UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA "JÚLIO DE MESQUITA FILHO" CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

JEFFERSON RODRIGO MARCELINO DOS SANTOS

Influência dos revestimentos de cádmio e liga zinco-níquel em atuadores roscados ASTM A320 submetidos a esforço cíclico em ambiente corrosivo

> Guaratinguetá - SP 2021

Jefferson Rodrigo Marcelino dos Santos

Influência dos revestimentos de cádmio e liga zinco-níquel em atuadores roscados ASTM A320 submetidos a esforço cíclico em ambiente corrosivo

> Tese apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

> Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald.

Coorientador: Prof. Dr. Fernando de Azevedo Silva.

Guaratinguetá - SP 2021

Santos, Jefferson Rodrigo Marcelino dos
S237i Influência dos revestimentos de cádmio e liga zinco-níquel em atuadores
roscados ASTM A320 submetidos a esforço cíclico em ambiente corrosivo /
Jefferson Rodrigo Marcelino dos Santos – Guaratinguetá, 2021
152 f .: il.
Bibliografia: f. 143-152
Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, 2021.
Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald
Coorientador: Prof. Dr. Fernando de Azevedo Silva
 Corrosão. 2. Materiais - Fadiga. 3. Mecânica da fratura. I. Título. CDU 620.193(043)
Luciona Máxima

Luciana Máximo Bibliotecária-CRB-8/3595



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

JEFFERSON RODRIGO MARCELINO DOS SANTOS

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE "DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA"
PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA CURSO: DOUTORADO
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
BANCA EXAMINADORA:
Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD
Orientador - UNESP
participor por videconferencia
Prof ^a . Dr ^a . VERONICA MARA DE OLIVEIRA VELLOSO
Faculdade Serra Dourada
participou por videconférência
Drof Dr. CHDISTIAN ECIDIO DA SU VA
Consultan EGIDIO DA SILVA
narticipat participation
participal por videconcerencia
Prof. Dr. MARCOS YUTAKA SHIINO
Instituto de Ciência e Tecnologia do Câmpus de São José dos Campos/UNESP
participou por videgonferência
1 J.K.
Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - UNESP
participou por videconferência

Novembro de 2021

DADOS CURRICULARES

JEFFERSON RODRIGO MARCELINO DOS SANTOS

NASCIMENTO	04.09.1980 – Pindamonhangaba/ SP
FILIAÇÃO	José Marcelino dos Santos Ana Maria Pereira dos Santos
1988/1995	EEPG Ryoiti Yassuda
1997/1999	Técnico em Mecânica. UNESP-CTIG
2000/2005	Graduação em Engenharia Mecânica. UNESP-FEG
2014/2015	Mestrado em Engenharia Mecânica. UNESP-FEG
2016/2021	Doutorado em Engenharia Mecânica. UNESP-FEG

de modo especial, a meus filhos, Thômas, Lara e Théo e minha esposa Lidymara, que formam o alicerce robusto de minha vida, dando amor, carinho e energia para superar os obstáculos da vida.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, a DEUS, pela vida e saúde de toda minha família.

FEG UNESP: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald, Prof. Dr. Fernando de Azevedo Silva, Martin Ferreira Fernandes, Manoel Franciso dos Santos Filho, Profa. Dra. Verônica Mara de Oliveira Velloso, Profa. Dra. Midori Yoshikawa Pitanga, Jaquelina Ines Cesar.

ONESUBSEA - SCHLUMBERGER: Christian Egidio da Silva, Celso Noronha, Eduardo Azevedo, Grigorij Schinkarew, Eduardo Maschietto Bellussi, José Alexandre do Prado Pereira, Alessandro Sales, Dalmo Zerbini, Arnon Leonardi Jose de Lima, Geovane Santos, Douglas Gonçalves de Barros.

PREC-TECH: Walter Scala, Marcus Antonio. **SENAI FELIX GUISARD:** Prof. Renan Morgado, Prof. Flávio Máximo.

RESUMO

Para tornar viável a aplicação de aço carbono em ambiente marítmo se faz necessário protegê-lo contra a corrosão e um dos métodos utilizados é a aplicação do cádmio eletrodepositado, entretanto, o cádmio é um elemento tóxico, que causa sérios problemas respiratórios e inclusive câncer. O objetivo dessa pesquisa foi investigar a aplicação de uma liga Zn-Ni em tirante fabricado em aço AISI 4140 sob ótica da resistência à fadiga axial e corrosão, com objetivo de fornecer informações que ajudem na substituição do Cd, atualmente utilizado na indústria nacional submarina de Óleo & Gás. Foram avaliados, tanto experimentalmente, como utilizando método de elementos finitos, três tipos de corpos de prova, sendo denominados: "padrão", em conformidade com ASTM E466-2015, "especial", similar ao padrão, porém, com rosca 1/4" UNC-20 FPP em sua região central e "tirantes", com rosca 1/4" UNC-20 FPP. Ensaios de fadiga axial, em temperatura ambiente, com frequência 20 Hz e razão de carga R=0,1 mostraram que o corpo de prova "padrão" tiveram aumento em vida nas condições com recobrimento, tanto com Cd quanto com liga Zn-Ni, devido à tensão compressiva gerada pelo processo de eletrodeposição. No comparativo entre corpo de prova "padrão" e "tirante", os resultados mostraram, para nível de tensão máxima nominal 750 MPa, vida em fadiga 83,7% inferior para os tirantes, saltando para 95,4% para nível de tensão 650 MPa, mostrando que para baixos níveis de tensão, o estágio de nucleação da trinca em um corpo de prova padrão é mais lento. Com o aumento da tensão, foi observado redução da influência do fator concentrador de tensão, porém, mantendo significativa influência. No comparativo entre os corpos de prova roscados (especial e tirantes), os resultados experimentais mostraram que o recobrimento não afetou a vida em fadiga, mostrando que o efeito do concentrador de tensão, gerado pela geometria da rosca, é muito superior à influência do processo de eletrodeposição. Tal fenômeno também foi comprovado através da análise das fraturas em MEV, onde todos os corpos de prova com rosca tiveram nucleação de trinca na superfície. No comparativo entre os tirantes e corpo de prova especial, os resultados experimentais mostraram que os tirantes tiveram redução em vida na ordem de 58% e o motivo foi a influência do contato na interface porca/parafuso, gerando acréscimo nos níveis das tensões de cisalhamento e flexão, observados nas análises em elementos finitos. Foi utilizada abordagem pela mecânica da fratura linear elástica, utilizando modelo de Buchalet-Bamford, que se mostrou válida, pois à medida em que o nível da tensão máxima nominal foi elevado, a vida em fadiga dos tirantes se aproximou do obtido experimentalmente, apresentando redução na vida útil calculada na ordem de 58,3% para nível de tensão máxima nominal de 680 MPa e 65,8% para nível de tensão máxima nominal 440 MPa, mostrando que o período para nucleação da trinca reduz com o acréscimo do nível de tensão. O ensaio de salt-spray não apresentou nenhum produto de corrosão

vermelha dentro do período de 1008 horas, possibilitando concluir que a substituição do recobrimento de Cd por liga Zn-Ni também é viável do ponto de vista de resistência à corrosão.

PALAVRAS-CHAVE: Tirante. Cd. Zn-Ni. Corrosão. Trinca. Fadiga. Elementos finitos. Mecânica da fratura.

ABSTRACT

To make the application of carbon steel subsea feasible, its necessary to implement an efficient corrosion protection system and one of the methods used is the application of cadmium electroplated, however it's a toxic element, which causes serious breathing problems and even cancer. The purpose of this research was to investigate the application of Zn-Ni alloy in studs made of steel AISI 4140 from the axial fatigue and corrosion points of view, providing information to support replace the Cd coating, current used in national subsea oil and gas company. Three different specimens were evaluated, both experimentally and using finite element method such as: "standard" as per ASTM E466-2015, "special", like the standard with 1/4"-20 TPI threaded machined at the central region and "studs" 1/4"-20 TPI thread. Axial fatigue tests, at room temperature, with a frequency of 20 Hz and load ratio R=0.1 has shown an improvement in fatigue life for both "standard" specimens electroplated with Cd and Zn-Ni due to the compressive stress generated by the electrodeposition process. For the maximum nominal stress 750 MPa, 83.7% reduction in fatigue life was observed for the "studs" specimens in comparison to "standard", increasing to 95.4% when the maximum nominal stress was 650 MPa, that means more time to start a crack for the standard specimens and reduction of the concentration factor influence when increasing the maximum nominal stress. Increasing the stress level was observed reduction in the concentration factor influence. The results for the threaded specimens (special and stud) have shown no influence of the coating because the concentration factor influence was much higher than the electroplate process. This phenomenon was also realized on SEM, where all threaded specimens started crack from the surface. Making a comparison between "studs" and "special" specimens was observed 58% reduction in fatigue life for "studs", showing the influence of the contact between stud and nut threads, that increase both bending and shear stress, shown on finite element analysis. The linear elastic fracture mechanics approach, by using Buchalet-Bamford model, was used and the results was valid because increasing the maximum nominal stress, the calculated fatigue life became closer to the experimental life. Results for maximum nominal stress 680 MPA have shown 58.3% less life and for 440 MPa the calculation has shown 65.8% reduction life that means reduction time to start crack when increasing the stress level.

No red corrosion was shown during the first 1008 hours in salt spray chamber that means the Cd electroplate can be replaced with Zn-Ni from the corrosion point of view as well.

KEYWORDS: Stud. Cadmium. Zn-Ni. Corrosion. Crack. Fatigue. Finite element. Method. Fracture mechanics.

SUMÁRIO

1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS 1.2 JUSTIFICATIVAS 1.3 OBJETIVOS 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 2.1 FADIGA 2.1.1 Fatores que Afetam a Vida em Fadiga 2.1.2 Hidrogênio no Aço 2.2 RECOBRIMENTO 2.2.1 Recobrimento com Cádmio 2.2.2 Recobrimento com liga Zn-Ni 2.3 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS 2.3.1 Tipos de Elementos 2.3.2 Malha de Elementos 2.3.3 Elemento Sólido Axissimétrico 2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATÉRIA-PRIMA 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "igarão" para ensaio de fadiga axial 3.2.4 Corpo de prova "igarão" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "itrante". 3.3 MÉTODO 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica. </th <th>1</th> <th>INTRODUÇÃO</th> <th>11</th>	1	INTRODUÇÃO	11
1.2 JUSTIFICATIVAS	1.1	CONSIDERAÇÕES GERAIS	11
1.3 OBJETIVOS 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 2.1 FADIGA 2.1.1 Fatores que Afetam a Vida em Fadiga 2.1.2 Hidrogênio no Aço 2.2 RECOBRIMENTO 2.2.1 Recobrimento com Cádmio 2.2.2 Recobrimento com Cádmio 2.3 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS 2.3.1 Tipos de Elementos. 2.3.2 Malha de Elementos Finitos 2.3.3 Elemento Sólido Axissimétrico 2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATÉRIA-PRIMA 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de fadiga axial 3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "irante" 3.3 MÉTODO 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.3 Medição da Rugosidade 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de corrosão 3.3.6 Ensaios de Fadiga Axial	1.2	JUSTIFICATIVAS	12
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 2.1 FADIGA 2.1 Fatores que Afetam a Vida em Fadiga 2.1.1 Fatores que Afetam a Vida em Fadiga 2.1.2 Hidrogênio no Aço 2.2 RECOBRIMENTO 2.2.1 Recobrimento com Cádmio 2.2.2 Recobrimento com liga Zn-Ni 2.3 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS 2.3.1 Tipos de Elementos 2.3.2 Malha de Elementos Finitos 2.3.3 Elemento Sólido Axissimétrico 2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATÉRIA-PRIMA 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA 3.2.1 Corpo de prova ara ensaio de tração 3.2.2 Corpo de prova "respecial" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Lórpo de prova "tirante" 3.3 MÉTODO 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.3 Medição da Rugosidade 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de corrosão	1.3	OBJETIVOS	21
2.1 FADIGA 2.1.1 Fatores que Afetam a Vida em Fadiga 2.1.2 Hidrogênio no Aço 2.2 RECOBRIMENTO 2.2.1 Recobrimento com Cádmio 2.2.2 Recobrimento com liga Zn-Ni 2.3 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS 2.3.1 Tipos de Elementos 2.3.2 Malha de Elementos 2.3.3 Elementos Solido Axissimétrico 2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATÉRIA DOS CORPOS DE PROVA 3.2.1 Corpo de prova ara ensaio de tração 3.2.2 Corpo de prova "especial" para ensaio de fadiga axial 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica 3.3.3 Medição da Rugosidade 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de tração	2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1.1 Fatores que Afetam a Vida em Fadiga 2.1.2 Hidrogênio no Aço. 2.2 RECOBRIMENTO 2.2.1 Recobrimento com Cádmio 2.2.2 Recobrimento com liga Zn-Ni 2.3 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS. 2.3.1 Tipos de Elementos 2.3.2 Malha de Elementos Finitos 2.3.3 Elemento Sólido Axissimétrico 2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATÉRIA-PRIMA 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de fadiga axial 3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "irante" 3.3 MÉTODO 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica 3.3.3 Medição da Microdureza Vickers 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de corrosão 3.3.6 Ensaio de fadiga Axial	2.1	FADIGA	22
2.1.2 Hidrogênio no Aço	2.1.1	Fatores que Afetam a Vida em Fadiga	24
2.2 RECOBRIMENTO 2.2.1 Recobrimento com Ládmio 2.2.2 Recobrimento com Liga Zn-Ni 2.3 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS 2.3.1 Tipos de Elementos 2.3.2 Malha de Elementos Finitos 2.3.3 Elemento Sólido Axissimétrico 2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATÉRIA-PRIMA 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de tração 3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "tirante" 3.3 MÉTODO 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica 3.3.3 Medição de Microdureza Vickers 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de tração 3.3.7 Ensaios de Fadiga Axial	2.1.2	Hidrogênio no Aço	
2.2.1 Recobrimento com líga Zn-Ni 2.3 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS 2.3.1 Tipos de Elementos 2.3.2 Malha de Elementos Finitos 2.3.3 Elemento Sólido Axissimétrico 2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATÉRIA-PRIMA 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de tração 3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "tirante" 3.3 MÉTODO 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de corrosão 3.3.6 Ensaio de Fadiga Axial	2.2	RECOBRIMENTO	
2.2.2 Recobrimento com liga Zn-Ni 2.3 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS 2.3.1 Tipos de Elementos 2.3.2 Malha de Elementos Finitos 2.3.3 Elemento Sólido Axissimétrico 2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATÉRIA-PRIMA 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de tração 3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "especial" para ensaio de fadiga axial 3.2.4 Corpo de prova "tirante" 3.3 MÉTODO 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica 3.3.3 Medição da Rugosidade 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de corrosão 3.3.6 Ensaio de tração	2.2.1	Recobrimento com Cádmio	
2.3 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS	2.2.2	Recobrimento com liga Zn-Ni	
2.3.1 Tipos de Elementos 2.3.2 Malha de Elementos Finitos 2.3.3 Elemento Sólido Axissimétrico. 2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS. 3.1 MATÉRIA-PRIMA. 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA. 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de tração. 3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "especial" para ensaio de fadiga axial 3.2.4 Corpo de prova "tirante". 3.3 MÉTODO. 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica. 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de corrosão. 3.3.6 Ensaio de tração.	2.3	MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS	41
2.3.2 Malha de Elementos Finitos 2.3.3 Elemento Sólido Axissimétrico 2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATÉRIA-PRIMA 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de tração. 3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "tirante". 3.3 MÉTODO 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de tração. 3.3.6 Ensaio de Fadiga Axial	2.3.1	Tipos de Elementos	42
2.3.3 Elemento Sólido Axissimétrico. 2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS. 3.1 MATÉRIA-PRIMA. 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA. 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de tração. 3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial. 3.2.3 Corpo de prova "especial" para ensaio de fadiga axial. 3.2.4 Corpo de prova "tirante". 3.3 MÉTODO. 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de tração. 3.3.6 Ensaio de tração.	2.3.2	Malha de Elementos Finitos	44
2.4 CONEXÕES ROSCADAS 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATÉRIA-PRIMA 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de tração. 3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "especial" para ensaio de fadiga axial 3.2.4 Corpo de prova "tirante". 3.3 MÉTODO 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica. 3.3.4 Medição de Microdureza Vickers 3.3.5 Ensaio de corrosão. 3.3.6 Ensaio de tração.	2.3.3	Elemento Sólido Axissimétrico	45
 2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA 3 MATERIAIS E MÉTODOS 3.1 MATÉRIA-PRIMA 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de tração 3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "especial" para ensaio de fadiga axial 3.2.4 Corpo de prova "tirante" 3.3 MÉTODO 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica 3.3.3 Medição de Microdureza Vickers 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de corrosão 3.3.6 Ensaio de fadiga Axial 	2.4	CONEXÕES ROSCADAS	46
3 MATERIAIS E MÉTODOS	2.5	ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA	55
 3.1 MATÉRIA-PRIMA	3	MATERIAIS E MÉTODOS	70
 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA	3.1	MATÉRIA-PRIMA	70
 3.2.1 Corpo de prova para ensaio de tração	3.2	GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA	70
 3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial 3.2.3 Corpo de prova "especial" para ensaio de fadiga axial 3.2.4 Corpo de prova "tirante"	3.2.1	Corpo de prova para ensaio de tração	71
 3.2.3 Corpo de prova "especial" para ensaio de fadiga axial	3.2.2	Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial	71
 3.2.4 Corpo de prova "tirante"	3.2.3	Corpo de prova "especial" para ensaio de fadiga axial	72
 3.3 MÉTODO 3.3.1 Dimensional da Rosca	3.2.4	Corpo de prova "tirante"	72
 3.3.1 Dimensional da Rosca 3.3.2 Caracterização microscópica 3.3.3 Medição de Microdureza Vickers 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de corrosão 3.3.6 Ensaio de tração 3.3.7 Ensaios de Fadiga Axial 	3.3	MÉTODO	73
 3.3.2 Caracterização microscópica	3.3.1	Dimensional da Rosca	73
 3.3.3 Medição de Microdureza Vickers	3.3.2	Caracterização microscópica	75
 3.3.4 Medição da Rugosidade 3.3.5 Ensaio de corrosão 3.3.6 Ensaio de tração 3.3.7 Ensaios de Fadiga Axial 	3.3.3	Medição de Microdureza Vickers	76
 3.3.5 Ensaio de corrosão 3.3.6 Ensaio de tração 3.3.7 Ensaios de Fadiga Axial 	3.3.4	Medição da Rugosidade	76
3.3.6 Ensaio de tração3.3.7 Ensaios de Fadiga Axial	3.3.5	Ensaio de corrosão	77
3.3.7 Ensaios de Fadiga Axial	3.3.6	Ensaio de tração	78
	3.3.7	Ensaios de Fadiga Axial	79

3.3.8	Análise Numérica	80
3.3.9	Análise do Ensaio de Tração	80
3.3.10	Análise do Ensaio de Fadiga Axial – Cdp "padrão"	81
3.3.11	Análise do Ensaio de Fadiga Axial – Cdp "especial"	
3.3.12	Análise do Ensaio de Fadiga Axial – Cdp "Tirante"	
3.3.13	Abordagem pela mecânica da fratura linear elástica – "Tirante"	
3.3.14	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	
4	RESULTADOS	
4.1	DIMENSIONAL DA ROSCA	
4.2	CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA	
4.3	MEDIÇÃO DE MICRODUREZA VICKERS	
4.4	MEDIÇÃO DA RUGOSIDADE	
4.5	ENSAIO DE TRAÇÃO	
4.6	ENSAIO DE CORROSÃO	90
4.7	ENSAIO DE FADIGA AXIAL	96
4.8	ANÁLISE DO ENSAIO DE TRAÇÃO	107
4.9	ANÁLISE DO ENSAIO DE FADIGA - CDP PADRÃO	107
4.10	ANÁLISE DO ENSAIO DE FADIGA - CDP ESPECIAL	109
4.11	ANÁLISE DO ENSAIO DE FADIGA - CDP TIRANTE (LOTE A)	114
4.12	ANÁLISE DO ENSAIO DE FADIGA - CDP TIRANTE (LOTE B)	
4.13	ABORDAGEM PELO MÉTODO DA MECÂNICA DA FRATURA LIN	NEAR
	ELÁSTICA - TIRANTE (LOTE A)	129
4.14	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	138
5	CONCLUSÕES	141
	REFERÊNCIAS	143

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

Na indústria submarina de Óleo & Gás, peças e equipamentos são classificados como Vaso de Pressão por estarem em contato direto com fluido de produção (óleo ou gás) ou de injeção (água ou gás). Podem trabalhar com pressão nominal de 2, 3, 5, 10, 15 ou 20 ksi (API 6A, 2019) em profundidades de até 3.000 metros. Tamanha responsabilidade, exige muito conhecimento técnico durante a fase de projeto, pois uma falha pode ser catastrófica, com prejuízo financeiro, ecológico e de vida humana. Devido à altíssima responsabilidade dos equipamentos, controles de qualidade são necessários e um deles é o teste hidrostático, onde os equipamentos são submetidos a teste com pressão interna 50% superior à de projeto (API 6A, 2019). Para realização dos testes, são desenvolvidos dispositivos, que durante sua vida serão submetidos a carregamento cíclico com elevada magnitude de carga. Para avaliação da vida em fadiga devem ser utilizadas normas reconhecidas internacionalmente (API 17D, 2011). Com muita frequência, os dispositivos e equipamentos utilizam parafusos recobertos com Cádmio eletrodepositado, com intuito de proteger o equipamento contra corrosão, porém, o revestimento de cádmio eletrodepositado pode reduzir a resistência à fadiga devido à fragilização por hidrogênio e para evitar esse problema, tratamento de desidrogenação é utilizado e seu desempenho dependerá das variáveis tempo e temperatura do processo (VOORWALD et al., 2005). Apesar de muito eficiente contra a corrosão, o cádmio causa sérios problemas de saúde, inclusive câncer, motivo pelo qual gerou grande preocupação ao redor do mundo, motivando estudos para sua substituição (VOORWALD et al. 2010). Normas reguladoras do meio ambiente e relacionadas à saúde dos trabalhadores, no que dizem respeito a sua manipulação foram promulgadas nos EUA e na Europa Ocidental (INGLE, 1994), tornando mais elevado os custos, tanto com manipulação quanto com descarte de produtos oriundos do seu processo de eletrodeposição.

Uma das alternativas estudadas pela indústria aeronáutica, foi a utilização de recobrimento de alumínio, tanto eletrodepositado como pelo processo IVD (ion vapor deposition). Resultados experimentais relacionados à vida em fadiga comprovaram que tanto o recobrimento de alumínio eletrodepositado quanto pelo processo IVD são possíveis alternativas ao cádmio eletrodepositado (VOORWALD *et al*, 2010).

