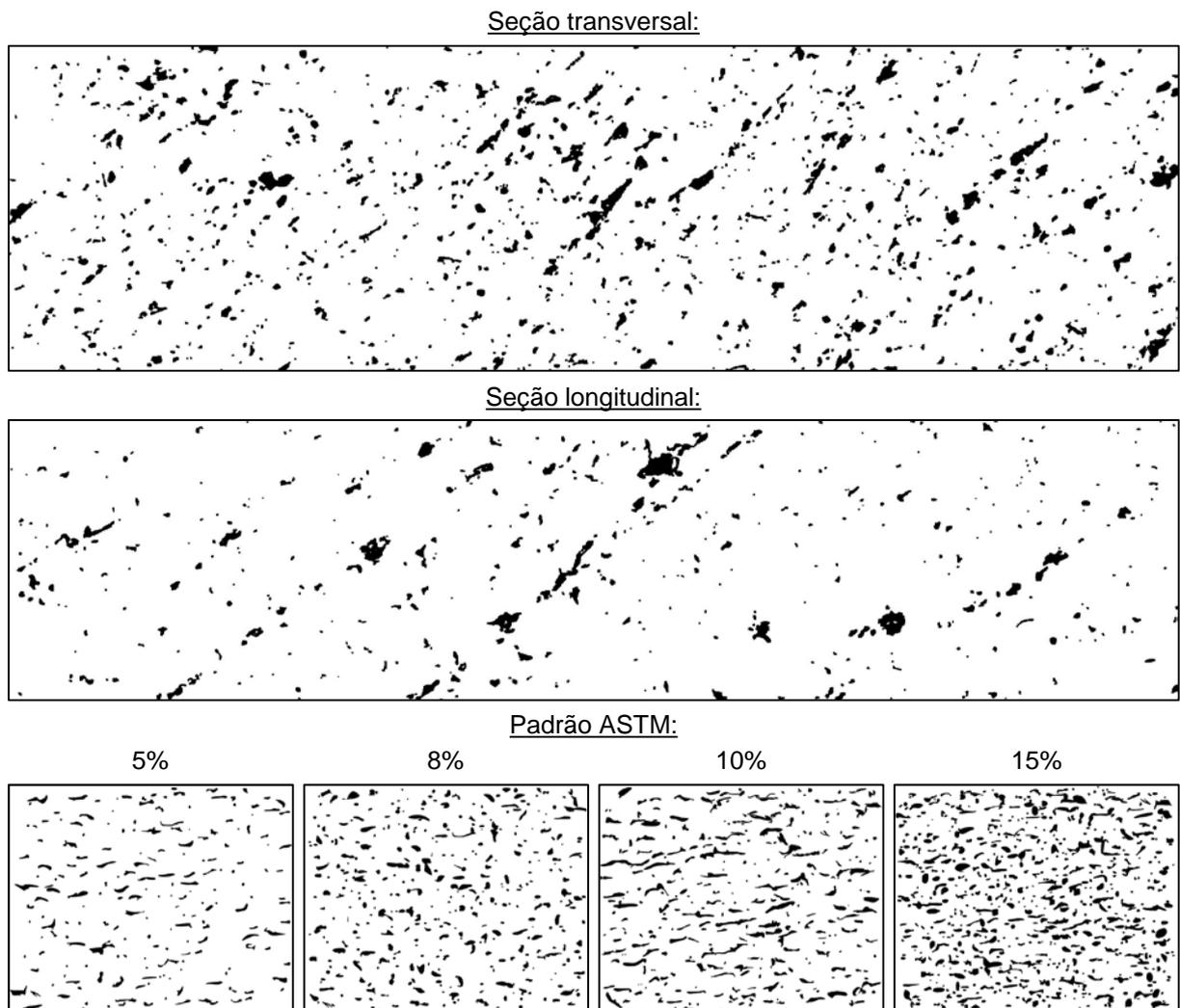
Figura 68 – Micrografia das amostras revestidas: (a) Seção transversal – 100x; (b) Seção longitudinal – 100x; Ataque químico: Nital 2%



Fonte: O AUTOR (2016)

A Figura 69 apresenta a avaliação da porosidade do revestimento descrita na Seção 3.3.2. O grau de porosidade foi avaliado tanto para a seção transversal quanto para a seção longitudinal. É possível observar que a porosidade é maior na direção transversal do que na direção longitudinal, ficando entre 8 e 10%. Já quando a micrografia na direção longitudinal é comparada com os padrões, observa-se que a porosidade está entre 5 e 8%. Os valores de porosidade verificados estão de acordo com os previstos pela literatura e descritos na Seção 2.3.2 (CAVALCANTI et al., 1999; DAVIS, 2004).

Figura 69 – Avaliação de porosidade do revestimento de alumínio



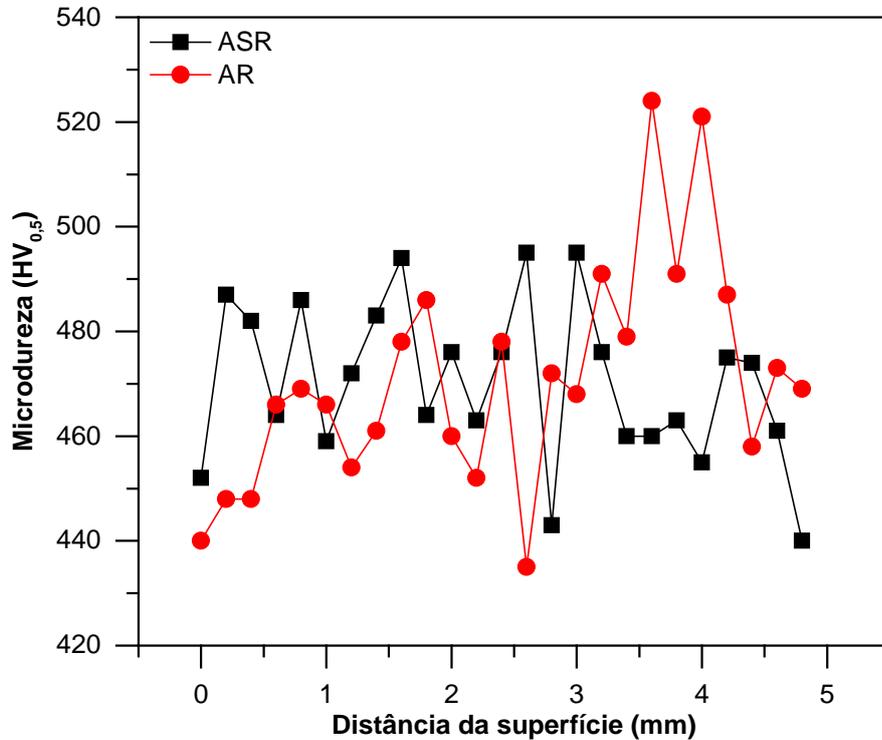
Fonte: O AUTOR (2016)

4.1.3 Microdureza

A Figura 70 apresenta os perfis de microdureza da seção transversal de amostras revestidas (AR) e amostras sem revestimento (ASR). Analisando os dados apresentados, é possível perceber que apenas uma leve variação de dureza ocorre

ao longo da espessura do arame. Além disso, não é possível perceber que o processo de aspersão tenha causado diminuição na dureza do substrato após a aplicação do revestimento, o que poderia ocorrer devido ao aporte térmico.

Figura 70 – Perfis de microdureza: (a) Seção transversal; (b) Seção longitudinal



Fonte: O AUTOR (2016)

A Tabela 10 resume a microdureza média para as duas condições ASR e AR nas duas seções avaliadas. É possível perceber que na direção longitudinal, a microdureza é levemente inferior do que para a direção transversal.

Tabela 10 – Microdureza média nas seções transversal de amostras sem e com revestimento

Condição	Microdureza (HV _{0,5})
ASR	470,2
AR	470,9

Fonte: O AUTOR (2016)

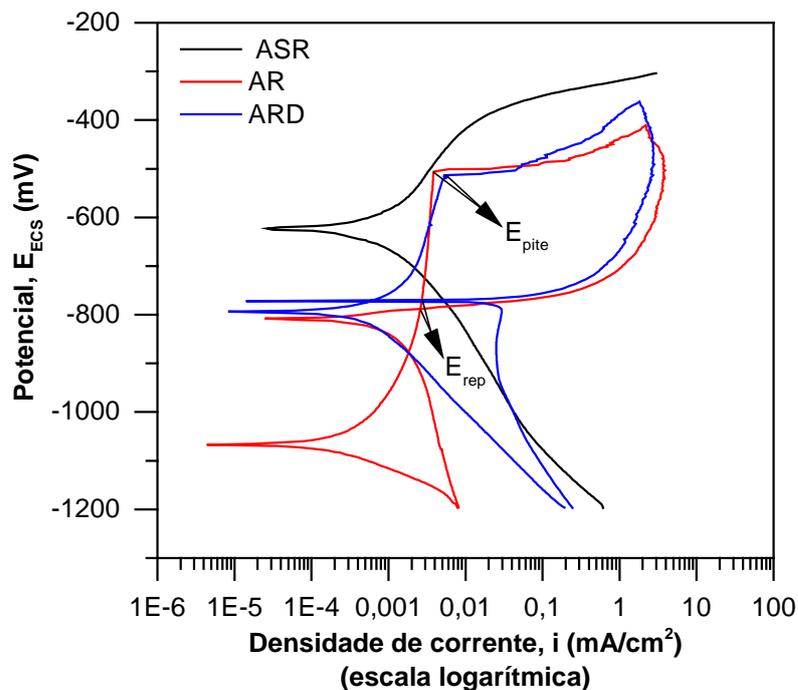
4.1.4 Polarização potenciodinâmica

A Figura 71 apresenta as curvas de polarização para as três condições estudadas: ASR, AR e ARD. O potencial de corrosão do aço (condição ASR) mostrou-se o menos negativo nesse meio (próximo a -650 mV), como esperado, indicando a sua maior tendência de corrosão nesse meio do que as outras condições. Isso fica evidente ao se observar a região anódica, onde fica claro o rápido aumento da densidade de corrente com o aumento do potencial para valores acima do potencial

de corrosão (SHRESTHA; STURGEON, 2005). Por outro lado, a amostra completamente revestida de alumínio (condição AR) apresentou um potencial de corrosão mais negativo, em torno de -1050 mV, enquanto a condição ARD apresentou um comportamento intermediário entre as duas condições anteriores, como consequência do dano no revestimento de alumínio.

Analisando-se as duas condições em que as amostras foram revestidas, é possível verificar que os potenciais de pite (E_{pite}) e potenciais de repassivação (E_{rep}) encontrados são bastante semelhantes, como indicado na Figura 71. Além disso, observa-se uma notável histerese na curva para se atingir a repassivação. Acredita-se que esse fenômeno esteja fundamentalmente ligado ao grau de porosidade e a facilidade de se formar pites a partir dos poros pré-existentes.

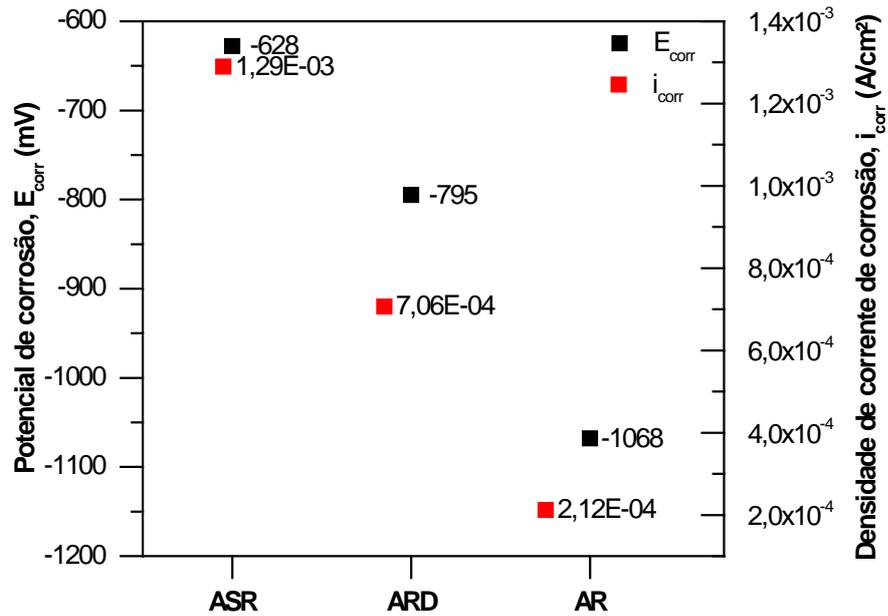
Figura 71 - Curvas de polarização para as três condições ensaiadas: ASR, AR e ARD



Fonte: O AUTOR (2016)

A Figura 72 apresenta os potenciais de corrosão e densidades de corrente de corrosão obtidos para as três diferentes condições. Os valores encontrados de potencial para as condições ASR e AR, estão de acordo com valores de potencial de corrosão encontrados na literatura para aço e alumínio, respectivamente, em água do mar (SHRESTHA; STURGEON, 2005; ABYC, 2008; BRANDOLT, 2014). Já a condição ARD apresentou valores intermediários por possuir tanto aço quanto alumínio expostos na solução. A Tabela 11 apresenta de forma resumida os parâmetros eletroquímicos discutidos anteriormente.

Figura 72 – Potencial de corrosão e densidade de corrente de corrosão das condições ensaiadas



Fonte: O AUTOR (2016)

Tabela 11 – Parâmetros eletroquímicos das condições ensaiadas

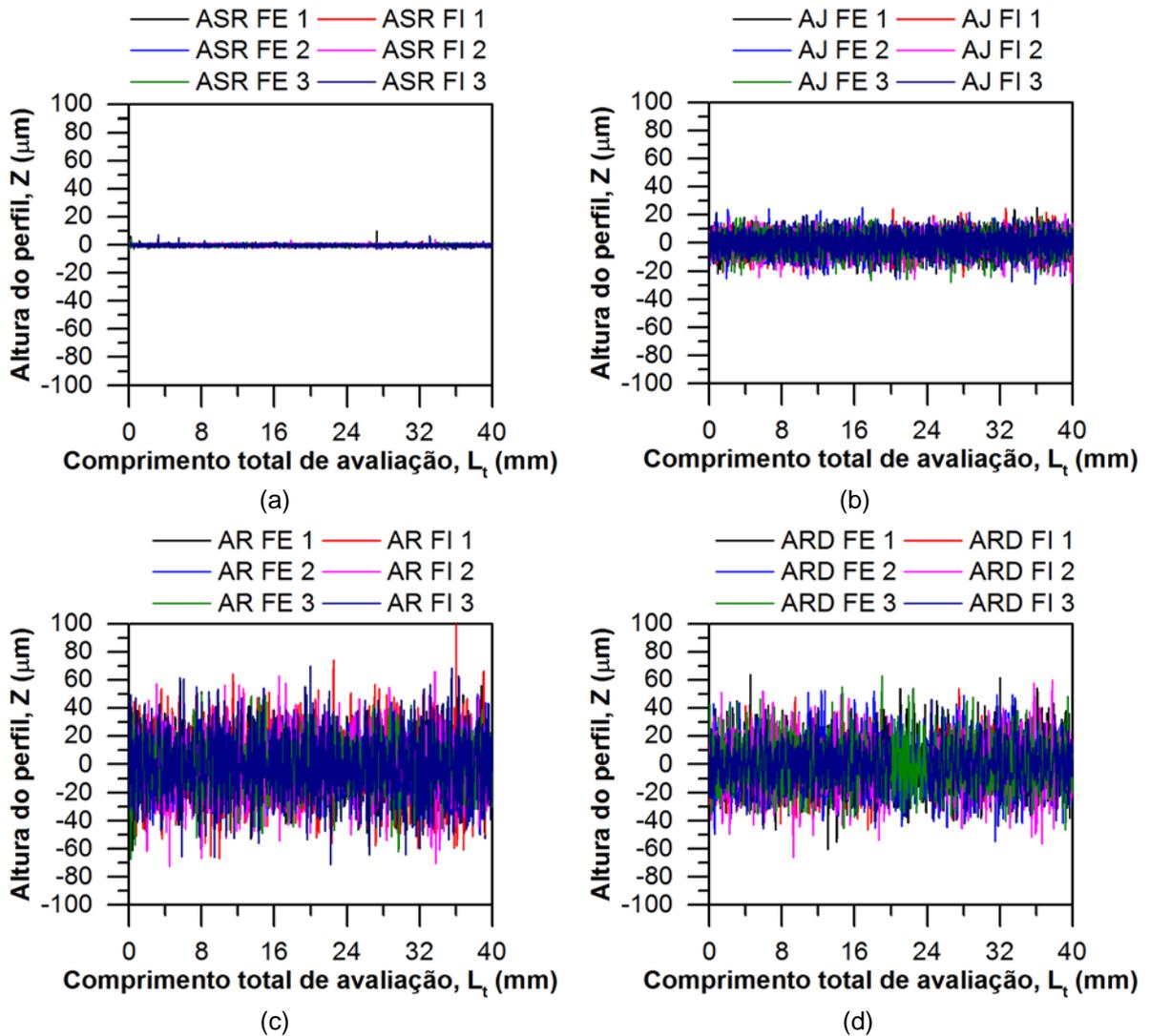
Parâmetro	ASR	AR	ARD
E_{corr} (mV)	-628	-1068	-795
i_{corr} (mA/cm ²)	0,00129	$2,12 \cdot 10^{-4}$	$7,06 \cdot 10^{-4}$
E_{pite} (mV)	-	-507	-514
E_{rep} (mV)	-	-788	-771

Fonte: O AUTOR (2016)

4.1.5 Rugosidade superficial

A Figura 73 apresenta os perfis superficiais para as diferentes condições estudadas: ASR, AJ, AR e ARD. Além disso, a rugosidade foi analisada tanto na face interna (FI) como externa (FE) dos arames. Para a condição sem revestimento (AR, Figura 73 (a)) é possível notar um perfil bastante homogêneo com alguns picos pontuais ao longo do perfil que não chegam a passar de 10 μm . Para a condição jateada (AJ, Figura 73 (b)), é possível perceber um aumento considerável nos picos e vales do perfil, como já esperado devido ao processamento aplicado. Para a condição revestida, arames revestidos com e sem defeito (ARD e AR, respectivamente) foram analisados. A superfície do revestimento aplicado mostrou-se bastante rugosa como pode ser visto através dos perfis mostrados na Figura 73 (c) e (d). Além disso, foi verificado que os perfis mantiveram-se bastante semelhantes comparando-se essas duas condições, o que mostra reprodutibilidade do processo.

