

MARTIN FERREIRA FERNANDES

Análise do comportamento em fadiga do recobrimento de uma liga zinco-níquel como substituição ao cádmio eletrodepositado para o aço AISI 4140

Guaratinguetá - SP
2018

Martin Ferreira Fernandes

Análise do comportamento em fadiga do recobrimento de uma liga zinco-níquel como substituição ao cádmio eletrodepositado para o aço AISI 4140

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientadora: Dr^a. Verônica Mara de Oliveira Velloso

Coorientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

Guaratinguetá - SP
2018

F362a	<p data-bbox="411 1346 1390 1480">Fernandes, Martin Ferreira Análise do comportamento em fadiga do recobrimento de uma liga zinco-níquel como substituição ao cádmio eletrodepositado para o aço AISI 4140 / Martin Ferreira Fernandes. – Guaratinguetá, 2018. 92 f : il. Bibliografia: f. 87-92</p> <p data-bbox="411 1581 1390 1715">Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2018. Orientador: Prof^ª. Dr^ª. Verônica Mara de Oliveira Velloso Coorientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald</p> <p data-bbox="475 1749 1342 1783">1. Aço - Fadiga. 2. Revestimentos. 3. Corrosão e anticorrosivos. I. Título</p> <p data-bbox="1225 1816 1390 1848">CDU: 669.14</p>
-------	--

Pâmella Benevides Gonçalves
Bibliotecária/CRB-8/9203

MARTIN FERREIRA FERNANDES

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
“GRADUADO EM ENGENHARIA MECÂNICA”

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Dr. MARCELO SAMPAIO MARTINS
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Dr. VERÔNICA MARA DE OLIVEIRA VELLOSO
Orientadora/UNESP-FEG


Dr. MIDORI YOSHIKAWA PITANGA
UNESP-FEG


Dr. RAFAEL GUSTAVO BONORA
Membro Externo

Novembro de 2018

DADOS CURRICULARES

MARTIN FERREIRA FERNANDES

NASCIMENTO	23.08.1995 – Garça / SP
FILIAÇÃO	Antonio Marcos Fernandes Flávia Aparecida Ferreira da Silva
2013/2018	Graduação em Engenharia Mecânica - Bacharelado Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho" Câmpus de Guaratinguetá
2015/2016	Graduação em Engenharia Mecânica – Período Sanduíche Illinois Institute of Technology, Chicago – IL, Estados Unidos
2010/2012	Curso Técnico de Informática - Técnico Colégio Técnico Industrial de Guaratinguetá - UNESP

dedico este trabalho de modo especial,
à minha família e professores

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus pela família, pelas pessoas boas em minha vida, e por todas as oportunidades dia após dia.

à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo pelo suporte financeiro para a realização do projeto (Processo n.º 2017/05619-0).

à Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Campus de Guaratinguetá, funcionários e professores, pelos laboratórios e equipamentos utilizados.

à Dr^a. Verônica Mara de Oliveira Velloso pela orientação, auxílio e ensinamentos durante o projeto.

ao Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald pela orientação, ensinamentos e contribuições durante o projeto.

ao Prof. Dr. Marcelo Augusto Santos Torres pelo apoio, amizade e iniciação na carreira acadêmica na área de fadiga dos materiais.

aos pesquisadores Prof. Dr. Luiz Rogério de Oliveira Hein, Jefferson Rodrigo Marcelino dos Santos, Máisa Milanez Ávila Dias Maciel, Prof. Dr. Manoel Cleber de Sampaio Alves e Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento pelo apoio durante o projeto.

aos familiares, amigos e professores que me apoiaram durante a graduação.

“O importante é não parar de questionar. A curiosidade tem a sua própria razão para existir.”

Albert Einstein

RESUMO

Tirantes são aplicados na indústria petroquímica brasileira para unir flanges ou conectores de equipamentos em ambientes marítimos, onde ocorrem flutuações na tensão de tração devido à variação da pressão do poço de petróleo ou devido ao movimento das ondas do mar, sendo este responsável pelo mecanismo de fadiga. Devido aos ambientes corrosivos em que estão em operação, frequentemente os tirantes passam por um processo de eletrodeposição com cádmio. Contudo, o cádmio oferece riscos ao meio ambiente e à saúde humana. Revestimentos anticorrosivos influenciam a resistência à fadiga, e sua influência precisa ser avaliada de maneira a garantir a integridade de componentes estruturais. A viabilidade com relação ao comportamento em fadiga da substituição do revestimento de cádmio eletrodepositado por uma liga zinco-níquel para o aço AISI 4140 foi investigada neste trabalho. A comparação do comportamento em fadiga foi feita a partir das curvas S-N do aço AISI 4140 em fadiga axial para os tirantes, corpos de prova de acordo com a norma ASTM E466 e corpos de prova roscados. A distribuição de Weibull foi utilizada para realizar a análise estatística do comportamento em fadiga. A análise por elementos finitos foi utilizada para quantificar a concentração de tensões. A microscopia óptica e eletrônica de varredura foram utilizadas para análise da microestrutura e superfície de fratura das amostras, respectivamente. O efeito da concentração de tensões devido às roscas dos tirantes demonstrou ter maior influência que o efeito dos recobrimentos de cádmio ou de zinco-níquel no comportamento em fadiga do aço AISI 4140, resultando em comportamentos em fadiga similares para corpos de prova com rosca para ambos tipos de recobrimento. O material recoberto com cádmio eletrodepositado apresentou comportamento em fadiga similar ao material base, o que pode ser atribuído à eficiência do tratamento de desidrogenação realizado. O material recoberto com uma liga zinco-níquel apresentou um pequeno incremento na resistência à fadiga axial do material, o que pode estar relacionado à uma condição de tensões residuais menos tratativas que as apresentadas pelo material base. A substituição do cádmio eletrodepositado por uma liga zinco-níquel demonstrou ser viável com relação ao comportamento em fadiga para o aço AISI 4140.

PALAVRAS-CHAVE: Fadiga. Recobrimento de Cádmio. Recobrimento de Zinco-Níquel. Revestimentos anticorrosivos. AISI 4140.

ABSTRACT

Studs are applied in the Brazilian petrochemical industry to join together flanges or equipment connectors in marine environments, where fluctuations of the tensile stress at the studs occur due to the variation of the pressure in the oil well or due to the ocean waves movement, causing the fatigue mechanism. Due to the corrosive operating environments, frequently the studs undergo a cadmium electrodeposition process. However, cadmium is hazardous to the environment and to human health. Anticorrosive coatings influence the fatigue resistance, and its influence has to be evaluated in order to ensure structural integrity. The feasibility with respect to the fatigue behavior of the substitution of electrodeposited cadmium for a zinc-nickel alloy on AISI 4140 steel was investigated in this work. The fatigue behavior comparison was made through the analysis of AISI 4140 steel S-N curves in axial fatigue for studs, specimens in accordance with standard, and threaded specimens. The Weibull distribution was used to perform the statistical analysis of the fatigue behavior. The finite element analysis was used to quantify the stress concentration. The optical and scanning electron microscopies were used to perform the microstructure and fracture surface analysis, respectively. The stress concentration effect due to the threads of the studs had more influence than the cadmium or zinc-nickel coatings in the fatigue behavior of AISI 4140 steel. The material covered with electrodeposited cadmium presented a similar fatigue behavior to the base material, which can be attributed to dehydrogenation treatment. The material covered with a zinc-nickel alloy presented a small increase in the axial fatigue resistance, which may be related to a lower tensile residual stress value than the presented by the base material. The substitution of the electrodeposited cadmium for a zinc-nickel alloy has proven to be feasible with respect to the AISI 4140 steel fatigue behavior.