A vida em fadiga de materiais isotrópicos é dividida, basicamente, em dois estágios, sendo eles: Nucleação e Propagação. Para situação onde há fadiga por desgaste, o estágio da nucleação, para um mesmo nível de tensão, ocorre com menor número de ciclos (GUINER *at al.* 2011), por outro lado, tratamentos superficiais por *shot peening* criam um campo de tensões compressivas que dificultam a nucleação da trinca (VOORWALD, 2009). O estágio de iniciação da trinca pode representar em torno de 70% da vida em fadiga de alto ciclo em peças com baixa rugosidade superficial, por outro lado, o estágio de iniciação da trinca pode ser desprezível em uma junta soldada (SADAPHALE, 2015).

Estudos realizados pela indústria aeronáutica comprovaram que a eletrodeposição de cromo colaborou para elevar a resistência ao desgaste e à corrosão, entretanto, reduziu a vida em fadiga devido à presença de microtrincas, gerada pelo processo de eletrodeposição (NASCIMENTO *et al.* 2001).

Estudos utilizando aço 4340 recobertos com Cd e liga Zn-Ni mostraram que o processo de eletrodeposição gera tensão compressiva na superfície da peça, podendo colaborar para o aumento do estágio para nucleação da trinca e consequentemente, elevando a resistência à fadiga (VOORWALD *et al.* 2005).

O objetivo da presente pesquisa foi avaliar a possibilidade da substituição do recobrimento de Cd em parafusos fabricados em aço AISI 4140 por liga Zn-Ni, sob ponto de vista da vida em fadiga. Atualmente, temos que o custo com recobrimento em liga Zn-Ni é da ordem de 10% superior ao recobrimento com Cd, porém, o aumento da demanda poderá tornar os valores mais atrativos.

1.2 JUSTIFICATIVAS

Em uma fratura em campo, ocorrida no ano de 2014, o assunto fadiga voltou a ser pauta de reuniões com empresas petrolíferas e apesar do real motivo da falha não estar relacionado ao tema, serviu como fonte de inspiração para aprofundar o estudo em fadiga.

Durante o desenvolvimento do tema desse trabalho foram levados em consideração vários equipamentos utilizados na indústria de Óleo & Gás, entre eles: Árvore de Natal Molhada (Figura 1), Base Adaptadora de Produção (Figura 2), Módulo de Conexão Vertical (Figura 3), Suspensor de Coluna (Figura 4), Conector (Figura 5), bem como as principais ferramentas utilizadas para instalações. A Árvore de Natal é um equipamento complexo e com muita tecnologia envolvida, mas de maneira geral, pode ser definida como o equipamento responsável pelo controle do fluxo do fluido de produção (ou injeção) de um

poço. A Figura 6 ilustra uma configuração típica de Árvore de Natal, apontando com setas a presença dos tirantes.

Em operação, o fato do equipamento estar submerso em meio eletrolítico, acarreta sensível redução de sua vida em fadiga (DNV-RP-C203, 2011), entretanto, após análise, foi julgado viável o estudo relacionado à vida em fadiga dos tirantes, devido aos seguintes aspectos:

- podem estar recobertos com cádmio, podendo ter vida em fadiga reduzida em relação ao metal base caso o processo de desidrogenação não tenha sido eficiente;
- o uso do cádmio, conforme apresentado, gera muito dano à saúde, devendo ser substituído por elemento menos nocivo;
- possuem um forte concentrador de tensão, devido à presença dos filetes de rosca;

e no caso dos tirantes utilizados em testes em fábrica tem-se os seguintes agravantes:

- são utilizados por várias vezes e submetidos a esforços 50% superior ao nominal de projeto (API 6A, 2019);
- não estão "protegidos" pela pressão externa oriunda das profundezas do mar, que reduz o diferencial de carga trativa;
- sofrem a maior amplitude de tensão, devido à montagem e desmontagem;



Figura 1 – Árvore de Natal Molhada.

Fonte: Catálogo OneSubsea Standard Vertical Subsea Trees (2020).



Figura 2 - Base Adaptadora de Produção (BAP).

Fonte: Youtube (2020).



Figura 3 – Módulo de Conexão Vertical.

Fonte: Youtube (2020).



Figura 4 – Suspensor de Coluna.

Fonte: Youtube (2020).

Figura 5 – Conector.



Fonte: Catálogo OneSubsea - Standard Subsea Connection Systems. (2020).



Figura 6 – Setas apontando o uso de parafusos prisioneiros em uma Árvore de Natal.

Fonte: API 6A, 21st Edition (2019).

A utilização de parafusos prisioneiros em Flanges API 6A-2019, tem sua dimensão, material, quantidade e pré-carga padronizados, entretanto, seu recobrimento e vida em fadiga não fazem parte do escopo da norma. A Figura 7 exemplifica o caso de um flange 5-1/8" tipo 6BX para operar em pressão de até 69 MPa e suas principais dimensões é apresentada na Tabela 1.



Figura 7 - Flange Padrão API 5-1/8" 6BX pressão 69 MPa.

Dimensão	Diâmetro	Diâmetro	Diâmetro	Espessura	Furo	Furo	Vedação
Nominal	В	OD	k	Т	BC	BH	
5-1/8"	131,1	357	221	79,3	300	32	BX-169

Tabela 1 – Dimensional do Flange API 5-1/8" (mm)

Fonte: API 6A, 21st Edition (2019).

Os parafusos prisioneiros são torqueados de maneira a gerar carga axial que terá a função de energizar o selo metálico BX-169, ilustrado na Figura 8, que é montado no canal entre os diâmetros B e K apresentados na Figura 7. As principais dimensões do BX-169 são apresentadas na Tabela 2 e sua função é impedir que ocorra transferência de fluidos de dentro do sistema petrolífero para o ambiente e vice-versa. A Figura 9 apresenta a distribuição de tensão em um sistema flangeado. Em uma condição ideal, os parafusos estariam submetidos apenas a esforço trativo, entretanto, pelas presenças do *raised face* e pelo braço de alavanca existente entre a localização dos parafusos prisioneiros e a região de aplicação da carga, limitado pelo selo metálico, tem-se a criação de um momento fletor que elevará a tensão de tração nas faces internas dos tirantes, como pode ser observado na Figura 10.

Figura 8 - Selo BX-169



Fonte: API 6A, 21st Edition (2019).

Tabela 2 – Dimensional do Flange API 5-1/8"

Número	Diâmetro	Largura	Altura	Diâmetro	Largura	Furo
do Canal	OD	А	Н	ODT	С	D
BX 169	173,51	12,93	15,85	171,27	10,69	1,6

Fonte: API 6A, 21st Edition (2019).



Figura 9 - Tensãso de von Mises (MPa) - Flange (API 6A, 2019)

Fonte: Próprio Autor.

Figura 10 – Distribuição de Tensão nos Tirantes (MPa)



Fonte: Próprio Autor.

1.3 OBJETIVOS

Os objetivos da presente pesquisa foram:

- Avaliar a influência dos recobrimentos Cd e liga Zn-Ni na proteção contra corrosão bem como na vida em fadiga axial dos prisioneiros, de maneira a colaborar com informações que venham a justificar a substituição do Cd por Zn-Ni na indústria brasileira submarina de Óleo & Gás;
- Quantificar a influência do contato entre os filetes de rosca na interface Porca-Parafuso na vida em fadiga axial;

Para auxiliar nas investigações, foram utilizadas as seguintes técnicas: método de elementos finitos (MEF), ensaio de fadiga axial, microscopia eletrônica de varredura (MEV), projetor de perfil, ensaio de salt-spray e mecânica da fratura linear elástica (MFLE).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 FADIGA

Um material sofre fratura quando a tensão de trabalho aplicada é suficiente, no nível atômico, para quebrar as ligações que mantêm os átomos juntos. A tensão necessária para gerar deformação entre 1% e 20% é da ordem de E/300 a E/15 (PASTOUKHOV, 1994).

Falhas em estruturas frequentemente ocorrem devido à presença de trincas, que se propagam além da dimensão segura. As trincas estão presentes em toda estrutura como resultado de defeito de manufatura e ou devido a diferentes tipos de carregamentos (RAZVAN, 2009).

A presença de microtrincas oriundas do processo de fabricação e/ou rugosidade superficial, aliada à aplicação de carregamento cíclico contínuo fará com que as microtrincas coalesçam e cresçam ao longo do plano de máxima tensão de tração. Nessa fase, a propagação pode ser dividida em dois estágios: primeiramente em cisalhamento e em seguida tração (XUE at al. 2007). O requisito fundamental para a propagação da trinca é que a tensão na sua ponta supere a tensão coesiva do material (DIETER, 1988). Os tratamentos superficiais que criem tensão compressiva na superfície colabora para retardar o estágio de nucleação da trinca (VOORWALD, TORRES, 2002). A fratura pode ser classificada em dúctil ou frágil, sendo a frágil aquela que possui pequena capacidade de absorver energia antes do rompimento, enquanto que as dúcteis possuem alta absorção de energia e deformação plástica extensa. Os principais tipos de fratura que podem ocorrer nos metais são a fratura transgranular e a intergranular, sendo a primeira ocorrendo através dos grãos e a última ao longo de seus contornos. Sob o aspecto microscópico, o termo fratura dúctil está associado ao processo de nucleação, crescimento e coalescência de vazios microscópicos que iniciam em inclusões e partículas de segunda fase, enquanto que a fratura frágil está associada ao mecanismo denominado clivagem, o qual envolve separação ao longo de planos cristalográficos específicos (DOWLING, 2012).

A "Descoberta" da Fadiga ocorreu nos anos 1800 quando a Europa se viu diante de algumas falhas em pontes e componentes de linhas férreas, devido ao surgimento de trincas em componentes submetidos a carregamento cíclico (ASM Handbook, Volume 19).

Fadiga é um processo progressivo, localizado e permanente de mudança estrutural que ocorre no material em condições onde há flutuação de tensão, acarretando deformação em algum ou alguns pontos, culminando em trincas ou completa fratura depois de um número suficiente de flutuações (ASTM E1150, 1987). A presença de carga cíclica, da deformação plástica em escala microscópica e de tensões de tração são fatores necessários para que ocorra a fratura por fadiga (BAPTISTA, 2000).

A fadiga pode ter um efeito significativo nas estruturas aplicadas na indústria submarina de óleo & gás. As cargas de fadiga surgem devido ao movimento da onda, variação da pressão e temperatura. A vida em Fadiga pode ser avaliada baseada na curva S-N ou pela mecânica da fratura através da análise da taxa de propagação de trinca e tenacidade à fratura (API 17TR8, 2018).

Para garantir que a estrutura cumpra com sua função pretendida, uma análise detalhada sob a ótica da fadiga deve ser realizada para cada um dos membros sujeito a carregamento cíclico (DNV-RP-C203, 2011).

Operação cíclica pode causar falha por fadiga em vasos de pressão e seus componentes, devendo ser identificadas as regiões onde o nível de tensão atinge magnitudes elevadas para serem avaliadas sob ótica da fadiga. O resultado da análise por fadiga será o número de ciclos para cada tipo de carga cíclica e o acúmulo do efeito do dano gerado por cada tipo de carregamento, caso haja mais de um tipo de carga durante operação (ASME BPVC VIII.3, 2021).

O projeto de estruturas *offshore* deve levar em consideração as curvas apresentadas na norma DNV RP-C203, para contemplar o efeito da redução na vida em fadiga devido ao fato do material estar imerso em água do mar com proteção catódica (API 17TR8, 2018).

A vida em fadiga pode ser calculada com base na curva S-N e assumindo o acúmulo linear de dano estabelecido pela teoria de Palmgren-Miner, porém, deve-se considerar um histograma de distribuição de tensões com no mínimo 20 blocos, para se ter um resultado com acuracidade aceitável (DNV-RP-C203, 2011).

A aplicação de componentes fabricados em aço sob meio corrosivo é um fator que cria danos superficiais que atuam como concentradores de tensão, acelerando o estágio de nucleação de trincas superficiais. Fadiga e corrosão são as maiores causas de degradação em estruturas de aço utilizado no ambiente *offshore*. A corrosão reduz a espessura e a fadiga contribui para nucleação de trincas, podendo levar a falhas catastróficas (PRICE, 2017).

Em ambiente corrosivo não existe limite de fadiga, uma vez que a falha ocorrerá por corrosão, mesmo na ausência de tensão cíclica. O efeito cumulativo da corrosão e da tensão cíclica é maior que os efeitos considerados individualmente (API 7G, 1988).

Toda distribuição de tensão que contribua significativamente com danos por fadiga deve ser considerada, podendo ser obtida por análise determinística ou espectral e os efeitos dinâmicos devem ser devidamente contabilizados.

A fadiga pode ser definida como de baixo ou alto ciclo, sendo considerada de baixo ciclo aquela onde o número de ciclos é inferior a 10.000 (DNV-RP-C203, 2011). A análise de fadiga de alto ciclo é baseada no cálculo da tensão no regime elástico enquanto que a fadiga de baixo ciclo está associada à deformação plástica significativa nos concentradores de tensão, devendo ser usada como parâmetro para avaliação da vida útil do componente mecânico no regime não linear (DNV-RP-C203, 2011).

2.1.1 Fatores que Afetam a Vida em Fadiga

Vários são os fatores que afetam a vida em fadiga dos metais, entre eles, podemos citar: tensão média, tensão alternada, razão de fadiga, rugosidade superficial, temperatura, processo de fabricação, microestrutura, limite de escoamento, ambiente de trabalho e concentrador de tensão. A tensão nominal, aplicada em uma chapa tem seu valor amplificado na presença de um furo elíptico (INGLIS, 1913) e esse fator amplificador de tensão (Kt) favorecerá a nucleação de trincas que poderão se propagar até o colapso estrutural. Da teoria da elasticidade, temos que a máxima tensão em uma chapa infinita com um furo circular é amplificada 3x, desde que não seja atingido o limite plástico. Para considerar a sensibilidade ao entalhe no regime plástico, Neuber propôs uma equação que leva em consideração a contribuição tanto no regime elástico como plástico.

$$K_f = \left(\frac{\Delta\sigma}{\Delta S} \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta e}\right)^{1/2} \tag{1}$$

Onde:

 $\Delta \sigma$ = Tensão Nominal

- $\Delta \varepsilon = Deformação Nominal$
- ΔS = Tensão Local no Entalhe
- $\Delta e = Deformação Local no Entalhe$

Experimentalmente, a sensibilidade ao entalhe (K_f) é obtida pela razão entre as tensões de fadiga entre um corpo de prova sem entalhe e outro com entalhe para uma mesma vida. A

tensão no elemento concentrador de tensão cai rapidamente à medida que afastamos dele (DOWLING, 2012).

Estudos sobre a influência da rugosidade superficial entre 2 µm e 6 µm mostraram que rugosidade de 2 µm ampliava a vida em fadiga conforme reduzia a amplitude de tensão, entretanto, para rugosidade superior, de 6 µm, foi comprovado que o acréscimo na amplitude de tensão gerava vida em fadiga superior, devido à maior zona plástica criada na ponta da trinca favorecer ao retardo da propagação (AROLA; WILLIAMS, 2002).

A vida em fadiga do metal base depende do acabamento superficial e do limite de escoamento. Para aço forjado de alta resistência, com tensão de escoamento acima de 500 MPa e acabamento superficial menor ou igual a Ra=3.2 μm, a curva S-N pode ser definida pela equação abaixo (DNV-RP-C203, 2011).

$$\log N = 17.446 - 4.70 \log \Delta \sigma$$
 (2)

Sendo:

N = Número de cilos ds = Variação da tensão

A microestrutura do aço afeta sua vida em fadiga. Estudos utilizando aços laminados API X60 e API X70, utilizados na fabricação de tubos para as indústrias de petróleo e mineração, mostraram que a redução no tamanho de grão, presença de bainita e redução da ferrita poligonal em um aço API X70, conforme apresentado na Figura 11, foram responsáveis pelo aumento da resistência mecânica e tenacidade à fratura (GODEFROID *et al.*, 2014).



Figura 11 - Microestrutura dos aços API X60 e API X70.



O meio onde o componente irá trabalhar pode influenciar de maneira significativa na vida em fadiga. A corrosão acelera o período de iniciação da trinca, podendo, por exemplo, produzir *pits* (GENTIL, 2011; VOORWALD *et al.*, 2007).

2.1.2 Hidrogênio no Aço

Quando átomos de hidrogênio entram no aço, pode haver perda na ductilidade e na capacidade de carga, podendo acarretar falhas catastróficas por fratura frágil mesmo em níveis de tensão bem abaixo do limite de escoamento do material. Esse fenômeno ocorre, geralmente, em ligas de aço que não mostram perda significativa na ductilidade quando medida por testes de tração convencionais (ASTM B850, 2015).

A fragilização pelo hidrogênio é um fenômeno de deterioração das propriedades mecânicas dos aços, especialmente aqueles mais resistentes mecanicamente (VIANNA *et al.* 2004). É um fenômeno conhecido e responsável pela nucleação, crescimento e propagação de trincas devido às significativas alterações nas propriedades mecânicas de ductilidade, dureza e resistência mecânica (DWIVEDI; WISHWAKARMA, 2018).

A interação do hidrogênio com as bandas de deslizamento desempenha um papel importante na fragilização do aço (KISHI; TAKANO, 2010). Devido a essa interação, o hidrogênio induz micro trincas ao longo das bandas de deslizamento, acelerando a propagação de trinca por fadiga (MINE, 2007).

O mecanismo que causa a fragilização pelo hidrogênio ainda é foco de estudos, sendo alguns deles apresentados abaixo:

- HEDE (*Hydrogen Enhanced decohesion*) : Conceito introduzido em 1959, onde o hidrogênio presente no aço reduz a força coesiva na ponta da trinca fazendo com que a energia necessária para propagá-la seja inferior à do material isento de hidrogênio. A limitação para comprovação desse método é a medição da força coesiva (KAPPES *et al.* 2013).
- HELP (*Hydrogen Enhanced Local Plasticity*): Conceito introduzido em 1972, onde o hidrogênio acumulado na ponta da trinca reduz a resistência ao movimento das discordânicas. Dessa forma, a deformação ocorre com menor nível de tensão devido ao fato da tensão de escoamento na ponta da trinca ter reduzido pela presença do hidrogênio (KAPPES *et al.* 2013). Esse mecanismo gera superfície de fratura com plastificação local e bandas de deslizamento na ponta da trinca (SONG; CURTIN, 2013).
- AIDE (Adsorption-induced dislocation emission): Esse mecanismo é explicado pela combinação dos anteriormente explicados, onde átomos de hidrogênio são adsorvidos na região de concentração de tensão, contribuindo para a nucleação de trinca devido à redução na força coesiva (HEDE) e com o decorrer de esforços repetidos a trinca se propaga devido ao fato da tensão de escoamento local sofrer redução (HELP), (KAPPES *et al.* 2013).

O Hidrogênio pode estar presente no aço por diversas razões, tais como: durante fabricação; durante processo de soldagem; durante revestimento eletrolítico ou até mesmo durante o uso, como em ambiente submarino com proteção catódica (DONG *et al.* 2009).

Durante o processo de fabricação do aço, existe a possibilidade do ambiente em que o metal está sendo produzido conter hidrogênio, fazendo com que o mesmo possa se difundir facilmente pelo metal líquido e após solidificado, poderá ficar aprisionado. Por este motivo, durante a produção do aço AISI 4140 utilizado na fabricação de parafusos críticos para indústria de Óleo & Gás é necessário que o mesmo passe pelo processo de desgaseificação, que consiste, basicamente, na agitação do metal líquido num ambiente a vácuo (API 20E, 2017).

A presença de hidrogênio no material pode levar a uma significativa redução na tenacidade à fratura (API 17 TR8, 2018).

A capacidade de um aço conter o hidrogênio em solução sólida e permitir sua mobilidade pode ser avaliada através da determinação da cinética de permeação do hidrogênio. O aço ao carbono, austenitizado a 950°C e revenido a 510°C por duas horas apresentou mais defeitos em sua microestrutura do que quando revenido a 588°C e esses defeitos atuam como sítios irreversíveis para o aprisionamento de hidrogênio em solução sólica (VIANNA *et al.* 2004).

O efeito do hidrogênio no aço está diretamente relacionado à sua estrutura cristalina e resistência mecânica. Uma estrutura perlítica é mais estável, apresentando menor tensão interna e resistência mecânica, fazendo com que o hidrogênio possa ser acomodado com mais facilidade e consequentemente, reduzindo o efeito da fragilização se comparada a uma estrutura cristalina martensítica.

A proteção catódica, muito utilizada na indústria submarina, é responsável pela formação de átomos de hidrogênio na superfície do metal. Como a diferença de potencial gerada pela utilização de anodos de alumínio e zinco está entre -0,8 e -1,1 V, a produção de hidrogênio aumenta exponencialmente à medida em que a diferença de potencial aumenta no limite negativo. Os átomos de hidrogênio podem se combinar formando moléculas ou serem absorvidos pelo metal, que no decorrer do tempo, poderão interagir com a microestrutura de componentes submetidos a elevado nível de tensão, podendo nuclear uma trinca (DNV-RP-B401, 2010).

Quando carregado catodicamente, tem-se que a densidade de corrente desempenha um papel importante na absorção de hidrogênio pelo aço (DWIVEDI; WISHWAKARMA, 2018). Foi constatado que para induzir hidrogênio no aço, a densidade de corrente deve estar entre 0,02 e 40 mA/cm² (MERTENS, 2007). Quanto maior a densidade de corrente, mais hidrogênio é difundido no material (DWIVEDI; WISHWAKARMA, 2018).

Além da introdução de hidrogênico no aço, a proteção catódica pode ser responsável por deteriorar revestimentos não metálicos, como pintura, pois haverá formação de hidroxila e hidrogênio na superfície do aço que poderão gerar descolamento do revestimento não metálico, que é ainda maior nos casos onde há fluxo de calor na interface metal / revestimento (DNV-RP-B401, 2010).

A superfície externa dos equipamentos utilizados na indústria submarina de óleo & gás é normalmente protegida contra corrosão com o uso de anodos de sacrifício onde o potencial elétrico está entre -950 mV e -1100 mV, que produz redução direta da água do mar, gerando átomos de hidrogênio que poderá difundir no aço, reduzindo a tenacidade à fratura e vida em fadiga, quando comparada a testes laboratoriais (API 17TR8, 2018).

No caso de parafusos hidrogenados, é comum sua ruptura durante aplicação do torque, devido à redução da ductilidade imposta pela presença do Hidrogênio. A dureza do aço martensítico está diretamente ligada à tensão interna e quanto maior a dureza, mais rapidamente o aço se fragiliza pela presença do hidrogênio. Portanto, a correta escolha de um aço para operar em ambiente com fonte de hidrogênio deve levar em conta a dureza do material e a quantidade de hidrogênio disponível durante a vida útil do equipamento.