Figura 73 – Perfil topográfico obtido para as diferentes condições avaliadas: (a) ASR; (b) AJ; (c) AR; (d) ARD



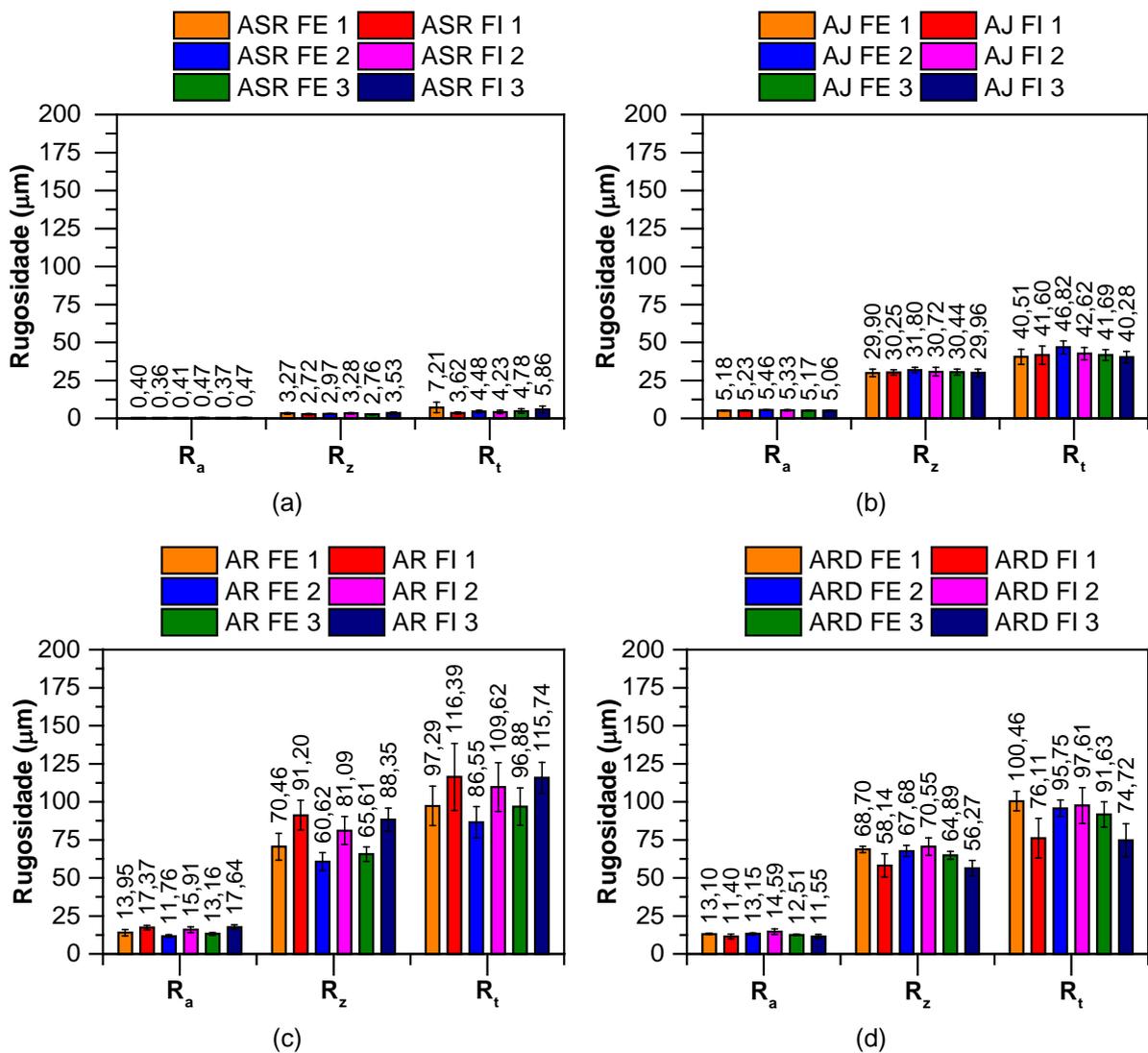
Fonte: O AUTOR (2016)

A partir dos perfis de rugosidade, foram calculados os parâmetros de rugosidade descritos na Seção 3.3.5 denominados R_a , R_z e R_t . A Figura 74 apresenta esses parâmetros para as quatro condições. Os valores apresentados se referem a um valor médio para o comprimento total de avaliação (L_t) de 40 mm obtido a partir das sub-regiões de avaliação (l_n). Dessa forma, valores de desvio padrão também são apresentados.

As amostras não revestidas (Figura 74 (a)), como esperado, apresentaram os menores valores para os parâmetros de rugosidade. Os valores de R_t apresentaram maior dispersão, sendo a causa mais provável o processo de fabricação do arame ou do duto flexível que podem causar riscos nas faces dos mesmos. Após o jateamento (Figura 74 (b)) houve um aumento considerável da rugosidade do substrato, onde os valores de R_a obtidos, por exemplo, são similares ao de uma superfície de aço

preparada com lixa de granulometria de 100 Mesh (ALANG; RAZAK; MISKAM, 2011). Já para as amostras revestidas (Figura 74 (c) e (d)), os valores obtidos de R_t estão de acordo com os encontrados na literatura como apresentado no trabalho de Paredes, Amico e D'oliveira (2006). Os resultados apresentados serão discutidos em maior detalhe e correlacionados com os resultados dos ensaios de fadiga apresentados na Seção 4.2.4.

Figura 74 - Parâmetros de rugosidade para as diferentes condições avaliadas: (a) ASR; (b) AJ; (c) AR; (d) ARD



Fonte: O AUTOR (2016)

4.1.6 Tensões residuais

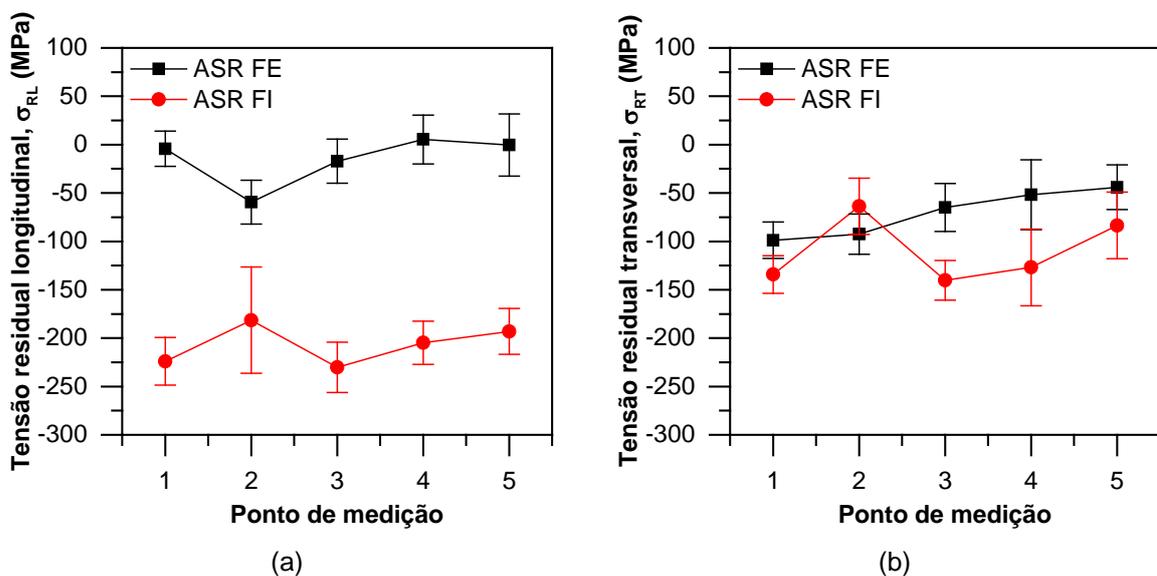
A Figura 75 apresenta as tensões residuais obtidas ao longo dos cinco pontos de medição descritos na Seção 3.3.6 para a amostra sem revestimento. As tensões residuais longitudinais (Figura 75 (a)) apresentam valores próximos a zero na face

externa (ASR FE) enquanto para a face interna (ASR FI) valores compressivos foram obtidos. Já para a direção transversal (Figura 75 (b)), as tensões residuais apresentaram-se mais próximas, ao ser comparar os dados obtidos para as faces externa e interna. Para ambas as faces, valores compressivos de tensões residuais foram medidos, sendo que esses variaram entre -50 e -150 MPa, aproximadamente.

A Figura 76 apresenta as medições de tensões residuais para amostra que sofreu jateamento superficial. Para essa condição somente a face externa foi medida, pois esta amostra foi preparada somente para se avaliar a rugosidade e tensões residuais. Como esperado, tensões consideravelmente compressivas, para ambas as direções de medição, se desenvolveram na superfície devido ao processo de deformação plástica localizada gerada pelas partículas abrasivas.

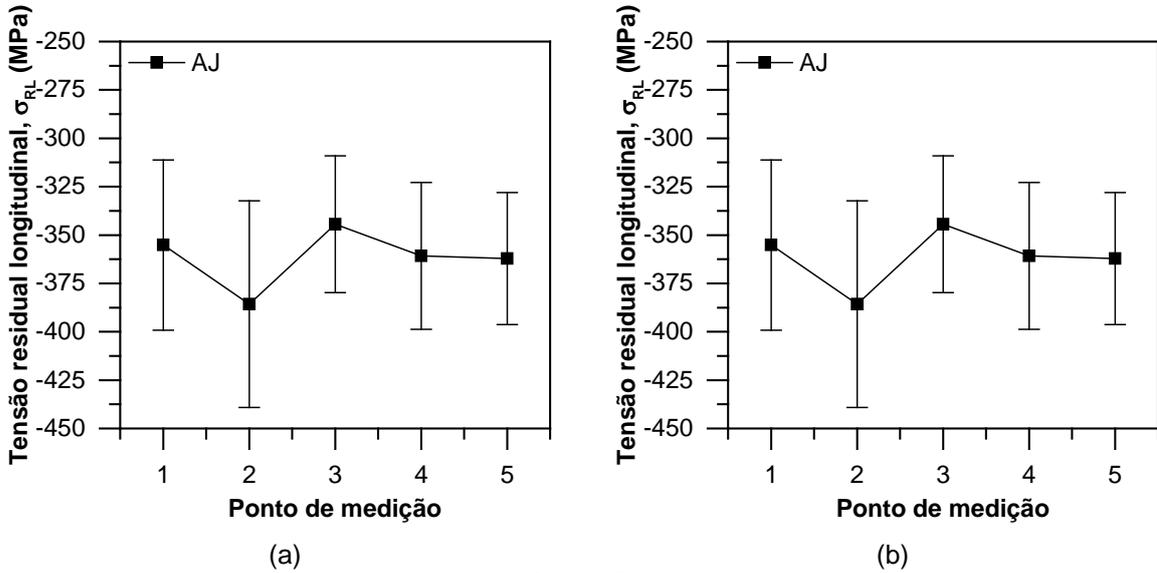
Na Figura 77 são apresentadas as tensões residuais ao longo dos cinco pontos de medição para o substrato das amostras revestidas. É possível notar que as tensões residuais longitudinais (Figura 77 (a)), para a face externa (AR FE – Fe- α) tiveram pequena alteração em relação à condição sem revestimento, tornando-se levemente trativas. Já as tensões residuais na face interna (AR FI – Fe- α) tiveram considerável alteração em relação à condição original, passando para patamares trativos superiores a 100 MPa em alguns pontos. Para a direção transversal (Figura 77 (b)), apenas tensões residuais trativas estão presentes, sendo que para a face interna o nível de tensão medido ficou em torno de 100 MPa.

Figura 75 – Medições de tensões residuais para a condição ASR: (a) Direção longitudinal; (b) Direção transversal



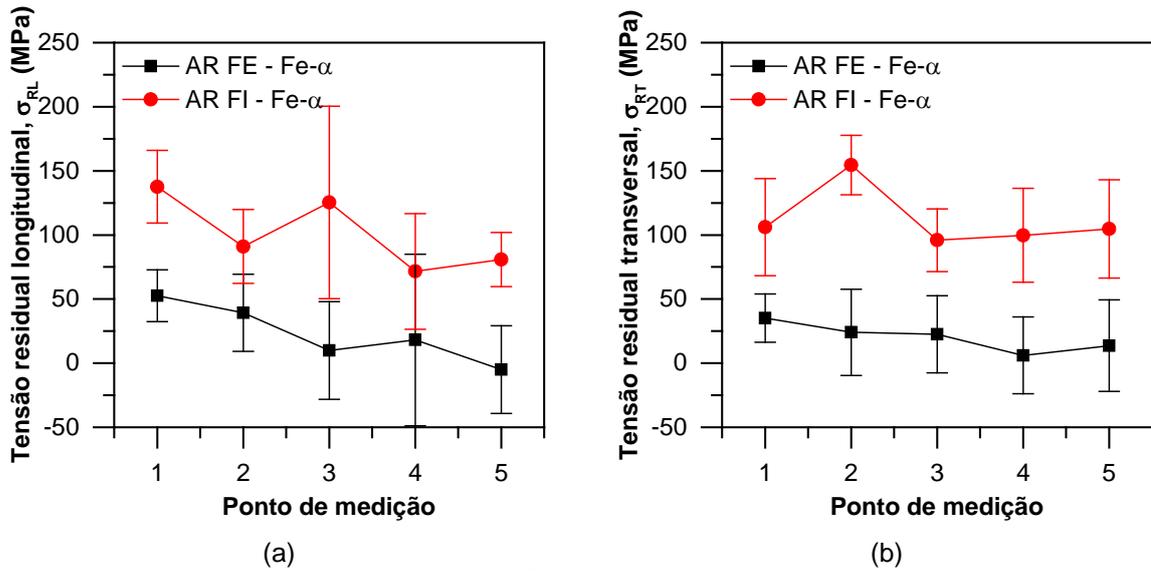
Fonte: O AUTOR (2016)

Figura 76 – Medições de tensões residuais para a condição AJ: (a) Direção longitudinal; (b) Direção transversal



Fonte: O AUTOR (2016)

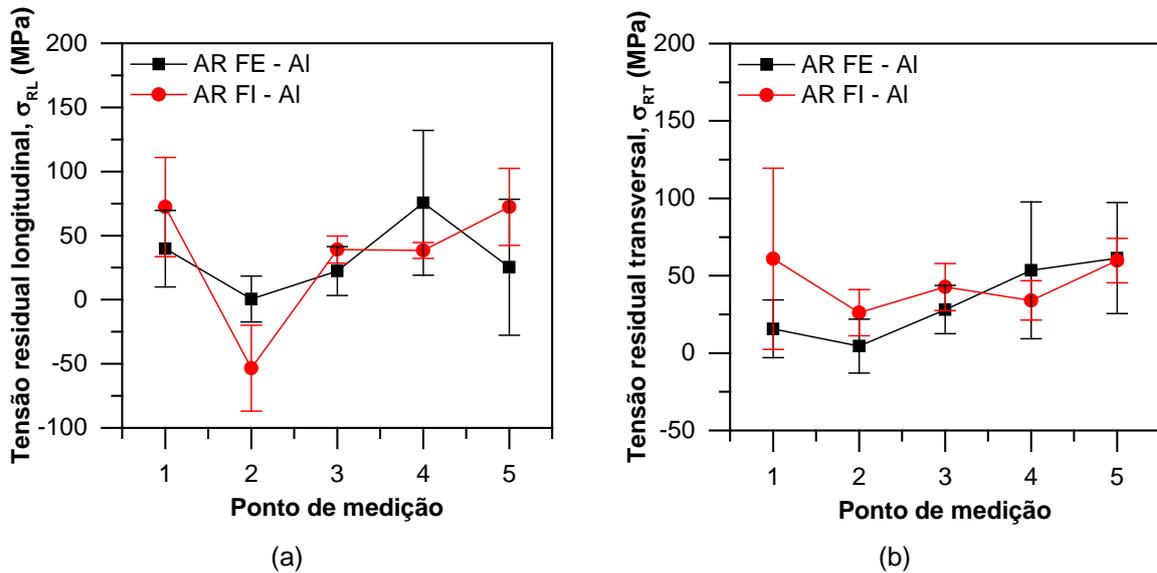
Figura 77 - Medições de tensões residuais para o substrato (Fe-α) da condição AR: (a) Direção longitudinal; (b) Direção transversal



Fonte: O AUTOR (2016)

Por fim, a Figura 78 apresenta as tensões residuais medidas no revestimento de alumínio tanto para a face interna como externa (denominadas AR FI – Al e AR FE – Al, respectivamente). Tensões levemente trativas foram medidas para ambas as direções, chegando a valores próximos a 75 MPa.