KEYWORDS: Fatigue. Cadmium coating. Zinc-Nickel coating. Anticorrosive coatings. AISI 4140.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
1.1	ASPECTOS GERAIS	11
1.2	OBJETIVOS	12
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
2.1	FADIGA	13
2.1.1	Mecanismo de falha por fadiga	13
2.1.2	Fatores que influenciam a vida em fadiga	14
2.1.3	Modelo da distribuição de Weibull	17
2.2	REVESTIMENTOS ANTICORROSIVOS	18
2.2.1	Efeito no comportamento em fadiga	18
2.2.2	Alternativas ao cádmio eletrodepositado	19
3	MATERIAIS E MÉTODOS	21
3.1	MATERIAL	21
3.2	MÉTODOS	21
3.2.1	Caracterização metalográfica	21
3.2.2	Ensaio de tração	22
3.2.3	Medidas de Microdureza Vickers	22
3.2.4	Medidas de Rugosidade	23
3.2.5	Simulação por Elementos Finitos	23
3.2.6	Sensibilidade ao Entalhe	25
3.2.7	Ensaio de Fadiga Axial	26
3.2.8	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	28
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	29
4.1	CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA	29
4.2	CARACTERIZAÇÃO DOS RECOBRIMENTOS	33
4.2.1	Microscopia óptica	33
4.2.2	Microscopia eletrônica de Varredura	35
4.2.3	Espectroscopia por Energia Dispersiva	37
4.3	ENSAIOS DE TRAÇÃO	42
4.4	MEDIDAS DE MICRODUREZA VICKERS	44
4.5	RUGOSIDADE	48

4.6	ANÁLISE POR ELEMENTOS FINITOS	49
4.7	SENSIBILIDADE AO ENTALHE	51
4.8	ENSAIOS DE FADIGA AXIAL	53
4.9	SUPERFÍCIES DE FRATURA	67
5	CONCLUSÕES.....	87
	REFERÊNCIAS.....	88

1 INTRODUÇÃO

1.1 ASPECTOS GERAIS

As indústrias de óleo e gás utilizam tirantes em conectores de equipamentos e flanges em ambientes marítimos como componentes estruturais que devem resistir a elevadas pressões internas. Estes elementos estruturais são barras roscadas projetadas para operar em condição de tração. Similarmente a parafusos prisioneiros, estes elementos não possuem cabeça como os demais tipos de parafuso de fixação (NORTON, 2013). Um tirante com recobrimento de cádmio é apresentado na Figura 1. Nessas aplicações, o carregamento dos tirantes está sujeito a flutuações na tensão de tração devido a variações na pressão do poço de petróleo ou devido ao movimento das ondas do mar, por exemplo. Estes carregamentos cíclicos, que podem ser de amplitude constante ou variável, por longos períodos de tempo, podem ser responsáveis pelo mecanismo de falha por fadiga (DOWNLING, 2012).

Figura 1 – Tirante com recobrimento de cádmio



Fonte: Próprio autor

O processo de fadiga em ambientes corrosivos, como o ambiente marítimo, pode resultar em um dano maior que o processo de fadiga ou de corrosão atuando separadamente (SCHIJE, 2008; SABELKIN *et al.*, 2016). Uma fratura por fadiga de componentes estruturais, como os tirantes, em seus ambientes de operação pode resultar em enorme dano ambiental, como, por exemplo, o vazamento de petróleo no mar. De maneira a proteger os tirantes do ambiente corrosivo, frequentemente é utilizado o processo de eletrodeposição de cádmio. Contudo, é amplamente conhecido que o cádmio é um metal tóxico que pode gerar impacto ao meio ambiente e à saúde de quem opera o processo (SRIRAMAN, 2013).

A aplicação de recobrimentos influencia a vida em fadiga, podendo proporcionar efeitos positivos, devido, por exemplo, à alta resistência do recobrimento, possíveis tensões residuais compressivas, e boa adesão; como efeitos negativos à resistência à fadiga, como devido à presença de defeitos no filme e comportamento frágil do recobrimento, entre outros fatores (YONEKURA *et al.*, 2015). Sendo assim, o comportamento em fadiga de possíveis

alternativas ao recobrimento de cádmio precisa ser estudado para assegurar sua viabilidade em aplicações em componentes estruturais nas indústrias de óleo e gás.

1.2 OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho foi o estudo da viabilidade da substituição do recobrimento de cádmio eletrodepositado por uma liga de zinco-níquel para o aço AISI 4140, visando a aplicação nos tirantes da indústria petroquímica.

Alguns dos objetivos específicos do trabalho foram avaliar o comportamento em fadiga do material através de curvas S-N com e sem os recobrimentos de cádmio e zinco-níquel para corpos de prova com e sem rosca, avaliar o efeito da sensibilidade ao entalhe nos tirantes, aplicar o modelo de Weibull para realizar a análise estatística dos dados de fadiga, caracterizar a microestrutura e analisar as superfícies de fratura do material.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 FADIGA

A fadiga pode ser definida como um mecanismo de falha, ou de fratura por avanço de trinca, que ocorre em componentes submetidos a carregamentos dinâmicos, de amplitude constante ou variável, por um determinado período de tempo (DOWLING, 2012). O estudo do comportamento em fadiga é fundamental para a previsão da vida segura de componentes mecânicos, uma vez que a maioria das falhas em máquinas e em componentes mecânicos ocorre devido a cargas dinâmicas. Em muitas aplicações na engenharia, os carregamentos dinâmicos são inevitáveis, o que torna o estudo do comportamento em fadiga essencial para garantir a segurança e eficiência de componentes.

A fratura por fadiga pode provocar o colapso estrutural por acontecer de maneira repentina e em níveis de tensão inferiores ao limite de escoamento do material. Ainda que o mecanismo de fadiga ocorra dentro do regime elástico, existem deformações plásticas microscópicas localizadas que geram intrusões e extrusões, que, atuando como concentradores de tensão em escala microscópica, podem levar à nucleação de trincas. Essa deformação plástica em escala microscópica contribui para a irreversibilidade do mecanismo (AGUERO *et al.*, 2012; ZHENG *et al.*, 2015). A presença de cargas dinâmicas, da deformação plástica em escala microscópica e de tensões de tração, que promovem a propagação da trinca, são fatores necessários para que ocorra a fratura por fadiga (BAPTISTA, 2000).

Os critérios de projeto para evitar o colapso estrutural por fadiga podem ser vida segura, falha segura, ou tolerância ao dano. O critério de vida segura prevê a substituição ou reparo do componente após uma vida projetada ser atingida. O critério de falha segura permite que o componente apresente trincas desde que não atinjam um tamanho crítico durante a vida útil. O critério de tolerância ao dano, por sua vez, é uma combinação dos outros dois critérios, em que o componente é monitorado para verificar a existência de falhas após o término da vida segura (BONORA *et al.*, 2010).

2.1.1 Mecanismo de falha por fadiga

A falha por fadiga ocorre através das etapas de iniciação, propagação e fratura final. A etapa de iniciação ocorre em regiões de concentração de tensões e microplasticidade, com preferência na superfície livre, que possui menos restrições às deformações. A deformação

plástica causa distorções e forma bandas de deslizamento devido a movimentos cisalhantes ao longo dos contornos de grão. O agrupamento dessas bandas de deslizamento forma trincas microscópicas (SCHIJVE, 2008; NORTON, 2013).

A iniciação da trinca por fadiga é frequentemente considerada como um fenômeno superficial. Além da superfície apresentar menos restrições ao deslizamento de discordâncias e, conseqüentemente, deformação plástica, as condições de acabamento superficial ou a presença de entalhes favorecem a nucleação das trincas na superfície. Mesmo que a superfície não apresente entalhes, o mecanismo de deformação plástica localizada ainda ocorre desde que o limite de escoamento seja excedido em alguma região do material (LYNCH, 2017). Contudo, a trinca pode se nuclear abaixo da superfície, como, por exemplo, no caso da existência de inclusões, poros, cavidades ou partículas de segunda fase que atuam como intensificadores de tensão para iniciar a trinca (GILLNER *et al.*, 2018); ou no caso de tratamentos superficiais que modificam a condição da superfície de maneira a dificultar a nucleação, como, por exemplo, a formação de um campo de tensões residuais compressivas através do *shot peening* (TORRES, VOORWALD, 2002).

A transição entre o período de nucleação e de propagação não é bem definido, sendo frequentemente considerado simplesmente como o período em que as primeiras trincas detectáveis surgem, o que depende da técnica experimental utilizada. Alguns autores definem a transição através de parâmetros de tamanho de trinca ou outra característica geométrica, como, por exemplo, intrusões de profundidade de 4 μm (LUKAS, 2003).