Experiência prática mostrou que aço com estrutura ferrítica ou ferrítica-perlítica com limite de escoamento de até 500 MPa tem compatibilidade comprovada com sistema submarino de proteção catódica, entretanto, testes em laboratório comprovam que há trinca induzida pelo hidrogênio em situações onde é atingido nível extremo de tensão (DNV-RP-B401, 2010).

Para aço carbono martensítico de baixa liga e aços inoxidáveis, falhas por HISC (*hydrogen induced stress cracking*) ocorrem em materiais com limite de escoamento e dureza em torno de 700 MPa e 350 HV, respectivamente, sendo amplamente reconhecido que a martensita não revenida é especialmente propensa ao HISC (DNV-RP-B401, 2010).

A Figura 12 apresenta uma imagem de fratura intergranular, adquirida com auxílio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) de um aço martensítico exposto ao H₂S, que é uma grande fonte de hidrogênio (ZEEMANN, 2019).



Figura 12 – Fratura intergranular de um aço martensítico exposto ao H₂S.

Fonte: Linkedin (2021).

O aço carbono, ao ser colocado sem pintura no mar, sofrerá reações de oxidação em sua superfície, acompanhadas de redução do meio. A oxidação do ferro faz com que ele saia da forma metálica (Fe) e vire um íon positivo (Fe²⁺), liberando dois elétrons para a água (e-), que serão utilizados nas reações de redução do meio, entre elas a redução do hidrogênio, que está dissolvido no meio aquoso na forma iônica H⁺. Dessa forma, dois hidrogênios iônicos (2H⁺) combinarão com os elétrons disponíveis, resultando em dois hidrogênios atômicos (2H) na superfície do aço, que poderão se combinar em uma molécula do gás hidrogênio H₂. Para evitar esse fenômeno, a indústria submarina de Óleo & Gás utiliza proteção catódica por meio de anodos de alumínio, que terá a função de fornecer os elétrons disponíveis para a estrutura de aço, prevenindo-a da oxidação. O potencial de proteção imposto a um equipamento submarino é da ordem de -0,9 V (anodos de alumínio) ou -1,1 V (anodos de zinco) e quanto maior o potencial imposto, maior será o fornecimento de elétrons para a estrutura, consequentemente, maior será a possibilidade da formação de Hidrogênio adsorvido na superfície do aço.

A proteção catódica do aço submerso em água do mar pode resultar na formação de átomos de hidrogênio, que poderão difundir no metal e causar fragilização em microestruturas susceptíveis. A taxa de propagação da trinca (da/dN) em peças submersas em água salina e protegida catodicamente sofre maior acréscimo do que aquela onde o ambiente é o ar atmosférico, para uma mesma variação no fator intensidade de tensão (K), como pode ser

visto na Figura 13. Os métodos para evitar a fragilização pelo hidrogênio inclui revestimentos e seleção de materiais com dureza abaixo da dureza *threshold* (API 17TR8, 2018).

Deve-se evitar o uso de parafusos recobertos com metal em aplicações submersas no mar, visto que a proteção catódica poderá promover sua fragilização (API 17TR8, 2018).

Durante operação, o equipamento da indústria submarina de óleo & gás também terá influência do meio eletrolítico e da proteção catódica formada pelos anodos, normalmente alumínio.

Figura 13 – Taxa de propagação de trinca em função do fator intensidade de tensão em ambiente atmosférico e salino com proteção catódica.



Fonte: Adaptado de Vosikovsky (1975).

A Figura 14 mostra que a taxa de propagação da trinca por fadiga em peças fabricadas em aço ASTM A517-2017, Grau Q, aumenta quando a mesma se encontra em ambiente salino e protegida catodicamente, quando comparada à situação onde o meio é o ar atmosférico (HUNEAU; MENDEZ, 2006).



Figura 14 – Propagação da Trinca x ΔK em função do meio.

Fonte: Huneau; Mendez, (2006).

Existe uma faixa intermediária do fator intensidade de tensão (ΔK) onde a taxa de propagação da trinca se mantém constante (KNOP *et al.* 2010), conforme ilustrado na Figura 15.

Figura 15 – Estabilização da taxa de propagação da trinca para uma faixa de ΔK



Fonte: Adaptado de Knop et al, (2010).

Linhas de fluxo são utilizadas na Indústria de Óleo & Gás para transportar fluido de produção ou injeção e são protegidas contra corrosão pelo uso de revestimento anti-corrosivo e proteção catódica. Estudos utilizando aço em linha de fluxo com tensão de ruptura entre 530 e 860 MPa submetidos a potencial catódico entre -2 e -0,8 V mostraram que aços com tensão de ruptura até 700 MPa com bandeamento em sua microestrutura são mais resistentes à fragilização por hidrogênio à medida que a tensão de ruptura aumenta, tornando menos resistentes à medida que a tensão de ruptura ultrapassa 700 MPa (CABRINI at. al, 2015).

Os aços X60, quando testados sem o efeito da proteção catódica apresentaram alongamento (Δ l) de 20% e redução de área (RA) 78%, porém, quando aplicada densidade de corrente de 0,66 mA/mm² esses valores cairam para 11% (Δ l) e 28% (RA). O mesmo ocorreu com os aços X80, onde os valores foram reduzidos de 19% (Δ l) e 78% (RA) para 5% (Δ l) e 17% (RA) e X100, onde os valores saltaram de 17% (Δ l) e 76% (RA) para 6% (Δ l) e 11% (RA). A redução na ductilidade deve-se à presença de hidrogênio no aço. A Figura 16 apresenta, graficamente, os resultados obtidos referente à redução de área (RA) em função da densidade de corrente aplicada para os aços estudados (HARDIE *et al.* 2006).

Figura 16 - Variação na redução da área com aplicação de densidade de corrente.



Fonte: Hardie et al, (2006).

A energia necessária para propagar trinca em ambiente submarino com proteção catódica é muito menor do que a necessária para fazer o mesmo efeito no ar atmosférico e

reduz com o aumento da polarização catódica. Conforme mostrado na Figura 17, o aço API X65C, apresenta maior taxa de propagação de trinca quando imerso em água do mar se comparada a resultados em ambiente atmosférico, para um mesmo fator intensidade de tensão e a taxa aumenta, ainda mais, quando elevada a tensão elétrica aplicada para realização da proteção catódica (CABRINI at al. 2015).

Figura 17: Taxa de propagação de trinca Aço API X65C em ar atmosférico e em ambiente submarino protegido catodicamente com tensão -900mV e -1050mV.



Fonte: Cabrini at. al, (2015).

A vida útil de peças fabricadas em aço sofre redução quando utilizadas em ambiente maritmo com proteção catódica, o que pode ser visto nas Figuras 18 e 19, sendo a curva F1 referente a parafusos fabricados em aço forjado, com tensão de escoamento acima de 500 MPa, com rosca laminada a frio, acabamento superficial Ra \leq 3.2 µm e submetido a carga de tração (DNV-RP-C203, 2011).


Figura 18 – Curva S-N para ambiente Ar Atmosférico.

Figura 19 - Curva S-N para ambiente maritmo com proteção catódica



Fonte: DNV-RP-C203 (2011).

Fixadores fabricados em aço martensítico tratado termicamente para atingir limite de escoamento de 720 MPa são compatíveis com sistema de proteção catódica, entretanto, falhas devido ao tratamento térmico inadequado ocorreram no passado e para aplicações críticas é recomendado que a dureza máxima seja 350 HV (DNV-RP-B401, 2010).

Os parafusos utilizados em situações críticas na indústria de Óleo & Gás, principalmente aqueles responsáveis por conter a pressão, cuja falha pode ser catastrófica, com prejuízo ambiental e de vida humana possuem rigorosas exigências. Com relação à dureza do material, sabe-se que à medida que ela aumenta, mais susceptível à falha por hidrogênio o parafuso se torna. Para essas aplicações críticas, foi estabelecido que a dureza não deve ultrapassar 34 HRc (API 20E, 2017).

2.2 RECOBRIMENTO

Os revestimentos superficiais são utilizados com frequência para minimizar o efeito da corrosão, porém, podem afetar a resistência à fadiga do substrato (VIEIRA *et al.* 2015). Podem ser produzidos por galvanização a quente, aspersão térmica ou eletrodeposição e são empregadas como primeira camada de proteção em peças de aço, principalmente na indústria automobilística. As ligas obtidas por eletrodeposição apresentam menores tensões residuais e consequentemente, menos susceptíveis à nucleação de trincas. A composição do banho, do PH e da densidade de corrente são variáveis de processo que permitem obtenção de revestimentos eletrodepositados com diferentes propriedades mecânicas, microestruturais e corrosivas.

O recobrimento pode proporcionar efeito positivo ou negativo, sendo os positivos causados por sua elevada resistência, geração de tensões residuais compressivas e boa adesão. Os efeitos negativos podem ser ocasionados pela presença de defeitos no filme, comportamento frágil do recobrimento, entre outros (YONEKURA, 2015).

Os principais metais utilizados como revestimento do aço carbono são o zinco, estanho, níquel, cádmio, cobre e alumínio. Nos últimos anos tem crescido o interesse no desenvolvimento e na aplicação de ligas metálicas sobre substratos de aço. Estes materiais encontram aplicação em diferentes setores tecnológicos, tais como: na indústria de petróleo, química, automobilística, aeronáutica, entre outras (SILVA, 2001).

A limpeza do metal base antes da eletrodeposição é essencial para garantir que a adesão e resistência à corrosão sejam satisfatórios. Os materiais utilizados para limpeza não devem danificar o metal base, causando pits, como exemplo (ASTM B841, 2018).

Estudos realizados pela indústria aeronáutica comprovaram que a eletrodeposição de cromo colaborou para elevar a resistência ao desgaste e à corrosão, entretanto, reduziu a vida em fadiga devido à presença de microtrincas, geradas pelo processo de eletrodeposição (NASCIMENTO *et al.* 2001).

O processo HVOF (*High Velocity Oxigen Fuel*) é apresentado como uma alternativa ao revestimento de cromo eletrodepositado, devido ao fato de criar menor nível de tensão superficial trativa e pela ausência de microtrincas no revestimento (NASCIMENTO *et al.* 2001). Estudos utilizando aço AISI 4340 reportaram que, a deposição de WC-CrC-Ni através do processo HVOF apresentaram superior vida em Fadiga comparada ao revestimento de cromo e inferior em relação ao metal base (VOORWALD *et al.* 2010).

Componentes recobertos com cromo duro eletrodepositado podem ter sua vida em fadiga elevada se for realizado o processo de *shot peening* previamente ao recobrimento (NASCIMENTO *et al.* 2001).

Uma alteranativa analisada foi o recobrimento com liga Zn-Al, onde foi comprovado que sua resistência à corrosão em ambiente alcalino com pH acima de 12,6 é desprezível e consequentemente, inaceitável para trabalhar em solução básica (SHORT, 1996).

2.2.1 Recobrimento com Cádmio

O recobrimento com Cádmio é utilizado na indústria com objetivo de proteger o aço contra corrosão, sendo um metal de sacrifício e em caso de dano superficial, será corroído preferencialmente por possuir maior potencial de oxidação que o aço carbono (MERCE, R.E., 1982). O recobrimento com Cd eletrodepositado foi introduzido em 1960 (TAKATA, 1960).

Apesar de tóxico, de favorecer fragilização pelo hidrogênio e gerar problemas ambientais, o cádmio eletrodepositado é utilizado na indústria aeronáutica devido a sua eficiência na proteção contra corrosão (VOORWALD *et al.* 2010).

A natureza extremamente tóxica do cádmio, causando sérios problemas de saúde e inclusive câncer, gerou grande preocupação ao redor do mundo, acelerando estudos para sua substituição (VOORWALD *et al.* 2010). Normas reguladoras do meio ambiente e relacionadas à saúde dos trabalhadores, no que dizem respeito a sua manipulação, foram promulgadas nos EUA e na Europa Ocidental (INGLE, 1994), tornando mais elevado os custos, tanto com manipulação quanto com descarte de produtos oriundos do seu processo de eletrodeposição, bem como criando incentivos por pesquisas que o susbstituisse.

O recobrimento com cádmio eletrodepositado reduz a resistência à fadiga de aços devido à fragilização por hidrogênio e para reduzir essa influência, tratamento de desidrogenação pode ser utilizado e seu desempenho dependerá das variáveis tempo e temperatura do processo (VOORWALD *et al.* 2005).

O processo de recobrimento com Cd por eletrodeposição é responsável por introduzir hidrogênio no aço. Para eliminá-lo, o aço AISI 4140 deve passar pelo processo de desidrogenação em no máximo 2 horas após o recobrimento, sendo aquecidos para temperatura entre 191°C e 218°C por no mínimo 8 horas (API 20E, 2017). Esse processo permite difusão do hidrogênio para fora do aço sem alteração nas propriedades mecânicas (BHADESHIA, 2015).

Uma das alternativas estudadas pela indústria aeronáutica foi a utilização de recobrimento de alumínio, tanto eletrodepositado como pelo processo IVD (ion vapor deposition). Resultados experimentais relacionados à vida em fadiga comprovaram que tanto o recobrimento de alumínio eletrodepositado quanto pelo processo IVD são possíveis alternativas ao cádmio eletrodepositado (VOORWALD *et al.* 2010). O processo IVD elimina o problema da fragilização por hidrogênio devido ao fato de ser realizado no vácuo.

Em atmosfera úmida não poluída, a resistência à corrosão levemente superior do cádmio comparada ao zinco é devida, provavelmente, à maior insolubilidade e maior poder protetor dos primeiros produtos de corrosão. Dados de solubilidade mostram que o hidróxido de cádmio (2,6x10⁻⁴ g/100 ml) é mais solúvel em água do que o hidróxido de zinco (2,6x10⁻⁷ g/100 ml), mas que o carbonato de cádmio é insolúvel, enquanto que o carbonato de zinco tem solubilidade de 10^{-3} g/100ml em água, levando a concluir que os filmes protetores são carbonatos ou, possivelmente, carbonatos básicos.

2.2.2 Recobrimento com liga Zn-Ni

A eletrodeposição de Zn-Ni em aço de alta resistência, utilizando banho ácido, não é adequado devido à elevada susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio (CONDE, 2011).

Em solução alcalina com pH acima de 12,6 o revestimento de aço com Zn-Ni eletrodepositado apresentou pior resistência à corrosão em relação ao recobrimento com Zn puro devido à presença de microtrincas (SHORT, 1996).

A eletrodeposição da liga Zn-Ni em banho neutro ou básico reduz o risco de fragilização pelo hidrogênio, permitindo sua aplicação em aço de elevada resistência, entretanto, o processo de eletrodeposição é menos eficiente (CONDE, 2011).

Estudos utilizando peças de aço da indústria automobilística, recobertas com Zn-Ni eletrodepositado em banho de ácido sulfúrico, com percentual em massa de Ni variando entre 6-11% mostraram, após testes em salt-spray, que a profundidade da corrosão reduzia à medida em que o percentual em massa de Ni aumentava, comprovando maior resistência à corrosão (KWON, 2016).

Recobrimento com Zn-Ni é a melhor alternativa ao Cd porque demonstrou boa resistência à corrosão, propriedade mecânica aceitável e superior estabilidade térmica em comparação a outras ligas de Zn, como por exemplo Zinco-Cobalto. Recobrimento com liga Zn-Ni com melhor desempenho no quesito corrosão, morfologia compacta, uniforme e com mínimo de micro-trincas foi obtido com percentual em massa de níquel entre 12 e 15%, eletrodepositado a 25°C (BEHESHTI *et al.* 2018), sendo recomendada espessura entre 5 e 8 µm (KALANTARY, 1994). Essa resistência reduz à medida que o percentual em massa é reduzido. Inversamente, para percentual em massa de Ni entre 25-30%, o recobrimento deixa de ser de sacrifício e passa a proteger o aço apenas pela barreira física (CONDE, 2011).

Em atmosfera marinha, a taxa de corrosão apresentada pelo revestimento de cádmio foi 1,3 μm/ano enquanto que do Zn foi de 2,5 μm/ano (BIESTEK, 1961), (CLARKE, LONGHURST, 1962).

Revestimentos de zinco eletrodepositados são geralmente obtidos a partir de soluções de cianeto, cianeto não alcalino e cloretos (SCHNEIDER, 2001). Devido à natureza ativa do zinco, os revestimentos são geralmente passivados através de tratamento com cromato para torná-los mais resistentes ao meio. Esse tratamento é geralmente classificado pela cor, que reflete a espessura do filme e a quantidade de cromato. As cores variam de azul, amarelo, verde-oliva e preto. Variações sutis na espessura do revestimento de filme brilhante criam interferências na cor, fornecendo a iridescência típica desses revestimentos. Uma boa lavagem com água após a eletrodeposição de zinco é importante para se obter uma cor de cromato aceitável, boa adesão e boa resistência à corrosão. Avaliações de diferentes tratamentos de cromo sobre o revestimento de zinco revelaram tempos de 12 a 300 horas de resistência contra a corrosão branca, em ensaios de névoa salina. Após a falha do cromato, o depósito de zinco começa a corroer (SILVA, 2001).

Ensaios de polarização revelaram maior taxa de corrosão para depósitos de zinco nãocromatados em relação aos revestimentos de conversão de cromato. Para a mesma espessura, a taxa de corrosão chega a ser 10 vezes inferior para o depósito cromatado (RAJENDRAN, 1997). O processo de eletrodeposição das ligas de zinco é considerado anômalo, pois o metal menos nobre, o zinco, deposita-se preferencialmente em relação ao mais nobre, no caso o níquel (SOARES, 2006).

A resistência à corrosão de revestimentos de Zn (10 μm) e de liga Zn-13%Ni (5 μm) foram avaliadas em atmosfera marinha. As determinações de perda de massa revelaram que o revestimento com liga Zn-Ni apresentou desempenho sensivelmente superior ao de zinco. Com relação aos ensaios de impedância, foi verificado que o revestimento de liga Zn-Ni apresentou melhor desempenho do que o zinco puro e no que diz respeito à morfologia, foi observada a formação de trincas no revestimento de liga Zn-Ni, sendo que essas trincas aumentavam com o tempo de exposição, enquanto que o revestimento de zinco puro não apresentou trinca em nenhum momento (MIRANDA *et al.* 1999).

Ligas binárias de Zn-Ni apresentaram maior proteção anticorrosiva em comparação com revestimentos de Zn puro, tal fato pode ser explicado pela formação de uma camada passiva que age como barreira protetora entre o material revestido e o meio corrosivo (SRIRAMAN *et al.* 2013).

Estudos mostraram o comportamento à corrosão de revestimentos de liga Zn-Ni obtidos por corrente pulsante, em comparação com depósitos de zinco puro e de aço galvanizado. Os depósitos tinham espessura de 10 µm e a composição da liga variou de 8 a 62% de Ni e temperatura de eletrodeposição de 25 a 80°C. O desempenho dos recobrimentos em liga Zn-Ni, com concentração de níquel entre 14 e 20%, apresentaram desempenho sensivelmente superior, tanto nos ensaios de névoa salina como de polarização em solução de 5% de NaCl desaerada (ALFANTAZI, ERB, 1996).

Recobrimentos utilizando liga 90%Zn-9,4%Ni-0,5%P apresentaram maior resistência à corrosão do que a liga Zn-Ni, pois possuem tamanho de grão muito menor do que a liga Zn-Ni, além do fósforo aumentar a característica amorfa da liga, que pode ser o maior fator para o aumento de sua resistência à corrosão (KRISHNIYER *et al.* 1999).

Depósitos da liga Zn-Ni podem ser produzidos a partir de soluções de sais de cloreto, sulfato, bem como de hidróxidos e o pH pode ser ácido ou alcalino, sendo que o pH ácido é o mais empregado. Os eletrólitos fracamente ácidos conduzem a teores de Ni de 12% a 14% na liga, com alta eficiência de corrente e co-deposição anômala. Devido às tensões residuais, esta liga tem, tipicamente, uma morfologia trincada. Enquanto, a valores de pH mais elevados, o efeito das tensões residuais pode ser minimizado. Quando o banho é alcalino, a deposição da liga é tipicamente normal onde Ni se deposita preferencialmente ao Zn (MULLER, 2002).

A composição da liga e suas características estruturais, mecânicas e eletroquímicas são função de muitas variáveis de deposição, tais como: a natureza e concentração do sal precursor, o PH da solução, a temperatura, agitação mecânica, a corrente aplicada e a presença de aditivos, entre outras.

Os depósitos de Zn-Ni consistem de diferentes fases cristalinas e a presença destas fases está associada à composição da liga. As fases mais comuns são α (Ni), γ (Ni₅Zn₂₁) e η (Zn). A fase α é uma solução de Ni cúbico de face centrada, contendo até 30% de Zn solúvel na sua estrutura. A fase γ tem de 13 a 20% de Ni e é uma estrutura cúbica complexa, sendo conhecida como a fase que confere a maior resistência à corrosão entre as ligas Zn-Ni (MULLER, 2002) (PARK, 1998). A fase η é uma solução de Zn hexagonal que admite a solubilização de menos de 1% de Ni na sua estrutura.

As condições de eletrodeposição empregadas determinam a composição, a morfologia e a estrutura dos depósitos de liga formados. Quando a razão Ni⁺²/Zn⁺² no eletrólito foi mantida entre 0,5 e 1,0 os depósitos apresentaram teor de Ni entre 10% e 15% e com o aumento da razão Ni⁺²/Zn⁺² a liga deixou de ser uma mistura de fases para se tornar apenas uma γ (Ni₅Zn₂₁). O aumento da temperatura de 18°C para 58°C favoreceu para elevar o teor de Ni na liga e por outro lado a redução da densidade de corrente de 40 para 1mA/cm² favoreceu para sua redução (ZHONGDA *et al.* 1996).

2.3 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS

O método dos elementos finitos (MEF) é uma técnica para análise numérica muito utilizada nas indústrias de projeto mecânico, pois possibilita desenvolver peças com geometrias complexas com um custo e tempo muito menor do que aquele gerado sem o seu uso, visto que seria necessário um número elevado de ensaios destrutíveis em diferentes geometrias até atingir uma geometria otimizada, o que tornaria a empresa pouco competitiva.

O MEF consiste em discretizar um meio contínuo, geralmente complexo e sem solução analítica, em um número finito de elementos simples. Sua aplicação se tornou viável a partir da sua implementação em programas de computadores.

A seguir é apresentada uma descrição sucinta dos termos usados no MEF, contemplando a formulação básica e os principais tipos de elementos utilizados nesse trabalho.