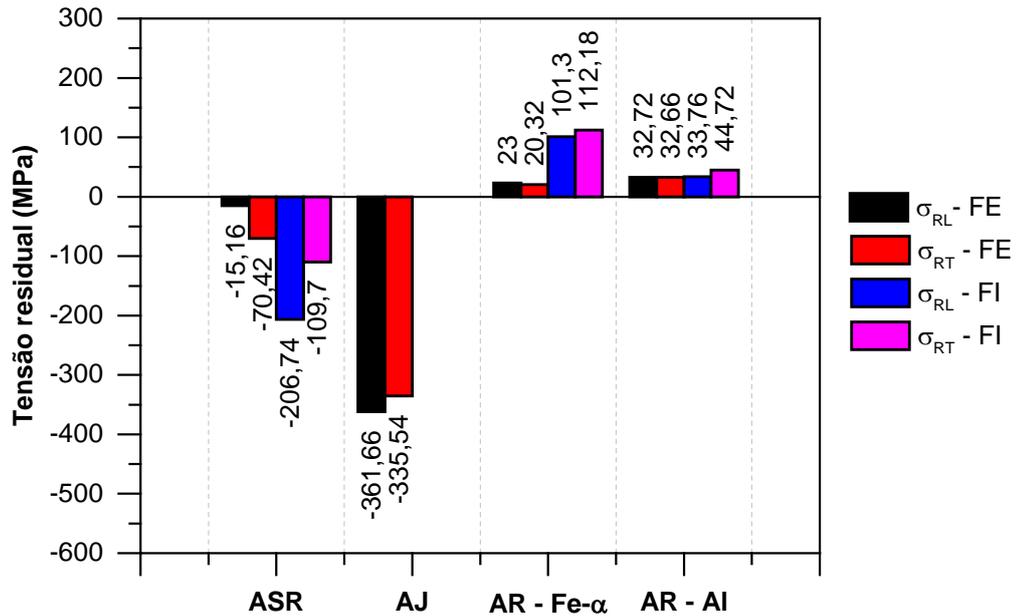
Figura 78 - Medições de tensões residuais para o revestimento (Al) da condição AR: (a) Direção longitudinal; (b) Direção transversal



Fonte: O AUTOR (2016)

A Figura 79 apresenta a média de tensões residuais para ambas as faces dos arames em função da etapa de processamento do material. É possível perceber claramente que as tensões residuais compressivas induzidas pelo jateamento são aliviadas pelo processo posterior de aspensão térmica. Isso possivelmente pode ser explicado pelo fato da temperatura superficial do substrato pode chegar a 500°C, como mostrado no trabalho de Xue et al. (2007). Usualmente, tratamentos térmicos para alívio de tensões de aços de alta resistência são realizados no intervalo de temperatura entre 600 e 750°C (THELNING, 1984). Entretanto, para aços altamente deformados, como é o caso do material de estudo, tensões residuais podem ser aliviadas e propriedades mecânicas modificadas quando esses são submetidos a temperaturas em torno de 500°C, mesmo por curtos períodos de tempo (ADEYENI; STARK; MODLEN, 1979; PENNINGTON, 2009). Esses fatos corroboram a ideia de que há um alívio superficial de tensões residuais compressivas devido ao aporte térmico causado pelo processo de aspensão térmica.

Figura 79 - Comparação de tensões residuais medidas para as condições ASR, AJ e AR



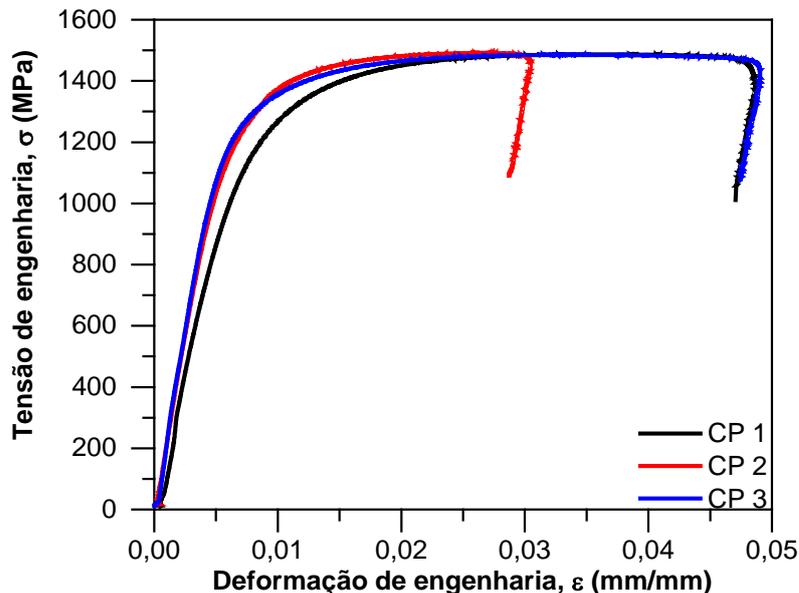
Fonte: O AUTOR (2016)

4.2 Ensaios Mecânicos

4.2.1 Ensaio de tração

A Figura 80 apresenta as curvas tensão-deformação de engenharia dos três corpos de prova (CP) ensaiados. Pode ser visto que o CP 2 apresentou falha prematura durante o ensaio, ocasionando menor alongamento para a falha. Entretanto, pode-se considerar que os resultados foram coerentes entre si, apresentando considerável repetibilidade.

Figura 80 - Curvas tensão-deformação de engenharia dos arames da armadura de tração



Fonte: O AUTOR (2016)

A Tabela 12 resume os resultados de tensão de escoamento convencional, limite de resistência à tração e alongamento obtidos para os três corpos de prova ensaiados bem como apresenta os valores médios e desvio padrão correspondentes. Os valores de tensão de escoamento apresentaram maior variabilidade quando comparados com os resultados do limite de resistência à tração. Todos as amostras apresentaram limite de resistência à tração superior ao valor nominal de 1400 MPa.

Tabela 12 - Resultados dos ensaios de tração dos arames da armadura de tração; $L_0 = 25$ mm

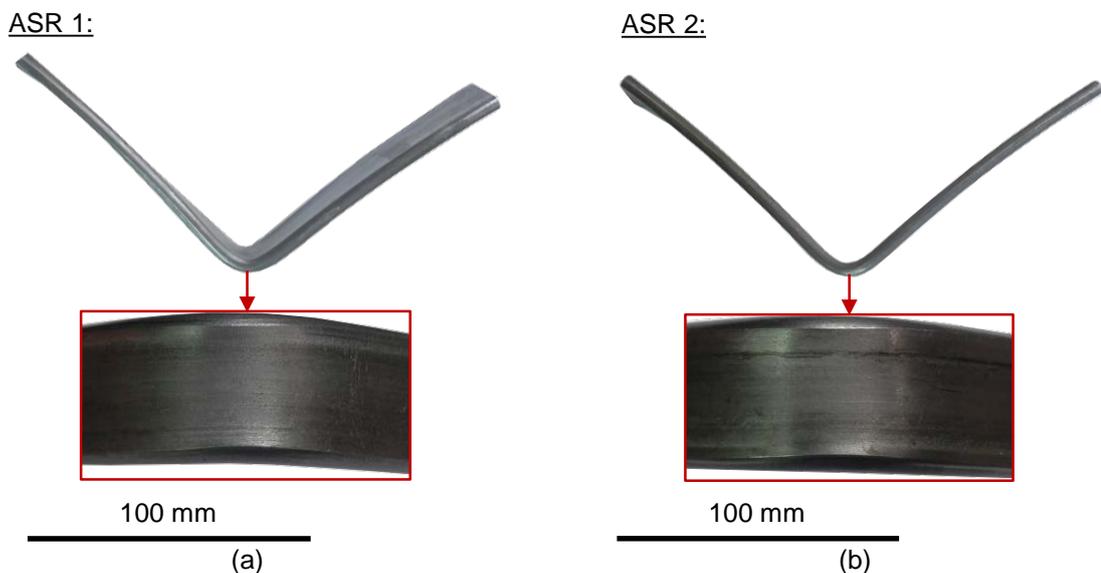
Amostra	Tensão de escoamento, σ_y (MPa)	Limite de resistência à tração, σ_{UTS} (MPa)	Alongamento, A (%)
CP 1	1223,5	1487,2	4,6
CP 2	1281,8	1491,9	2,7
CP3	1277,8	1485,5	4,6
Média	1261,0	1488,2	4,0
Desvio padrão	32,55	3,30	1,0915

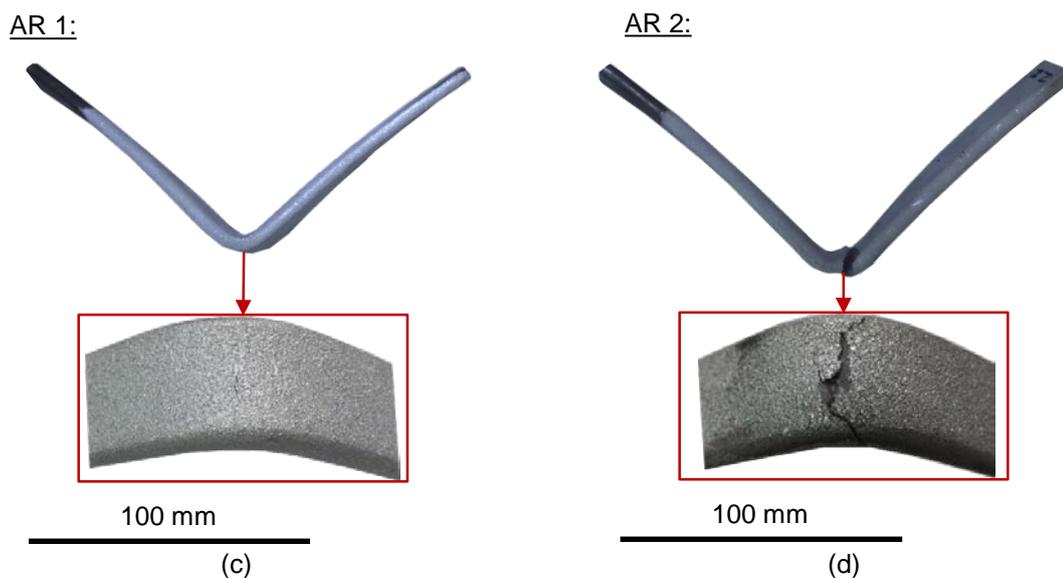
Fonte: O AUTOR (2016)

4.2.2 Ensaio de dobramento

A Figura 81 apresenta as quatro amostras ensaiadas para as duas diferentes condições. As amostras sem revestimento atingiram o máximo dobramento sem apresentar ruptura enquanto, para a condição revestida, uma das amostras fraturou próximo ao término do ensaio. Pode-se perceber que para a amostra revestida não fraturada (AR 1), apenas uma pequena trinca pôde ser observada na região central da amostra. Já a amostra revestida fraturada AR 2 apresentou trincas secundárias próximas à região de fratura.

Figura 81 - Amostras submetidas ao ensaio de dobramento: (a) ASR 1; (b) ASR 2; (c) AR 1; (d) AR 2





Fonte: O AUTOR (2016)

A Tabela 13 apresenta os ângulos de dobramento para as amostras ensaiadas antes e após o retorno elástico. As amostras revestidas ultrapassaram o ângulo de dobramento máximo pretendido de 90° sem apresentar falha, mostrando a alta maleabilidade característica do alumínio. Após a remoção da carga de ensaio, o ângulo de dobramento residual médio foi de 86° .

Tabela 13 - Ângulo de dobramento: (a) Ângulo de dobramento máximo; (b) Ângulo de dobramento após o retorno elástico

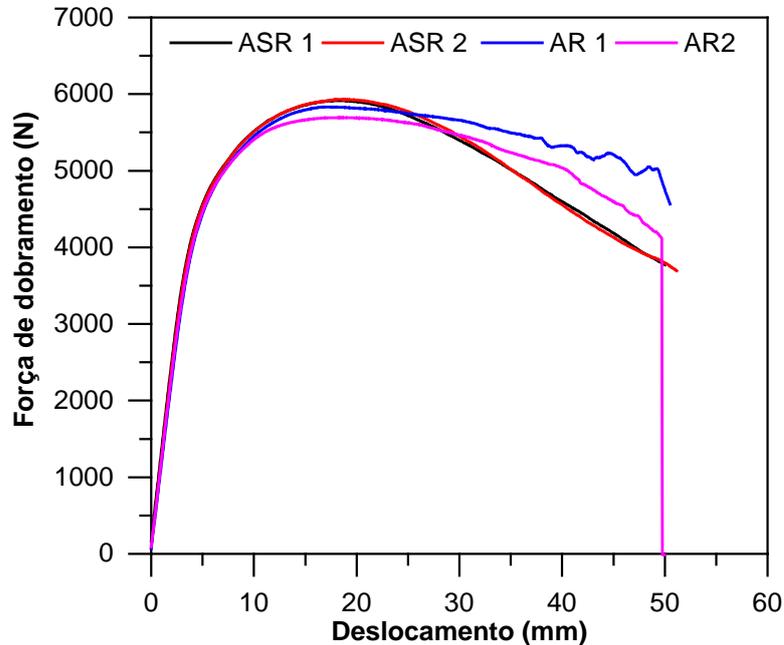
Parâmetro	Ângulo de dobramento máximo ($^\circ$)	Ângulo de dobramento após retorno elástico ($^\circ$)
ASR 1	101,2	86,4
ASR 2	103,2	85,2
AR 1	102,5	86,4
AR 2	100,0	-

Fonte: O AUTOR (2016)

Já a Figura 82 apresenta a força de dobramento para os diferentes ensaios realizados. Inicialmente a resposta mecânica foi linear como esperado, sendo bastante similar entre todas as amostras ensaiadas. Na região onde a deformação plástica começa a ocorrer, as amostras sem revestimentos atingiram maiores cargas, sendo 5915,96 N e 5930,70 N para os corpos de prova ASR 1 e ASR 2, respectivamente. Já as forças máximas de dobramento para as amostras revestidas foram de 5833,25 N e 5694,76 N para os corpos de prova AR 1 e AR 2, respectivamente. Para deslocamentos superiores a 25 mm, isto é, maiores ângulos de dobramento, as forças de dobramento para as amostras revestidas tornaram-se superiores à condição de amostra não revestida. A razão para isso está provavelmente ligada ao fato do maior atrito existente entre o revestimento e o suporte

metálico devido à rugosidade mais elevada do revestimento, como mostrado na Seção 4.1.5.

Figura 82 - Força de dobramento obtida durante os ensaios



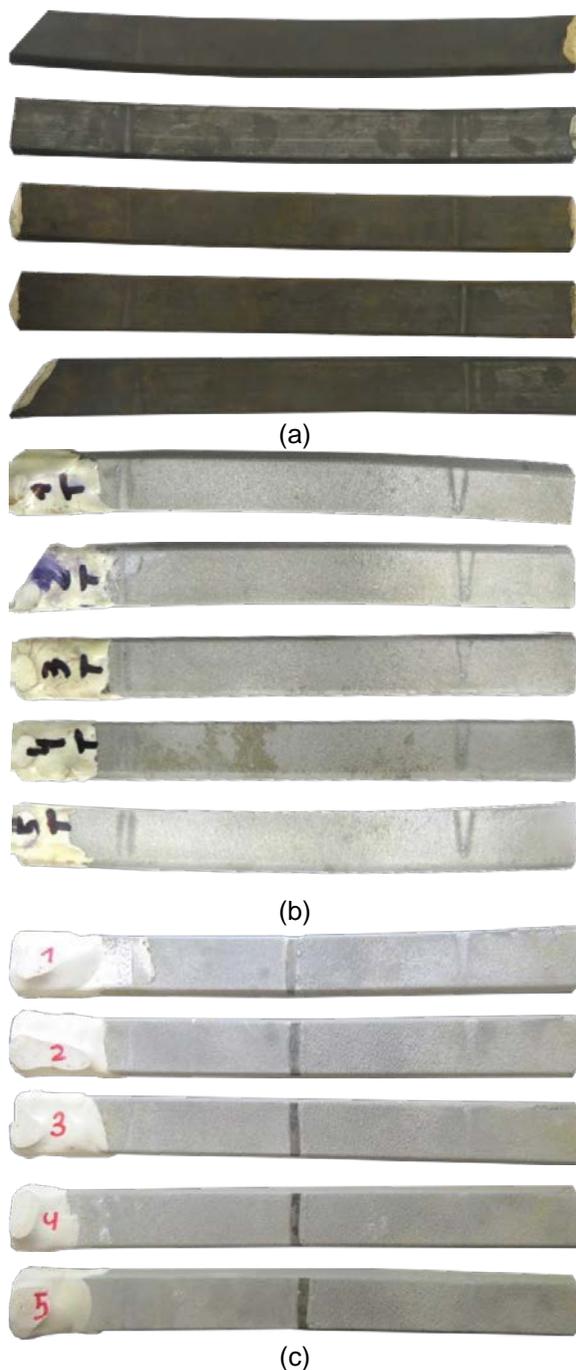
Fonte: O AUTOR (2016)

4.2.3 Ensaio de susceptibilidade à corrosão sob tensão assistido por sulfeto (SSCC) e trincamento induzido pelo hidrogênio (HIC)

Condição superficial das amostras ensaiadas e identificação de defeitos

A Figura 83 apresenta a condição superficial das amostras submetidas ao ensaio de susceptibilidade ao trincamento. A face interna das amostras é apresentada, a qual estava sob carregamento trativo durante as 720 horas de testes. Para a condição de arame sem revestimento (Figura 83 (a)), é possível perceber visualmente regiões com considerável corrosão da superfície quando comparada à condição inicial como mostrado anteriormente na Figura 41. Já para o caso de amostras revestidas (Figura 83 (b) e (c)), não foi possível observar visualmente degradação da superfície nem danos ao revestimento.