O período de propagação da trinca divide-se em dois estágios: durante o estágio I, ocorre uma extensão da microtrinca na direção dos planos de escorregamento, enquanto no estágio II, a trinca troca sua direção de propagação e passa a propagar-se na direção normal à máxima tensão de tração. Durante o estágio de propagação, a trinca concentra mais tensão que os concentradores de tensão existentes anteriormente, desenvolvendo uma zona plástica na ponta da trinca (POOK, 2009). O crescimento das trincas ocorre com a aplicação de tensão trativa, enquanto tensões compressivas tendem a fechar as trincas. Quando a trinca atinge um tamanho crítico, a área restante não suporta o carregamento e a ruptura ocorre por sobrecarga (NORTON, 2013).

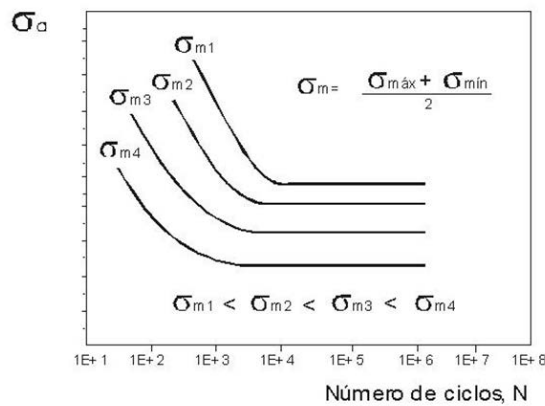
2.1.2 Fatores que influenciam a vida em fadiga

Diversos fatores podem influenciar a vida em fadiga, como, por exemplo, o acabamento superficial, o ambiente, a temperatura, a resistência mecânica do material, a microestrutura, a

razão de fadiga, tensões residuais, tratamentos superficiais. O comportamento em fadiga de um componente é resultado de uma combinação desses fatores, entre outros não citados.

A tensão média em que ocorre o mecanismo de fadiga é um dos fatores que influenciam o comportamento em fadiga. Para uma mesma amplitude de tensão, tensões médias de tração resultam em menor vida em fadiga do que para a tensão média zero, enquanto tensões médias compressivas resultam em maior vida em fadiga, como pode ser observado na Figura 2 (DIETER, 1981; DOWLING, 2012). O motivo de tal comportamento é que tensões trativas tendem a favorecer a propagação da trinca, enquanto tensões compressivas tendem a fechar a trinca.

Figura 2 - Efeito da tensão média



Fonte: Dieter (1981)

A rugosidade superficial ou defeitos na superfície resultam em pequenos concentradores de tensão que favorecem a nucleação da trinca (SCHIJVE, 2008). Sendo assim, um melhor acabamento superficial tende a aumentar a vida em fadiga por dificultar a nucleação da trinca. A presença de entalhes na superfície afeta a vida em fadiga devido ao efeito de concentração de tensão. A tensão localizada nestas descontinuidades é mais elevada, o que resulta em maior deformação plástica cíclica localizada (LUKAS, 2003). Zheng *et al.* (2015) realizaram um estudo fractográfico das trincas por fadiga em uma roda de aço para carros e observaram que as falhas eram consequência da concentração de tensão. Gao (2017) investigou o efeito da sensibilidade do entalhe de um aço utilizado para trem de pouso na indústria aeroespacial, avaliando que a resistência à fadiga do material diminuiu com o aumento do fator de concentração de tensão. Owolabi *et al.* (2015), ao desenvolver um modelo por elementos finitos que considera a microestrutura e o raio da raiz do entalhe, mostraram que a probabilidade de falha, o fator de concentração de tensão em fadiga e a sensibilidade aumentam com o aumento do raio do entalhe. Chaves *et al.* (2017)

desenvolveram um método para prever o limite de fadiga a partir do gradiente de tensões obtido por elementos finitos no entalhe de um componente, o que permite a aplicação do modelo para geometrias complexas com erros menores que 5% em comparação ao modelo exato, o que é de interesse aos engenheiros mecânicos projetistas. Gao (2017) realizou ensaios de fadiga para corpos de prova lisos e para corpos de prova com entalhes em um aço 40CrNi2Si2MoVA, mostrando que a resistência à fadiga reduziu com o aumento do fator de concentração de tensão teórico. Foi demonstrado o aço de alta resistência estudado apresenta alta sensibilidade à concentração de tensões, por apresentar um valor de sensibilidade ao entalhe maior que 0,5 para todas as condições testadas, atingindo um valor máximo de 0,8.

A microestrutura exerce influência nas propriedades do material, o que influencia o comportamento em fadiga. Em geral, a redução do tamanho das inclusões, o refinamento de grãos e uma alta densidade de discordâncias, desde que não ocorra uma perda substancial da ductilidade, aumentam a vida em fadiga de metais (DOWLING, 2012; ZHOU *et al.*, 2017). Diferentes rotas de tratamento térmico resultam em variações na microestrutura, o que pode proporcionar variações nas propriedades do material, como a resistência ao escoamento, limite de resistência à tração e a tenacidade. Um aumento da resistência ao escoamento do material dificulta a deformação plástica que é necessária para o mecanismo de fadiga, proporcionando ganho em resistência à fadiga. A tenacidade à fratura, por sua vez, é uma propriedade relacionada a resistência de um material à fratura quando uma trinca está presente (CALLISTER, 2016).

O ambiente em que ocorrem as cargas dinâmicas pode influenciar tanto os períodos de nucleação como de propagação da trinca. O mecanismo de fadiga em um ambiente corrosivo pode proporcionar danos maiores que os efeitos de corrosão ou fadiga atuando separadamente. A corrosão acelera o período de iniciação da trinca, podendo, por exemplo, produzir *pits* de corrosão (SCHIJVE, 2008; GENTIL, 2011; VOORWALD *et al.*, 2007). Nascimento *et al.* (2010) estudaram o efeito de ambientes corrosivos na resistência à fadiga do aço AISI 4130 com a finalidade de avaliar o efeito do ambiente agressivo que atuam em aeronaves. Os pesquisadores constataram que o processo corrosivo diminuiu a resistência à fadiga devido aos *pits* de corrosão gerados e aos concentradores de tensão locais que possibilitaram a iniciação de trincas.

Tratamentos superficiais, como a eletrodeposição de revestimentos anticorrosivos, também influenciam o comportamento em fadiga. A influência dos recobrimentos na vida em fadiga será abordada separadamente na Seção 2.2.1.

2.1.3 Modelo da distribuição de Weibull

Devido à variabilidade dos dados de fadiga, modelos matemáticos podem ser utilizados para realizar a análise estatística dos dados. O modelo da distribuição de Weibull é uma importante ferramenta para analisar o grau de confiabilidade dos dados experimentais, fazer previsões do tempo de vida, entre outras aplicações (EFFERTZ *et al.*, 2016).

A função densidade de probabilidade para a distribuição de Weibull com dois parâmetros é definida conforme a Equação (1), onde α é o parâmetro de escala, β é o parâmetro de forma, e x é o número de ciclos.

$$f(x) = \frac{\beta}{\alpha} \left(\frac{x}{\alpha}\right)^{\beta-1} e^{-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta} \quad \alpha \geq 0, \beta \geq 0 \quad (1)$$

Integrando-se a Equação (1), obtém-se a função probabilidade de falha do material, descrita pela Equação (2).

$$F_f(x) = 1 - e^{-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta} \quad (2)$$

Como a função $F_f(x)$ não pode ser obtida diretamente, este valor pode ser estimado empiricamente pela classificação média de Bernard, de maneira a se obter uma equação linear dada pela Equação (3), onde i é o número da amostra, e n é o número total de amostras ensaiadas por nível de tensão (EFFERTZ *et al.*, 2016; ORNAGHI *et al.*, 2012).

$$MR = \frac{i-0,3}{n+0,4} \quad (3)$$

Utilizando-se o método, cada conjunto de coordenadas de um nível de tensão em um ensaio de fadiga gera uma reta que permite o cálculo dos parâmetros de Weibull (α e β). Com esse método, é possível calcular a probabilidade de falha a partir do número de ciclos ou obter a vida esperada a partir de uma dada confiabilidade.