2.3.1 Tipos de Elementos

O software Abaqus identifica cada elemento com nome único, que caracteriza os seguintes aspectos de seu comportamento:

- Família;
- Graus de Liberdade;
- Número de Nós;
- Formulação;
- Integração;

As famílias mais utilizadas são: *Continuum*, *Sheel*, *Beam*, *Rigid Elements*, *Membrane elements*, *Connector elements* and *Truss Elements* (SIMULIA USER ASSISTANCE, 2020), apresentados na Figura 20.

A primeira letra, ou letras, que descrevem o elemento estão relacionadas com a família, por exemplo: S4R (elemento *Shell*) e C3D8I (elemento *Continuum*).



Figura 20 – Família de Elementos mais utilizados.

Fonte: Simulia User Assistance (2020).

Os graus de liberdade são as variáveis fundamentais calculadas durante a análise de elementos finitos. Em uma análise de tensão/deformação os graus de liberdade são de translação e em uma análise de tubo, vigas os graus de liberdade estão relacionadas a cada nó.

Os resultados da análise estão vinculados aos nós e qualquer outra resposta no elemento é obtida através da interpolação dos resultados nodais, que está relacionada ao número de nós presentes do elemento. Elementos que possuem nós apenas nos vértices, como é o caso do elemento *Continuum* mostrado na Figura 20, utiliza interpolação linear em cada direção e são chamados de elemento de 1^a Ordem. A Figura 21 apresenta uma variação do elemento *Continuum*, onde são considerados nós intermediários. Nesses casos, a interpolação passa a ser quadrática e os elementos são classificados como de 2^a Ordem. Normalmente, o número de nós em um elemento é apresentado em seu próprio nome, por exemplo: 8 nós no elemento C3D8 e 4 no S4R. Para os elementos tipo *Beam* há uma pequena diferença na convenção onde a ordem de interpolação é identificada no próprio nome e um elemento de 1^a Ordem tridimensional é chamado B31 e um elemento de 2^a Ordem tridimensional é chamado de B32. O mesmo é aplicado para elementos *Shell* Axissimétrico e elemento de Membrana.

Figura 21 – Elemento *Continuum* de 2^a Ordem.



Fonte: Simulia User Assistance (2020).

A formulação do elemento refere-se à teoria matemática usada para definir seu comportamento. Pela teoria de Lagrange, o elemento se deforma, enquanto pela teoria de Euler, os elementos são fixos no espaço enquanto o material flui sobre ele, sendo utilizados para simulações envolvendo mecânica dos fluidos e transferência de calor.

Na solução numérica de um problema mecânico contínuo pelo MEF é necessário estabelecer e resolver um sistema de equações algébricas do seguinte tipo:

$$Ku = F_a \tag{3}$$

Sendo:

- K = Matriz de rigidez da estrutura u = Vetor deslocamento da estrutura
- F_a = Vetor das cargas aplicadas

A incógnita é o vetor deslocamentos da estrutura, *u*. Calculado *u*, e usando as relações entre tensões e deformação do material é possível determinar as tensões nos elementos.

O MEF é uma técnica aproximada, mas assume-se que se o número de elementos for suficientemente grande, a solução obtida irá convergir para a solução exata.

O Abaqus utiliza o método numérico da quadratura de Gauss para integrar os vários nós e dessa forma prever o comportamento de todo volume de material. Alguns elementos *continuum* podem utilizar integração completa ou reduzida, o que altera a precisão dos resultados obtidos em função da necessidade e custo computacional. Para os elementos cuja formulação é por integral reduzida, o Abaqus utiliza a letra R no final do nome do elemento, como por exemplo, o elemento CAX4R é a denominação de Elemento Axissimétrico sólido com 4 nós e utiliza integral reduzida.

2.3.2 Malha de Elementos Finitos

Na análise por elementos finitos, de posse da geometria da peça a ser analisada, devemos discretizá-la de maneira a ter uma quantidade finita de elementos. Ao conjunto de elementos, denomina-se malha. A malha de elementos finitos é de extrema importância para obtenção de resultados satisfatórios na análise e a quantidade de elemento deve ser suficiente para que a aproximação represente o problema em questão.

A convenção utilizada no software Abaqus CAE para descrever o elemento é apresentado na Figura 22.



Figura 22 - Convenção utilizada para descrever o elemento.

Fonte: Simulia User Assistance (2020).

2.3.3 Elemento Sólido Axissimétrico

Nesse estudo, o elemento predominantemente utilizado foi o CAX4R, que corresponde a um elemento contínuo, axissimétrico, com quatro nós, sendo portanto, linear ou de 1ª ordem e uso de integral reduzida.

Esse tipo de elemento é possível de ser utilizado em situações onde a peça a ser analisada se trata de um sólido de revolução, com propriedades de materiais e esforços simétricos em torno de um eixo coordenado, diz-se que ela é um sólido axissimétrico e a sua estrutura tridimensional pode ser analisada usando elementos bidimensionais.

O estado de deformações num ponto de um sólido axissimétrico pode ser definido pela consideração dos deslocamentos transversais U_x e U_y . Sob tais condições, o número de componentes de tensões num ponto reduz de seis para quatro: σ_r (ou x), σ_y , σ_{θ} (ou z), τ_{ry} como ilustra a Figura 23.

Existem dois tipos de elementos sólidos axissimétricos disponíveis na maioria dos softwares comerciais de elementos finitos: (i) O elemento linear: que tem 4 nós (i, j, k, l) mostrado na Figura 23. Cada nó possui 2 graus de liberdade de translação. Portanto, cada elemento linear tem 8 graus de liberdade associados, contra os 24 graus para os elementos sólidos lineares 3D; (ii) O elemento quadrático, difere do linear pela introdução de nós entre os 4 existentes, ficando com 8 nós, com 2 graus de liberdade de translação por nó. Portanto, cada elemento quadrático tem 16 graus de liberdade associados, contra os 60 graus de liberdade do elemento sólido 3D.

Figura 23: Elemento Sólido Axissimétrico.



Fonte: Simulia User Assistance (2020).

Elementos sólidos axissimétricos, comparado ao uso de elementos sólidos 3D, leva a modelos bem menores, tanto na quantidade de elementos quanto no grau de liberdade, permitindo que se faça uma malha bem mais refinada e com menor custo computacional.

O software Abaqus inclui em sua biblioteca elementos sólidos axissimétricos do tipo CAX e CGAX. O elemento CGAX é utilizado para situações onde há torção em torno do eixo de simetria, sendo portanto, mais generalizado. Em ambos os casos, o sólido de revolução é gerado pela revolução de um plano sobre o eixo de simetria, sendo descrito em coordenadas cilíndricas r, z, θ .

2.4 CONEXÕES ROSCADAS

Durante análise de peças submetidas a tensões cíclicas, é de extrema importância o conhecimento da distribuição da tensão. Normalmente, é feita uma análise global para a determinação da tensão nominal, entretanto, a falha por fadiga é um fenômeno local e o detalhamento da tensão localizada se faz necessário devido ao fato de estar intimamente ligada à nucleação de trincas (SADAPHALE, 2015).

Uniões roscadas também são utilizadas para acoplamento de Tubos de Aço na indústria de óleo & gás. Para manter a união segura e isenta de vazamento é aplicado torque para gerar pré-carga na montagem, porém, em operação, essa pré-carga pode ser vencida por uma carga adicional e dinâmica, podendo nuclear uma trinca na raíz do filete que poderá se propagar até que ocorra falha por fadiga (WITTENBERGHE *at al.* 2011).

A laminação a frio de roscas utilizadas na indústria de óleo & gás para união de tubos utilizados para perfuração contribui para o aumento em sua vida em fadiga quando comparada a uma rosca usinada, devido ao fato da criação de um campo de tensão compressiva na raiz dos filetes das roscas (KNIGHT, 2005).

A laminação da rosca, quando feita após o tratamento térmico, apresenta superior vida em fadiga quando comparada a uma rosca laminada que recebe tratamento térmico posterior, devido ao fato dos grãos ficarem alinhados com o perfil da rosca (MARCELO *at al.* 2011).

O aumento na velocidade de laminação da rosca de 0,25 para 0,5 m/min elevou em 14% a vida em fadiga devido ao fato do aumento na densidade das descontinuidades, (MOHANDESI *et al.* 2007).

O diâmetro e passo da rosca também exercem forte influência na vida em fadiga dos parafusos. Estudos apontaram que parafusos com rosca unificada, UN, submetidos a testes com razão de tensão R=0, fabricados em aço com σy = 500 MPa e σu =880 MPa, apresentaram redução na vida em fadiga quando o passo da rosca passou a ser fino, em relação às roscas grossas e que para um mesmo nível de tensão, a vida em fadiga caiu com o aumento do diametro nominal da rosca (MAJZOOBI, 2005). A Tabela 3 apresenta os resultados obtidos no estudo da influência do passo da rosca para diferentes especificações.

Especificação	Tensão Max	Rosca	Redução na		
Rosca	(MPa)	Grossa	Fina	Vida (%)	
_	567.54	173051	93779	45.8	
_	510.78	266246	189352	28.9	
_	454.03	362184	248985	31.3	
7/16	393.28	738954	539075	27.0	
	280	1536525	1035221	32.6	
_	567.54	98152	65535	33.2	
_	510.78	245542	191455	22.0	
1/2	454.03	323723	248985	23.1	
	397.28	534047	423159	20.8	
_	477.71	63500	27224	57.1	
_	400	96101	56742	41.0	
5/8	330	146273	103765	29.1	
	300	221877	164378	25.9	
	477.71	18814	14967	20.4	
	400	54174	43708	19.3	
7/8	330	127739	113057	11.5	
_	300	142579	130673	8.4	
	220.93	353211	294377	16.7	
	477.71	43488	24221	44.3	
1	400	47130	45197	4.1	
_	330	126483	113912	9.9	
	300	245612	123682	49.6	

Tabela 3 - Influência do Passo da Rosca na Vida em Fadiga

Fonte: Majzoobi (2005).

Estudo para avaliar a vida em fadiga de um pistão hidráulico comprovou que a substituição da rosca M74 x3 para M76 x 2 era inviável, pois o aumento do fator concentrador de tensão devido ao passo fino da rosca era superior à influência do acréscimo da área resistente oriunda do maior diâmetro da rosca (KNEZ, 2009).

Tubos roscados são utilizados na indústria de óleo & gás para serem utilizados em colunas de instalação ou perfuração. Em muitas aplicações, a resistência à fadiga desempenha um papel importante (WITTENBERGHE at al. 2010). Roscas API são utilizadas na união de tubos para transporte de Óleo e Gás onde desempenham função, tanto de conexão quanto de prover vedação metálica devido à pressão de contato gerada pela pré-carga oriunda do torque de montagem (API 5CT, 2018).

Estudos utilizando rosca API mostraram que a nucleação de trinca por fadiga tem maior probabilidade de ocorrer no último filete engajado (LET = Last Engaged Thread) da rosca macho (WITTENBERGHE *et al.* 2010), devido ao maior nível de tensão. A Figura 24 apresenta em a) Dispositivo utilizado no estudo, composto por dois Eixos (*Pinos*) e uma Camisa (*Caixa*) e em b) são apresentadas as dimensões e condições de contorno e em c) a distribuição da tensão de von Mises devido à tensão de montagem de 100 MPa e devido ao acréscimo de carga externa adicional, atingindo tensão de 150 MPa.



Figura 24 - Investigação de Fadiga em Rosca API.

a) Dispositivo Estudado



b) Dimensões e Condição de Contorno



c) Distribuição de Tensão

A distribuição de carga nos filetes de rosca ocorre de maneira desigual, sendo a maior carga atuante no último filete engajado e decrescente à medida que se afasta dele. Estudos utilizando rosca API com diâmetro do pino 4,5" mostraram que o último filete engajado chega a receber carga 2,5 vezes maior que a carga no segundo filete durante a montagem, considerando tensão de 100 MPa, e quando há carga adicional elevando a tensão para 150 MPa a relação de carga atuante reduz para algo em torno de 1,6 vezes. A Figura 25 mostra o

Fonte: Wittenberghe et al., (2010).

gráfico apresentado no estudo dessa rosca API onde são destacadas as forças relativas em cada um dos 7 filetes engajados nas condições de Pré-Carga (100 MPa) e com carga adicional, gerando tensão de 150 MPa. O filete número 1 se refere ao LET, mostrado na Figura 24(b).



Figura 25 - Força Relativa atuante nos 7 filetes engajados.

Tubos são utilizados na indústria de Óleo & Gás durante fase de perfuração do poço. Para permitir a perfuração de poços a longa distância os *drill pipes* são conectados em série através de roscas *Pin* e *Box*. Para reduzir o efeito da fadiga na rosca, pré-carga é considerada na montagem de maneira a reduzir a flutuação de tensão. O fator concentrador de tensão foi definido como a razão entre a máxima tensão de von Mises atuando no raíz do filete da rosca e a tensão nominal atuante na região tubular, afastada da região roscada (SHAHANI, 2009).

Estudos utilizando método de elementos finitos mostraram que a consideração do torque na montagem da rosca acarreta no aumento da tensão média, porém, redução na amplitude da tensão, elevando a vida em fadiga (SHAHANI, 2009).

Estudos utilizando método de elementos finitos mostraram que a variação do coeficiente de atrito de 0,05 para 0,25 acarreta em redução na tensão máxima de von Mises na ordem de 3%. A Figura 26 mostra em (a) o esquema do *Drill Pipe* utilizado na análise de elementos, em (b) a malha de elementos finitos e em (c) o resultado da tensão de von Mises em função do coeficiente de atrito.



a) Vista Esquemática do Drill Pipe analisado



b) Malha de Elementos Finitos



c) Influência do Coeficiente de Atrito na tensão de von Mises

Fonte: Shahani (2009).

O setor de Óleo & Gás exige uma grande quantidade de tubos montados em série, através de conexões roscadas. Como o esforço cíclico está sempre presente, seja na etapa de perfuração do poço, instalação de equipamentos ou durante operação, a resistência à fadiga é sempre um fator levado em consideração durante especificação do sistema roscado. Inúmeras patentes foram desenvolvidas com objetivo de melhorar a vida em fadiga das conexões roscadas utilizadas na indústria petrolífera, buscando melhorar dois fatores cruciais, que são: a redução no fator concentrador de tensão e a melhoria na distribuição das forças (WITTENBERGHE *at al.* 2011).

Análise utilizando método de elementos finitos foi efetuada, utilizando elemento axissimétrico, para comparar a vida em fadiga de diferentes roscas utilizadas pela indústria de Óleo & Gás (MEERTENS, 2010). A Figura 27 apresenta o resultado da análise em uma rosca padrão API de diâmetro 1", conforme especificação (API 5B, 2017), submetida à tensão nominal de 100 MPa. Como podemos perceber, a tensão máxima ocorre no LET (*last engaged thread*). Na Figura 28 são apresentadas curvas S-N de algumas roscas especiais utilizadas no setor de Óleo & Gás.

Figura 27 - Tensão de von Mises (MPa) atuante nos filetes (Rosca API 1").



Fonte: Meertens (2010).



Figura 28 - Curvas S-N de algumas roscas especiais.

Fonte: Meertens (2010).

No presente trabalho foi utilizado método de Elementos Finitos para obter a distribuição das tensões na região crítica. Tipicamente, o último filete de rosca engajado é o que recebe a maior proporção da carga no comprimento roscado, o que faz dessa região, a mais susceptível à nucleação de trinca por fadiga (WITTENBERGHE, *at al.* 2011).

Estudos para avaliação da vida em fadiga na conexão roscada de tubos utilizados na indústria de Óleo & Gás avaliou a influência do raio na raíz da rosca Stube ACME 10.125"- 4 FPP na distribuição de tensão. Foram considerados raios de 0,10 mm, 0,15 mm e 0,20 mm (CETIN; HARKEGARD, 2010). A análise utilizando método dos elementos finitos mostrou um grande gradiente da tensão máxima principal no fundo da rosca, quando aplicada uma tensão de tração de 1 MPa numa conexão roscada com raio de concordância de 0,20 mm, conforme apresentado na Figura 29.



Figura 29 - Distribuição da Tensão Máxima Principal para Tensão Nominal 1 MPa.

Fonte: Cetin; Harkegard (2010).

A distribuição da tensão foi avaliada através do caminho apresentado na Figura 30 para raios 0,10 ; 0,15 e 0,20 mm e os resultados para o nível de tensão foram aproximados pelos polinômios apresentados abaixo.



Figura 30 - Caminho da Distribuição de Tensão a partir do fundo da rosca.

Fonte: Cetin; Harkegard (2010).

Para r=0.10 mm, tem-se a seguinte equação:

 $\sigma(x) = 1.54 \times 10^{6} x^{6} - 1.20 \times 10^{6} x^{5} + 3.86 \times 10^{5} x^{4} - 6.65 \times 10^{4} x^{3} + 6.75 \times 10^{3} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{3} + 6.75 \times 10^{3} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{3} + 6.75 \times 10^{4} x^{3} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{3} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{3} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4} x^{2} - 6.65 \times 10^{4} x^{2} + 6.75 \times 10^{4}$ 429x + 22.0(4)

Para r=0.15 mm, tem-se a seguinte equação:

$$\sigma(x) = 3.35 \times 10^5 x^6 - 3.06 \times 10^5 x^5 + 1.17 \times 10^5 x^4 - 2.46 \times 10^4 x^3 + 3.12 \times 10^3 x^2 - 261x + 19.0$$
(5)

Para r=0.20 mm, tem-se a seguinte equação:

 $\sigma(x) = 3.17 \times 10^4 x^6 - 6.32 \times 10^4 x^5 + 3.70 \times 10^4 x^4 - 1.05 \times 10^4 x^3 + 1.71 \times 10^3 x^2 - 183x + 17.1$ (6)

Note que x=0 corresponde ao início do raio e que a tensão é máxima na superfície, atingindo magnitude de 22 MPa quando r=0,10 mm, descrescendo a 17,1 MPa à medida que o raio de concordância aumentou para 0,20 mm.

2.5 ABORDAGEM PELA MECÂNICA DA FRATURA

A Mecânica da Fratura é utilizada para prever a taxa com que uma determinada trinca se propaga, permitindo com isso, o cálculo da vida útil dos componentes estruturais (WITTENBERGHE, 2011).

O período de nucleação da trinca não é computado na análise da mecânica da fratura e consequentemente, a vida útil de um componente será inferior ao obtido através da curva S-N (DNV-RP-C203, 2011).

É recomendada para avaliação de defeitos presentes na peça, gerado durante o processo de fabricação e para planejamento de inspeções, quando em serviço (DNV-RP-C203, 2011).

A mecânica da fratura considera a taxa de propagação da trinca de um componente com uma trinca inicial que será caracterizada pela mecânica da fratura linear elástica. Para determinar a taxa de propagação da trinca, devem ser confeccionados corpos de prova com orientação baseada na direção da carga na qual o componente estará submetido (API 17TR8, 2018).

A proposta da análise utilizando técnicas da mecânica da fratura é garantir que a propagação da trinca durante a vida útil do componente não atingirá o tamanho crítico, que acarretaria em falha catastrófica (DNV-RP-C203, 2011).

A resistência à propagação de trinca depende de alguns fatores tais como: composição química, propriedades mecânicas, geometria, tratamento térmico, carga aplicada e do ambiente em que o componente está inserido (BENGUEDIAB, 2012).

O crescimento da trinca por fadiga é mais rápido à medida que o tamanho da trinca aumenta, até que ocorra a fratura (DNV-RP-C203, 2011).

Materiais utilizados na indústria submarina de Óleo & Gás podem estar expostos a ambiente de produção, que pode conter H₂S, ou à água do mar com proteção catódica. Estudos mostram que a influência, tanto do meio de produção, quanto do ambiente salino aumenta a taxa de propagação da trinca em relação aos ensaios realizados em laboratório e essa diferença aumenta à medida em que a frequência diminui (API 17TR8, 2018).

A nucleação da trinca e o início de sua propagação por fadiga estão fortemente relacionadas com a microestrutura do material e tamanho de grão. Cada barreira microestrutural possui uma dimensão e tensão crítica característica que precisa ser vencida para que haja propagação da trinca. O controle dessas barreiras pode ser obtido por meio de tratamento térmo-mecânico de maneira a alterar suas posições, tamanho e resistência, contribuindo para uma maior ou menor vida em fadiga (CHAPETTI, 2002).

Normalmente, é assumido que tensão compressiva não contribui para propagação de trinca, entretanto, para elementos soldados que apresentem tensão residual, deve ser considerado todo todo intervalo entre tensão mínima e máxima (DNV-RP-C203, 2011).

A presença de microtrincas, aliada à aplicação de carregamento cíclico contínuo, fará com que as microtrincas coalesçam e cresçam ao longo do plano de máxima tensão de tração.

O tamanho crítico da trinca (ac) foi definido por Griffith como:

$$a_c = \frac{2E\gamma}{\pi(\sigma_{max})^2} \tag{7}$$

Onde:

E = Módulo de Elasticidade do material

 γ = Energia na superfície da trinca

 σ_{max} = tensão máxima atuante no material

Há uma tensão limite, acima da qual, trinca subcrítica se propaga, denominada tensão *threshold* e é diferente para cada material.

Caso a trinca se propague até atingir seu tamanho crítico, a fratura ocorrerá e o aspecto da fratura poderá ser frágil ou dúctil. A fratura de um aço baixo carbono pode ter aspecto frágil em termos de contaminação por hidrogênio, se sua concentração no aço for suficientemente elevada para reduzir sua ductilidade.

A equação básica da mecânica da fratura é dada por:

$$K = Y . \sigma \sqrt{\pi a}$$

Onde:

K= Fator Intensidade de Tensão

Y = Fator geométrico

 σ = Tensão de Tração

a = Tamanho da Trinca

Quando a trinca se propaga até atingir um tamanho suficiente para se tornar instável, tem-se que o fator intensidade de tensão atingiu o valor crítico (K_c).

A tenacidade à fratura do material é determinada por duas propriedades, $K_{1a} e K_{1c}$, que representam valores críticos do fator intensidade de tensão K_1 . O valor de K_{1a} baseia-se no limite inferior dos valores críticos de K_1 de parada de trinca, medidos em função da temperatura. O valor de K_{1c} é baseado no limite inferior dos valores críticos de K_1 para iniciação da trinca estática, medidos em função da temperatura (ASME BPVC XI.1, 2021). A Figura 31 apresenta a variação dos valores de K_{1a} e K_{1c} em função da temperatura para aços carbono e aço baixa liga.

(8)



Figura 31 - Variação de K_{1a} e K_{1c} em função da temperatura para aços carbono e aço baixa liga.

Fonte: ASME BPVC XI.1 (2021).