Figura 83 – Condição superficial da face interna das amostras ensaiadas: (a) ASR; (b) AR; (c) ARD



Fonte: O AUTOR (2016)

Após essa inspeção visual primária, as amostras foram inspecionadas por ultrassom, onde somente na amostra 5 da condição ASR foi identificada a presença de trinca, como mostrado na Figura 84. Como pode ser visto, a região de falha encontrava-se em uma região sem tensão, o que indica que o trincamento foi induzido pelo hidrogênio (*HIC*) e não pelo sulfeto (*SSCC*), pois esse tipo de fenômeno não necessita que tensões tratativas aplicadas estejam presentes (KANE; CAYARD, 1998).

Nas amostras revestidas para ambas as condições (AR e ARD) não foi identificada a presença de trincas.

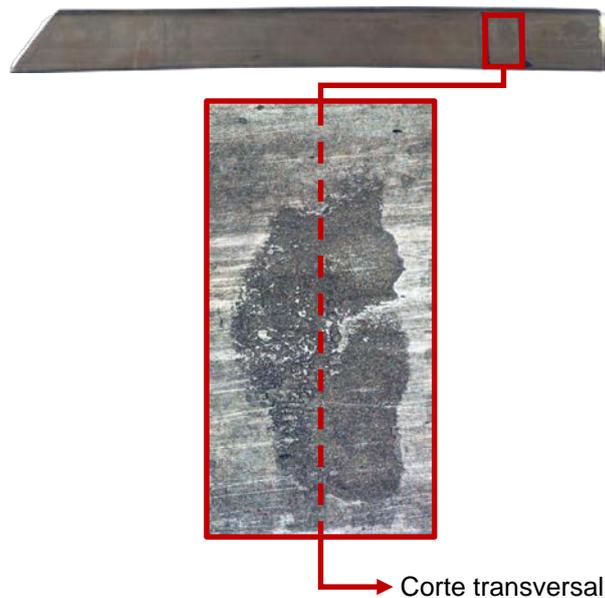
Figura 84 - Detecção de trinca em amostra submetida ao ensaio de susceptibilidade ao trincamento



Fonte: O AUTOR (2016)

Uma vez detectada a trinca, um corte transversal na região de detecção foi realizado para posterior análise em microscópio óptico como mostrado na Figura 85. É possível perceber também uma notável corrosão da superfície devido ao longo tempo de exposição em meio corrosivo. De fato, a análise por microscopia ótica revelou a existência do defeito como apresentado na Figura 86, onde pode-se notar que a trinca estava localizada, aproximadamente, na metade da espessura e estendia-se por praticamente toda a largura do arame.

Figura 85 – Região de presença de trinca



Fonte: O AUTOR (2016)

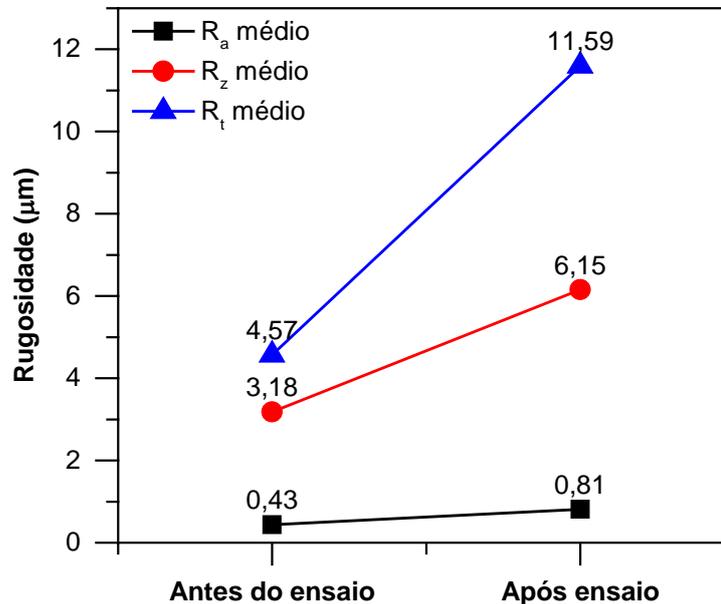
Figura 86 - Trinca induzida pelo hidrogênio (*HIC*) observada por microscopia ótica (sem ataque químico)



Fonte: O AUTOR (2016)

Regiões de outras amostras sem revestimento apresentaram corrosão superficial semelhante àquela apresentada na Figura 86. Dessa forma, medições de rugosidade foram realizadas e foram comparadas com os resultados médios dos dados apresentados na Figura 74 (a). Essa comparação é apresentada na Figura 87 onde fica evidenciado o aumento da rugosidade superficial devido à exposição ao meio corrosivo durante as 720 horas. Esse fato tem considerável importância pois a rugosidade superficial está intimamente ligada com o desempenho em fadiga do material como demonstrado por diversos autores como Arola e Williams (2002), Novovic et al. (2004) e Lopes (2006).

Figura 87 - Comparação de parâmetros de rugosidade antes e após ensaio de susceptibilidade ao trincamento para arames sem revestimento

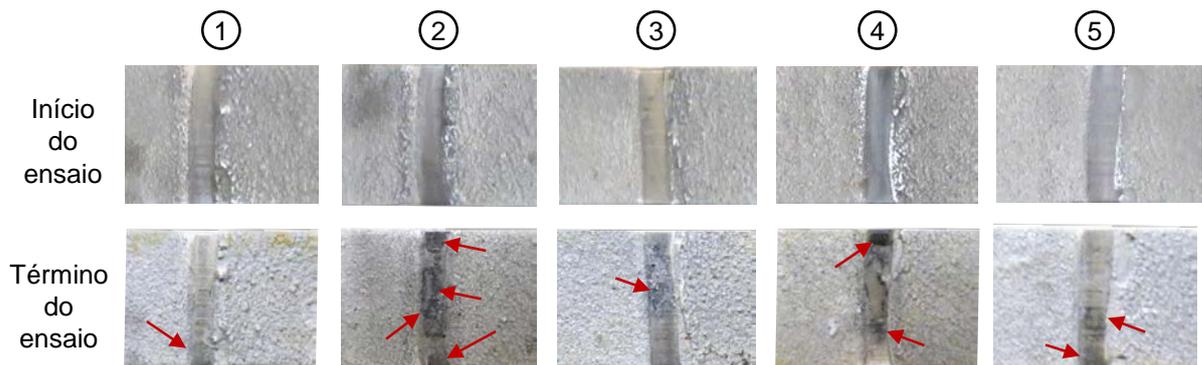


Fonte: O AUTOR (2016)

A região do defeito nas amostras revestidas (condição ARD) foi analisada em maior detalhe como mostrado na Figura 88. Por inspeção visual, foi possível perceber a presença de uma substância de coloração escura na região do defeito. Para se verificar a existência de corrosão nessa região, um corte transversal na região do defeito foi realizado na amostra 2 e analisado em microscópio ótico. A micrografia

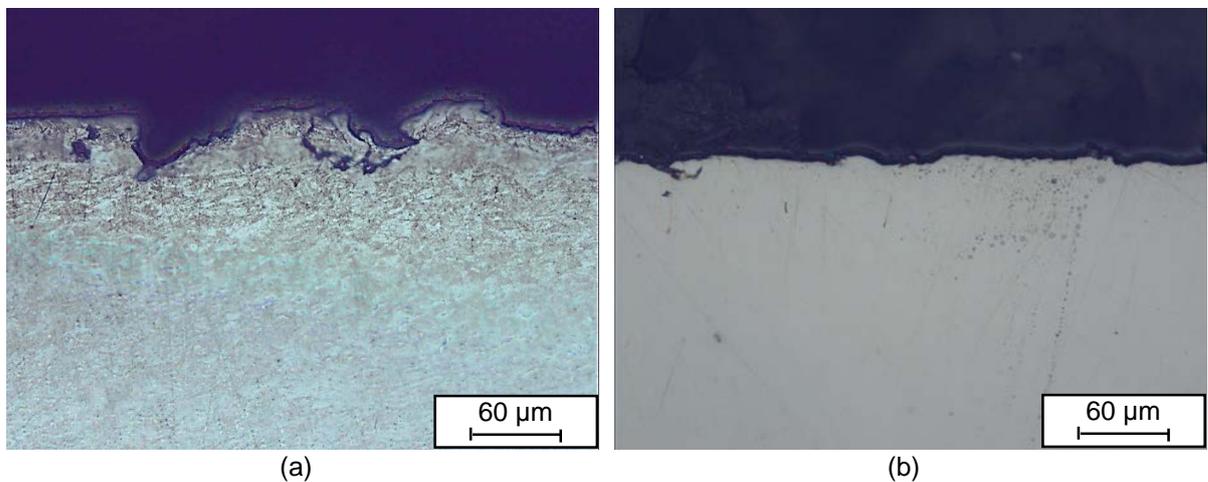
obtida foi também comparada com uma amostra sem revestimento submetida ao mesmo ensaio. A Figura 89 apresenta essa comparação, onde é possível observar a superfície consideravelmente mais corroída da amostra sem revestimento (Figura 89 (a)). Já a superfície de aço na região do defeito do revestimento apresentou-se notadamente menos corroída, sendo muito provavelmente protegida pelo revestimento de alumínio adjacente que atuou como um ânodo de sacrifício.

Figura 88 – Região do defeito de amostras para condição ARD



Fonte: O AUTOR (2016)

Figura 89 - Condição superficial após os ensaios de susceptibilidade ao trincamento: (a) Superfície de amostra ASR; (b) Superfície na região do defeito para a amostra ARD; Aumento: 500x

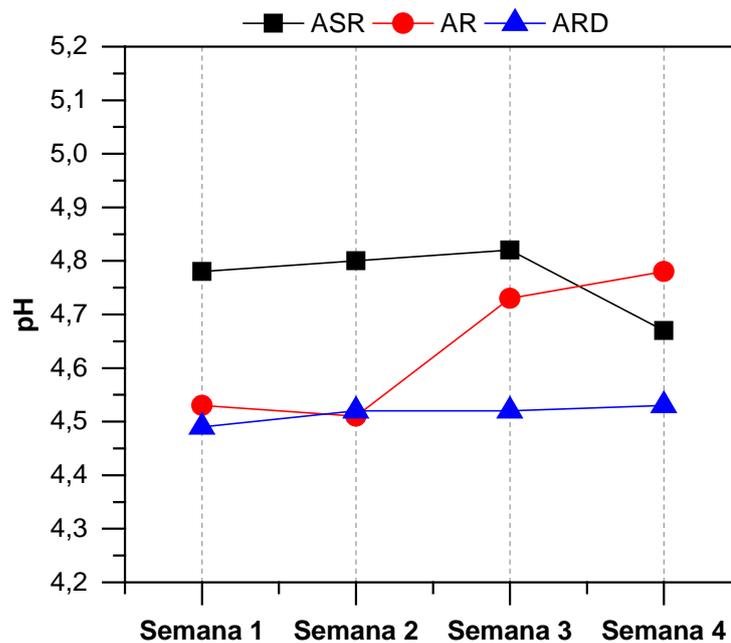


Fonte: O AUTOR (2016)

Variação de pH e presença de sulfetos na solução

A Figura 90 apresenta a variação de pH ao longo do ensaio. O pH da solução para o ensaio dos arames sem revestimento ficou levemente superior ao desejado desde o início do ensaio, enquanto para as amostras revestidas (AR e ARD), inicialmente, o pH ficou bastante próximo ao valor desejado de 4,5. Entretanto, para a condição AR, o pH sofreu um leve aumento a partir da segunda metade do ensaio.

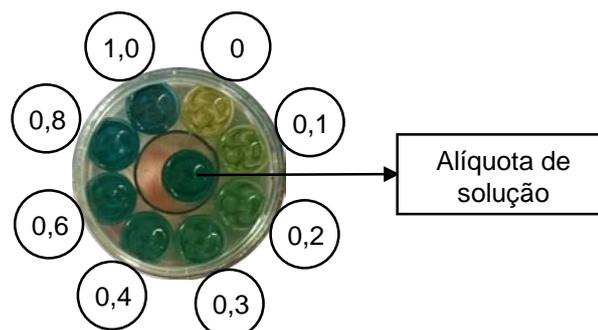
Figura 90 - Medições de pH realizadas durante o ensaio



Fonte: O AUTOR (2016)

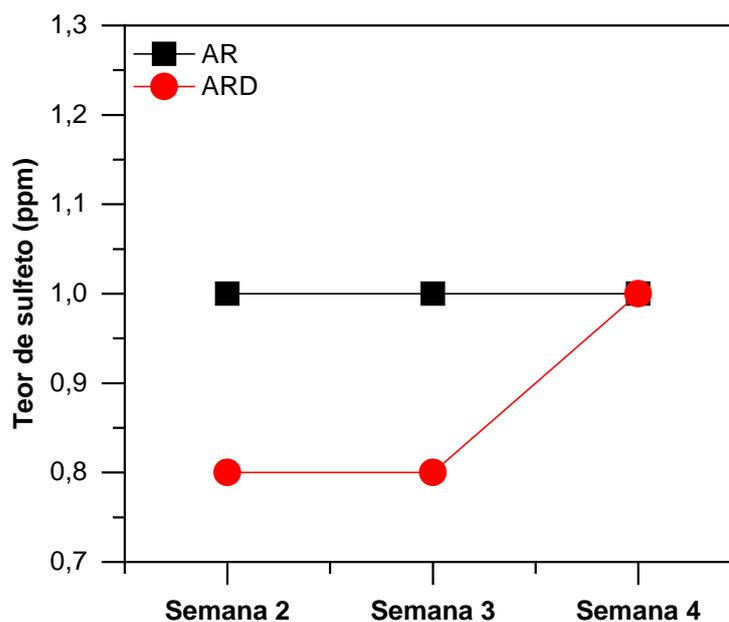
Como descrito na Seção 3.4.3, medições semanais do teor de sulfeto foram realizadas após a primeira semana de ensaio. A Figura 91 apresenta um exemplo de medição realizada utilizando comparador colorimétrico. Durante as medições da solução de ensaio de arames sem revestimento não foi possível detectar nenhum teor de sulfeto, enquanto para os ensaios de arames com revestimento (condições AR e ARD) teores de sulfeto entre 0,8 e 1 ppm foram medidos como mostrado mais detalhadamente na Figura 92. Acredita-se que não foi possível medir teor de sulfeto no ensaio de amostras não revestidas devido à formação de sulfeto de ferro (FeS) (ZHAO et al., 2016). Já para o caso de amostras revestidas, devido à presença de sulfetos na solução, é possível perceber a atuação do revestimento como um ânodo de sacrifício de forma similar a aplicações tradicionais de produção de petróleo (GARVERICK, 1994).