2.2 REVESTIMENTOS ANTICORROSIVOS

A corrosão pode ser definida como a deterioração de um material por ação química ou eletroquímica do meio ambiente, sendo, geralmente, uma reação de superfície (GENTIL, 2007). Entre os principais meios corrosivos, pode-se considerar a atmosfera, águas naturais, solo e produtos químicos. A ação corrosiva da água do mar está relacionada com a solução de sais, matéria orgânica e gases dissolvidos (GENTIL, 2011).

Revestimentos metálicos podem ser utilizados para diferentes finalidades, como para aumentar a resistência ao atrito, a resistência à oxidação, o endurecimento superficial e a resistência à corrosão. Um dos processos utilizados para aplicação de revestimentos metálicos é a eletrodeposição, o qual permite revestimentos muito finos e relativamente livre de poros. Neste processo, o material a ser revestido é colocado como catodo em uma cuba eletrolítica juntamente com o eletrólito que contém sal do metal a ser utilizado no revestimento (GENTIL, 2011).

2.2.1 Efeito no comportamento em fadiga

A ação dos ambientes corrosivos no processo de fadiga inclui danos superficiais que atuam como concentradores de tensão e facilitam a nucleação de trincas na superfície. De maneira a evitar tais efeitos, frequentemente revestimentos anticorrosivos são depositados na superfície de materiais metálicos. Por outro lado, a resistência à fadiga pode ser afetada pela presença desses revestimentos (VIEIRA *et al.*, 2015).

O revestimento de cromo eletrodepositado, frequentemente utilizado com a finalidade de aumentar o endurecimento superficial e a resistência à corrosão, reduz a resistência à fadiga devido a tensões residuais de tração na superfície e à alta densidade de microtrincas em sua camada, que se coalescem e se propagam para o substrato através da interface revestimento-substrato (VOORWALD *et al.*, 2007; VOORWALD *et al.*, 2009).

O processo HVOF (*High Velocity Oxygen Fuel*) é apresentado como alternativa ao revestimento de cromo eletrodepositado por resultar em menor tensão residual trativa na superfície e não gerar microtrincas na camada de revestimento (NASCIMENTO *et al.*, 2001). Resultados experimentais para o aço AISI 4340 mostram que, apesar da deposição de WC-CrC-Ni através de HVOF também reduzir a resistência a fadiga, o recobrimento apresenta, em comparação com o revestimento de cromo, um melhor comportamento em fadiga (BONORA, *et al.* 2010; VOORWALD *et al.*, 2010).

O revestimento de cádmio eletrodepositado reduz a resistência à fadiga de aços devido à fragilização por hidrogênio (VOORWALD *et al.*, 2005). Tratamentos de desidrogenação podem ser usados para reduzir os impactos da fragilização por hidrogênio, variando conforme às condições de tempo/temperatura em que o tratamento é realizado (VOORWALD *et al.*, 2005).

O processo de *shot peening* é uma das alternativas para recuperar parte da resistência à fadiga do material que sofreu eletrodeposições com elementos anticorrosivos (VIEIRA *et al.*, 2015; NASCIMENTO, *et al.*, 2001; BONORA *et al.*, 2010). O *shot peening* é um processo mecânico a frio que consiste em bombardear a superfície acabada com microesferas, desenvolvendo um campo de tensões residuais compressivas nas camadas superficiais (TORRES, VOORWALD, 2002).

Apesar dos efeitos no comportamento em fadiga, a importância de revestimentos anticorrosivos pode ser percebida em trabalhos como o de Sabelkin *et al.* (2016), em que os corpos de provas revestidos apresentaram vidas em fadiga em ambiente corrosivo consideravelmente mais longas que corpos de prova sem recobrimento submetidos somente ao processo de *shot peening*.

2.2.2 Alternativas ao cádmio eletrodepositado

O cádmio é utilizado como uma camada de sacrifício em aços de alta resistência, devido ao seu potencial eletroquímico mais negativo (SRIRAMAN *et al.*, 2012). Contudo, é conhecido que a manipulação do cádmio oferece riscos à saúde e ao meio ambiente, tornando necessária sua substituição nos diversos segmentos industriais em que é aplicado (SRIRAMAN, 2013).

Existem algumas possíveis alternativas ecologicamente aceitáveis à eletrodeposição de cádmio, como é apresentado em literatura especializada (BROOMAN, 2000). Pesquisas no intuito de identificar possíveis opções à eletrodeposição de cádmio foram realizadas com resultados interessantes (VOORWALD *et al.*, 2005; CONDE *et al.*, 2011; BIELAWSKI, 2004; AGUERO *et al.*, 2012). Contudo, não foi encontrada uma única alternativa que é adequada para sua substituição em todas as aplicações.

Além do tipo de recobrimento adotado, existem outras variáveis que afetam a vida em fadiga. Hutasoit *et al.* (2015) analisaram a influência da espessura de recobrimentos a laser de ligas a base de Co e de Ni no limite de fadiga do aço AISI 4130, identificando que recobrimentos mais finos geram menos tensões residuais trativas e, conseqüentemente, um maior limite de fadiga em comparação a recobrimentos mais espesso.

Apesar de Zn ter sido utilizado como revestimento por muitos anos, ligas de Zn-Ni apresentam melhor resistência à corrosão em ambientes marítimos em relação ao Zn puro (EL-LATEEF *et al.*, 2015). El-Lateef *et al.* (2015) concluíram, através do estudo da influência dos revestimentos Zn-Ni, Zn e Cd em substratos de aços de baixo carbono em potencial de circuito aberto, nas curvas de polarização e na impedância eletroquímica, que revestimentos de Zn-Ni podem oferecer melhor resistência à corrosão que revestimentos de Cd.

Resultados experimentais para aços de baixo carbono indicam que o revestimento de Zn-Ni pode apresentar maior microdureza que o revestimento de Cd devido à fase intermetálica γ Zn-Ni ($\text{Ni}_2\text{Zn}_{11}$) (SRIRAMAN *et al.*, 2013). O revestimento de Zn-Ni pode também apresentar melhor resistência ao desgaste em comparação ao revestimento com cádmio (SRIRAMAN *et al.*, 2012). Sabelkin *et al.* (2016) estudaram o comportamento em fadiga em ambiente de água salgada do aço AISI 4340 para amostras entalhadas com revestimento de Zn-Ni, demonstrando um ganho em fadiga relacionado à maior resistência à corrosão.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

O material utilizado neste trabalho foi o aço AISI 4140, cuja composição química é mostrada na Tabela 1. O material foi temperado (aquecido a 900 °C por 3 horas e resfriado em óleo a 81 °C) e duplamente revenido (620 °C por 3 horas e resfriamento em ar). Os corpos de prova eletrodepositados com uma liga Zn-Ni foram previamente tratados a 200 °C por 3 horas para alívio de tensões. Os revestimentos foram depositados de acordo com a norma ASTM B841. O processo de desidrogenação ocorreu a 200 °C por 8 horas para os corpos de prova eletrodepositados. A dureza do material é de 28 – 32 HRC.

Tabela 1 – Composição aço AISI 4140

Elemento de liga (% em peso)									
C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	B	Fe
0,38- 0,48	0,75- 1,00	0,0035	0,04	0,15- 0,35	0,80- 1,10	0,10	0,05	0,0005	Base

Fonte: Dados fornecidos pelo fabricante (Prec-Tech)

O material foi utilizado para confeccionar corpos de prova conforme a norma ASTM E8/E8M, corpos de prova conforme a ASTM E466 com e sem os recobrimentos de Cd e Zn-Ni eletrodepositados, tirantes com rosca laminada UNC 1/4-20 FPP com e sem recobrimento de cádmio eletrodepositado, e corpos de prova com a área útil com rosca UNC 1/4-20 FPP com e sem recobrimentos de Cd e de Zn-Ni eletrodepositados, conforme será detalhado na seção 3.2.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Caracterização metalográfica

Com o intuito de identificar as fases presentes, foi realizada a caracterização metalográfica do material. As amostras, submetidas ao embutimento à quente, foram lixadas manualmente com lixas a base de SiC, na ordem de granas 200, 320, 400, 600, 1000, 1200, 1500 e 2000#, e polidas com uma suspensão de sílica coloidal (OP-S).