A Figura 32 ilustra um ensaio realizado em gelo, onde carga de compressão foi aplicada utilizando cunha de 30° em um corpo de prova compacto. O resultado do teste é apresentado na Figura 33, onde iniciou a propagação da trinca quando a carga atinge o valor crítico P₁. Com a propagação da trinca, a carga foi reduzida e o fator intensidade de tensão decaiu até se tornar baixo o suficiente para bloquear a propagação da trinca. O comprimento inicial da trinca e carga P₁ foram utilizados para o cálculo de K_{1c} e a carga final P₂ e comprimento final utilizados para o cálculo de K_{1a} (LIU, 1979).





Fonte: Liu (1979).

Figura 33 - Variação da carga até parada da trinca.



Fonte: Liu (1979).

Quando analisamos a propagação da trinca submetida a carregamento cíclico, devemos considerar a variação no fator intensidade de tensão (ΔK). Ao plotar o gráfico da taxa de propagação de uma trinca (da/dN) em função de ΔK , tem-se uma curva similar à apresentada na Figura 34.



Figura 34 - Taxa de Propagação da Trinca x ΔK .

As regiões I e II representam o estágio de nucleação e propagação da trinca, respectivamente. A região III é aquela onde ocorre falha "catastrófica" devido à elevada taxa de propagação da trinca, superior a 0,01 mm/ciclo. Para variação do fator intensidade de tensão (ΔK) abaixo de ΔK_{th} , denominado ΔK *threshold*, existe a possibilidade de nucleação de trinca na superfície, porém, não será capaz de penetrar no material devido às barreiras microestruturais. O crescimento de trincas subcríticas só é possível se o fator intensidade de tensão atuante for superior ao *threshold* do fator intensidade de tensão (ZHANG *et al.*, 2018).

A região II da curva foi equacionada pela primeira vez por Paris, em 1960, dando origem à Equação de Paris, que é a mais simples referente ao modelo de propagação de trinca e independe da razão de carregamento (API 579-1, 2016).

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \qquad (\text{Para } \Delta K > \Delta K_{th}) \tag{9}$$

$$\frac{da}{dN} = 0.0 \qquad (Para \,\Delta K < \Delta K_{th}) \tag{10}$$

Onde:

da/dN = Taxa de Propagação da Trinca

 ΔK = Diferença entre Fator intensidade de Tensão Máximo e Mínimo

 $\Delta K_{\text{th}} = \Delta k$ threshold

C = Constante de escala

 $n = Inclinação da Curva da/dN x \Delta K$

Para um aço ferrítico, com limite de escoamento entre 50 ksi (350 MPa) e 90 ksi (620 MPa), o valor de ΔK_{th} =5,5 para R < 0 ou ΔK_{th} = 5,5(1-0,8R) para 0 ≤ R <1.0, na unidade MPa.m^{0.5} (ASME BPVC XI.1, 2021).

O tamanho de grão predominante, o ambiente em que a peça trabalha e o fator intensidade de tensão podem modificar o comportamento da curva de propagação da trinca, da/dN x Δ K e as faixas de transição (BENGUEDIAB, 2012).

O valor de ΔK_{th} é uma função da relação de carga e do ambiente em que a peça atua abaixo do qual a trinca por fadiga não se propaga (BENGUEDIAB, 2012).

A Figura 35 apresenta, de maneira qualitativa, a faixa onde não haverá propagação de trinca em função da faixa de tensão e comprimento da trinca pré-existente. O gráfico é dividido em trincas pequenas (a≤d) e trincas grandes (a>d). Para trincas predominantemente microestruturais, com tamanho "d" inferior a 0,05 mm (caso de aço baixo carbono) não haverá propagação da trinca além do tamanho "d" caso a faixa de tensão não seja suficiente para vencer as barreiras microestruturais ($\Delta \sigma_{eR}$), onde a posição "d" representa a posição da barreira mais resistente à propagação de microtrincas. O gráfico também apresenta picos em d₁ e d₂ que seriam outras barreiras microestruturais, tais como inclusões. Para trincas longas, o limite de fadiga diminui com o aumento do tamanho da trinca e não haverá propagação se a combinação do tamanho da trinca pré-existente com a faixa de tensão atuante ficar abaixo da curva (CHAPETTI, 2002).



Figura 35 - Curva Limite onde há propagação de trincas Pequenas e Longas.

Fonte: Chapetti (2002).

A mecânica da fratura linear elástica fornece as relações entre a tensão aplicada, a resistência à fratura do material e tamanho crítico da trinca (ASME BPVC.VIII.3-2021).

A equação de Walker é uma derivação da equação de Paris onde ΔK foi substituído pelo valor efetivo Δk_{eff} , levando em conta o valor efetivo da variação no fator intensidade de tensão, que por sua vez, considera a razão entre carga mínima e máxima (API 579-1, 2016), sendo dado pela equação:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^n \qquad (Para \Delta K > \Delta K_{th})$$
(11)

Onde,

$$\Delta K_{eff} = \frac{\Delta K}{(1-R)^n} \tag{12}$$

$$R = \frac{K_{min}}{K_{max}} \tag{13}$$

A equação modificada de Forman é outra derivação da equação de Paris, sendo dada pela equação apresentada abaixo (API 579-1, 2016):

$$\frac{da}{dN} = C(1-R)^m (\Delta K)^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K}\right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{IC}}\right)^q}$$
(14)

A equação de NASGRO (1994) representa um modelo geral de propagação de trinca que também leva em conta os efeitos de retardo, devido à plastificação na ponta da trinca, e com rara exceção é a que melhor representa o estado da arte nas relações de propagação de trinca por fadiga (API 579-1, 2016).

$$\frac{da}{dN} = C\left(\left(\frac{1-F}{1-R}\right)\left(\Delta K\right)\right)^n \frac{\left(1-\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K}\right)^p}{\left(1-\frac{K_{max}}{K_{IC}}\right)^q}$$
(15)

O cálculo do fator intensidade de tensão é baseado em uma chapa plana ou em geometria cilindrica e pode ser utilizado para trincas superficiais ou sub-superficiais, podendo estar localizada interna ou externamente. Essa metodologia é usada para vários tipos de componentes, tais como: vasos de pressão, bombas e válvulas onde a falha pode ser definida em termos da profundidade da trinca, espessura da parede e pela relação entre raio interno e espessura (ASME BPVC XI.1, 2021).

A trinca deve ser representada por uma elipse ou semi-elipse, quando aplicável, conforme apresentado na Figura 36.

Ao definir a tensão que atua no local da trinca, devem ser computados todos os fatores, tais como: pressão interna, transientes térmicos, tensão induzida por revestimento e resíduos de solda. Quando a distribuição de tensão é determinada usando cálculo numérico, os valores de tensão podem ser obtidos utilizando análise local e representada por um polinômio, que pode ser obtido pelo ajuste da tensão ao longo da profundidade da trinca ou espessura da parede (ASME BPVC XI.1, 2021).



Figura 36 - Modelo de trinca elíptica.

Fonte: ASME BPVC XI.1, (2021).

O ajuste da tensão pela profundidade da trinca é dada pela equação:

$$\sigma = A_0 + A_1 \left(\frac{x}{a}\right) + A_2 \left(\frac{x}{a}\right)^2 + A_3 \left(\frac{x}{a}\right)^3 + A_4 \left(\frac{x}{a}\right)^4 \tag{16}$$

Onde:

a = tamanho da trinca

x= distância a partir da superfície

A₀, A₁, A₂, A₃, A₄ = Constantes de ajustes do polinômio para obtenção da tensão real. Para trincas superficiais, o ajuste deve cobrir o intervalo $0 \le x / a \le 1$.

No caso do ajuste da tensão ser pela espessura da parede, deve ser utilizada a equação:

$$\sigma = B_0 + B_1 \left(\frac{x}{t}\right) + B_2 \left(\frac{x}{t}\right)^2 + B_3 \left(\frac{x}{t}\right)^3 + B_4 \left(\frac{x}{t}\right)^4 \tag{17}$$

Onde:

x= distância a partir da superfície

t= espessura da parede

B₀, B₁, B₂, B₃, B₄ = Constantes de ajustes do polinômio para obtenção da tensão real. Para trincas superficiais, o ajuste deve cobrir o intervalo $0 \le x / t \le a / t$.

Cargas cíclicas podem gerar trincas por fadiga e fratura rápida nas roscas. A trinca por fadiga geralmente inicia na raiz do último filete engajado, devido ao fato de ser aquele que mais recebe carga e devido concentrador de tensão no fundo da rosca. Essa trinca geralmente se propaga radialmente no plano perpendicular ao eixo (WITTENBERGHE *at al.*, 2011). A Figura 37 apresenta uma trinca que se iniciou na raiz da rosca do filete mais sobrecarregado e se propagou por um amplo segmento da circunferência.

Figura 37- Exemplo de Trinca originada no fundo do filete da rosca.



Fonte: Wittenberghe at al. (2011).

As trincas nucleadas na raiz do filete de rosca devem ser assumidas como do tipo C, anular, apresentada na Figura 38 (ASME BPVC VIII.3, 2021).

Figura 38- Representação de Tinca Tipo C.



Fonte: ASME BPVC VIII.3, (2021).

Para calcular o fator intensidade de tensão na raiz da rosca no plano radialcircunferencial é considerada a distribuição de tensão σ_x , considerando um sistema de coordenada partindo da raíz da rosca em direção à espessura (ASME BPVC VIII.3, 2021), conforme ilustrado na Figura 39.



Figura 39 - Sistema de Coordenada na raíz do filete crítico da rosca.

Fonte: Próprio Autor.

O método de Buchalet-Bamford (ASME BPVC VIII.3, 2021) estabelece que a distribuição da tensão normal ao plano contendo uma trinca anular é aproximada por um polinômio de terceira ordem definida como:

$$\sigma_l(x) = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 \tag{18}$$

Onde:

x = Distância radial a partir do fundo do filete da rosca

A distribuição de tensão deve ser determinada por uma análise linear elástica, permitindo o cálculo dos coeficientes A₀, A₁, A₂ e A₃ através de uma curva que melhor se aproxime da distribuição de tensão calculada.

Após determinado os parâmetros A_0 , A_1 , A_2 e A_3 é calculado o fator intensidade de tensão K₁ para várias profundidades de trinca "a" utilizando a equação abaixo.

$$K = F \sqrt{\pi a} / \sqrt{\left[1 - \left(\frac{F}{S_y}\right)^2 / 6\right]}$$
(19)

Onde:

$$F = A_0 F_1 + \frac{2aA_1F_2}{\pi} + \frac{a^2A_2F_3}{2} + \frac{4a^3A_3F_4}{3\pi}$$
(20)
e
$$\left[1 - \left(\frac{F}{s_y}\right)^2 / 6\right]$$
(21)

representa a correção devido à zona plástica na ponta da trinca, que deve ser ignorada no cálculo da propagação da trinca (ASME BPVC VIII.3, 2021).

Os fatores F₁, F₂, F₃ e F₄ são fatores de amplificação relativo à geometria considerada e são dados de acordo com a Figura 40.



Figura 40 - Fatores de Amplificação em função da relação tamanho da trinca e espessura.

Relação profundidade da Trinca e Espessura da Parede

Fonte: ASME BPVC VIII.3, (2021).

$$F_1 = 1.1259 + 0.234 \left(\frac{a}{t}\right) + 2.2018 \left(\frac{a}{t}\right)^2 - 0.2083 \left(\frac{a}{t}\right)^3$$
(22)

$$F_2 = 1.073 + 0.2677 \left(\frac{a}{t}\right) + 0.6661 \left(\frac{a}{t}\right)^2 - 0.6354 \left(\frac{a}{t}\right)^3$$
(23)

$$F_3 = 1.0528 + 0.1065 \left(\frac{a}{t}\right) + 0.4429 \left(\frac{a}{t}\right)^2 - 0.6042 \left(\frac{a}{t}\right)^3$$
(24)

$$F_4 = 1.0387 + 0.0939 \left(\frac{a}{t}\right) + 0.6018 \left(\frac{a}{t}\right)^2 - 0.3750 \left(\frac{a}{t}\right)^3$$
(25)

Nos casos onde não é possível aproximar a equação por um único polinômio de terceira ordem é possível subdividir a região de interesse em mais polinômios de terceira ordem (ASME BPVC VIII.3, 2021). A Figura 41 apresenta a distribução de tensão obtida através de uma análise linear elástica a partir da raiz de uma rosca onde foram necessários dois polinômios de terceira ordem para ter uma aproximação razoável da tensão atuante.

Figura 41 - Utilização de dois polinômios de terceira ordem para aproximar da tensão atuante.



Fonte: ASME BPVC VIII.3, (2021).

É importante que não haja descontinuidade no valor de K_1 na intersecção dos polinômios, mas como os valores de A_0 , A_1 , A_2 e A_3 para o polinômio 1 não serão os mesmos para o polinômio 2, haverá diferentes valores de K_1 no ponto de intersecção das curvas. Para compensar essa descontinuidade, a partir do ponto de intersecção dos polinômios deve ser somado a diferença dos valores de K_1 obtido na intersecção a todos os pontos do polinômio 2.

O tamanho da trinca a ser considerada nos cálculos é baseado na capacidade de detecção do ensaio não destrutível utilizado na inspeção das peças. No caso dos fixadores, nenhuma indicação relevante é permitida, sendo considerada indicação relevante aquela cuja dimensão máxima da descontinuidade supera 1/16". A trinca a ser considerada é 1/3 do comprimento relevante, ou seja, 1/48" (ASME VIII.3, 2021). Esse tamanho de trinca é adotado devido à elevada probabilidade de detecção, porém, trincas menores podem ser detectáveis utilizando métodos mais rigorosos.

No caso dos parafusos, o número de ciclos adotados em projeto para validar a vida útil deve ser considerado como 50% do número de ciclos para propagar a trinca pré-existente até o tamanho crítico (ASME VIII.3, 2021).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATÉRIA-PRIMA

O material utilizado na pesquisa foi o aço Villares VL40PET (AISI 4140), proveniente de dois fornecedores identificados nessa pesquisa como Lote A e Lote B, em conformidade com ASTM A320-2015, GR L7, fabricado em forno a Arco Elétrico e desgaseificado a vácuo. Sua composição química é apresentada na Tabela 4. Após fundição, o aço foi laminado em barras, com redução mínima 6:1 e na sequência, foi normalizado (900°C por 5 horas e resfriamento em ar calmo) e revenido (595°C por 6,5 horas e resfriamento em ar calmo). Foi aprovado pelos ensaios de dureza (ASTM A370, 2019), atingindo valor médio de 234 HB, ultra-som (ASTM A388, 2019), macroestrutura (ASTM E381, 2020) e microestrutura (ASTM E3, 2017), sendo encontrado tamanho de grão 5/6 ASTM. Após aquisição das barras, a empresa Prec-Tech foi responsável pela usinagem de torneamento e laminação das roscas. Após laminado, os tirantes passaram por tratamento térmico de Têmpera (patamar de 900°C por 3 horas, seguido de resfriamento em óleo a 81°C) e Duplo Revenido (620°C por 3 horas e resfriamento em ar calmo). O recobrimento em Cádmio foi feito em conformidade com a ASTM B766-2015, atingindo camada de 13 mu e os recobertos com Zn-Ni atenderam à ASTM B841-2018, Classe 1, Tipo B/E, atingindo camada entre 5 e 10 □m. Tanto os corpos de prova recobertos com Cd quanto com Zn-Ni foram Desidrogenados a 200°C por 8 horas.

С	Mn	Р	S	Si	Cr	Мо	V	В	Fe
0.38	0.75/1.00	< 0.035	<0,04	0.15/0.35	0.8/1.10	0.15/0.25	< 0.05	0.0005	Base

Tabela 4 – Composição Química do aço AISI 4140 (% massa)

3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova foram confeccionados para realização dos ensaios de tração e fadiga (padrão, especial e tirante)

Fonte: ASTM A320-2015 GR L7 (2015).
3.2.1 Corpo de prova para ensaio de tração

Foram fabricados na condição metal base, no dimensional apresentado na Figura 42, atendendo aos requisitos estabelecidos na ASTM E8/E8M-2016.



Figura 42 - CDPs para ensaio de tração (lote A).

Fonte: Próprio autor.

3.2.2 Corpo de prova "padrão" para ensaio de fadiga axial

Foram fabricados nas condições Metal Base, recobertos com Cd e recobertos com Zn-Ni. Dimensional apresentado na Figura 43, atendendo aos requisitos da ASTM E466-2015.

Figura 43- CDPs "padrão" para ensaio de fadiga axial (lote A)



Fonte: Próprio autor.

3.2.3 Corpo de prova "especial" para ensaio de fadiga axial

O corpo de prova "especial" é uma versão modificada do corpo de prova padrão, onde rosca UNC 1/4"-20 FPP foi laminada na região central, conforme Figura 44. Foram fabricados nas condições metal base, recobertos com Cd e recobertos com liga Zn-Ni. A finalidade desses corpos de prova foi permitir uma comparação com os tirantes fabricados pelo mesmo fornecedor (Figura 45 – lote B), de maneira a permitir quantificar a influência das tensões de flexão e cisalhante gerada pelo contato com a porca na vida em fadiga.

Figura 44 – CDP "especial" para ensaio de fadiga axial (lote B).



Fonte: Próprio autor.

3.2.4 Corpo de prova "tirante"

Foram confeccionados tirantes, com rosca UNC 1/4" em todo comprimento, Figura 45, nas condições metal base, recobertos com Cd e recobertos com Zn-Ni.



a) Lote A



b) Lote B



Fonte: Próprio Autor.

3.3 MÉTODO

3.3.1 Dimensional da Rosca

Para realizar a medição do fundo da rosca, foi utilizado um Projetor de Perfil (Figura 46), pertencente à empresa OneSubsea, da marca Starret, modelo VF600, que possui as seguintes características principais:

- Diâmetro da tela 600 mm com inclinação de 30°;
- Área superior da mesa de 400 x 225 mm.
- Inserto de vidro na mesa de trabalho com área de 235 x 140 mm.
- Faixa de medição de 200 x 100 mm;
- Peso máximo sobre a mesa: 30 kg;
- Escalas digitais com resolução 0,001 mm;
- Goniômetro eletrônico para medições angulares até 360°, com resolução de 1'.
- Objetivas 10x; 20x; 25x; 31,25x; 50x; 100x;



Figura 46 - Projetor de Perfis.

Fonte: Próprio autor.

3.3.2 Caracterização microscópica

A preparação da amostra foi feita com embutimento a quente e posteriormente lixada manualmente, utilizando lixas à base de Carbeto de Silício (SiC) nas granulometrias 200, 320, 400, 600, 1000, 1200, 1500 e 2000, respectivamente, seguida de polimento utilizando suspensão de Sílica Coloidal (OP-S). Foi realizado ataque químico, composição formada por solução de ácido nítrico em álcool etílico (nital) na concentração de 2%. O ataque foi feito por imersão com exposição entre 15 e 20 s.

Para aquisição das imagens foi utilizado um microscópio óptico modelo Nikon Epihot 200 (Figura 47), localizado no Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá-UNESP.



Figura 47- Microscópio Óptico.

Fonte: Próprio autor.

3.3.3 Medição de Microdureza Vickers

Foi realizada em conformidade com ASTM E384-2017 para medição dos os corpos de prova nas condições Metal Base, recoberto com Cd e recoberto com Zn-Ni, sendo utilizado um microdurômetro digital modelo HMV-2T Shimadzu (Figura 48), pertencente ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá-UNESP, adquirido pelo projeto FAPESP 2006/03570-9. Para efetuar as medições, foi considerado tempo de 10 s e carga 25 gf próximo às extremidades e 50 gf para demais regiões.





Fonte: Próprio autor.

Para complementar a caracterização, também foi realizada medição de nanodureza em regiões próximas à superfície livre, utilizando um nanodurômetro pertencente à Subdivisão de Lasers e Aplicações (EFO-L) do Instituto de Estudos Avançados (IEAv). As medições foram realizadas utilizando carga máxima de 1,00 mN e descarregamento de 2,00 mN/min com velocidade de aproximação e afastamento de 16.000 nm/min e taxa de aquisição de 10 Hz.

3.3.4 Medição da Rugosidade

Foram medidas as rugosidades média e máxima na superfície dos corpos de prova nas condições Metal Base, recobertos com Cd e recobertos com Zn-Ni utilizando rugosímetro modelo MarSurf M-300 (Figura 49) com unidade de avanço MarSurf RD-18 pertencente ao Laboratório de estudo da Usinagem da Universidade Estadual Paulista-Unesp, Guaratinguetá.



Figura 49 - Rugosímetro.

Fonte: Próprio autor.

3.3.5 Ensaio de corrosão

A influência dos recobrimentos de Cd e Zn-Ni foram avaliados, de maneira independente da fadiga, sendo considerado os 3 tipos de corpos de prova nas condições recobertos com Cd e Zn-Ni. Para essa análise, os corpos de prova foram higienizados com água deionizada e colocados ao mesmo tempo na câmara de salt spray, identificada pelo nº 5227, pertencente ao Laboratório Tork. As amostras foram fixadas por linhas de nylon e posicionadas de maneira a formar ângulo entre 15º e 30º com a vertical, conforme apresentado na Figura 50, para atender ao requisito estabelecido na ASTM B117-2019. O ensaio foi realizado em ambiente controlado, sendo considerada temperatura média de 35,1°C, concentração de sal na névoa de 4,4% (medida a 25°C) e PH 6,6.



Figura 50 - Disposição dos cdps na Câmara de Salt Spray.

Fonte: Próprio Autor (colaboração: Laboratório Tork).

3.3.6 Ensaio de tração

Foi utilizada uma máquina universal Instron, modelo 8801 (Figura 51), instalada no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá-UNESP, adquirida através do processo FAPESP 99/06549-5. Os ensaios foram realizados em conformidade com a ASTM E8/E8M-2016 com objetivo de obter as tensões de Escoamento e Máxima. A deformação plástica e módulo de elasticidade não foram determinantes para a análise, de modo que a curva Tensão x Deformação obtida não apresenta resultado real do ponto de vista da Tenacidade.

Figura 51- Instron 8801.



Fonte: Próprio Autor.

3.3.7 Ensaios de Fadiga Axial

O ensaio de fadiga axial é utilizado para determinar o efeito da variação do material, geometria, acabamento superficial e nível de tensão na resistência à fadiga dos materiais metálicos sujeitos a tensão de tração por um número relativamente grande de ciclos (ASTM E466, 2015).

A vida em fadiga é a variável dependente na curva S-N e a tensão, a variável independente. A distribuição da vida em fadiga é desconhecida e para simplificar a análise supõe-se que a vida em fadiga é uma distribuição normal e sua variação é constante em toda faixa da variável independente considerada nos ensaios (ASTM E739, 2015).