Figura 91 - Exemplo de medição do teor de sulfeto (ppm) utilizando comparador colorimétrico



Fonte: O AUTOR (2016)

Figura 92 - Medições do teor de sulfeto realizado durante o ensaio



Fonte: O AUTOR (2016)

4.2.4 Ensaio de fadiga

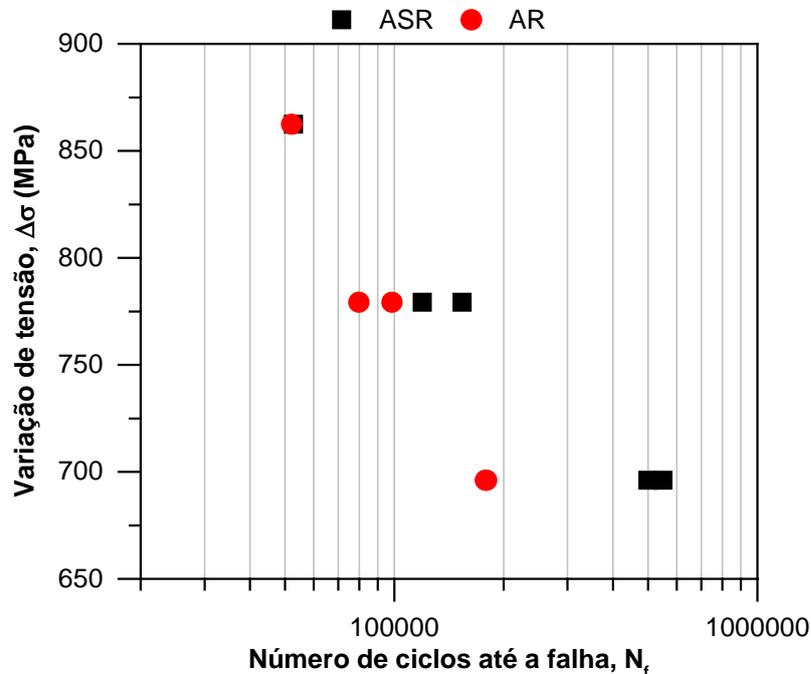
Fadiga ao ar

Devido à limitação de corpos de provas, não foi possível realizar uma abordagem estatística dos dados de ensaio. Assim, buscou-se estimar o comportamento em fadiga de amostras sem revestimento (ASR) e revestidas (AR) bem como avaliar a capacidade do revestimento suportar carregamentos cíclicos severos. Dessa forma, a Figura 93 apresenta a comparação dos resultados dos ensaios exploratórios realizados entre as amostras revestidas e não revestidas. Para o patamar de carregamento mais elevado, não há diferença considerável no número de ciclos até a falha entre as duas condições. Entretanto, conforme os carregamentos foram sendo diminuídos, foi possível perceber uma notável deterioração na vida em fadiga das amostras revestidas. A Tabela A1, disponível no Apêndice A, apresenta todos os dados de ensaio.

A diferença apresentada no comportamento em fadiga pode estar ligada fundamentalmente à condição superficial do substrato. Como observado nas micrografias apresentadas na Figura 68, o jateamento, aplicado previamente ao processo de revestimento, produziu uma alteração considerável na rugosidade superficial. De acordo com Arola e Williams (2002), para o caso de carregamentos severos (ou seja, alta razão $\Delta\sigma/\sigma_y$), a integridade superficial tem papel secundário no processo de fadiga. Entretanto, para carregamentos de fadiga de alto ciclo, superiores

a 100 000 ciclos, a nucleação de trincas acontece preferencialmente a partir das descontinuidades superficiais (BANNANTINE; COMER; HANDROCK, 1989; AROLA; WILLIAMS, 2002).

Figura 93 - Dados dos ensaios de fadiga ao ar das condições ASR e AR

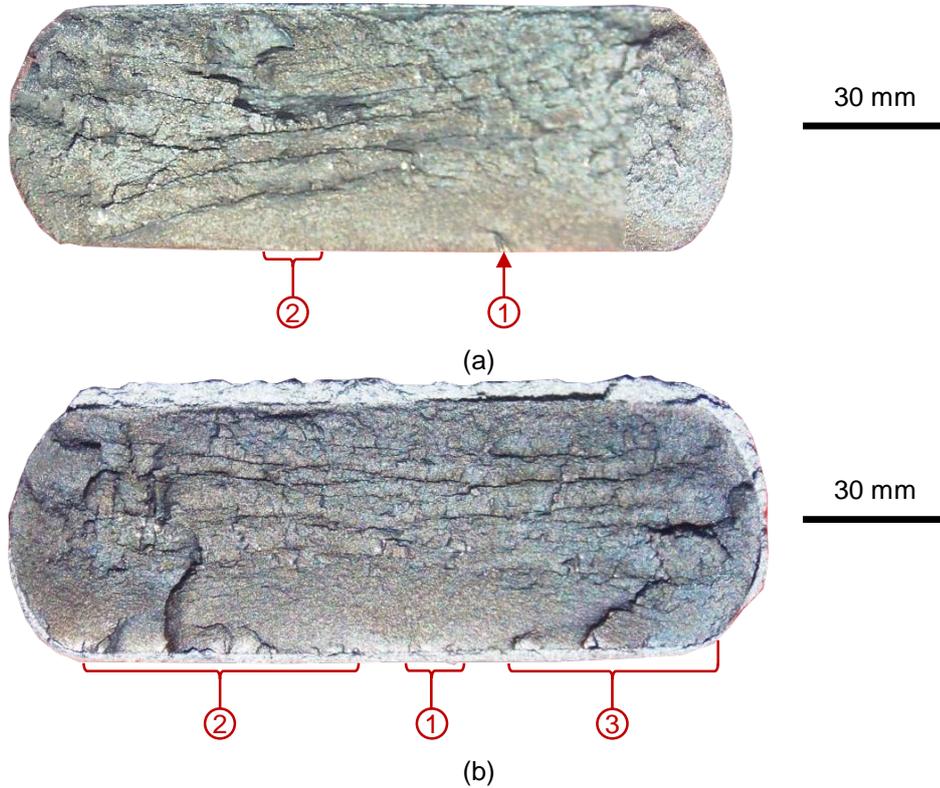


Fonte: O AUTOR (2016)

A fim de se comprovar que a rugosidade superficial foi a responsável pela menor vida em fadiga dos arames revestidos para os patamares inferiores (P2 e P3), as superfícies de fratura foram inicialmente avaliadas por lupa e, posteriormente, analisadas por MEV. A Figura 94 apresenta as macrografias obtidas por lupa das amostras submetidas ao patamar P2 ($\Delta\sigma = 779,2$ MPa). Nessas, já foi possível observar que a amostra revestida (Figura 94 (b)) apresentou uma região principal de iniciação de trinca (1) e regiões secundárias (2,3), enquanto a amostra sem revestimento (Figura 94 (a)) apresentou um ponto principal de iniciação (1) e uma segunda região com pontos menores de iniciação (2).

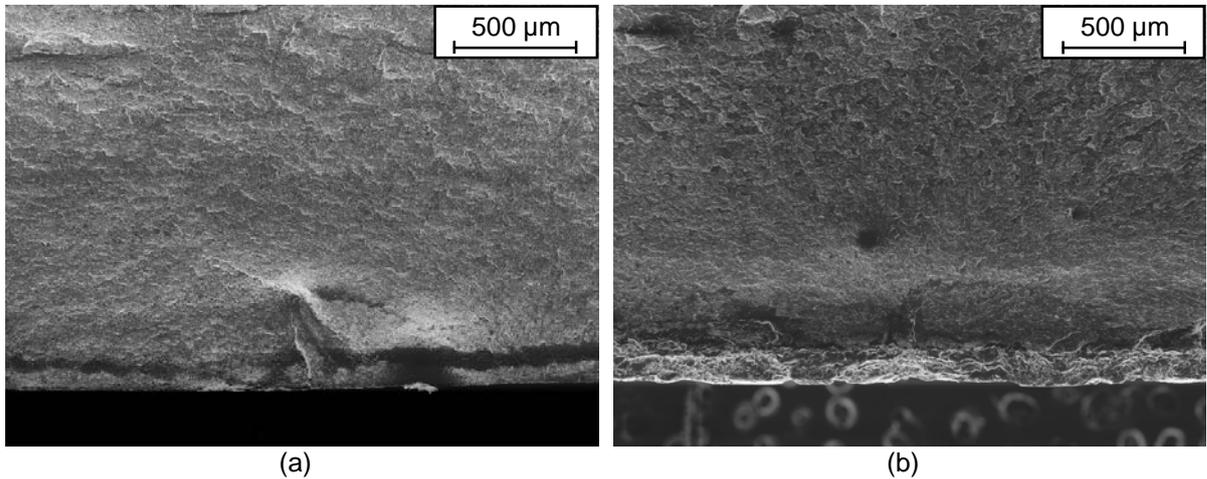
Uma vez identificados os pontos de iniciação de trinca, as superfícies de fratura foram observadas por MEV. A Figura 95 apresenta uma comparação da região de iniciação para as amostras nas duas condições ensaiadas. Através dessa comparação, fica evidente a existência de múltiplos pontos de iniciação no caso de amostras revestidas (ver Figura 95 (b)), enquanto, para amostras não revestidas, um único ponto de iniciação foi identificado (ver Figura 95 (a)).

Figura 94 - Análises macrográficas de amostras submetidas ao patamar P2 ($\Delta\sigma = 779,2$ MPa): (a) ASR; (b) AR



Fonte: O AUTOR (2016)

Figura 95 – Fractografia obtida por MEV região de iniciação de trinca para patamar P2 ($\Delta\sigma = 779,2$ MPa): (a) ASR; (b) AR; Aumento: 40x

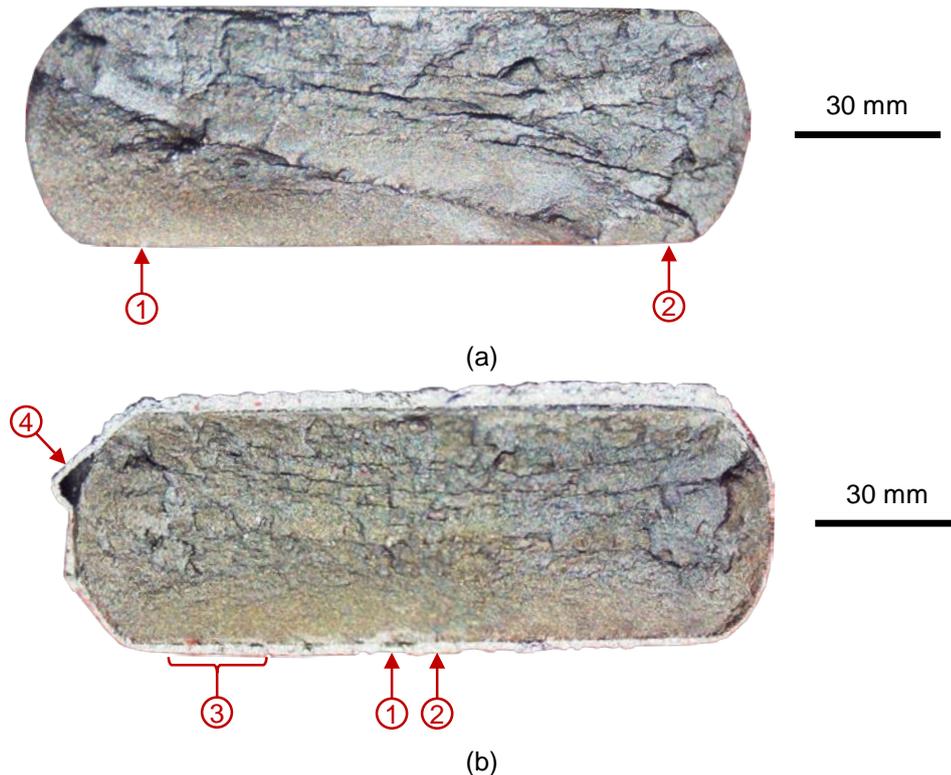


Fonte: O AUTOR (2016)

A Figura 96 mostra as macrografias das submetidas ao patamar de carregamento P3 ($\Delta\sigma = 696$ MPa). Novamente, foi possível perceber que as amostras não revestidas (Figura 96 (a)) apresentaram menor quantidade de pontos de iniciação de trincas em relação às amostras revestidas (Figura 96 (b)). Além disso, para a condição AR, foi observado um leve descolamento na superfície que estava sob carregamento trativo (3), além de outro deslocamento considerável (4) na face

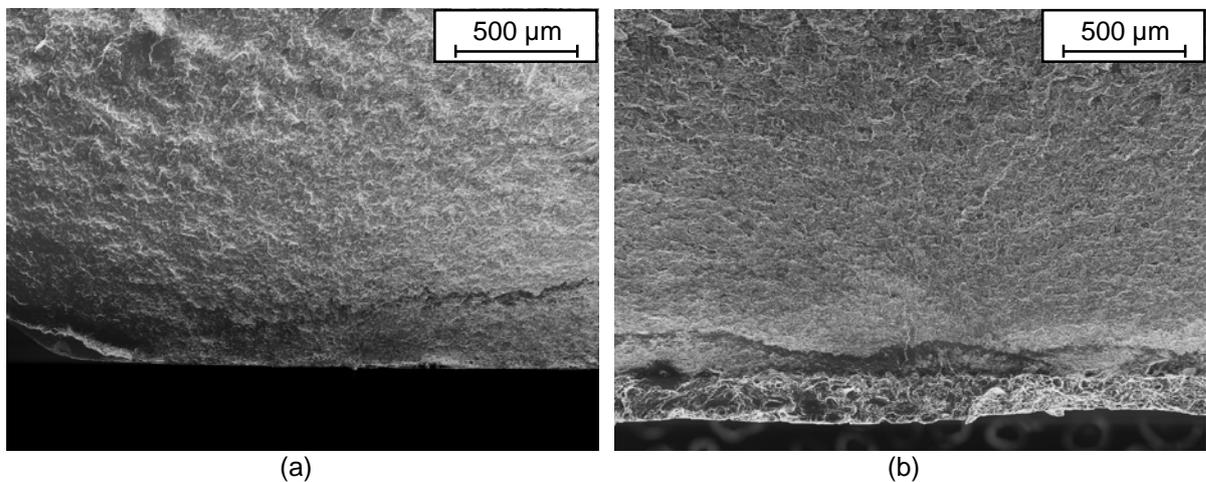
lateral, causado provavelmente pela deformação excessiva na ruptura do corpo de prova. Similarmente ao patamar P2, a análise por MEV indicou maior quantidade de pontos de iniciação para a condição AR do que para a condição ASR, como pode ser observado na Figura 97.

Figura 96 - Análise macrográficas de amostras submetidas ao patamar P3 ($\Delta\sigma = 696$ MPa): (a) ASR; (b) AR



(b)
Fonte: O AUTOR (2016)

Figura 97 - Fractografia obtida por MEV região de iniciação de trinca para patamar P3 ($\Delta\sigma = 696$ MPa): (a) ASR; (b) AR; Aumento: 40x

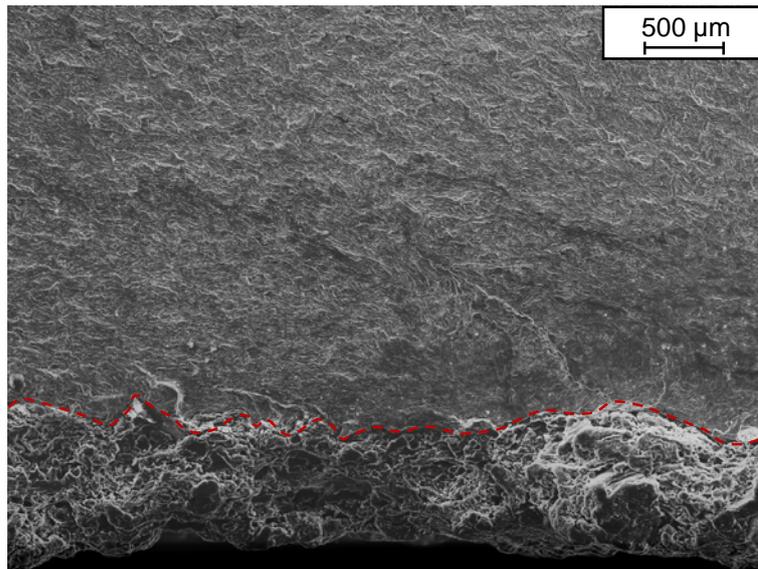


(a) (b)
Fonte: O AUTOR (2016)

Por fim, a Figura 98 apresenta a região de interface (em destaque) entre o substrato e o revestimento para uma das amostras ensaiadas. É possível observar

que a superfície irregular do substrato devido ao jateamento prévio facilitou o surgimento de diversos pontos de iniciação de trinca, indicando que as irregularidades atuam como micro-entalhes. Dessa forma, ocorre uma concentração de tensões localizada levando à iniciação de trinca prematura e causando uma menor vida em fadiga quando comparada com as superfícies de menor rugosidade (como na condição ASR, por exemplo).