Foram realizados três tipos diferentes de ataques químicos: Nital 2%, solução de Metabissulfito de Sódio 10% e ataque LePera. A composição do ataque químico com Nital foi

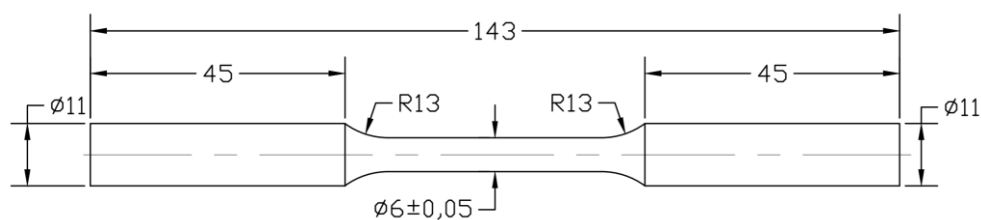
uma solução de ácido nítrico em álcool etílico com concentração de 2%, o ataque foi aplicado por imersão com tempo de exposição entre 15 e 20 s. O ataque com Metabissulfito de sódio 10% foi composto por uma solução com concentração de 10% diluída em água com tempo de ataque de 20 s. O ataque LePera foi composto da mistura em proporção 1:1 de duas soluções: Metabissulfito de Sódio com concentração de 1% diluído em água e ácido pícrico em concentração de 4% diluído em álcool, a aplicação foi feita por imersão durante 20 s.

Para a captura das imagens em microscopia óptica foi utilizado um microscópio óptico (MO) Nikon Epihot 200, localizado no Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP.

3.2.2 Ensaios de tração

Ensaios de tração foram conduzidos para avaliar a resistência mecânica do material e para a determinação dos níveis de tensão utilizados nos ensaios de fadiga. Foram utilizados dois corpos de prova com as dimensões mostradas na Figura 3, em conformidade com a norma ASTM E8/E8M. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios Instron 8801 adquirida através do processo FAPESP 99/06549-5, a qual está instalada no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP.

Figura 3 – Corpo de prova para Ensaio de Tração



Fonte: Próprio autor

3.2.3 Medidas de Microdureza Vickers

Medidas de microdureza Vickers foram realizadas ao longo da seção transversal dos corpos de prova para a caracterização mecânica do material como recebido e para os corpos de prova com tratamento superficial. Os ensaios foram feitos de acordo com a norma ASTM E384, com o auxílio de um microdurômetro digital HMV-2T da Shimadzu adquirido no projeto FAPESP 2006/03570-9 e instalado no Departamento de Materiais e Tecnologia da

Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP. As cargas utilizadas foram de 25 gf para medições mais próximas à extremidade e de 50 gf para medições mais afastadas da extremidade, sendo o tempo de aplicação de 10 s.

Adicionalmente, foram realizadas medidas de nanodureza em regiões próximas à superfície livre utilizando um nanodurômetro localizado na Subdivisão de Lasers e Aplicações - EFO-L do Instituto de Estudos Avançados – IEAv, em São José dos Campos. Foi utilizada uma carga máxima de 1,00 mN, com velocidades lineares de aproximação e afastamento de 16 000 nm/min, taxas de carregamento e descarregamento de 2,00 mN/min e taxa de aquisição de 10,0 Hz.

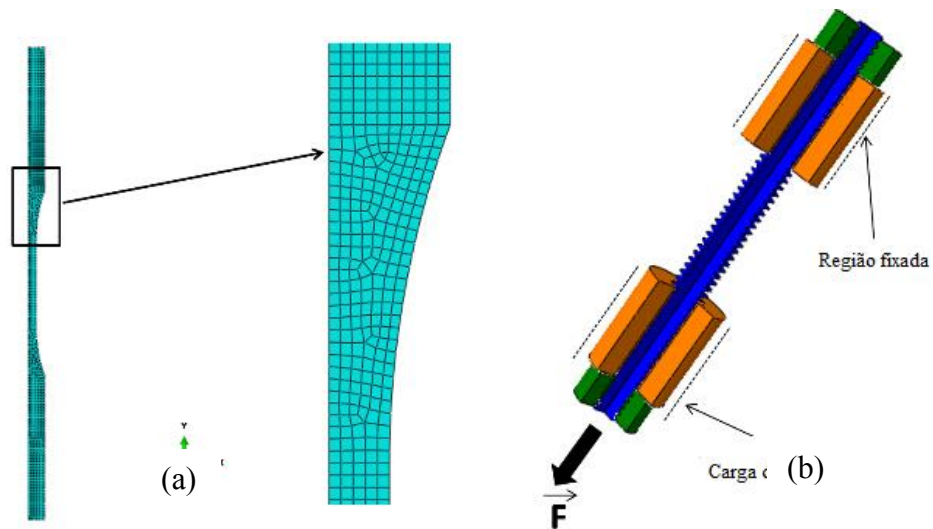
3.2.4 Medidas de Rugosidade

As rugosidades média e máxima foram medidas na superfície dos corpos de prova com e sem recobrimento por meio do rugosímetro da marca Mahr e modelo Marsurf M 300 com unidade de avanço MarSurf RD 18 no laboratório de estudo da usinagem da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – Campus de Guaratinguetá.

3.2.5 Simulação por Elementos Finitos

A análise por elementos finitos foi utilizada para quantificar a concentração de tensões nos tirantes através do *software* ABAQUS. A Figura 4 mostra a malha, que possui 2.814 nós e 2.510 elementos, e as condições de contorno utilizadas para a simulação do corpo de prova utilizado nos ensaios de fadiga, conforme a norma ASTM E466. A tensão de tração aplicada foi de 8,89 kN no corpo de prova, cuja menor secção transversal é 17,23 mm², atingindo uma tensão nominal máxima de 516 MPa.

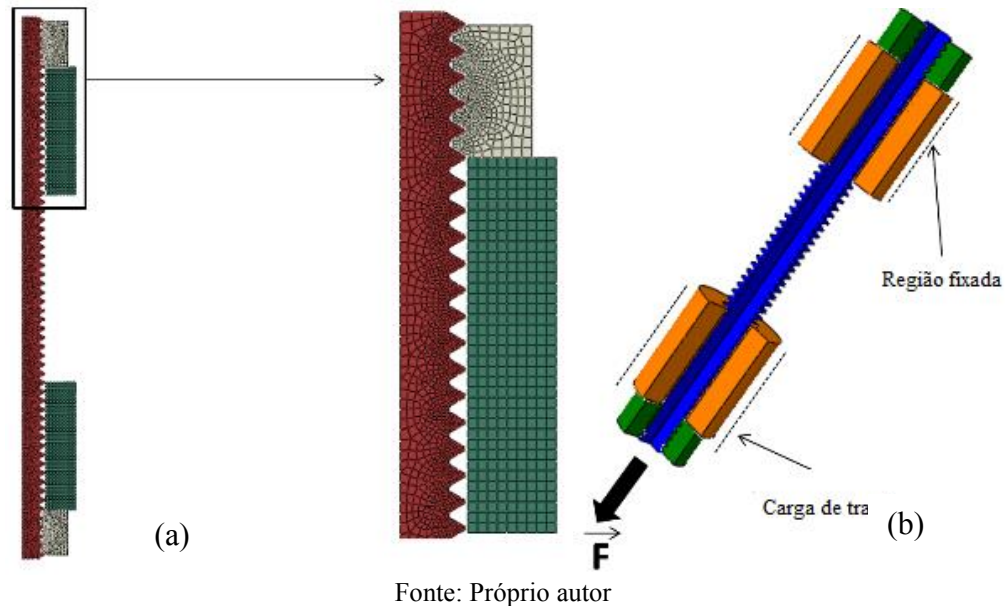
Figura 4 – (a) Malha e (b) condições de contorno para análise por elementos finitos para o corpo de prova conforme ASTM E466



Fonte: Próprio autor

A análise por elementos finitos dos tirantes foi feita com um refino da malha nas proximidades da rosca com o intuito de melhorar a resolução da simulação nas regiões de maior concentração de tensão, como mostra a Figura 5. No total, foram utilizados 6.270 nós e 5.759 elementos para a obtenção da malha. Neste caso, a tensão aplicada foi de 10,13 kN, e a área da menor seção transversal é $19,63 \text{ mm}^2$, atingindo também a mesma tensão nominal máxima de 516 MPa.