O equipamento utilizado para realização dos testes foi a Instron, modelo 8801, instalada no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá-UNESP. Os ensaios foram realizados em ambiente atmosférico, em temperatura ambiente, sendo utilizada frequência de 20 Hz e razão de carga R=0,1 até a ruptura, limitado a 10^6 ciclos. Os ensaios foram realizados para todos os tipos de corpos de prova (padrão, especial e tirante) nas condições metal base, recoberto com Cd e recoberto com liga Zn-Ni.

3.3.8 Análise Numérica

Foi utilizado método de elementos finitos, com auxílio do software Abaqus CAE, versão 2018 para os cálculos das tensões e deformações nas condições dos ensaios de tração e fadiga, considerando todas as geometrias dos corpos de prova. O objetivo foi obter a localização e magnitude das tensões/deformações para prever o local da quebra, bem como quantificar o número de ciclos considerando abordagem pela mecânica da fratura linear elástica.

Figura 52 - Versão do Abaqus 2018.





3.3.9 Análise do Ensaio de Tração

Para simular o ensaio de tração, foi utilizado modelo axissimétrico composto por 3105 nós e 2797 elementos do tipo CAX4R (Figura 53), com refinamento da malha no raio de concordância. O objetivo dessa análise foi obter a distribuição da tensão equivalente de von Mises considerando um modelo elástico e perfeitamente plástico.



Figura 53 - Detalhe da malha na transição do raio de concordância do cdp para ensaio de tração.

3.3.10 Análise do Ensaio de Fadiga Axial – Cdp "padrão"

Para simular o ensaio de fadiga axial, foram consideradas tensões máximas 50%, 70% e 90% do limite de escoamento do material e razão de carga R=0,1. O modelo utilizado foi axissimétrico composto por 3447 nós e 3124 elementos do tipo CAX4R, com refinamento de malha no raio de transição entre os diâmetros (Figura 54). O objetivo dessa análise foi obter a distribuição da tensão equivalente de von Mises considerando um modelo elástico e perfeitamente plástico. A Figura abaixo apresenta o detalhe da malha na região de transição dos diâmetros do corpo de prova.



Figura 54 - Detalhe da malha na transição do raio de concordância do cdp para ensaio de fadiga.

Fonte: Próprio autor.

3.3.11 Análise do Ensaio de Fadiga Axial – Cdp "especial"

Foram consideradas tensões máximas 50%, 70% e 90% do limite de escoamento do material e razão de carga R=0,1. O modelo utilizado foi axissimétrico composto por 15791 nós e 14690 elementos do tipo CAX4R, com refinamento na região dos filetes (Figura 55). O

objetivo dessa análise foi obter a distribuição da tensão equivalente de von Mises considerando um modelo elástico e perfeitamente plástico.



Figura 55 - Detalhe da malha na região roscada do corpo de prova ASTM E466 modificado.

3.3.12 Análise do Ensaio de Fadiga Axial – Cdp "Tirante"

Foram consideradas tensões máximas 50%, 70% e 90% do limite de escoamento do material e razão de carga R=0,1. O modelo utilizado foi axissimétrico composto por 17243 nós e 16211 elementos do tipo CAX4R (Figura 56). O objetivo dessa análise foi obter a distribuição da tensão equivalente de von Mises considerando um modelo elástico e perfeitamente plástico para que possa ser comparada aos valores obtidos com o cdp "especial", de maneira a permitir quantificar a influência das tensões de flexão e cisalhante gerada no contato entre os filetes da porca com tirante. Essa análise considerou coeficiente de atrito 13%, conforme especificado na API 6A-2019.



Figura 56 - Detalhe da malha na interface Porca/Tirante/Bucha.

3.3.13 Abordagem pela mecânica da fratura linear elástica – "Tirante"

Foram consideradas tensões máximas 50%, 70% e 90% do limite de escoamento do material e tensão mínima 10% da tensão máxima. O modelo utilizado foi axissimétrico composto por 17243 nós e 16211 elementos do tipo CAX4R. O objetivo dessa análise foi obter a distribuição de tensão a partir do fundo do filete de rosca que recebe maior carga (Figura 39) considerando material elástico e modelo de Buchalet-Bamford para prever o número de ciclos baseado na distribuição da tensão a partir do fundo do filete e considerando uma trinca pré-existente. A análise da propagação da trinca a partir do fundo da rosca crítica foi realizada de acordo com o código ASME BPVC VIII.3-2021, onde foi considerada uma trinca anular no fundo da rosca no valor de 0,5 mm.

O fator intensidade de tensão é dado por:

$$K = F\sqrt{\pi a} / \sqrt{\left[1 - \left(\frac{F}{S_y}\right)^2 / 6\right]}$$
(26)

Fonte: Próprio autor.

Onde Sy representa o limite de escoamento do material, F equivale a:

$$F = A_0 F_1 + \frac{2aA_1F_2}{\pi} + \frac{a^2A_2F_3}{2} + \frac{4a^3A_3F4}{3\pi}$$
(27)

$$\left[1 - \left(\frac{F}{S_y}\right)^2 / 6\right] \tag{28}$$

Que tem a finalidade de contemplar a deformação plástica na ponta da trinca, porém, conforme estabelecido pelo método, foi considerado valor igual a 1, reduzindo o fator intensidade de tensão a:

$$K = F \sqrt{\pi a} \tag{29}$$

Os fatores F1, F2, F3 e F4 são amplificadores que dependem da geometria (ASME BPVC VIII.3, 2021).

$$F_1 = 1.1259 + 0.234 \left(\frac{a}{t}\right) + 2.2018 \left(\frac{a}{t}\right)^2 - 0.2083 \left(\frac{a}{t}\right)^3$$
(30)

$$F_2 = 1.073 + 0.2677 \left(\frac{a}{t}\right) + 0.6661 \left(\frac{a}{t}\right)^2 - 0.6354 \left(\frac{a}{t}\right)^3$$
(31)

$$F_3 = 1.0528 + 0.1065 \left(\frac{a}{t}\right) + 0.4429 \left(\frac{a}{t}\right)^2 - 0.6042 \left(\frac{a}{t}\right)^3$$
(32)

$$F_4 = 1.0387 + 0.0939 \left(\frac{a}{t}\right) + 0.6018 \left(\frac{a}{t}\right)^2 - 0.3750 \left(\frac{a}{t}\right)^3$$
(33)

A₀, A₁, A₂ e A₃ são os coeficientes determinados pelo método Buchalet-Bamford, onde a distribuição da tensão na seção transversal a partir do fundo da rosca é determinado pela equação:

$$\sigma = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 \tag{34}$$

Sendo x, a distância a partir do fundo do filete da rosca crítica, conforme apresentado na Figura 57.



Figura 57 - Sistema de coordenada no fundo da rosca crítica.

Fonte: Próprio autor

3.3.14 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura, modelo MEV-EVO LS15 (Figura 58), pertencente ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá-Unesp para análise fractográfica.



Figura 58 - Microscópio Eletrônico de Varredura

Fonte: Próprio autor

4 RESULTADOS

4.1 DIMENSIONAL DA ROSCA

A Figura 59 apresenta uma imagem da medição no projetor de perfis, sendo realizada medição do diâmetro no fundo da rosca para cada corpo de prova ensaiado, sendo obtidos os seguintes valores médios:

- a) Metal Base: 4,620 (+/- 0,007) mm
- b) Recoberto com Cd: 4,630 (+/- 0,006) mm
- c) Recoberto com Zn-Ni: 4,610 (+/- 0,007) mm

Figura 59 - Medição da rosca no projetor de perfis



Fonte: Próprio autor

4.2 CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA

A Figura 60 apresenta a microestrutura revelada com ataque de nital 2%, mostrando microestrutura homogênea e composta basicamente por mantensita revenida, isenta de bandeamento, consequentemente, em conformidade com os requisitos estabelecidos na API 20E, 2017. As fases mais escuras são compostas por cementita, ricas em carbono, e as mais claras são ferritas.



Figura 60 - Microestrutura ataque Nital 2%.

Fonte: Próprio autor

4.3 MEDIÇÃO DE MICRODUREZA VICKERS

O resultado da microdureza foi satisfatório, apresentando valor médio de 260+/- 14 HV, atendendo aos requisitos estabelecidos na API 20E-2017, que especifica dureza máxima de 34 HRC (336 HV). As medições foram realizadas a 0° e 90°, varrendo a seção transversal do corpo de prova cilíndrico na condição Metal Base. A Figura 61 apresenta os resultados das medições.



Figura 61 - Microdureza na seção transversal.

Fonte: Próprio autor

4.4 MEDIÇÃO DA RUGOSIDADE

A rugosidade foi avaliada com objetivo de identificar sua variação em função do recobrimento, sendo realizadas 5 medições em corpos de prova "padrão" por permitir acesso para tal finalidade. A Tabela 5 apresenta os valores das rugosidades média (R_a) e máxima (R_{max}) bem como desvio padrão onde é possível perceber que tanto o recobrimento com Cd quanto com liga Zn-Ni aumentaram a rugosidade superficial, mas entre eles, a diferença ficou na ordem de 3%, não sendo motivo para alteração significativa na vida em fadiga.

Tabela 5 - Rugosidade Média e Máxima em função do Recobrimento

Rugosidade	Material base	Recoberto com Cd	Recoberto com Zn-Ni
R _a	1,11 ± 0,12	1,41 ± 0,10	1,36 ± 0,10
R _{máx}	9,08 ± 0,97	13,75 <u>+</u> 2,43	14,13 ± 2,63

Fonte: Próprio autor

4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

a)

Os ensaios de tração foram realizados em conformidade com os requisitos estabelecidos na ASTM E8/8M-2015. Foram realizados 2 ensaios em corpo de prova na condição metal base e os resultados médios para Tensão de Escoamento, obtida a 0,2% foi 881,2 MPa, com desvio padrão 16,2 MPa. A tensão Máxima obtida foi de 974 MPa, com desvio padrão 16,5 MPa. As Figuras 62 a) e b) apresentam os gráficos obtidos nos ensaios.





b) Ensaio de Tração corpo de prova #02

Fonte: Próprio autor

O ensaio de corrosão foi realizado em conformidade com ASTM B117-2019, em ambiente controlado, com temperatura média de 35,1°, concentração de sal na névoa 4,4% (medida a 25°C) e pH igual 6,6.

As Figuras 63, 64 e 65 apresentam, respectivamente, os valores da temperatura, concentração de sal e do pH do 1º ao 43º dia de ensaio, totalizando 1008 horas. Um dos requisitos para aprovação do recobrimento é que não apresente corrosão vermelha dentro do período de 1000 horas na câmara de ensaio.



Figura 63 - Temperatura na câmara em cada dia do ensaio.

Fonte: Próprio autor



Figura 64 - Concentração de sal em cada dia do ensaio.





Figura 65 - pH da Solução durante ensaio

Fonte: Próprio autor

Entre as figuras 66 e 70 são apresentadas as fotos dos corpos de prova ensaiados, onde não foi apresentado nenhum ponto de corrosão vermelha em nenhuma das amostras dentro do período de 1008 horas. Após 1457 horas, foi identificado o primeiro ponto de corrosão vermelha em uma amostra recoberta com liga Zn-Ni, conforme ilustrado na Figura 71 e após término do ensaio, com 3000 horas, foi identificado que nenhum outro corpo de prova sofreu corrosão vermelha (Figura 72), mostrando que o recobrimento em liga Zn-Ni possui eficiência similar ao cádmio e o provável motivo de um dos corpos de prova ter apresentado corrosão vermelha pode estar vinculado a uma eventual falha localizada durante processo de limpeza anterior à eletrodeposição.





Fonte: Próprio autor





Fonte: Próprio autor



Figura 68 - Resultado do Ensaio de Corrosão - 816 horas

Fonte: Próprio autor



Figura 69 - Resultado do Ensaio de Corrosão - 1008 horas

Fonte: Próprio autor



Figura 70 - Corpos de prova antes e após 1008 horas na câmara de salt-spray

Fonte: Próprio autor



Figura 71 - Resultado do Ensaio de Corrosão - 1457 horas

Fonte: Próprio autor

Figura 72 - Resultado do Ensaio de Corrosão - 3000 horas



Fonte: Próprio autor

4.7 ENSAIO DE FADIGA AXIAL

Os ensaios de fadiga axial foram realizados em conformidade com ASTM E466-2015, com frequência 20 Hz e razão de carga R=0,1. A Figura 73 apresenta os resultados obtidos para o corpo de prova "padrão" (Figura 43) na condição metal base, onde foi possível observar que para nível de tensão 800 MPa a vida em fadiga ficou em torno de 20.000 ciclos enquanto que para nível de tensão 700 MPa, a vida apresentada foi na ordem de 230.000, mostrando nesse comparativo uma redução em vida na ordem de 91,3% com o acréscimo da tensão em 14,3%.



Figura 73 - Curva S-N cdp "padrão" na condição metal base (lote A).

Fonte: Próprio autor

A Figura 74 apresenta os resultados para os "tirantes" fabricados no lote A (Figura 45 a) na condição metal base, onde foi possível observar que para nível de tensão na ordem de 700 MPa, a vida em fadiga ficou em torno de 20.000 ciclos enquanto que para tensão na ordem de 560 MPa, a vida observada foi na ordem de 100.000 ciclos, mostrando uma redução em vida na ordem de 80% com o aumento de tensão na ordem de 25%.



Figura 74 - Curva S-N corpo de prova "tirante" na condição metal base (lote A).

Fonte: Próprio autor

A Figura 75 apresenta um comparativo entre os resultados obtidos para os corpos de prova "padrão" e "tirante", ambos fabricados no lote A. Nesse gráfico, é possível perceber que a redução em vida na condição roscada gira em torno de 95,4% para nível de tensão nominal máxima 650 MPa e 83,7% para nível de tensão 750 MPa, reduzindo gradativamente à medida em que a tensão nominal máxima tende ao limite de ruptura do material. Esse fato é explicado pela rápida nucleação da trinca para elevados níveis de tensão. Por outro lado, à medida em que a tensão máxima nominal é reduzida, a diferença percentual entre as vidas se torna cada vez mais significativa e deve-se à maior dificuldade para nucleação da trinca que o corpo de prova "padrão" tem em relação ao "tirante" devido à suavidade de seu raio de concordância, mostrando a influência da sensibilidade ao entalhe.



Figura 75 - Curva S-N cdp padrão x tirante na condição metal base (lote A).

Fonte: Próprio autor

A Figura 76 apresenta a redução percentual da vida do "tirante" em relação ao corpo de prova "padrão" para intervalo de tensão máxima nominal entre 650-750 MPa, onde foi possível observar que para nível de tensão de 750 MPa, a redução em vida foi na ordem de 83,7%, passando para 95,4% quando o nível de tensão reduziu para 650 MPa, mostrando o aumento da sensibilidade ao entalhe com a queda do nível de tensão.



Figura 76 - Redução percentual da vida do tirante em relação ao cdp padrão.

Fonte: Próprio autor

A Figura 77 apresenta a vida em fadiga dos corpos de prova "padrão" para as condições metal base, recoberto com Cd e recoberto com Zn-Ni. Os corpos de prova com recobrimento, tanto de Cd quanto em liga Zn-Ni apresentaram vida em fadiga superior. Para nível de tensão nominal máxima de 820 MPa, os corpos de prova recobertos com Cd apresentaram ganho em vida na ordem de 112% em relação ao metal base, enquanto que o Zn-Ni apresentou ganho na ordem de 580% para o mesmo nível de tensão. Para nível de tensão nominal máxima de 740 MPa, os corpos de prova recobertos com Cd apresentaram ganho em vida na orde de 88% em relação ao metal base, enquanto que o Zn-Ni apresentou ganho na ordem de 1052%. A explicação para o ganho em vida deve-se à tensão compressiva gerada durante processo de eletrodeposição (VOORWALD *et al*, 2005).



Figura 77 – Vida em Fadiga, corpos de prova "padrão" (lote A).

Fonte: Próprio autor

A Figura 78 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga axial para os "tirantes" fabricados no lote A (Figura 45a) nas condições metal base e recoberto com cádmio. Os tirantes recobertos com cádmio apresentaram vida em fadiga ligeiramente inferior ao metal base, variando em torno de 5,1% para nível de tensão máxima de 700 MPa e 8,6% para nível de tensão máxima 500 MPa. Essa pequena variação deve-se ao fato dos filetes de rosca acelerarem o estágio de nucleação da trinca, que é mais acentuado à medida que é elevado o nível de tensão. Como a influência do recobrimento na vida em fadiga axial se mostrou pouco relevante nas peças roscadas, foram agrupados os resultados e apresentado na Figura 79 a curva S-N considerando todos os tirantes pertencentes ao lote A.



Figura 78 - Curva S-N "tirantes" - metal base x recoberto com cádmio (lote A).







Fonte: Próprio autor

A Figura 80 apresenta os resultados para os corpos de prova "especiais" (Figura 44), fabricados no lote B nas condições metal base, recoberto com Cd e recoberto com liga Zn-Ni. Como a influência na vida em fadiga do fator concentrador de tensão se mostrou muito superior ao efeito gerado pelo recobrimento, foi considerada na Figura 81 a curva S-N levando em consideração todos os pontos do gráfico apresentado na Figura 80.

Figura 80 - Curva S-N corpos de prova "especiais" - metal base, recoberto com Cd e recoberto com liga Zn-Ni (lote B).



Fonte: Próprio autor



Figura 81 - Curva S-N corpo de prova especial (lote B).

Fonte: Próprio autor

A Figura 82 apresenta os resultados para os corpos de prova "tirantes" (Figura 45b), pertencentes ao lote B, nas condições recoberto com Cd e recoberto com liga Zn-Ni. Considerando a constatação apresentada anteriormente, onde o efeito da concentração de tensão tornou desprezível o efeito do recobrimento superficial na vida em fadiga axial, é apresentada na Figura 83 a curva S-N dos corpos de prova tirantes recobertos e fabricados no lote B.



Figura 82 - Curva S-N "tirantes" - recoberto com Cd e recoberto com liga Zn-Ni (lote B).

Fonte: Próprio autor



Figura 83 - Curva S-N "tirantes" recobertos (lote B).

Fonte: Próprio autor

A Figura 84 apresenta um comparativo da vida em fadiga axial entre os corpos de prova "especiais" e os "tirantes", ambos fabricados no lote B. Para nível de tensão de 800 MPa, os corpos de prova especiais apresentaram vida na ordem de 7.600 ciclos, enquanto que os tirantes, 3.150 ciclos. Para o nível de tensão de 600 MPa, a vida em fadiga apresentada para os corpos de prova especiais foi da ordem de 26.400 ciclos, enquanto que os tirantes apresentaram vida na ordem de 11.500 ciclos e para nível de tensão de 450 MPa, os resultados ficaram na ordem de 67.500 e 29.000 ciclos para os corpos de prova especiais e tirantes, respectivamente. Para os três níveis de tensão, foi observado uma redução na vida em fadiga próximo de 60% para os tirantes, mostrando a influência do contato entre os filetes na interface porca/parafuso.



Figura 84 - Comparativo entre vida em fadiga dos tirantes e especiais (lote B).

Fonte: Próprio autor
4.8 ANÁLISE DO ENSAIO DE TRAÇÃO

A Figura 85 apresenta o resultado da análise de um ensaio de tração onde a tensão média é 90% do limite de escoamento. Apesar da presença de um raio suave na transição dos diâmetros, existe uma concentração de tensão, visto que para tensão média de 793 MPa foi atingido pico de von Mises de 822,2 MPa.





Fonte: Próprio autor

4.9 ANÁLISE DO ENSAIO DE FADIGA - CDP PADRÃO

As Figuras 86, 87 e 88 apresentam, respectivamente, os resultados da tensão equivalente de von Mises (MPa) para as condições onde a tensão nominal foi de 50%, 70% e 90% do limite de escoamento do aço. Essas análises consideraram a curva Tensão x Deformação elástica e perfeitamente plástica. Para carregamento com nível de tensão nominal máxima (793 MPa), a tensão de von Mises de pico para o corpo de prova padrão ficou 0,98% acima do valor nominal, enquanto que o corpo de prova padrão E8/E8M ficou 3,7% acima, mostrando a melhor distribuição de tensão na condição onde o raio de concordância é mais suave.



Figura 86- Tensão de von Mises (MPa) para tensão máxima nominal 440,6 MPa (50% σ_y)

Figura 87- Tensão de von Mises (MPa) para Tensão máxima nominal 616,8 (70% oy)



Fonte: Próprio autor



Figura 88-Tensão de von Mises (MPa) para tensão máxima nominal 793 MPa (90% σ_y)

4.10 ANÁLISE DO ENSAIO DE FADIGA - CDP ESPECIAL

Foi realizada simulação, considerando corpo de prova especial (Figura 44). As Figuras 89, 90 e 91 apresentam, respectivamente, os valores da tensão de von Mises para as condições onde a tensão nominal foi de 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material. Comparando os níveis da tensão von Mises, observa-se que o valor do pico da tensão em relação ao corpo de prova "padrão" aumentou na ordem de 95,3%, 39,6% e 9,5% para os níveis de tensão nominal 440,6 MPa, 616,8 MPa e 793 MPa, respectivamente. Tal observação permite concluir que à medida que o nível da tensão nominal máxima é elevada, menor será a influência do fator concentrador de tensão.



Figura 89- Tensão de von Mises (MPa) para tensão máxima nominal 440,6 MPa (50% σ_y)

Fonte: Próprio autor



Figura 90- Tensão de von Mises (MPa) para tensão máxima nominal 616,8 MPa (70% σ_y)

Fonte: Próprio autor



Figura 91: Tensão de von Mises (MPa) para tensão máxima nominal 793 MPa (90% σ_y)

Fonte: Próprio autor

As Figuras 92, 93 e 94 apresentam, respectivamente, a deformação plástica para as condições onde a tensão nominal foi 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material. O pico da deformação plástica atingiu valor na ordem de 0,03%, 0,47% e 1,09% para níveis de tensão máxima nominal de 440,6 MPa, 616,8 MPa e 793 MPa, respectivamente.



Figura 92: Deformação Plástica (mm/mm) para tensão nominal máxima 440,6 MPa (50% σ_y)



Figura 93: Deformação Plástica (mm/mm) para tensão nominal máxima 616,8 MPa (70% σ_y)

Fonte: Próprio autor

Figura 94: Deformação Plástica (mm/mm) para tensão nominal máxima 793 MPa (90% σ_y)



Fonte: Próprio autor

As Figuras 95, 96 e 97 apresentam, respectivamente, a tensão cisalhante (S12) para as condições onde a tensão nominal foi 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material.



Figura 95: Tensão S12 (MPa) para tensão nominal máxima 440,6 MPa (50% $\sigma_y)$

Figura 96: Tensão S12 (MPa) para tensão nominal máxima 616,8 MPa (70% $\sigma_y)$



Fonte: Próprio autor



Figura 97: Tensão S12 (MPa) para tensão nominal máxima 793 MPa (90% σ_y)

Fonte: Próprio autor

As Figuras 98, 99 e 100 apresentam, respectivamente, a tensão na direção do eixo Y (S22) para as condições onde a tensão nominal foi 50, 70 e 90% do limite de escoamento.