Figura 98 – Região de interface para amostra revestida com aumento de 100x

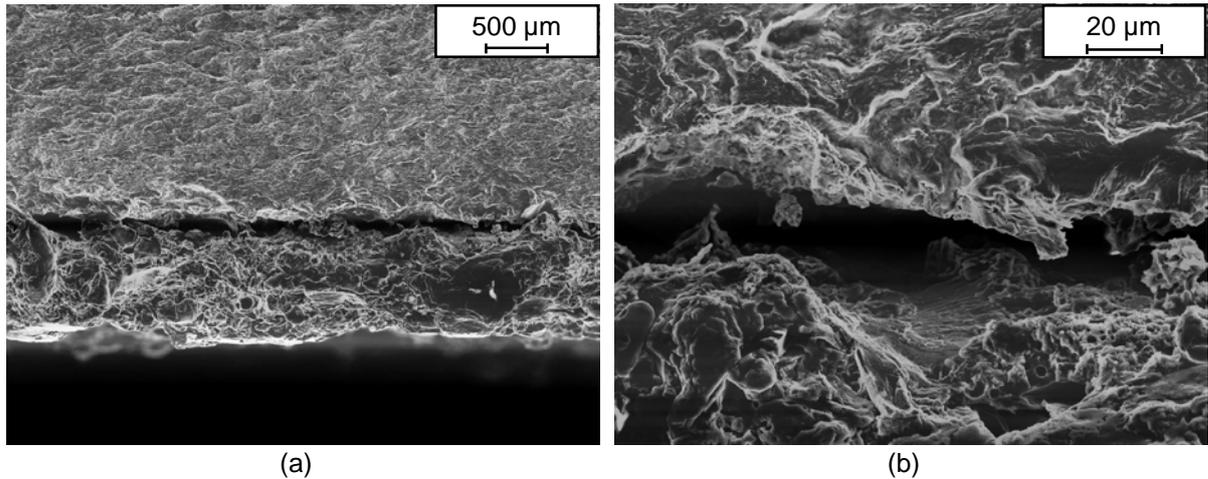


Fonte: O AUTOR (2016)

A Figura 99 apresenta as micrografias obtidas por MEV do deslocamento observado (região 3 da Figura 96 (b)). Apesar dessa falha no revestimento, esse mostrou-se ainda assim muito dúctil suportando carregamentos dinâmicos severos sem apresentar deslocamento ou delaminações macroscópicas. Um exemplo é apresentado na Figura 100, onde é mostrada a face interna do corpo de prova ensaiado para o patamar mais alto de carregamento ($\Delta\sigma = 862$ MPa). Fica evidente que mesmo próximo à superfície de fratura o revestimento manteve-se íntegro.

Além disso, a maioria das fraturas apresentaram-se planas para ambas as condições sem apresentar delaminações, como pode também ser visto na Figura 100. Entretanto, em alguns ensaios, foi possível perceber que a falha iniciou em diferentes planos e, nestes casos, foi observada a presença de partículas de segunda fase com coloração escura e avermelhada, como exemplificado na Figura 101, que facilitou a ocorrência de um certo grau de delaminação.

Figura 99 - Micrografia obtida por MEV da região de deslocamento microscópico: (a) 100x; (b) 600x



Fonte: O AUTOR (2016)

Figura 100 - Face interna de amostra revestida – $\Delta\sigma = 862$ MPa



Fonte: O AUTOR (2016)

Figura 101 – Exemplos da presença de partículas de segunda fase observada em ensaio de fadiga ao ar



Fonte: O AUTOR (2016)

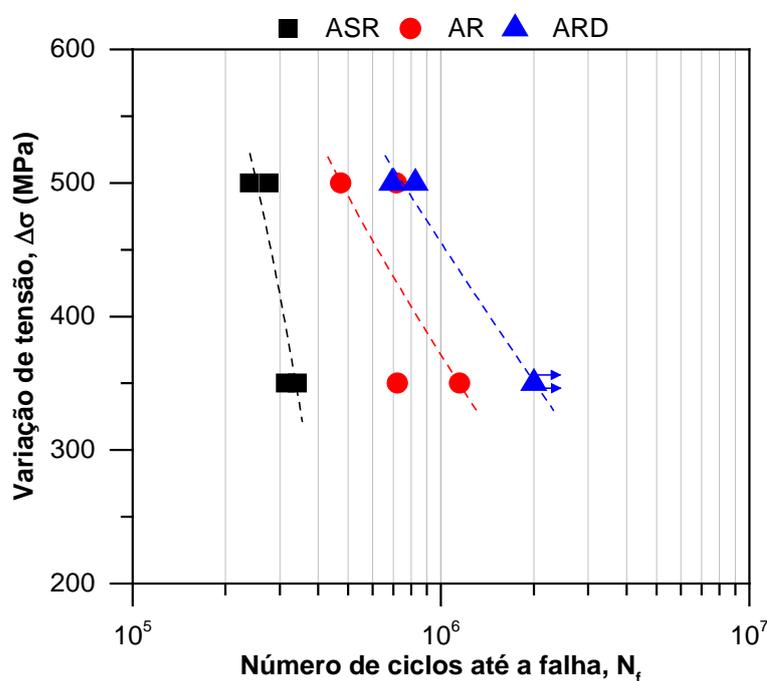
Corrosão-fadiga

Similarmente aos ensaios de fadiga ao ar, os ensaios de fadiga em meio corrosivo foram de cunho meramente exploratório. A Figura 102 apresenta os dados obtidos para os ensaios realizados, onde é possível observar que o revestimento protetor mostrou-se bastante eficaz aumentando a vida em fadiga em relação à condição sem revestimento. Os ensaios onde os arames possuíam o revestimento íntegro (condição AR) apresentaram maior dispersão nos resultados, enquanto os arames cujo revestimento possuía um defeito (condição ARD) tiveram uma menor variabilidade. Além disso, as duas amostras ensaiadas para a condição ARD no

patamar P2 – CF ($\Delta\sigma = 350$ MPa) não apresentaram falha até 2 milhões de ciclos, sendo este considerado o critério de *run-out* para interrupção do ensaio. A Tabela B1, disponível no Apêndice B, apresenta todos os dados de ensaio.

Apesar da quantidade de amostras ensaiadas não ser suficiente para se ter relevância estatística, linhas médias dos dados de ensaio foram traçadas. É possível notar que as curvas médias das amostras revestidas tiveram inclinação modificada em relação à condição sem revestimento, além do deslocamento das curvas para a direita do gráfico.

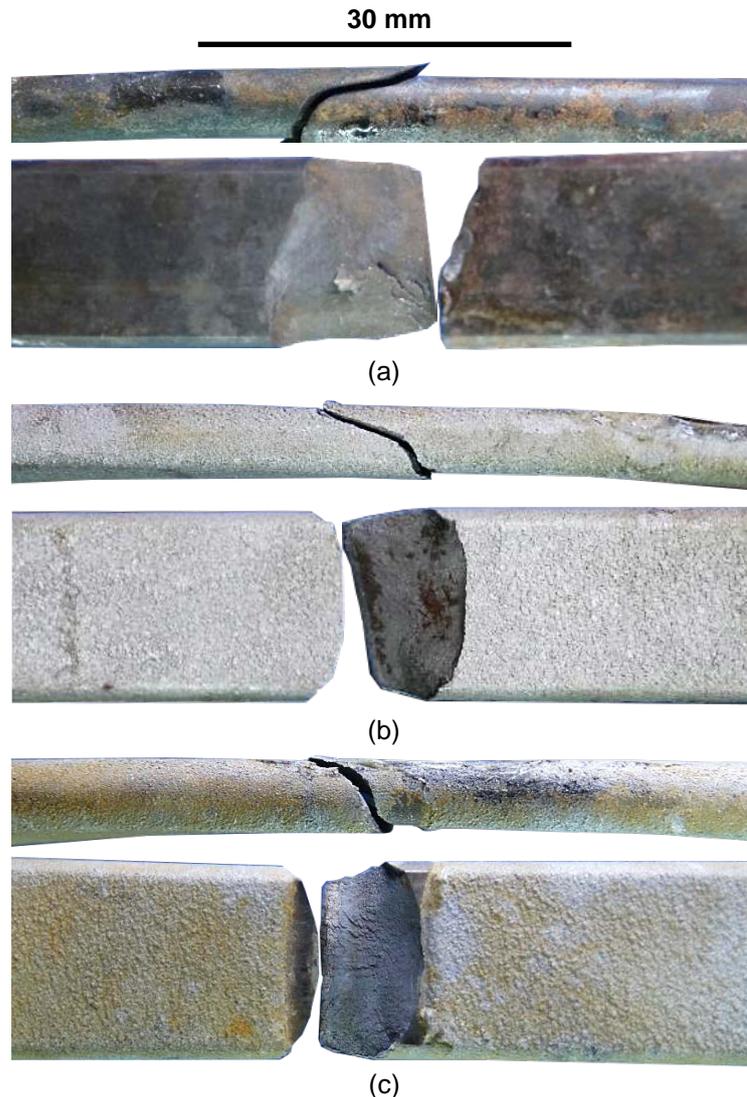
Figura 102 – Dados dos ensaios de corrosão-fadiga das condições ASR, AR e ARD



Fonte: O AUTOR (2016)

Foi observado que o aspecto macrográfico das superfícies de fratura foi consideravelmente alterado em relação aos ensaios de fadiga ao ar, apresentando delaminação, como exemplificado na Figura 103 para as três condições ensaiadas. A trinca inicia na superfície, propagando brevemente de forma transversal e em seguida desvia-se, aproximadamente, 90° e segue paralela ao eixo longitudinal do arame. Esse comportamento está fundamentalmente associado ao alto grau de anisotropia devido ao processo de fabricação bem como a fina estrutura lamelar de ferrita e cementita alinhada com o eixo do arame (CHERRY; PRICE, 1980; BARNES, 2014). A Tabela C1 e a Tabela C2, disponíveis no Apêndice C, apresentam os registros fotográficos de todas as amostras ensaiadas.

Figura 103 – Aspecto macrográfico das superfícies de fratura para as três condições ensaiadas: (a) ASR; (b) AR; (c) ARD

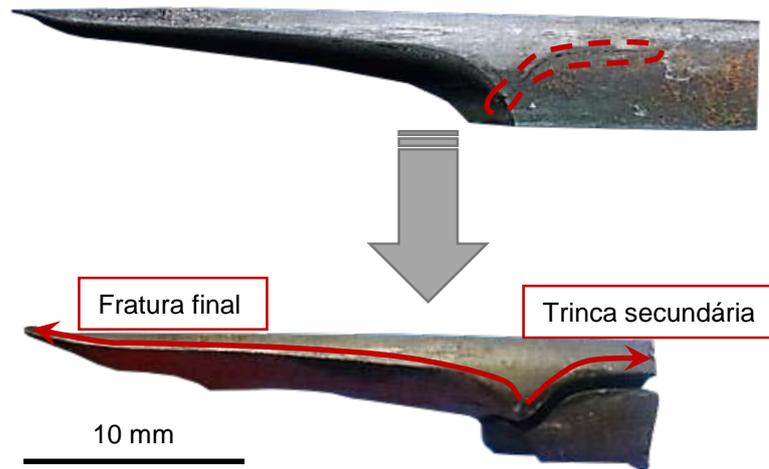


Fonte: O AUTOR (2016)

A deflexão da trinca ocorre logo após um breve crescimento na direção transversal, sendo que ela ainda pode exibir ramificações ou bifurcações. O avanço dessa ocorre através das colônias de perlita, podendo também romper as lamelas de ferrita e cementita (TORIBIO; MATOS; GONZÁLEZ, 2009). Após esse crescimento inicial transversal, há duas possíveis direções nas quais a trinca pode crescer longitudinalmente, sendo que somente uma se torna o caminho para a fratura final (TORIBIO; OVEJERO, 2007). Do ponto de vista da Mecânica da Fratura, a trinca inicia-se propagando através do Modo I (abertura de trinca), sendo que após a deflexão ocorrer, um modo misto torna-se predominante, possuindo uma componente considerável do Modo II (cisalhamento no plano) (ANDERSON, 2004; TORIBIO; OVEJERO, 2007). Alguns autores afirmam que esse modo misto de propagação na

ponta da trinca diminui a força motriz para o seu crescimento e, conseqüentemente, reduz a taxa de propagação da mesma quando comparada a materiais isotrópicos (TORIBIO; MATOS; GONZÁLEZ, 2009; TORIBIO; GONZÁLEZ; MATOS, 2010). A Figura 104 mostra um exemplo de trinca que apresentou bifurcação, sendo possível verificar esse fenômeno sem auxílio de lentes para magnificação.

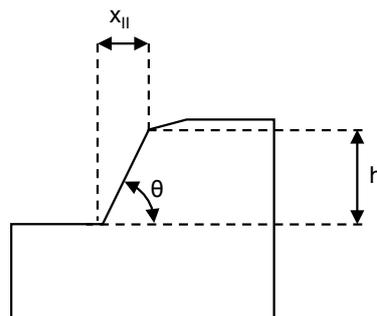
Figura 104 – Exemplo de deflexão de trinca ocorrida em amostra de corrosão-fadiga



Fonte: O AUTOR (2016)

No trabalho de Toribio e Ovejero (2007), foram definidos parâmetros geométricos com a finalidade de se caracterizar a aparência macroscópica das superfícies de fratura, como mostrado na Figura 105. Foram definidos o ângulo de deflexão da trinca (θ), o comprimento de propagação (h) e o comprimento de propagação no modo misto (X_{II}). Dessa forma, neste trabalho, foram obtidos os parâmetros h e θ para todas as amostras ensaiadas e apresentadas na Tabela C1 e na Tabela C2. O parâmetro X_{II} não foi obtido pois, após uma análise preliminar, percebeu-se que poderia gerar resultados muito dispersos e levar a conclusões incorretas.

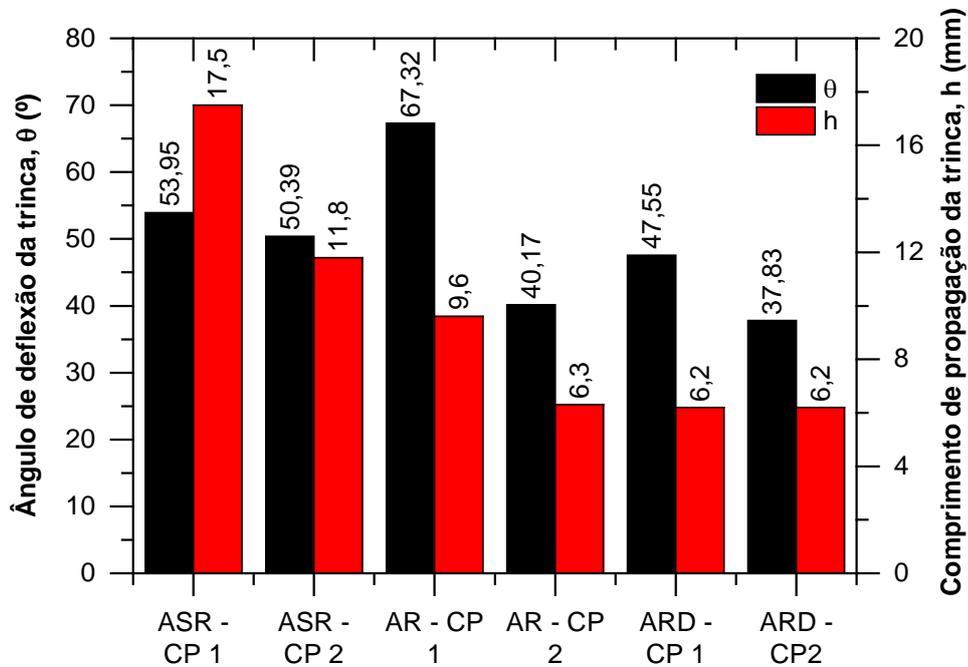
Figura 105 - Parâmetros geométricos descrevendo a trajetória de fratura



Fonte: Adaptado de TORIBIO; OVEJERO (2007)

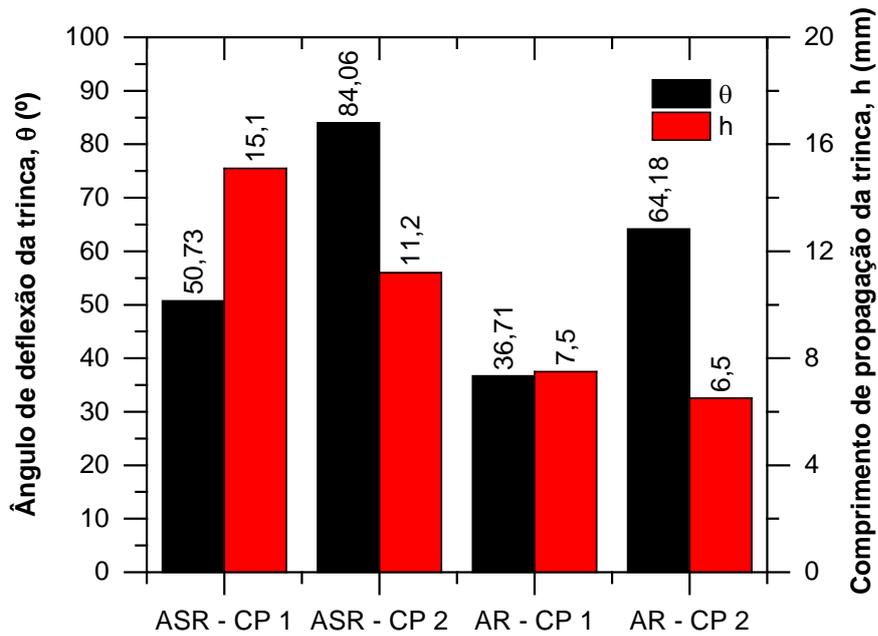
A Figura 106 apresenta os parâmetros geométricos obtidos para o patamar de carregamento P1 – CF. De modo geral, é possível perceber que há uma tendência de diminuição dos parâmetros de fratura através da aplicação do revestimento. Isso fica mais evidente para o comprimento de propagação de trinca, onde os arames revestidos (condições AR e ARD) apresentaram valores notadamente inferiores em relação aos arames não revestidos (condição ASR). Esse fato indica que o efeito da anisotropia do material e seu mecanismo de falha associados são, de certa forma, diminuídos. A Figura 107 apresenta os parâmetros de fratura para o patamar de menor carregamento (P2 – CF), onde é possível se notar um comportamento similar ao descrito anteriormente.