Figura 5 – (a) Malha e (b) condições de contorno para análise por elementos finitos para os tirantes



3.2.6 Sensibilidade ao Entalhe

A sensibilidade ao entalhe do aço AISI 4140 nos tirantes foi avaliada a partir dos dados obtidos na análise por elementos finitos e pelos ensaios de fadiga. O fator concentração de tensão teórico (K_t) foi calculado pela Equação 4, onde σ_{max} é a tensão máxima em um concentrador de tensão local, e σ_{nom} é a tensão nominal calculada pela solitação na área transversal local, supondo uma distribuição uniforme das tensões (DOWLING, 2012).

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (4)$$

O fator concentração de tensão em fadiga (K_f) foi calculado pela razão da resistência à fadiga de um corpo de prova sem entalhe (σ_f) e a resistência à fadiga dos tirantes (S_f), conforme a Equação 5, variando seu valor em função do número de ciclos para fratura (DOWLING, 2012).

$$K_f = \frac{\sigma_f}{S_f} \quad (5)$$

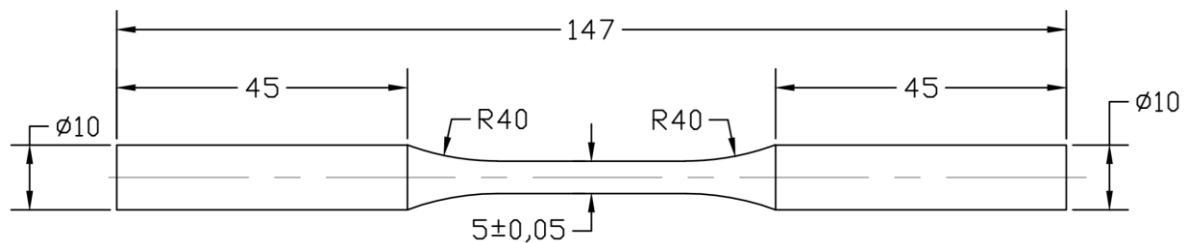
A sensibilidade ao entalhe (q) foi calculada a partir da Equação 6 através dos valores de K_t e K_f , a qual também variou em função do número de ciclos (DOWLING, 2012).

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (6)$$

3.2.7 Ensaios de Fadiga Axial

Ensaios de fadiga axial foram conduzidos com uma razão de tensões $R = 0,1$ e frequência de 20 Hz a temperatura ambiente até a fratura ou até 10^6 ciclos. A Figura 6 mostra a geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios, em conformidade com a norma ASTM E466. A matéria-prima utilizada foi uma barra no diâmetro de 12 mm x 166 mm de comprimento. Os ensaios de fadiga foram realizados para obter a curva S-N do material base sem recobrimento, com recobrimento de cádmio e com recobrimento de zinco-níquel.

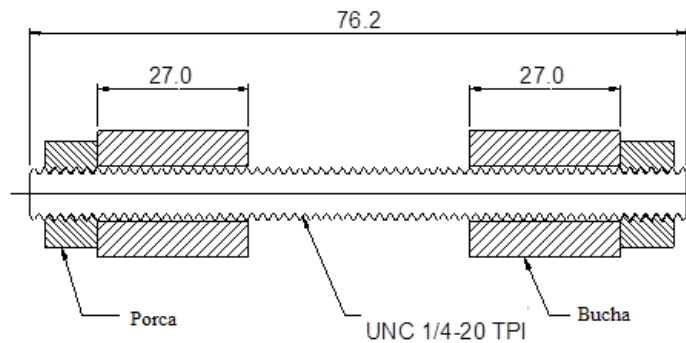
Figura 6 - Corpo de Prova para Ensaio de Fadiga Axial (dimensões em mm).



Fonte: Próprio autor

Foram ensaiados tirantes com rosca laminada UNC 1/4 - 20 FPP em fadiga axial utilizando o dispositivo da Figura 7, na condição de material base e na condição com recobrimento de cádmio eletrodepositado, conforme atual aplicação nas indústrias de Óleo & Gás.

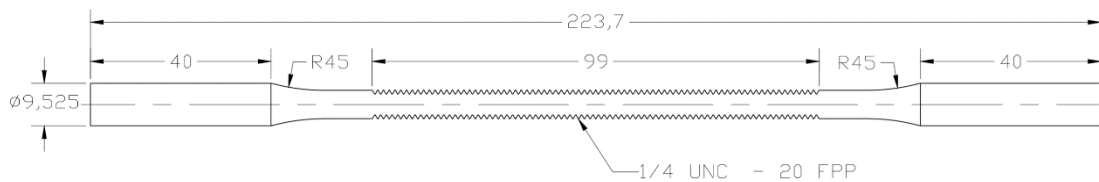
Figura 7 – Dispositivo de teste para os tirantes, dimensões em milímetros, exceto a rosca.



Fonte: Próprio autor

Corpos de prova com a área útil rosca (Figura 8) foram ensaiados para avaliar a superposição dos recobrimentos anticorrosivos e da presença das rosca. As condições ensaiadas foram material base sem recobrimento, com recobrimento de cádmio e com recobrimento de zinco-níquel.

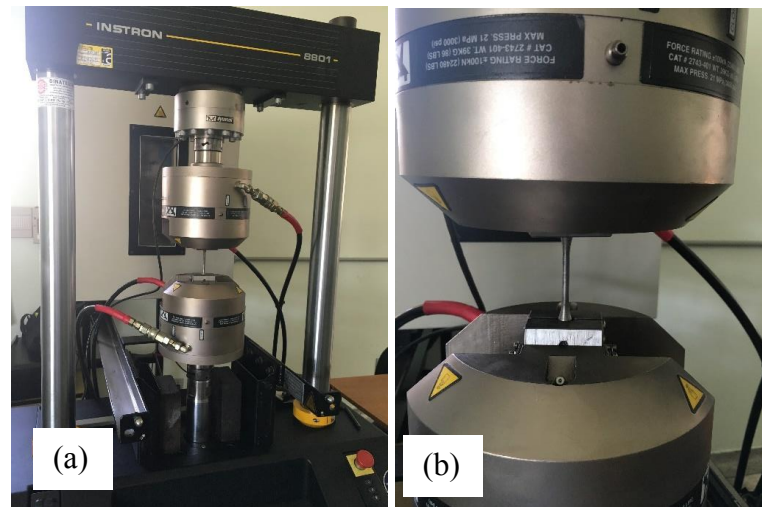
Figura 8 - Corpo de prova rosca, dimensões em milímetros, exceto a rosca.



Fonte: Próprio autor

O equipamento utilizado para os ensaios foi uma máquina universal de ensaios Instron 8801 (Figura 9) adquirida através do processo FAPESP 99/06549-5 e instalada no Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP.

Figura 9 – (a) Máquina Instron 8801, (b) Detalhe de corpo de prova em ensaio de fadiga axial

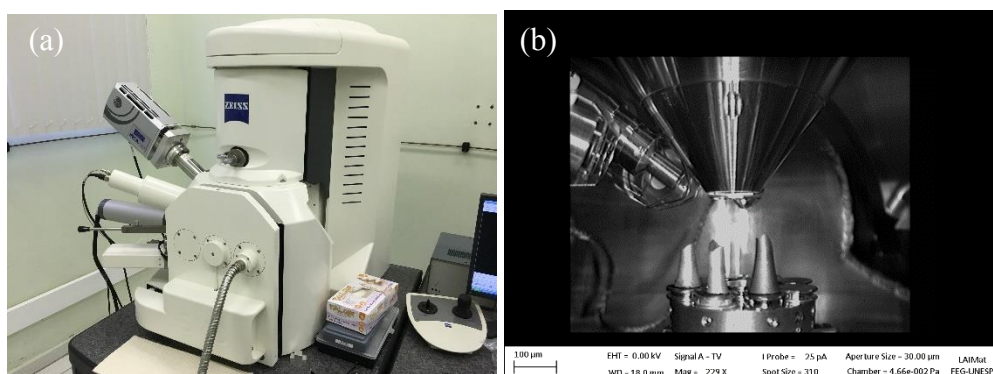


Fonte: Próprio autor

3.2.8 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A análise fractográfica foi realizada por meio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca ZEISS e modelo MEV-EVO LS15 (Figura 10), instalado no Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP. O equipamento também foi utilizado para obtenção de imagens dos recobrimentos através dos sinais dos elétrons retroespalhados (BSE) e do interior do material através dos sinais dos elétrons secundário (SE). A técnica da espectroscopia por dispersão de energia (EDS) foi utilizada para obter, a partir de espectros de energia e de uma base de dados com as energias e intensidades de cada elemento, a lista dos elementos presentes no recobrimento, na interface e no substrato e suas quantidades respectivas.