Figura 98: Tensão S22 (MPa) para tensão nominal máxima 440,6 (50% σ_y)

Fonte: Próprio autor



Figura 99: Tensão S22 (MPa) para tensão nominal máxima 616,8 MPa (70% σ_y)



Figura 100: Tensão S22 (MPa) para tensão nominal máxima 793 MPa (90% σ_y)

4.11 ANÁLISE DO ENSAIO DE FADIGA - CDP TIRANTE (LOTE A)

Foi realizada simulação, considerando corpo de prova "tirante" com rosca total (lote A). As Figuras 101, 102 e 103 apresentam, respectivamente, os resultados da tensão de von Mises para as condições onde a tensão nominal foi de 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material.

Comparando os níveis da tensão von Mises, observa-se que o valor do pico da tensão em relação ao corpo de prova padrão aumentou na ordem de 95,9%, 40,6% e 10,6% para os níveis de tensão nominal 440,6 MPa, 616,8 MPa e 793 MPa, respectivamente. Tal observação permite concluir que à medida que o nível da tensão nominal máxima é elevada, menor será a influência do fator concentrador de tensão.



Figura 101: Tensão von Mises (MPa) para tensão nominal máxima 440,6 MPa (50% σ_v)

Fonte: Próprio autor



Figura 102: Tensão von Mises (MPa) para tensão nominal máxima 616,8 MPa (70% σ_y)

Fonte: Próprio autor

Figura 103: Tensão von Mises (MPa) para tensão nominal máxima 793 MPa (90% σ_y)





As Figuras 104, 105 e 106 apresentam, respectivamente, a deformação plástica para as condições onde a tensão nominal foi 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material. Como podemos perceber, o pico da deformação plástica foi de 0,15%, 0,67% e 1,36% para as condições onde a tensão máxima nominal foi de 440,6 MPa, 616,8 MPa e 793 MPa. Fazendo um comparativo desses resultados com o apresentado pelo corpo de prova especial, percebese que a presença da porca foi responsável por elevar o pico da plastificação na ordem de 446,4%, 42,9% e 24,8% para os níveis de tensão nominal 440,6 MPa, 616,8 MPa e 793 MPa, respectivamente.



Figura 104: Deformação Plástica (mm/mm) para tensão nominal máxima 440,6 MPa (50% σ_y)

Figura 105: Deformação Plástica (mm/mm) para tensão nominal máxima 616,8 MPa (70% σ_y)





Figura 106: Deformação Plástica (mm/mm) para tensão nominal máxima 793 MPa (90% σ_y)

Fonte: Próprio autor

As Figuras 107, 108 e 109 apresentam, respectivamente, a tensão cisalhante para as condições onde a tensão nominal foi 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material.



Figura 107: Tensão S12 (MPa) para tensão nominal máxima 440,6 MPa (50% σ_y)



Figura 108: Tensão S12 (MPa) para tensão nominal máxima 616,8 MPa (70% σ_y)

Fonte: Próprio autor





As Figuras 110, 111 e 112 apresentam, respectivamente, a tensão de tração (S22) para as condições onde a tensão nominal foi 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material.



Figura 110: Tensão S22 (MPa) para tensão nominal máxima de 440,6 MPa (50% σ_y)

Fonte: Próprio autor

Figura 111: Tensão S22 (MPa) para tensão nominal máxima de 616,8 MPa (70% σ_y)





Figura 112: Tensão S22 (MPa) para tensão nominal máxima de 793 MPa (90% σ_y)

Fonte: Próprio autor

As Figuras 113, 114, 115 e 116 apresentam, respectivamente, os picos da tensão de von Mises, da deformação plástica, da tensão de cisalhamento e da tensão máxima principal para as condições onde a tensão nominal foi 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material. Conforme apresentado na Figura 113, para tensão nominal de 440,6 MPa, o pico da tensão de von Mises, tanto no cdp especial, quanto no tirante, ficou na ordem de 860 MPa, representando um acréscimo na ordem de 95% em relação ao pico apresentado no cdp padrão. Essa diferença diminiu à medida que o nível da tensão máxima nominal foi elevada, atingindo acréscimo na ordem de 10% para nível de tensão nominal máxima de 793 MPa, comprovando a constatação apresentada na Seção 7.7 e Figura 75, onde a influência do fator concentrador de tensão reduziu com o aumento da tensão nominal. Na Figura 114, é apresentado o pico da deformação plástica onde foi observado, para nível de tensão 500 MPa, deformação plástica 0,18% e 0,34% para os corpos de prova especial e tirante, respectivamente, para nível de tensão 600 MPa 0,48% e 0,68% e para 750 MPa, 0,92% e 1,16%, respectivamente para corpo de prova especial e tirante. Na Figura 115 observa-se que o pico da tensão cisalhante foi superior para o corpo de prova especial, porém, à medida que o nível da tensão nominal aumentou, a diferença reduziu, devido ao acréscimo da deformação plástica. Na Figura 116 é apresentada que a tensão Máxima Principal para o tirante aumenta na ordem de 3,3% em relação ao corpo de prova especial.



Figura 113: Pico da Tensão de von Mises (MPa) em função da tensão nominal máxima

Fonte: Próprio autor

Figura 114: Pico da Deformação Plástica em função da tensão nominal máxima



Fonte: Próprio autor



Figura 115: Pico da Tensão Cisalhante em função da tensão nominal máxima

Figura 116: Pico da Tensão Máxima Principal em função da tensão nominal máxima



4.12 ANÁLISE DO ENSAIO DE FADIGA - CDP TIRANTE (LOTE B)

Foi realizada simulação, considerando corpo de prova "tirante" com rosca parcial (lote B). As Figuras 117, 118 e 119 apresentam, respectivamente, os resultados da tensão de von Mises para as condições onde a tensão nominal foi 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material.

As Figuras 120, 121 e 122 apresentam, respectivamente, a deformação plástica para as condições onde a tensão nominal foi 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material.

As Figuras 123, 124 e 125 apresentam, respectivamente, a tensão cisalhante para as condições onde a tensão nominal foi 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material.

As Figuras 126, 127 e 128 apresentam, respectivamente, a tensão Máxima Principal para as condições onde a tensão nominal foi 50, 70 e 90% do limite de escoamento do material.

O fato dos resultados apresentados para o tirante com rosca parcial ser praticamente idêntico ao apresentado no caso da rosca total permite, concluir que o contato na interface com a porca realmente colabora para redução na vida em fadiga, o que foi evidenciado experimentalmente e apresentado na Figura 84. Outra evidência constatada nos ensaios foi que nenhum corpo de prova rompeu na região destacada na Figura 129.



Figura 117- Tensão von Mises (MPa) para tensão nominal máxima 440,6 MPa (50% σ_y)



Figura 118- Tensão von Mises (MPa) para tensão nominal máxima 616,8 MPa (70% σ_y)

Fonte: Próprio autor

Figura 119-Tensão von Mises (MPa) para tensão nominal máxima 793 MPa (90% σ_y)





Figura 120- Deformação Plástica (mm/mm) para tensão nominal máxima 440,6 MPa (50% σ_y)

Figura 121- Deformação Plástica (mm/mm) tensão nominal máxima 616,8 MPa (70% σ_y)





Figura 122- Deformação Plástica (mm/mm) para tensão nominal máxima 793 MPa (90% σ_y)

Fonte: Próprio autor

Figura 123: Tensão S12 (MPa) para tensão nominal máxima 440,6 MPa (50% og)





Figura 124: Tensão S12 (MPa) para tensão nominal máxima 616,8 MPa (70% σ_y)

Figura 125: Tensão S12 (MPa) para tensão nominal máxima 793 MPa (90% σ_y)





Figura 126: Tensão S22 (MPa) para tensão nominal máxima 440,6 MPa (50% σ_y)

Fonte: Próprio autor

Figura 127: Tensão S22 (MPa) para tensão nominal máxima 616,8 MPa (70% σ_y)





Figura 128: Tensão S22 (MPa) para tensão nominal máxima 793 MPa (90% σ_y)

Fonte: Próprio autor





Fonte: Próprio autor

4.13 ABORDAGEM PELO MÉTODO DA MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA - TIRANTE (LOTE A)

A análise da propagação da trinca a partir do fundo da rosca crítica foi realizada de acordo com o código ASME BPVC VIII.3-2021, onde foi considerada existência de uma trinca anular de 0,5 mm no fundo da rosca.

A Figura 130 apresenta o sistema de coordenada adotado, no fundo da rosca crítica.

As Figuras 131, 132, 133 e 134 apresentam a variação da tensão máxima principal a partir do sistema de coordenada adotado na Figura 130. O pico de tensão ocorre na superfície, superando o valor nominal na ordem de 156% para todo intervalo de tensão analisado, decaindo para o valor próximo ao nominal à medida que afastou 0,25 mm do fundo da rosca crítica.

As Figuras 135, 136, 137 e 138 apresentam os valores do tamanho da trinca em função de K_{max}, sendo possível peceber, que à medida que o nível da tensão nominal aumenta, o tamanho da trinca para um mesmo fator intensidade de tensão diminui. Para exemplificar, adotando $K_{max} = 100 \text{ MPa.m}^{0.5}$, a trinca crítica atingiria tamanho na ordem de 1,08 mm, 0,86, 0,70 e 0,574 para níveis de tensão de 400 MPa, 500 MPa, 600 MPa e 700 MPa, respectivamente.

As Figuras 139, 140, 141 e 142 apresentam o número de ciclos em função de K_{max} para níveis de tensão nominal máxima 400, 500, 600 e 700 MPa, onde foi possível constatar que a vida em fadiga reduz, para um mesmo fator intensidade de tensão, à medida que aumenta a tensão nominal máxima.

A Figura 143 apresenta um comparativo entre a vida em fadiga obtida experimentalmente para os tirantes do lote A com a abordagem pela mecânica da fratura linear elástica. Para nível de tensão de 680 MPa, os ensaios apresentaram vida em fadiga em torno de 24.000 ciclos, enquanto que pela MFLE a vida foi de 10.000 ciclos, representando uma diferença em vida de 58,3%. Para nível de tensão máxima nominal de 440 MPa, a vida em fadiga obtida experimentalmente foi na ordem de 365.000 ciclos enquanto que pela MFLE a vida apresentada foi na ordem de 125.000 ciclos, representando uma diferença na vida na ordem de 65,8%. Esses resultados permitem concluir que à medida em que o nível da tensão máxima nominal aumenta, os resultados obtidos pela MFLE se aproxima dos valores experimentais e isso deve-se ao fato da rápida nucleação da trinca quando submetida a elevados níveis de tensão. Por outro lado, à medida em que o nível de tensão é reduzido, o estágio para nucleação da trinca se torna mais lento, aumentando a diferença entre o valor calculado e o experimental.



Figura 130: Sistema de Coordenadas no fundo do filete da rosca crítica

Fonte: Próprio autor



Figura 131: Tensão S22 a partir do fundo do filete crítico Smax=400 MPa / Smin=40 MPa

Fonte: Próprio autor



Figura 132: Tensão S22 a partir do fundo do filete crítico Smax=500 MPa / Smin=50 MPa

Fonte: Próprio autor



Figura 133: Tensão S_{22} a partir do fundo do filete crítico Smax=600 MPa / Smin=60 MPa

Fonte: Próprio autor



Figura 134: Tensão S22 a partir do fundo do filete crítico Smax=700 MPa / Smin=70 MPa

Fonte: Próprio autor

Os gráficos a seguir apresentam a variação do fator intensidade de tensão máximo (kmax) em função do tamanho da trinca.

Figura 135: Kmax em função do tamanho da trinca para Smax=400 MPa Smin=40 MPa





Figura 136: Kmax em função do tamanho da trinca para Smax=500 MPa Smin=50 MPa



Figura 137: Kmax em função do tamanho da trinca para Smax=600 MPa Smin=60 MPa



Figura 138: Kmax em função do tamanho da trinca para Smax=700 MPa Smin=70 MPa

Os gráficos a seguir apresentam a variação do fator intensidade de tensão máximo (kmax) em função do número de ciclos



Figura 139: Kmax em função do número de ciclos para Smax=400 MPa Smin=40 MPa

Fonte: Próprio autor



Figura 140: Kmax em função do número de ciclos para Smax=500 MPa Smin=50 MPa

Fonte: Próprio autor







Figura 142: Kmax em função do número de ciclos para Smax=700 MPa Smin=70 MPa

Fonte: Próprio autor



Figura 143: Vida em Fadiga obtida experimentalmente e pelo MFLE para os tirantes (lote A)

Fonte: Próprio autor

4.14 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

Foi utilizado MEV para avaliar a superfície de fratura dos corpos de prova. Na Figura 144, é apontada a trinca em um corpo de prova padrão, que nucleou na superfície, região de maior magnitude de tensão trativa, também observado nas análises em elementos finitos (Figuras 86, 87 e 88).

Figura 144: Superfície de fratura - cdp padrão (Smax= 749 MPa, 77.526 ciclos) amplificada (a) 200x, (b) 1500x



Fonte: Fernandes, et al. (2019).

A Figura 145 apresenta trincas em um tirante, nucleada no fundo do filete da rosca, devido à concentração de tensão e deformação plástica localizada, conforme identificado nas análises utilizando elementos finitos apresentadas nas Figuras 101 e 104.



Figura 145: Superfície de fratura – tirante (Smax= 430 MPa, 326.092 ciclos) - 200x

Fonte: Fernandes, et al. (2019).

A Figura 146 apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova padrão recoberto com Cd onde a nucleação da trinca ocorreu na interface do recobrimento com o substrato, conforme indicado em (a) e amplificada em (b).

A Figura 147 apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova padrão recoberto com liga Zn-Ni no qual a nucleação da trinca também ocorreu na interface entre recobrimento e substrato e se propagou radialmente para o interior da peça, provavelmente pelo fato da tensão compressiva gerada no recobrimento ter impedido que a nucleação ocorresse na superfície, conforme observado por Oliveira, *et al.* (2018) e VORWALD *et al.* (2005).

A Figura 148 apresenta superfícies de fraturas dos tirantes nas condições metal base (a), recoberto com Cd (b) e recoberto com liga Zn-Ni (c) onde foi possível observar em (a) a nucleação de várias trincas partindo da superfície, devido à concentração de tensão na raiz das roscas, e se propagando em direção ao centro do corpo de prova. Para os corpos de prova recobertos (b) e (c) foi observado o mesmo fenômeno, comprovando que o efeito da concentração de tensão devido à geometria da rosca superou o efeito da tensão compressiva gerada pelo processo da eletrodeposição, o que também foi evidenciado nos ensaios de fadiga axial.

Figura 146: Superfície de fratura – cdp padrão recoberto com Cd (Smax= 749 MPa, 206.954 ciclos) – ampliado (a) 45x (b) 2.000x



Fonte: Fernandes, et al. (2019).

Figura 147: Superfície de fratura – cdp padrão recoberto com Zn-Ni (Smax= 837 MPa, 29.877 ciclos) – ampliado (a) 44x (b) 2000x



Fonte: Fernandes, et al. (2019).

Figura 148: Superfície de fratura – Tirantes: (a) Metal Base, Smax=793 MPa (9.127 ciclos),
(b) Recoberto com Cd, Smax=793 MPa (9.691 ciclos),
(c) Recoberto com Zn-Ni, Smax=778 MPa (7.681 ciclos).



Fonte: Fernandes, et al. (2019).

5 CONCLUSÕES

Para os corpos de prova padrão, foi observado, tanto na condição recoberto com Cd quanto com liga Zn-Ni, elevação na vida em fadiga (Figura 77) e isso, provavelmente, deve-se ao fato da tensão compressiva gerada devido ao proceso de eletrodeposição.

Resultados experimentais para os corpos de prova com rosca (especial e tirante), tanto fabricado em metal base, quanto recoberto com Cd ou liga Zn-Ni mostraram ser irrelevante o efeito do recobrimento (Figuras 78, 80 e 82) de maneira que podemos concluir que o efeito do concentrador de tensão gerado pela geometria da rosca foi muito superior à influência do processo de eletrodeposição, comprovando a eficiência do processo de desidrogenação. Tal fenômeno também foi comprovado através da análise das fraturas em MEV, onde todos os corpos de prova com rosca apresentaram trincas partindo da superfície (Figura 148).

A Figura 75 mostrou um comparativo entre a vida em fadiga dos corpos de prova padrão e tirante, sendo observado que a vida em fadiga dos tirantes fabricados em metal base e submetido a nível de tensão máxima de 750 MPa foi 83,7% inferior à vida em fadiga axial apresentada para um corpo de prova padrão nas mesmas condições de material. Essa redução aumentou para 95,4% quando o nível de tensão foi reduzido para 650 MPa, mostrando que para baixos níveis de tensão, o estágio de nucleação da trinca em um corpo de prova padrão, que possui raio de concordância suave, é bem mais lento que no caso do tirante. Por outro lado, à medida que o nível da tensão nominal máxima foi elevada, a influência do fator concentrador de tensão reduziu, porém, mantendo significativa influência.

A análise utilizando método de elementos finitos mostrou que o raio de concordância mais suave em um corpo de prova padrão distribui melhor a tensão quando comparado a um corpo de prova de tração, visto que, para tensão máxima nominal de 793 MPa, a tensão de von Mises atingiu pico de 800,8 MPa (Figura 88) para o corpo de prova de fadiga e 822,2 MPa para o cdp de tração (Figura 85).

Para o corpo de prova especial, foi observado nas análises por elementos finitos que quando submetido à tensão nominal máxima de 793 MPa, a tensão de von Mises atingiu pico de 868,6 MPa (Figura 91), deformação plástica na ordem de 1,1% (Figura 94), tensão cisalhante de 434,7 MPa (Figura 97) e tensão Máxima Principal de 1285 MPa (Figura 100), enquanto que a análise para os tirantes, submetido ao mesmo nível de tensão apresentou pico da tensão de von Mises 876,8 MPa (Figura 103), deformação plástica na ordem de 1,4% (Figura 106), tensão cisalhante de 491,6 MPa (Figura 109) e tensão Máxima Principal de

1325 MPa (Figura 112), permitindo concluir que a influência do contato da porca reduz a vida em fadiga.

No comparativo entre os corpos de prova especial e tirantes, foi observada redução de vida na ordem de 60% para os tirantes, em todo intervalo de tensão analisado (Figura 84). Tal fato deve-se à influência do contato na interface porca/parafuso, gerando acréscimo nos níveis de tensão e deformação.

Na abordagem pela MFLE foi observado que o nível da tensão de pico ocorre na superfície do fundo da rosca, superando o valor nominal na ordem de 156% (Figuras 131, 132, 133 e 134) para todo intervalo de tensão analisado, decaindo para valor próximo ao nominal à medida que afastou 0,25 mm do fundo da rosca. A abordagem se mostrou válida, pois à medida em que o nível da tensão máxima nominal foi elevada, a vida em fadiga dos tirantes se aproximou do obtido experimentalmente (Figura 143), apresentando redução na vida útil calculada na ordem de 58,3% para nível de tensão máxima nominal de 680 MPa e 65,8% para nível de tensão nominal máxima de 440 MPa e isso deve-se ao fato da redução do período para nucleação da trinca à medida que foi elevado o nível da tensão máxima nominal.

Através dos ensaios em salt-spray, foi possível observar que nenhum corpo de prova apresentou produto de corrosão vermelha dentro do período de 1008 horas (Figura 70), possibilitando concluir que a substituição do recobrimento de Cd por liga Zn-Ni é viável, tanto do ponto de vista de resistência à fadiga quanto pela resistência à corrosão.
REFERÊNCIAS

AKER Oilfield Services. **Installation of production guide base**. Dez. 2013. Disponível em: https://www.youtube.com/watch?v=i 7OqMTYIyw. Acesso em: 03 jun. 2020.

ALFANTAZI, A. M.; ERB, U. Corrosion properties of pulse-plated zinc-nickel alloy coatings. **Corrosion**, v. 52, n. 11, p. 880-888, 1996. Disponível em: <u>https://onepetro.org/corrosion/article-abstract/113782/Corrosion-Properties-of-Pulse-Plated-Zinc-Nickel</u>. Acesso em: 03 jun. 2020.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5B**: threading, gauging, and inspection of casing, tubing, and line pipe threads, 16. ed. Washington: API, 2017. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 01 jun. 2020.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5CT**: casing and tubing, 10. ed. Washington: API, 2018. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 01 jun. 2020.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 579-1**: fitness for service, June 2016. Washington: API, 2016. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 01 jun. 2020.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 6A**: specification for wellhead and tree equipment, 21. ed. Washington: API, 2019. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 01 jun. 2020.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 7G**: recommended practice for drill stem design and operating limits, 16. ed. Washington: API, 1998. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 01 jun. 2020.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 17D**: design and operation of subsea production systems – subsea wellhead and tree equipment, 2. ed. Washington: API, 2011. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 01 jun. 2020.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 17TR8**: high-pressure high-temperature design guidelines, 2. ed. Washington: API, 2018. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 01 jun. 2020.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 20E**: alloy and carbon steel bolting for use in the petroleum and natural gas industries, 2. ed. Washington: API, 2017. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 01 jun. 2020.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME BPVC.VIII.2**: ASME boiler and pressure vessel code, rules for construction of pressure vessels, 2021 ed. New York: ASME, 2021. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 01 set. 2021.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME BPVC.VIII.3**: ASME boiler and pressure vessel code, rules for construction of pressure vessels, 2021 ed. New York: ASME, 2021. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 01 set. 2021.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME BPVC.XI.1**: ASME boiler and pressure vessel code, rules for inservice inspection of nuclear power plant components, 2021 ed. New York: ASME, 2021. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 01 set. 2021.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A320**: standard specification for alloy-steel and stainless steel bolting for low-temperature service, 2015 ed. West Conshohocken: ASTM, 2015. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 21 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A370**: standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products, 2019 ed. West Conshohocken: ASTM, 2019. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 21 out. 2020..

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A388**: standard practice for ultrasonic examination of steel forgings, 2019 ed. West Conshohocken: ASTM, 2019. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 21 out. 2020..