Figura 106 - Parâmetros geométricos da superfície de fratura para o patamar P1 - CF ($\Delta\sigma = 500$ MPa)



Fonte: O AUTOR (2016)

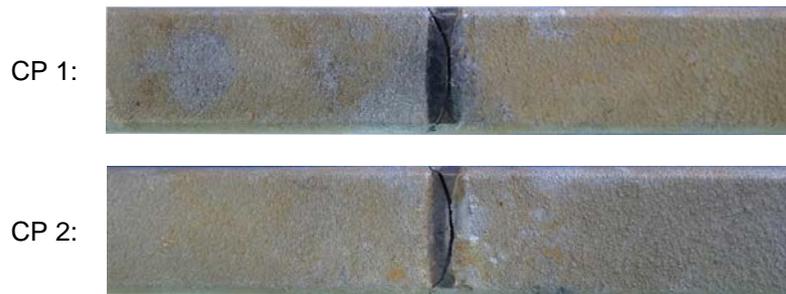
Figura 107 - Parâmetros geométricos da superfície de fratura para o patamar P2 - CF ($\Delta\sigma = 350$ MPa)



Fonte: AUTOR (2016)

Outro fato interessante notado foi que a ruptura das amostras para a condição ARD no patamar P1 – CF ($\Delta\sigma = 500$ MPa) ocorreu exatamente na região do defeito no revestimento, como mostra a Figura 108. Entretanto, o defeito propriamente dito não produziu uma deterioração da vida em fadiga. De fato, a superfície de aço exposta no defeito atua como uma região preferencial para a nucleação de trincas de corrosão-fadiga.

Figura 108 - Localização da fratura para corpos de prova da condição ARD no patamar P1 – CF ($\Delta\sigma = 500$ MPa)



Fonte: AUTOR (2016)

5 CONCLUSÕES

Este trabalho buscou realizar diferentes ensaios mecânicos e de caracterização visando avaliar a efetividade da aplicação de um revestimento protetor de alumínio em arames da armadura de tração de altíssima resistência mecânica em ambientes contendo CO₂ e H₂S. Os resultados obtidos para arames com e sem revestimento foram comparados, possibilitando constatar algumas vantagens e desvantagens da utilização desse método de proteção contra corrosão. Dessa forma, as principais conclusões obtidas ao final de todas análises são as seguintes:

- Os ensaios de polarização potenciodinâmica indicaram uma menor tendência de corrosão do revestimento de alumínio, mesmo na presença de um defeito; quando comparado às amostras sem revestimento;
- Foi verificado que a rugosidade superficial do substrato foi notadamente alterada devido ao jateamento prévio à etapa de revestimento. Esse fato mostrou-se de extrema importância para se comprovar a deterioração da vida em fadiga em ensaios ao ar de arames revestidos;
- As tensões residuais do substrato sofrem notada alteração ao longo do processamento do material, sendo observado que o processo de aspersão térmica elimina as tensões residuais compressivas geradas pelo jateamento prévio;
- Através dos ensaios de dobramento foi possível verificar a alta ductilidade do revestimento que suportou ângulos de dobramento máximos de até 90 °C sem apresentar falha;
- Os ensaios de susceptibilidade ao trincamento por sulfetos permitiram verificar a considerável degradação da superfície de arames sem revestimento em um ambiente extremamente corrosivo. Além disso, através de inspeção por ultrassom, foi identificada a presença de uma trinca induzida pelo hidrogênio (*HIC*) em uma das amostras, sendo confirmado posteriormente por microscopia ótica. As amostras revestidas não apresentaram qualquer indicação de trincamento e, além disso, a região do defeito para a condição ARD não apresentou corrosão acentuada, indicando a efetividade do revestimento atuar como ânodo de sacrifício;
- Ensaio de fadiga ao ar indicaram deterioração da vida em fadiga dos arames revestidos quando comparados aos arames sem revestimento. A razão para isso está fundamentalmente ligada à integridade superficial do

substrato que, devido à rugosidade elevada, permite que haja múltiplos pontos de iniciação de trinca;

- Por fim, os ensaios de corrosão-fadiga indicaram um comportamento extremamente superior dos arames revestidos, indicando que o acabamento superficial tem importância secundária quando meios corrosivos agressivos estão envolvidos.

6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Através deste trabalho foi possível se obter uma visão geral tanto do ponto de vista de caracterização como do comportamento mecânico de um revestimento protetor de alumínio aplicado a arames da armadura de tração de dutos flexíveis. Entretanto, uma ampla gama de trabalhos ainda pode ser realizada visando um maior entendimento e desenvolvimento acerca deste tema, conforme as sugestões a seguir:

- Realização de ensaios de polarização potenciodinâmica em diferentes meios corrosivos em condições desaerada e aerada, visando avaliar o comportamento eletroquímico dos revestimentos sob diferentes condições;
- Variação dos parâmetros de jateamento e do processo de aspensão térmica com enfoque na rugosidade do substrato obtida e posterior caracterização mecânica-metalúrgica;
- Avaliação da evolução das tensões residuais ao longo de todo o processamento para se obter arames de tração revestidos;
- Avaliação e caracterização dos produtos de corrosão formados em ambientes corrosivos contendo CO_2 e H_2S em arames sem revestimento e arames revestidos contendo defeitos;
- Avaliação eletroquímica variando-se o percentual de área recoberta pelo revestimento;
- Realização de ensaios de corrosão-fadiga em ambientes mais representativos da condição do anular (ou seja, mais alcalinos) de arames de tração revestidos;
- Desenvolvimento de cubas de ensaios nos quais seja possível reproduzir a relação de V/S e verificar se a integridade superficial se torna um fator preponderante no comportamento em fadiga em ambientes corrosivos menos severos.

7 REFERÊNCIAS

4SUBSEA. **Un-bonded Flexible Risers: Recent Field Experience and Actions for Increased Robustness.** Nesbru: 4Subsea AS, 2013. 78 p. Disponível em: <http://www.ptil.no/getfile.php/PDF/Rapporter/4Subsea_%20PSA-Norway_Flexibles-rev5.pdf>

ADEYENI, M. B.; STARK, R. A.; MODLEN, G. F. Isothermal Stress Relief of Cold Extruded Mild Steel Rods. In: HEAT TREATMENT '79, 1979, Birmingham. **Proceedings...** London: Metals Society, 1979. p. 157-174

ALANG, N. A.; RAZAK, N. A.; MISKAM, A. K. Effect of Surface Roughness on Fatigue Life of Notched Carbon Steel. **International Journal of Engineering & Technology**, v. 11, n. 1, p. 160-163, Feb. 2011.

AMERICAN BOAT & YACHT COUNCIL (ABYC). **E-2: Cathodic Protection.** Annapolis, 2008.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE (API). **API Specification 17J: Specification for Unbonded Flexible Pipe.** Washington, 2014a. .

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE (API). **API Recommended Practice 17B: Recommended Practice for Flexible Pipe.** Washington, 2014b.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE (API). **API Technical Report 17TR2: The Ageing of PA-11 in Flexible Pipes.** Washington: API, 2003. 38 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM A29/A29M: Standard Specification for General Requirements for Steel Bars, Carbon and Alloy, Hot-Wrought.** West Conshohocken, 2015b.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM D1141: Standard Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water.** West Conshohocken, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E2109: Standard Test Methods for Determining Area Percentage Porosity in Thermal Sprayed Coatings.** West Conshohocken, 2014. .

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E739: Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data.** West Conshohocken, 2015a.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E8 / E8M-15a: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.** West Conshohocken, 2015.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM G39:** Standard Practice for Preparation and Use of Bent-Beam Stress-Corrosion Test Specimens. West Conshohocken, 2011.

ANDERSEN, T. R. Corrosion Fatigue of Steel Armours in Flexible Risers. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 21., 2002, Oslo. **Proceedings...** New York: ASME, 2002, p. 1–6.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics:** Fundamentals and applications. 3rd ed. Boca Raton: CRC Press, 2004.

ANDRESEN, P. L. Corrosion Fatigue Testing. In: LAMPMAN, Steve. **ASM Handbook: Fatigue and Fracture.** 2 ed. Metals Park: ASM International, 1997. p. 473-517.

AROLA, D.; WILLIAMS, C. L. Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. **International Journal of Fatigue**, v. 24, n. 9, p. 923–930, Sept. 2002.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 4287:** Especificações geométricas do produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Termos, definições e parâmetros da rugosidade. São Paulo, 2002.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 6892:** Materiais metálicos — Ensaio de Tração Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente. São Paulo, 2015.

AZEVEDO, J. O. **Oil Industry in Brazil**, 2009. 31p. Disponível em: <<http://pt.slideshare.net/petrobrasri/04052009-presentation-of-petrobras-america-president-jose-orlando-azevedo-otc-offshore-technology-conference-in-houston-usa-4205420>>. Apresentação.

BAI, Q.; BAI, Y. **Subsea pipeline design, analysis, and installation.** 3rd ed. Oxford: Gulf Professional Publishing, 2014a.

BAI, Y.; BAI, Q. **Subsea pipeline integrity and risk management.** 1st ed. Oxford: Elsevier, 2014b.

BANNANTINE, J. A.; COMER, J. J.; HANDROCK, J. L. **Fundamentals of metal fatigue analysis.** 1st ed. Englewood Cliffs: Prentice Hall, 1989.

BARNES, P. E. **An investigation into the corrosion fatigue behaviour of high strength carbon steel tensile armour wires.** 2014. 221 f. Tese (PhD em Engenharia) – The School of Materials, Faculty of Engineering and Physical Sciences, University of Manchester, Manchester, 2014.

BASQUIN, O. H. The Exponential Law of Endurance Tests. **American Society for Testing and Materials Proceedings**, v. 10, p. 625–630, 1910.

BENJELLOUN-DABAGHI, Z.; DE HEMPTINNE, J.-C.; JARRIN, J.; LEROY, J.-M.; AUBRY, J.-C.; SAAS, J. N.; TARAVEL-CONDAT, C. MOLDI™: A Fluid Permeation Model to Calculate the Annulus Composition in Flexible Pipes. **Oil & Gas Science and Technology**, v. 57, n. 2, p. 177–192, mar. 2002.

BERGE, S.; BENDIKSEN, E.; GUDME, J.; CLEMENTS, R. Corrosion Fatigue Testing of Flexible Riser Armour: Procedures for Testing and Assessment of Design Criteria. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 22., 2003, Cancun. **Proceedings...** New York: ASME, 2003. p. 225–231.

BERGE, S.; LANGHELLE, N. K.; EGGEN, T. G. Environmental Effects on Fatigue Strength of Armour Wire for Flexible Risers. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 28., 2009, Honolulu. **Proceedings...** New York: ASME, 2009. p. 327–334.

BERGE, S.; WANG, T.; LANGHELLE, N. Surface Characterisation and Fatigue Strength of Corroded Armour Wire. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 33., 2014, San Francisco. **Proceedings...** New York: ASME, 2014. p. V06BT04A015.

BRANDOLT, C. de S. **Revestimentos de níquel e cobalto aplicados por aspensão térmica por chama hipersônica (HVOF) em aço API 5CT**. 2014. 97 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

BROCKENBROUGH, R. L. **USS steel design manual**. Pittsburgh: United States Steel Corporation, 1968.

BUDYNAS, R. G.; NISBETT, J. K. **Shigley's Mechanical Engineering Design**. 9th ed. New York: McGraw-Hill, 2010.

CAMPELLO, G. C. **Metodologia de projeto para o sistema de ancoragem de conectores de dutos flexíveis e proposição de novas tecnologias**. 2014. 230 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-graduação e Pesquisa em Engenharia (COPPE), Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2014.

CAVALCANTI, E. H. S.; JAMBO, C. H. M.; PAREDES, R. S. C.; BUSCHINELLI, A. J. A.; PAES, M. T. P. Avaliação da resistência à corrosão de revestimentos de alumínio metalizados por aspensão térmica através de técnicas eletroquímicas. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE CORROSÃO (CONBRASCORR), 19., 1999, Rio de Janeiro. **Anais do 19º Congresso Brasileiro de Corrosão...** Rio de Janeiro. ABRACO, 1999.

CHERRY, B. W.; PRICE, S. M. Pitting, crevice and stress corrosion cracking studies of cold drawn eutectoid steels. **Corrosion Science**, v. 20, n. 11, p. 1163–1183, 1 jan. 1980.

CLEMENTS, R.; ETHRIDGE, A. D. Corrosion Testing of Armour Wire in Simulated Annulus Environments of Flexible Pipelines: An Update. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 22., 2003, Cancun. **Proceedings...** New York: ASME, 2003. p. 339–344.

CODDET, C.; MONTAVON, G.; MARCHIONE, T.; FRENCAUX, O. Surface preparation and thermal spray in a single step: the Protal™ process. In: INTERNATIONAL THERMAL SPRAY CONFERENCE, 15., 1998, Nice. **Proceedings...** Materials Park: ASM International, 1998.

CORTÉS, R. S.; BUSCHINELLI, A. J. A.; PAES, M. T. P. Revestimentos de alumínio depositados por aspersão térmica. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS (CBECIMAT), 14., 2000, São Pedro. **Anais...** São Paulo: Metallum, 2000.

DAVIS, J. R. **Handbook of thermal spray technology**. 1.ed. Materials Park: ASM International, 2004.

DÉSAMAIS, N.; FÉLIX-HENRY, A.; TARAVEL-CONDAT, C.; DROUËS, A. Use of High Strength Steel Wires For Flexible Pipe In Low Sour Service Conditions: Impact On Deep Water Applications. In: INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE, 17., 2007, Lisbon. **Proceedings...** Mountain View: International Society of Offshore of Offshore and Polar Engineers, 2007.

DÉSAMAIS, N.; TARAVEL-CONDAT, C. On The Beneficial Influence of a Very Low Supply of H₂S on the Hydrogen Embrittlement Resistance of Carbon Steel Wires in Flexible Pipe Annulus. In: OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE (OTC), 2009, Houston. **Proceedings...** Houston: OTC, 2009. OTC 19950.

DOBLE, O.; PRYDE, G. Use of Thermally Sprayed Aluminum in the Norwegian Offshore Industry. **Protective Coatings Europe**, v. 2, n. 4, 1997.

DORFMAN, M. Thermal Spray Coatings. In: KUTZ, M. (Ed.). **Handbook of Environmental Degradation of Materials**. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2012. Cap. 19, p. 569–596.

DOS SANTOS, F. P.; PIRES, F.; CLEMENTS, R. A.; CLEVELARIO, J. A.; SHELDRAKE, T. H.; SOUZA, L. F. G.; KENEDI, P. P. Evaluation of The Effects of CO₂ Partial Pressure on The Corrosion Fatigue Behavior of Flexible Pipes Tensile Armour Wires. In: OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE (OTC), 2011, Houston. **Proceedings...** Houston: OTC, 2011. OTC 21262.

DOWLING, N. E. Mean Stress Effects in Stress-Life and Strain-Life Fatigue. **SAE Technical Paper**, 2004-01-2227, 2004.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. 4th ed. Boston: Prentice Hall, 2012.

DOYNOV, K. **Improving standards and technology towards achieving robust design and safe operation of flexible risers**, 2013. . 14p. Disponível em: <<http://www.psa.no/getfile.php/PDF/Seminar%202013/Temadag%20om%20fleksible%20stiger%C3%B8yr/3%20-%20ExxonMobil,%20Improving%20standards%20and%20technology%20towards%20achieving%20robust%20design%20and%20safe%20operation%20of%20flexible%20risers.pdf>>.

DUGSTAD, A.; BØRVIK, L.; PALENCAR, S.; EIKREM, P. A. Corrosion Testing of Steel Armour Wires in Flexible Pipes – A Parametric Study. In: CORROSION 2015, 2015, Dallas. **Proceedings...** Houston: NACE International, 2015.

EGTVEDT, S. **Thermally Sprayed Aluminum (TSA) with Cathodic Protection as Corrosion Protection for Steel in Natural Seawater: Characterization of Properties on TSA and Calcareous Deposit**. 2011. 89 f.. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Engenharia) – Norwegian University of Science and Technology, NTNU, Trondheim, 2011.

EPSZTEIN, T.; DEMANZE, F.; LEFEBVRE, X.; JARRIN, J. Towards An H₂S Free Environment In Flexible Pipe Annulus Thanks To A New Anti-H₂S Polymer Layer. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OCEAN, OFFSHORE AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 30., 2011, Rotterdam. **Proceedings...** New York: ASME, 2011. p. 577-582.

ERIKSEN, M.; ENGELBRETH, K. I. Outer Cover Damages on Flexible Pipes: Corrosion and Integrity Challenges. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 33., 2014, San Francisco. **Proceedings...** New York: ASME, 2014. p. V06BT04A016.

FERGESTAD, D.; LØTVEIT, S. A. **Handbook on Design and Operation of Flexible Pipes**. 3rd ed. Trondheim: Marintek, NTNU, 4Subsea, 2014.

FISCHER, K. P.; THOMASON, W. H.; ROSBROOK, T.; MURALI, J. Performance History of Thermal-Sprayed Aluminum Coatings in Offshore Service. **Materials Performance**, v. 34, n. 4, 1995.

FONTANA, W. A. **Emprego de cabos de aço como armadura de tração para a aplicação em dutos flexíveis**. 2013. 124 f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2013.