Figura 10 – (a) Microscópio eletrônico de varredura (MEV), (b) Interior do MEV durante análise fractográfica



Fonte: Próprio autor

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA

A microestrutura revelada após ataque químico com Nital 2% e obtida através da microscopia óptica é apresentada na Figura 11. A microestrutura é de martensita revenida, sendo que as fases mais escuras são compostas por cementita, ricas em carbono, e as mais claras são ferrita. A microestrutura de martensita revenida é importante para o comportamento em fadiga do material por melhorar a tenacidade à fratura (SILVA, 2010).

Figura 11 –Microestrutura após ataque Nital 2% com (a) ampliação de 100x e (b) ampliação de 200x.

(continua)

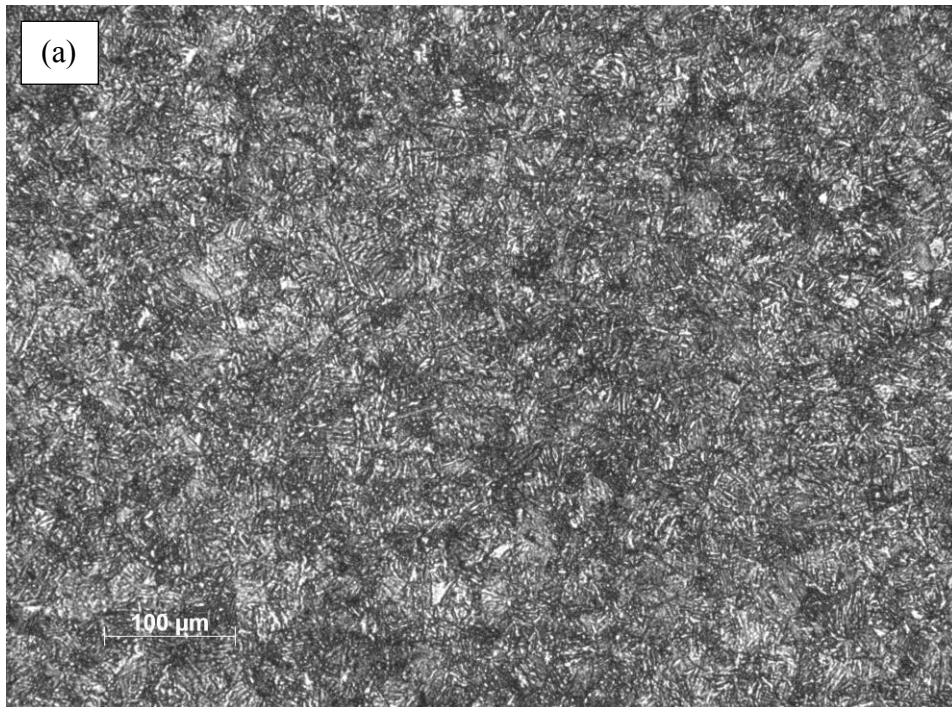
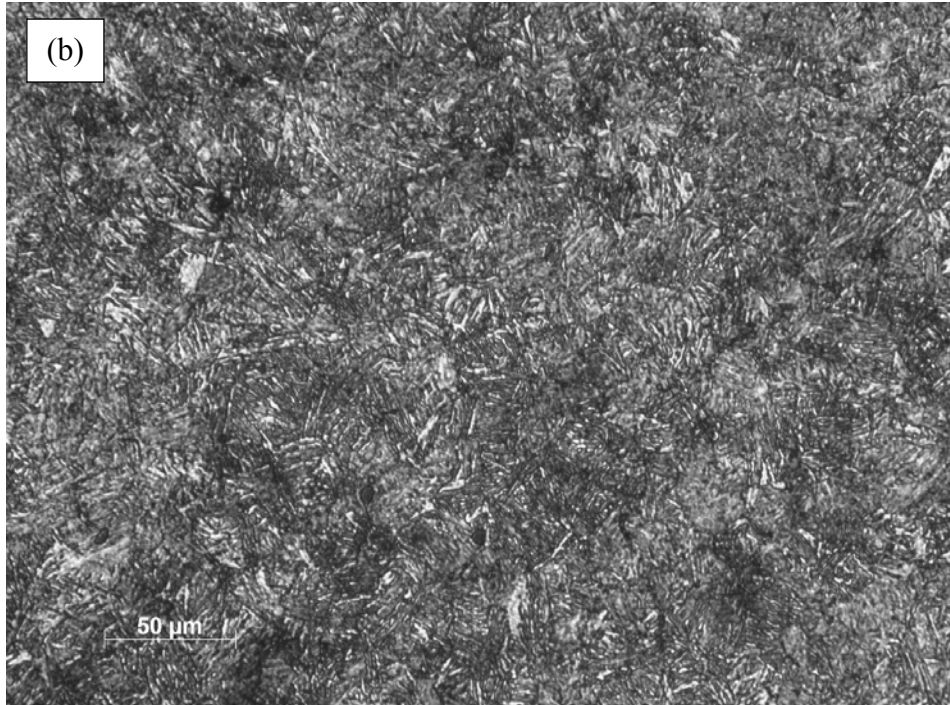


Figura 11 –Microestrutura após ataque Nital 2% com (a) ampliação de 100x e (b) ampliação de 200x.

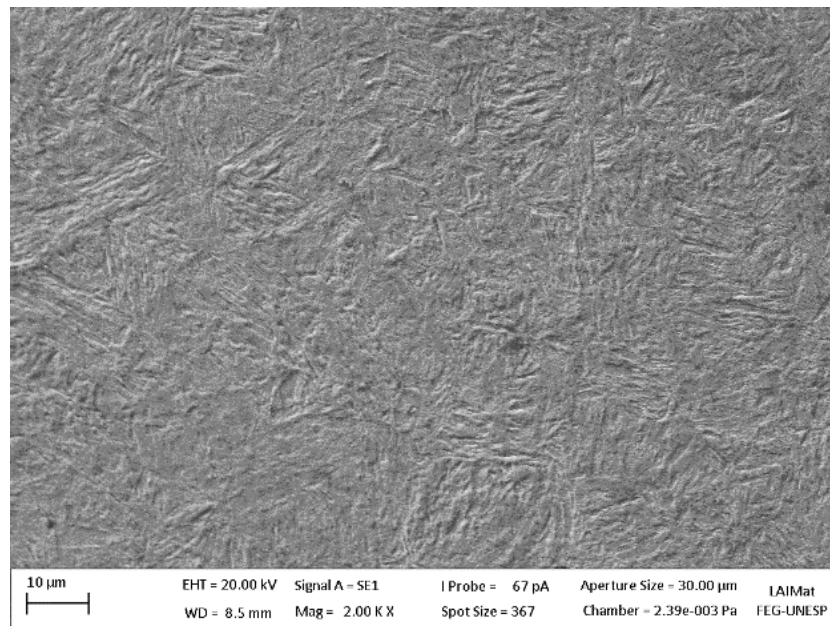
(conclusão)



Fonte: Próprio autor

A Figura 12 apresenta uma imagem tipicamente obtida através da microscopia eletrônica de varredura no interior do material base recoberto. A imagem é resultante da obtenção dos sinais dos elétrons secundários (SE), que são elétrons resultantes de baixa energia, formando imagens de alta resolução (Dedavid *et al.*, 2007). Observa-se, similarmente à caracterização metalográfica por microscopia óptica, a morfologia de martensita revenida.