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A517**: standard specification for pressure vessel plates, alloy steel, high-strength, quenched and tempered, 2017 ed. West Conshohocken: ASTM, 2017. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 21 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B117**: standard practice for operating salt spray (Fog) apparatus, 2019 ed. West Conshohocken: ASTM, 2019. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B766**: standard specification for electrodeposited coatings of cadmium, 2015 ed. West Conshohocken: ASTM, 2015. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B841**: standard specification for electrodeposited coatings of zinc nickel alloy deposits, 2018 ed. West Conshohocken: ASTM, 2018. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B850**: standard guide for post-coating treatments of steel for reducing the risk of hydrogen embrittlement, 2015 ed. West Conshohocken: ASTM, 2015. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3**: standard guide for preparation of metallographic specimens, 2017 ed. West Conshohocken: ASTM, 2017. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M**: standard test methods for tension testing of metallic materials, 2016 ed. West Conshohocken: ASTM, 2016. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E381**: standard method of macroetch testing steel bars, billets, blooms, and forgins, 2020 ed. West Conshohocken: ASTM, 2020. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 28 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384**: standard test methods for microindentation hardness of materials, 2017 ed. West Conshohocken: ASTM, 2017. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E466**: standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials, 2015 ed. West Conshohocken: ASTM, 2015. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E739**: standard practice for statistical analysis of linear or linearized stress-life (S-N) and strain-life (ε-N) fatigue data, 2015 ed. West Conshohocken: ASTM, 2015. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1150**: standard definitions of terms relating to fatigue, 1987 ed. West Conshohocken: ASTM, 1987. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM 1268**: standard practice for assessing the degree of banding or orientation of microstructures, 2019 ed. West Conshohocken: ASTM, 2019. Disponível em: <u>https://ewb.ihs.com</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

AROLA, D.; WILLIAMS, C. L. Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. **International Journal of Fatigue**, v. 24 p. 923-930, 2002. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0142112302000129</u>. Acesso em: 22 out. 2020.

BENGUEDIAB, M. *et al.* Crack propagation under constant amplitude loading based on an energetic parameters and fractographic analysis. **Materials Research**, v. 15, n. 4, p. 544-548, 2012. Disponível em:

https://www.scielo.br/j/mr/a/nXGQMjgFn3BwKbKjGWBLWht/?lang=en. Acesso em: 22 out. 2020.

BHADESHIA, H. K. Prevention of hydrogen embrittlement in steels. **ISIJ International**, v. 56, p. 24-36, 2015. Disponível em: <u>https://www.phase-</u> trans.msm.cam.ac.uk/2016/preventing_hydrogen.pdf. Acesso em: 22 out. 2020.

CABRINI, M. *et al.* Environmentally assisted cracking and hydrogen diffusion in traditional and high-strength pipeline steels, **Corrosion Reviews**, De Gruyter, 2015. Disponível em: <u>https://www.academia.edu/78017311/Environmentally_assisted_cracking_and_hydrogen_diff_usion_in_traditional_and_high_strength_pipeline_steels</u>. Acesso em: 23 out. 2020.

CATÁLOGO ONESUBSEA. **Standard subsea connection systems**. Disponível em: https://onesubsea.slb.com/-/media/onesubsea/files/brochure/oss-cvc-connector-br.ashx. Acesso em: 04 jun. 2020.

CATÁLOGO ONESUBSEA. **Standard vertical subsea trees.** Disponível em: https://www.onesubsea.slb.com/-/media/onesubsea/files/brochure/oss-standard-verticalsubsea-trees-br.ashx. Acesso em: 04 jun. 2020.

CETIN, A.; HARKEGARD, G. Fatigue life prediction for large threaded components. **Procedia Engineering**, v. 2, p. 1225-1233, 2010. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705810001347</u>. Acesso em: 04 jun. 2020.

CHAPETTI, M. D. Estimation of the plain high-cycle fatigue propagation resistance in steels. **Materials Research**, v. 5, n. 2, p. 101-105, 2002. Disponível em: <u>https://www.researchgate.net/publication/26371501_Estimation_of_the_Plain_High-Cycle_Fatigue_Propagation_Resistance_in_Steels</u>. Acesso em: 05 jun. 2020.

CONDE, A.; ARENAS, M. A.; DAMBORENEA, J. J. Electrodeposition of Zn-Ni coatings as Cd replacement for corrosion protection of high strength steel. **Corrosion Science**, v. 53 p. 1489-1497, 2011. Disponível em:

https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X11000436. Acesso em: 05 jun. 2020.

DIETER, G. E. Mechanical metallurgy. 3. ed. Singapore: McGraw-Hill Book Company, 1988. p. 751.

DET NORSKE VERITAS. **DNV-RP-B401:** cathodic protection design, 2010. Disponível em: https://dang.hr/wp-content/uploads/2014/11/rp-b401_2011-04-1.pdf. Acesso em: 04 jun. 2020.

DET NORSKE VERITAS. **DNV-RP-C203:** fatigue design of offshore steel structures, 2011. Disponível em: https://cdm.ing.unimore.it/dokuwiki/_media/wikitelaio2017/rp-c203.pdf. Acesso em: 04 jun. 2020.

DONG, C. F. *et al.* Effects of hydrogen charging on the susceptibility of X100 pipeline steel to hydrogen induced cracking. **International Journal of Hydrogen Energy** v. 34, p. 9879-9884, 2009. Disponível em:

https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0360319909015304. Acesso em: 02 jun. 2020.

DOWLING, N. E. Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue. 4. ed. Harlow: Pearson Education, 2012.

DWIVEDI, S. K.; VISHWAKARMA, M. Hydrogen embrittlement in different materials: a review. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 43, p. 21603-21616, 2018. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0360319918331306</u>. Acesso em: 02 jun. 2020.

FERNANDES, M. F. et al. AISI 4140 steel fatigue performance: cd replacement by electroplated Zn-Ni alloy coating. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 29, p. 1567-1578, 2020. Disponível em: <u>https://link.springer.com/article/10.1007/s11665-020-04669-1</u>. Acesso em: 20 mar. 2020.

GODEFROID, L. B. *et al.* Microstruture and mechanical properties of two API steels for iron ore pipelines. **Materials Research**, v. 17, p. 114-120, 2014. Disponível em: <u>https://www.researchgate.net/publication/273943170_Microstructure_and_Mechanical_Prope_rties_of_Two_Api_Steels_for_Iron_Ore_Pipelines</u>. Acesso em: 25 mar. 2020.

GUINER, E. et al. Fretting fatigue life prediction using the extended finite element method. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 53, p. 217-225, 2011. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0020740311000129</u>. Acesso em: 25 mar. 2020.

HARDIE, D.; CHARLES, E. A.; LOPEZ, A. H. Hydrogen embrittlement of high strength pipeline steels. **Corrosion Science**, v. 48, p. 4378-4385, 2006. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X06000710</u>. Acesso em: 25 mar. 2020.

HIDROGÊNIO em aços. *In:* LINKEDIN: rede social de negócios. [Mountain View, Califórnia, 2003], Disponível em: https://www.linkedin.com/pulse/hidrog%C3%AAnio-em-a%C3%A7os-annelise-zeemann/. Acesso em: 04 jun. 2020.

HUNEAU, B.; MENDEZ, J. Evaluation of environmental effects on fatigue crack growth behavior of a high strength steel in a saline solution with cathodic protection. **International Journal of Fatigue**, Elsevier, 2006, p. 124-131, 2006. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0142112305000927. Acesso em: 04 jun. 2020.

INGLE, M. W. Cadmium elimination, ASM Handbook, v. 5. **Surface Engineering**, Editora ASM International, p. 918-924, 1994.

INGLIS, C. E. Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. **Transactions of the Institution of Naval Architects**, v. 55, p. 219-241, 1913. Disponível em: <u>https://cir.nii.ac.jp/crid/1572261549703641216</u>. Acesso em: 01 mar. 2020

INSTALAÇÃO de equipamentos submarinos de um poço de petroleo-Parte 5-9. Jul 2010. *In:* YOUTUBE: plataforma de compartilhamento de vídeos [San Bruno, Califórnia, 2005]. Disponível em: https://www.youtube.com/watch?v=IBmvCLqFao0. Acesso em: 03 jun. 2020.

INSTALAÇÃO de equipamentos submarinos de um poço de projeto-Parte 8-9. Jul. 2010. *In:* YOUTUBE: plataforma de compartilhamento de vídeos [San Bruno, Califórnia, 2005]. Disponível em: https://www.youtube.com/watch?v=HxIWMqzDARY. Acesso em: 03 jun. 2020.

KALANTARY, M. R. Zinc alloy electrodeposition for corrosion protection. **Plating and Surface Finishing**, v. 81, n. 6, p. 80-88, 1994. Disponível em: <u>https://scholar.google.com/scholar?q=Zinc+alloy+electrodeposition+for+corrosion+protectio</u> <u>n&hl=pt-BR&as_sdt=0&as_vis=1&oi=scholart</u>. Acesso em: 03 jun. 2020.

KAPPES, M.; IANNUZZI, M.; CARRANZA, R. M. Hydrogen embrittlement of magnesium and magnesium alloys: a review. **Journal of Electrochemical Society**, v. 160 p. 168-178, 2013. Disponível em:

https://scholar.google.com/scholar?q=Hydrogen+embrittlement+of+magnesium+and+magnes ium+alloys&hl=pt-BR&as_sdt=0&as_vis=1&oi=scholart. Acesso em: 03 jun. 2020.

KNEZ, M.; GLODEZ, S.; KRAMBERGER, J. Fatigue assessment of piston rod threaded end. **Engineering Failure Analysis** v. 16, p. 1977-1982, 2009. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1350630708002410</u>. Acesso em: 01 jun. 2020.

KISHI, A.; TAKANO, N. Effect of hydrogen cathodic charging on fatigue fracture of type 310S stainless steel. **Journal of Physics:** conference series, p. 1-4, 2010. Disponível em: <u>https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1742-6596/240/1/012050/pdf</u>. Acesso em: 01 jun. 2020.

KNOP, M. et al. Effects of cycle frequency on corrosion-fatigue crack growth in cathodically protected high-strength steels. **Procedia Engineering**, v. 2, p. 1243-1252, 2010. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705810001360</u>. Acesso em: 01 jun. 2020.

KNIGHT, M. J.; BRENNAN, F. P.; DOVER, W. D. Fatigue life improvement of threaded connections by cold rolling. **Journal of Strain Analysis for Engineering Design**, v. 40, n. 2, p. 83-93, 2005. Disponível em:

https://journals.sagepub.com/doi/abs/10.1243/030932405X7818. Acesso em: 01 jun. 2020.

KRISHNIYER, A. *et al.* Electrodeposition and characterization of a corrosion resistant zincnickel-phosphorus alloy. **Plating and Surface Finishing**, v. 86, n. 1, p. 99-103, 1999. Disponível em: <u>https://www.nmfrc.org/pdf/9901099.pdf</u>. Acesso em: 03 jun. 2020.

KRZYSZTOP, M.; GRZEGORZ, G. A method of elastic-plastic stress and strain calculation at a notch root. **Materials Science and Engineering**, v. 50, p. 93-100, 1981. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/0025541681900896</u>. Acesso em: 20 jun. 2020.

LIU, H. W.; MILLER, K. J. Fracture toughness of fresh-water ice. **Journal of Glaciology**, v. 22, n. 86, p. 135-143, 1979. Disponível em:

https://www.cambridge.org/core/journals/journal-of-glaciology/article/fracture-toughness-of-freshwater-ice/058A5E818BC536BAF359F9FEDE823D5C. Acesso em: 08 jun. 2020.

MAJZOOBI, G. H.; FARRAHI, G. H.; HABIBI, N. Experimental evaluation of the effect of thread pitch on fatigue life of bolts. **International Journal of Fatigue,** v. 27, p. 189-196, 2005. Disponível em:

https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0142112304001409. Acesso em: 10 jul. 2020.

MARCELO, A. L. et al. Fatigue properties of high strength bolts. **Procedia Engineering**, v. 10, p. 1297-1302, 2011. Disponível em:

https://www.researchgate.net/publication/251716342 Fatigue Properties of High Strength Bolts. Acesso em: 10 fev. 2020.

MEERTENS, B. et al. Fatigue behaviour of threaded couplings. **Experimental Research**, Day of Research, Labo Soete, 2010. Disponível em:

https://www.academia.edu/48147186/Fatigue_behaviour_of_threaded_couplings_experiment al_research. Acesso em: 10 fev. 2020.

MERTENS, G. et al. Hydrogen absorption and desorption in steel by electrolytic charging. Advanced Materials Research, v. 15, p. 816-821, 2007. Disponível em: <u>https://www.scientific.net/AMR.15-17.816</u>. Acesso em: 25 set. 2020.

MINE, Y. Fatigue crack growth behavior and hydrogen penetration properties in austenitic stainsless steels exposed to high-pressure hydrogen gas environment. **Tetsu-To-Hagane**, v. 93, n. 3, p. 47-56, 2007. Disponível em:

https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0142112317301810. Acesso em: 20 set. 2020.

MIRANDA, F. J. F. *et al.* Corrosion behavior of zinc-nickel alloy electrodeposited coatings. **Corrosion**, v. 55, n. 8, p. 732-742, 1999. Disponível em:

https://meridian.allenpress.com/corrosion/article-abstract/55/8/732/161805/Corrosion-Behavior-of-Zinc-Nickel-Alloy?redirectedFrom=fulltext. Acesso em: 15 set. 2020.

MOHANDESI, J. A. *et al.* Dependence of the yield and fatigue strength of the thread rolled mild steel on dislocation density. **Transactions of the ASME,** v. 128, p. 216-222, 2007. Disponível em:

https://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.822.2132&rep=rep1&type=pdf. Acesso em: 15 set. 2020.

MULLER, C.; SARRET, M.; BENBALLA, M. Complexing agents for a Zn-Ni alkaline bath. **Journal of Electroanalytical Chemistry**, v. 519 p. 85-92, 2002. Disponivel em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0022072801007252</u>. Acesso em: 15 set. 2020.

NASCIMENTO, M. P. et al. Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 Aeronautical Steel. International Journal of Fatigue, v. 23, p. 607-618, 2001. Disponivel em: <u>https://www.researchgate.net/profile/Marcelino-</u> Nascimento/publication/223284861_Effects_of_surface_treatments_on_the_fatigue_strength_ of_AISI_4340_aeronautical_steel/links/59fcfddca6fdcca1f297644a/Effects-of-surfacetreatments-on-the-fatigue-strength-of-AISI-4340-aeronautical-steel.pdf. Acesso em 28 out. 2020.

OLIVEIRA, V. M. C. A. *et al.* Plasma immersion ion implantation (PIII) influence on Ti-6Al-4V alloy: frequency effect. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v.109, p. 157-165, 2018. Disponivel em: <u>https://repositorio.unesp.br/bitstream/handle/11449/170526/2-s2.0-</u> <u>85040000511.pdf?sequence=1</u>. Acesso em 30 out. 2020.

PADILHA, R. Q. Influência na vida em fadiga da espessura das camadas de níquel e cromo duro em aço AISI 4340. Orientador: Herman Jacobus Cornelis Voorwald. 2004. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 2004.

PARK, H.; SZPUNAR, J. A. The role of texture and morphology in optimizing the corrosion resistance of zinc-based electrogalvanized coatings. **Corrosion Science**, v. 40, p. 525-545,

1998. Disponível em:

https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X97001480. Acesso em: 01 fev. 2020.

PASTOUKHOV, V. A.; VOORWALD, H. J. C. Introdução à mecânica da integridade estrutural. 1.ed. São Paulo: Editora Unesp, 2010.

PRICE, S. J.; FIGUEIRA, R. B. Corrosion protection systems and fatigue corrosion in offshore wind structures: current status and future perspectives. **Coatings**, v. 7, 2017. Disponível em: <u>https://www.mdpi.com/2079-6412/7/2/25</u>. Acesso em: 19 jul. 2020.

RAJENDRAN, S. et al. Corrosion evaluation of CN and Non-CN coatings using electrochemical polarization. **Plating and Surface Finishing**, v. 84, n. 3, p. 59-62, 1997. Disponível em: <u>https://www.nmfrc.org/pdf/p0397d.pdf</u>. Acesso em: 29 jan. 2021.

RAZVAN, R. Some remarks on the history of fracture mechanics. **Proceedings of the 3rd International Conference on Applied Mathematics, Simulation and Modeling**, 2009. Disponível em: https://www.researchgate.net/profile/Dietmar-

<u>Gross/publication/260975561_Some_Remarks_on_the_History_of_Fracture_Mechanics/links</u> /5798b72908aed51475e873d3/Some-Remarks-on-the-History-of-Fracture-Mechanics.pdf. Acesso em: 15 mai. 2021.

SADAPHALE, D. B.; WADADKAR, J. Fatigue analysis threaded connections & evaluation of crack growth for fatigue crack propagation. **International Journal of Engineering Technology Science and Research**, p. 9-12, 2015. Disponível em: <u>http://www.ijetsr.com/faq.html</u>. Acesso em: 12 fev. 2020.

SCHNEIDER, S. Zinc plating. **Plating and Surface Finishing**, v. 89, n. 8 p. 58-59, 2001. Disponível em: <u>https://www.nmfrc.org/pdf/9811070.pdf</u>. Acesso em: 11 jan. 2020.

SHORT, N. R.; ZHOU, S.; DENNIS, J. K. Electrochemical studies on the corrosion of a range of zing alloy steel in alkaline solutions. **Surface and Coatings Technology**, v. 79, p. 218-224, 1996. Disponível em:

https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/025789729502428X. Acesso em: 25 abr. 2020.

SILVA, L. A. S. **Avaliação da resistência à corrosão de revestimentos comerciais alternativos ao cádmio**. Orientador: Lúcio Alexandre Sores da Silva. 2001. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2001.

SIMULIA USER ASSISTANCE. Disponível em: https://help.3ds.com/2018/English/DSSIMULIA_Established/SIMACAEELMRefMap/simael m-c-general.htm?ContextScope=all. Acesso em: 04 jun. 2020.

SOARES, M. E.; SOUZA, C. A. C.; KURI, S. E. Corrosion resistance of a Zn-Ni electrodeposited alloy obtained with a controlled electrolyte flow and gelatin additive. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 6, p. 2953-2959, 2006. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0257897206004701</u>. Acesso em: 28 jan. 2020.

SONG, J.; CURTIN, W. A. Atomic mechanism and prediction of hydrogen embrittlement in iron. **Nature Materials**, v. 12, n. 2, p. 145, 2013. Disponível em: <u>https://www.nature.com/articles/nmat3479</u>. Acesso em: 04 mar. 2020.

SRIRAMAN, K. R. et al. Characterization of corrosion resistance of electrodeposited Zn-Ni, Zn and Cd coatings. **Electrochimica Acta**, v. 105, p. 314-323, 2013. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0013468613008980</u>. Acesso em: 23 jan. 2020.

TORRES, M. A. S.; VOORWALD, H. J. C. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation of the fatigue life of AISI 4340 steel. **International Journal of Fatigue**. Guildford, v. 24, p. 877-886, 2002. Disponível em:

https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0142112301002055. Acesso em: 15 jan. 2020.

VIANNA, C. S. *et al.* Difusão do hidrogênio em martensita. **Revista Matéria**, v. 9, n. 1, p. 01-11, 2004. Disponível em:

http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10263/10263.pdf. Acesso em: 08 fev. 2020.

VIEIRA, L. F. S.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. O. H. Fatigue performance of AISI 4340 steel Ni-Cr-B-Si-Fe HVOF thermal spray coated. **Procedia Engineering**, Amsterdam, v. 114, p. 606-612, 2015. Disponível em:

https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705815017506. Acesso em: 10 abr. 2021.

VOSIKOVSKY, O. Fatigue crack growth in an X-65 line-pipe steel at low cyclic frequencies in aqueous environments. **Journal of Engineering Materials and Technology**, Transactions of ASME, p. 298-304, 1975. Disponível em:

https://asmedigitalcollection.asme.org/materialstechnology/article-

abstract/97/4/298/402473/Fatigue-Crack-Growth-in-an-X-65-Line-Pipe-Steel-at. Acesso em: 20 abr. 2021.

VOORWALD, H. J. C. *et al.* Effect of electroless nickel interlayer on the fatigue strength of chromium electroplated AISI 4340 steel. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 29, p. 695-704, 2007. Disponível em:

https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0142112306002039. Acesso em: 28 abr. 2021.

VOORWALD, H. J. C.; VIEIRA, L. F. S.; CIOFFI, M. O. H. Evaluation of WC-10Ni thermal spraying coating by HVOF on the fatigue and corrosion AISI 4340 steel. **Procedia Engineering**, Amsterdam, v. 2, p. 331-340, 2010. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S187770581000038X</u>. Acesso em: 30 abr. 2021.

VOORWALD, H. J. C. *et al.* Effects of electroplated zinc-nickel alloy coatings on the fatigue strength of AISI 4340 high-strength steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Materials Park, v. 14, p. 249-257, 2005. Disponível em: <u>https://link.springer.com/article/10.1361/10599490522365</u>. Acesso em: 30 abr. 2021.

VOORWALD, H. J. C. *et al.* Improvement in the fatigue strength of chromium electroplated AISI 4340 steel by shot peening. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, Oxford, v. 32, p. 97-104, 2009. Disponível em:

https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1111/j.1460-2695.2008.01314.x. Acesso em: 25 abr. 2021.

WITTENBERGHE, J.; BAETS, P.; WALLE, W. – "Fatigue crack growth behavior of threaded pipe couplings" - Proceeding of the ASME 2011 Pressure Vessels and Piping Division Conference, 2011. Disponível em:

https://asmedigitalcollection.asme.org/PVP/proceedings-abstract/PVP2011/1033/343497. Acesso em: 10 mar. 2021.

WITTENBERGHE, J.; BAETS, P.; WALLE, W. Fatigue life Improvement of threaded pipe couplings, **ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference**, Bellevue, WA, USA, 2010. Disponívem em: <u>https://asmedigitalcollection.asme.org/PVP/proceedings-abstract/PVP2010/559/349596</u>. Acesso em: 10 mar. 2021.

WITTENBERGH, J. et al. Fatigue Investigation of threaded pipe connections. **Day of Research** - Labo Soete, Ghent University, Belgium, 2010. Disponível em: <u>https://openjournals.ugent.be/scad/article/id/76378/</u>. Acesso em: 15 mar. 2021.

XUE, Y. et al. Micromechanisms of multistage fatigue crack growth in high strength aluminum alloy. Acta Materials, v. 55, p. 1975-1984, 2007. Disponível em: <u>https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359645406008093</u>. Acesso em: 10 fev. 2021.

YONEKURA, D.; FUJITA, J.; MIKE, K. Fatigue and wear properties of Ti-6Al-4V alloy with Cr/CrN multilayer coating. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 275, p. 232 -238, 2015. Disponível em:

https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0257897215300098. Acesso em: 01 fev. 2021.

ZHANG, J. et al. Theoretical models of threshold stress intensity factor and critical hydride length for delayed hydride cracking considering thermal stress. **Nuclear Engineering Technology**, v. 50, p. 1138-1147, 2018. Disponível em:

https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S173857331830367X. Acesso em: 20 dez. 2020.