FORREST, P. G. **Fatigue of metals**. Oxford: Pergamon Press, 1962.

GARVERICK, L. **Corrosion in the Petrochemical Industry**. 1 ed. Materials Park: ASM International, 1994.

HERZOG, R. **Auswirkungen bearbeitungsbedingter randschichteigenschaften auf das schwingungsrißkorrosionsverhalten von ck45 und x35crmo17**. 1997. 151 f. 1997. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Technische Universität Braunschweig, Braunschweig, 1997.

HOWELL, F. M.; MILLER, J. L. Axial Stress Fatigue Strengths of Several Structural Aluminum Alloys. **Proceedings of the American Society for Testing and Materials**, v. 55, p. 955–968, 1955.

HUDAK, J. Stephen J.; FEIGER, J. H.; PATTON, J. A. The Effect of Cyclic Loading Frequency on Corrosion-Fatigue Crack Growth in High-Strength Riser Materials. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 29., 2010, Shanghai. **Proceedings...** New York: ASME, 2010. p. 141–150.

HUDAK, J. Stephen J.; ROBLEDO, G. B.; HAWK, J. Corrosion-Fatigue Performance of High-Strength Riser Steels in Seawater and Sour Brine Environments. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 30., 2011, Rotterdam. **Proceedings...** New York: ASME, 2011. p. 531–539.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 13628-2**: Petroleum and natural gas industries — Design and operation of subsea production systems — Part 2: Unbonded flexible pipe systems for subsea and marine applications. Geneva, 2014.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 4287**: Geometric Product Specifications (GPS) — Surface texture: Profile method — Terms, definitions and surface texture parameters. Geneva, 1997.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 4287**: Surface roughness — Terminology — Part 1: Surface and its parameters. Geneva, 1984.

ITOGA, H.; TOKAJI, K.; NAKAJIMA, M.; KO, H.-N. Effect of surface roughness on step-wise S–N characteristics in high strength steel. **International Journal of Fatigue**, v. 25, n. 5, p. 379–385, May 2003.

JHA, V.; DODDS, N.; FINCH, D.; LATTO, J.; KARABELAS, G.; ANDERSON, T. A.; BAEHMANN, P.; VERMILYEA, M. E. Flexible Fiber-reinforced Pipe for 10,000-foot Water Depths: Performance Assessments and Future Challenges. In: OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE (OTC), 2014, Houston. **Proceedings...** Houston: OTC, 2014. OTC 25393.

JUVINALL, R. C.; MARSHEK, K. M. **Fundamentals of Machine Component Design**. 5th ed. Hoboken: Wiley, 2011.

KANE, R. D.; CAYARD, M. S. Roles of H₂S in the Behavior of Engineering Alloys: A Review of Literature and Experience. In: CORROSION 98, 1998, San Diego. **Proceedings...** Houston: NACE International, 1998.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. 2nd ed. Materials Park, OH: ASM International, 2015.

KYRIAKIDES, S.; CORONA, E. **Mechanics of Offshore Pipelines: Volume 1 Buckling and Collapse**. 1st ed. Oxford: Elsevier Science, 2007.

LAMEF. **Engenharia de Materiais: Tensões residuais**. Disponível em: <http://www.lamef.demet.ufrgs.br/trabalho/engenharia_materiais.html>. Acesso em: 2 de agosto de 2015.

LEMOS, C. A. D. **Análise de fadiga em risers flexíveis**. 265 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-graduação e Pesquisa em Engenharia (COPPE), Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2005.

LI, H.; COSTIL, S.; BARNIER, V.; OLTRA, R.; HEINTZ, O.; CODDET, C. Surface modifications induced by nanosecond pulsed Nd:YAG laser irradiation of metallic substrates. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 3–4, p. 1383–1392, Oct. 2006.

LÖHE, D.; LANG, K.-H.; VÖHRINGER, O. Residual Stresses and Fatigue Behavior. In: TOTTEN, G., HOWES, M., INOUE, T. **Handbook of Residual Stresses and Steel Deformation**. Materials Park: ASM International, 2002. p. 27–53.

LOPES, D. G. **Avaliação das tensões residuais na montagem de conectores em armaduras de tração de dutos flexíveis**. 87 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais) – Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca (CEFET/RJ), Rio de Janeiro, 2013.

LOPES, K. S. S. **Influência dos parâmetros de usinagem na resistência à fadiga de aços AISI 4140**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

MACGREGOR, C. W.; GROSSMAN, N. **Effects of cyclic loading on mechanical behavior of 24S-T4 and 75S-T6 and SAE 4130 Steel**. Washington: National Advisory Committee for Aeronautics, 1952. 54 p.

MARQUES, P. V. **Aspersão Térmica**. 2003. 16 p. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/images/Downloads/Artigos/processos_solda/asperso-termica.pdf>. Artigo técnico.

MORAIS, J. M. **Petróleo em águas profundas: uma história tecnológica da PETROBRAS na exploração e produção offshore**. 1. ed. Brasília: Instituto de Pesquisa Econômica Aplicada (IPEA), 2013.

MTS. **MTS Landmark® Servohydraulic Test Systems**. Disponível em: <<http://www.mts.com/en/products/producttype/test-systems/load-frames-uniaxial/servohydraulic/standard/index.htm>>. Acesso em: 2 de outubro de 2016.

MUREN, J. **Flexible Pipes: Failure modes, inspection, testing and monitoring**. Asker: Seaflex, 2007. Disponível em: <http://www.ptil.no/getfile.php/PDF/P5996RPT01REV02cSeaflex_JanMuren.pdf>.

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

NOVOVIC, D.; DEWES, R. C.; ASPINWALL, D. K.; VOICE, W.; BOWEN, P. The effect of machined topography and integrity on fatigue life. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 44, n. 2–3, p. 125–134, Feb. 2004.

OBRIEN, P.; MELDRUM, E.; OVERTON, C.; PICKSLEY, J.; ANDERSON, K.; MACLEOD, I. Outcomes from the SureFlex Joint Industry Project - An International Initiative on Flexible Pipe Integrity Assurance. In: OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE (OTC), 2011, Houston. **Proceedings...** Houston: OTC, 2011. OTC 21524-MS.

OTTESEN-HANSEN, E.; HAAHR, M.; GUDME, J.; RUBIN, A. Fatigue Life of Flexible Pipe Armour Wires in Air, Deaerated Seawater, and Sour Environment. In: CORROSION 2015, 2015, Dallas. **Proceedings...** Houston: NACE International, 2015. NACE-2015-5717.

OUT, J. M. M. How to live with Flexible Pipe, happily ever after?. 2010. 53 p. Disponível em: <https://www.kivi.nl/uploads/media/5644bd834e775/Hans_Out_Flexible_pipe_KIVI_ext.pdf>. Apresentação.

OUT, J. M. M. Integrity Management of Flexible Pipe: Chasing Failure Mechanisms. In: OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE (OTC), 2012, Houston. **Proceedings...** Houston: OTC, 2012. OTC-23670-MS.

PADILHA, J. A. P. **Análise estrutural de riser flexível com armaduras de tração em titânio**. 2009. 129 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Oceânica) - Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-graduação e Pesquisa em Engenharia (COPPE), Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2009.

PALMER, A. C.; KING, R. A. **Subsea Pipeline Engineering**. 2nd ed. Tulsa: PennWell Corporation, 2008.

PAREDES, R. S. C.; AMICO, S. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. The Effect of Roughness and Pre-Heating of the Substrate on the Morphology of Aluminium Coatings Deposited by Thermal Spraying. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n. 9, p. 3049–3055, Feb. 2006.

PAWLOWSKI, L. **The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings**. 2nd ed. Hoboken: Wiley, 2008.

PENNINGTON, R. **Effects of Processing History on the Strength, Ductility, and Fracture Response Of 0.9 C-0.2 Cr-1.3 Si Wire**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Colorado School of Mines, 2009.

PETROBRAS. **N-2568**: Revestimentos Metálicos por Aspersão Térmica. Rio de Janeiro: 2011.

REMITA, E.; SUTTER, E.; TRIBOLLET, B.; ROPITAL, F.; LONGAYGUE, X.; TARAVEL-CONDAT, C.; DESAMAIS, N. A thin layer cell adapted for corrosion studies in confined aqueous environments. **Electrochimica Acta**, Dourdan, v. 52, n. 27, p. 7715–7723, Oct. 2007.

ROPITAL, F.; TARAVEL-CONDAT, C.; SAAS, J. N.; DURET, C. Methodology to Study the Corrosion of Steel Armours in Simulated Conditions of Flexible Pipe Annulus - Influence of Confinement and Evaluation of the pH. In: EUROCORR, 2000, London. **Proceedings...** London: The Institute Of Materials, Minerals and Mining (IOM3), 2000.

RUBIN, A.; GUDME, J. Qualification of Steel Wire for Flexible Pipes. In: CORROSION 2006, 2006, San Diego. **Proceedings...** Houston: NACE International, 2006.

RUBIN, A.; GUDME, J. Test Method For Corrosion Fatigue Testing Of Cold Rolled Steel Wire In Sour- And Sweet Environment Based On Deflection Controlled Four Point Bending. In: CORROSION 2009, 2009, Atlanta. **Proceedings...** Houston: NACE International, 2009.

SHEN, Y.; MA, F.; TAN, Z.; SHELDRAKE, T. H. Development of the End Fitting Tensile Wires Fatigue Analysis Model: Sample Tests and Validation in an Unbonded Flexible Pipe. In: OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE (OTC), 2008, Houston. **Proceedings...** Houston: OTC, 2008. OTC-19197-MS.

SHRESTHA, S.; STURGEON, A. Characteristics and electrochemical corrosion behaviour of thermal sprayed aluminium (TSA) coatings prepared by various wire thermal spray processes. In: EUROCORR, 2005, Lisbon. **Proceedings...** London: The Institute Of Materials, Minerals and Mining (IOM3), 2000.

SIMONSEN, A. **Inspection and monitoring techniques for un-bonded flexible risers and pipelines**. 2014. 76 f. Dissertação (Mestrado em Tecnologia *Offshore*) – Faculty of Science and Technology, University of Stavanger, Stavanger, 2014.

STEPHENS, R. I.; FATEMI, A.; STEPHENS, R. R.; FUCHS, H. O. **Metal fatigue in engineering**. 2nd ed. New York: Wiley-Interscience, 2000.

TARAVEL-CONDAT, C.; DÉSAMAS, N. Qualification of High Strength Carbon Steel Wires for Use in Specific Annulus Environment of Flexible Pipes Containing CO₂ and H₂S. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 25., 2006, Hamburg. **Proceedings...** New York: ASME, 2006. p. 585-591.

TARAVEL-CONDAT, C.; GUICHARD, M.; MARTIN, J. MOLDI™: A Fluid Permeation Model to Calculate the Annulus Composition in Flexible Pipes — Validation With Medium Scale Tests, Full Scale Tests and Field Cases. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 22., 2003, Cancun. **Proceedings...** New York: ASME, 2003. p. 627–636.

TAYLOR, T. A. Surface roughening of metallic substrates by high pressure pure waterjet. **Surface and Coatings Technology**, v. 76–77, Part 1, p. 95–100, Nov. 1995.

TECHNIP. The Anti-H₂S Layer. **Tomorrow**, n. 1, p; 4-5, 2012. Disponível em: <<http://www.technip.com/sites/default/files/technip/fields/tomorrow/tomorrow-magazine.pdf>>.

THELNING, K.-E. **Steel and its Heat Treatment**. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1984.

TIONG, D. K.-K.; PIT, H. Experiences On “Thermal Spray Aluminum (TSA)” Coating On Offshore Structures. In: CORROSION 2004, 2004, New Orleans. **Proceedings...** Houston: NACE International, 2004. NACE-04022.

TORIBIO, J.; GONZÁLEZ, B.; MATOS, J. C. Fatigue and fracture paths in cold drawn pearlitic steel. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 77, n. 11, p. 2024–2032, Jul. 2010.

TORIBIO, J.; GONZÁLEZ, B.; MATOS, J.-C. Analysis of Fatigue Crack Paths in Cold Drawn Pearlitic Steel. **Materials**, v. 8, n. 11, p. 7439–7446, Oct. 2015.

TORIBIO, J.; MATOS, J. C.; GONZÁLEZ, B. Micro- and macro-approach to the fatigue crack growth in progressively drawn pearlitic steels at different R-ratios. **International Journal of Fatigue, Fatigue Damage of Structural Materials**, v. 31, n. 11–12, p. 2014–2021, Nov. 2009.

TORIBIO, J.; OVEJERO, E. Hydrogen assisted cracking in progressively drawn pearlitic steel. **Corrosion Science**, v. 49, n. 9, p. 3539–3556, Sept. 2007.

TRILLO, E.; KANE, R. D.; ETHRIDGE, A.; CLEMENTS, R. Corrosion Fatigue Testing of Armor Wire Materials in Subsea Environments. In: CORROSION 2007, 2007, Nashville. **Proceedings...** Houston: NACE International, 2004. NACE-07103.

UNDERWOOD, N. J. Corrosion Testing of Reinforcement in Simulated Annulus Environments of Flexible Pipelines. 2002. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 21., 2002, Oslo. **Proceedings...** New York: ASME, 2002. p. 75-80.

WALLAUER, F. A. **Materiais para aplicação em arames da armadura de tração de dutos flexíveis: comportamento frente a entalhes.** 2015. 128 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.

WOLYNEC, S. **Técnicas eletroquímicas em corrosão.** São Paulo: EdUSP, 2003.

XUE, M.; HEICHAL, Y.; CHANDRA, S.; MOSTAGHIMI, J. Modeling the Impact of a Molten Metal Droplet on a Solid Surface Using Variable Interfacial Thermal Contact Resistance. **Journal of Materials Science**, v. 42, n. 1, p. 9–18, Jan. 2007.

ZHAO, W.; ZOU, Y.; MATSUDA, K.; ZOU, Z. Characterization of the effect of hydrogen sulfide on the corrosion of X80 pipeline steel in saline solution. **Corrosion Science**, v. 102, p. 455–468, Jan. 2016.

APÊNDICE A – Dados tabulares dos ensaios de fadiga ao ar

Tabela A1 - Dados dos ensaios de fadiga ao ar

Condição	Patamar	$\Delta\sigma$ (MPa)	CP 1 – N_f (ciclos)	CP 2 – N_f (ciclos)
ASR	P1	862,4	58819	-
	P2	779,2	153943	119509
	P3	696	550090	-
AR	P1	862,4	52191	-
	P2	779,2	98600	79828
	P3	696	178143	179840

Fonte: O AUTOR (2016)

APÊNDICE B – Dados tabulares dos ensaios de corrosão-fadiga

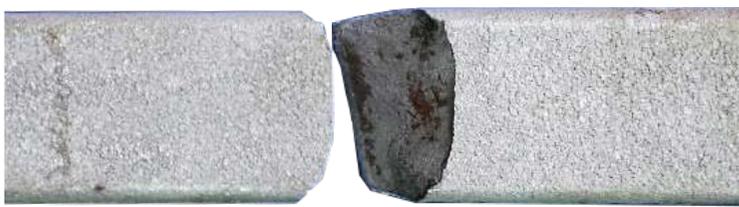
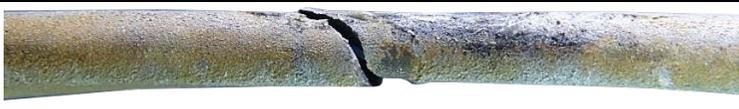
Tabela B1 - Dados dos ensaios de corrosão-fadiga

Condição	Patamar	$\Delta\sigma$ (MPa)	CP 1 – N_f (ciclos)	CP 2 – N_f (ciclos)
ASR	P1 - CF	500	276739	239280
	P2 - CF	350	313227	342264
AR	P1 - CF	500	473048	717436
	P2 - CF	350	723903	1149097
ARD	P1 - CF	500	694047	824777
	P2 - CF	350	2000000 (<i>Run-out</i>)	2000000 (<i>Run-out</i>)

Fonte: O AUTOR (2016)

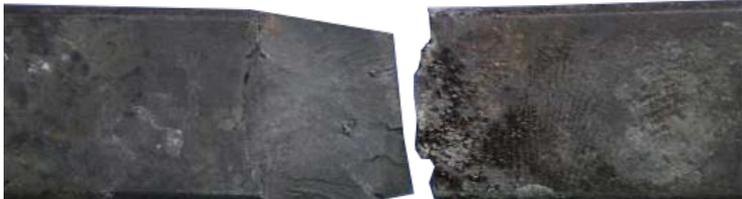
APÊNDICE C – Registro fotográfico das fraturas dos ensaios de corrosão-fadiga

Tabela C1 - Amostras fraturadas para o patamar de $\Delta\sigma = 500$ MPa

Condição	Face	CP 1	CP 2
ASR	Lateral		
	Inferior		
AR	Lateral		
	Inferior		
ARD	Lateral		
	Inferior		

Fonte: O AUTOR (2016)

Tabela C2 - Amostras fraturadas para o patamar de $\Delta\sigma = 350$ MPa

Condição	Face	CP 1	CP 2
ASR	Lateral		
	Inferior		
AR	Lateral		
	Inferior		

Fonte: O AUTOR (2016)