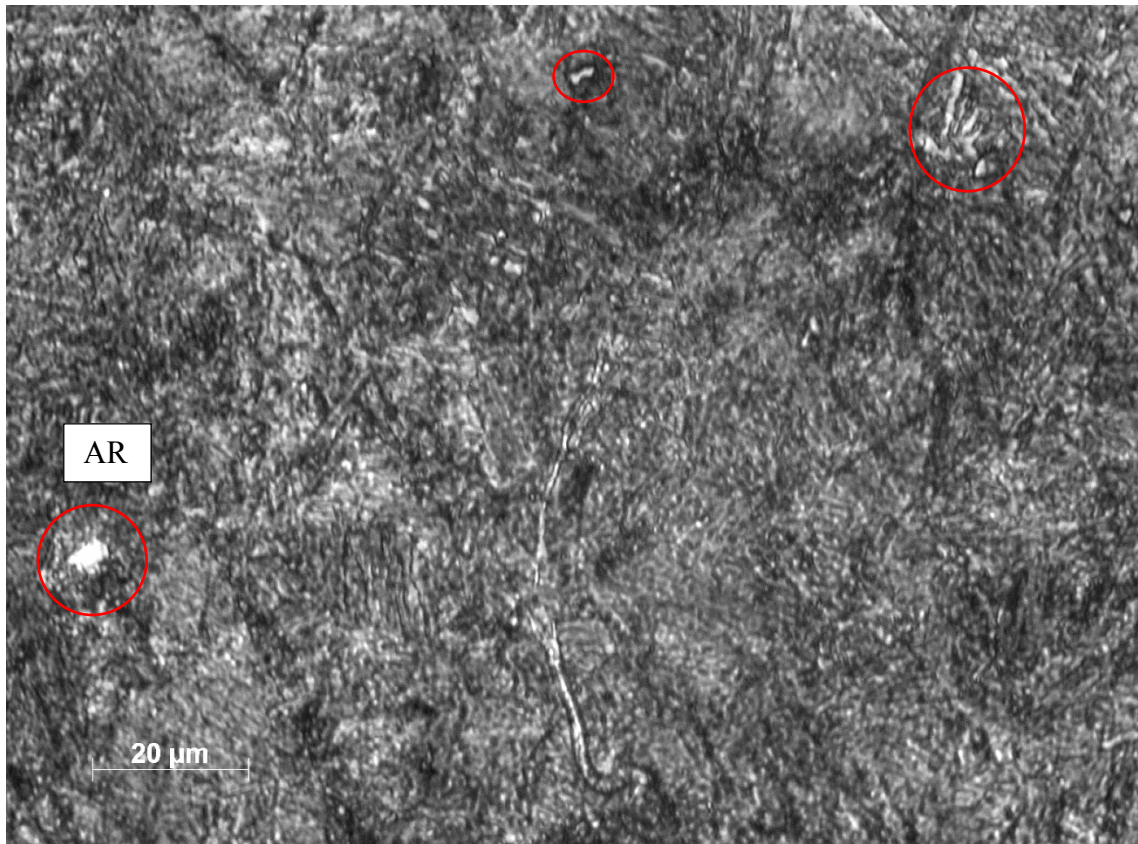
Figura 12 - Interior material, MEV da microestrutura.



Fonte: Próprio autor

A Figura 13 mostra a microestrutura revelada após ataque químico com Metabissulfito de Sódio 10%, sendo que as regiões brancas destacadas são austenita retida (AR). O aço 4140 foi duplamente revenido, mas, ainda assim, observou-se austenita retida (AR) em pouca quantidade. A análise está de acordo com trabalhos de caracterização metalográfica em aços em que a austenita foi observada como as formas poligonais claras após o ataque químico com metabissulfito de sódio (ANAZAWA *et al.*, 2012; NOGUEIRA *et al.*, 2012; BARROS *et al.*, 2015). Durante o primeiro revenimento, ocorre a precipitação de carbonetos na austenita retida, o que diminui o teor de carbono dissolvido na austenita retida e, conseqüentemente, aumenta a temperatura de início da transformação de austenita para martensita, facilitando a formação de mais martensita durante o resfriamento do primeiro revenimento (SILVA, 2010). O segundo revenimento tem a função de revenir esta nova martensita formada.

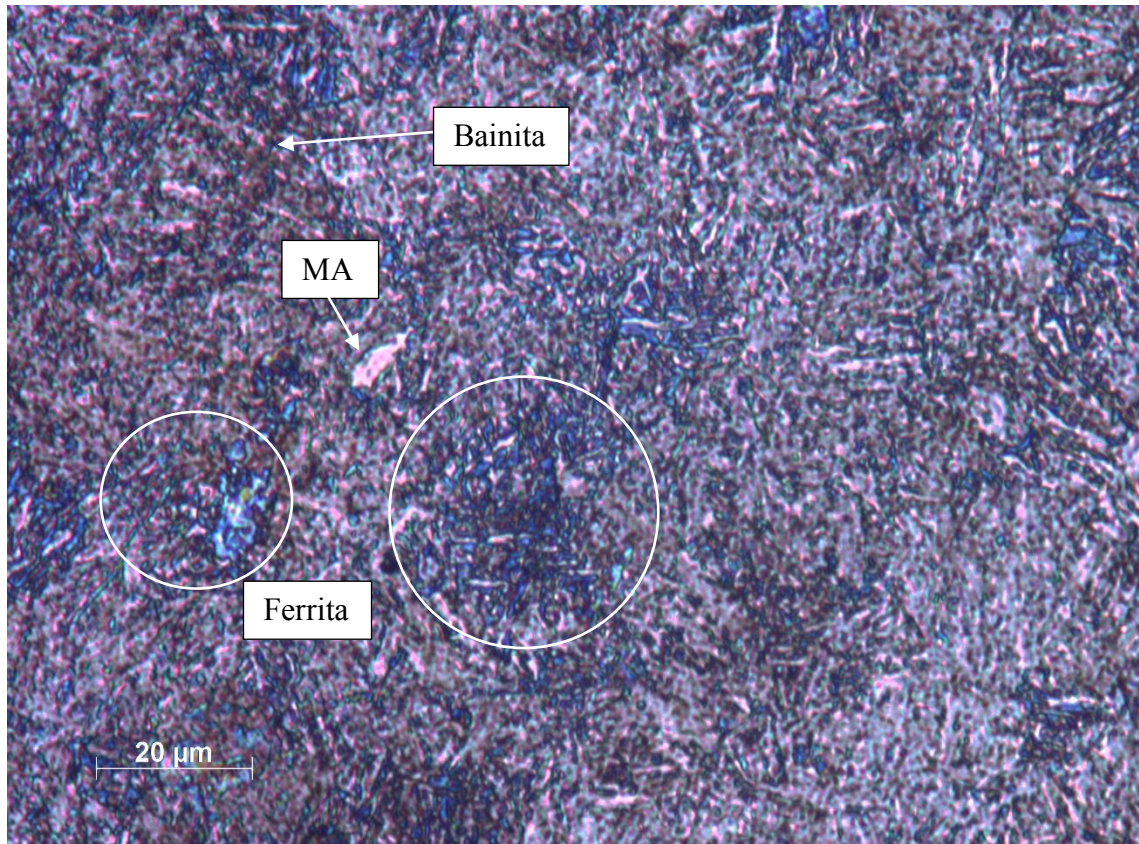
Figura 13 – Microestrutura após ataque com Metabissulfito de Sódio 10%, ampliação de 500x.



Fonte: Próprio autor

O ataque químico com o reagente LePera revelou a presença de algumas fases: as regiões mais claras correspondem às fases martensita e austenita retida (MA), as regiões em azul correspondem à fase ferrita, e as regiões em marrom à fase bainita, como indicado na Figura 14 (ANAZAWA *et al.*, 2012; ABDALLA *et al.*, 2002; BARROS *et al.*, 2015).

Figura 14 – Microestrutura após ataque com reagente LePera, ampliação de 500x



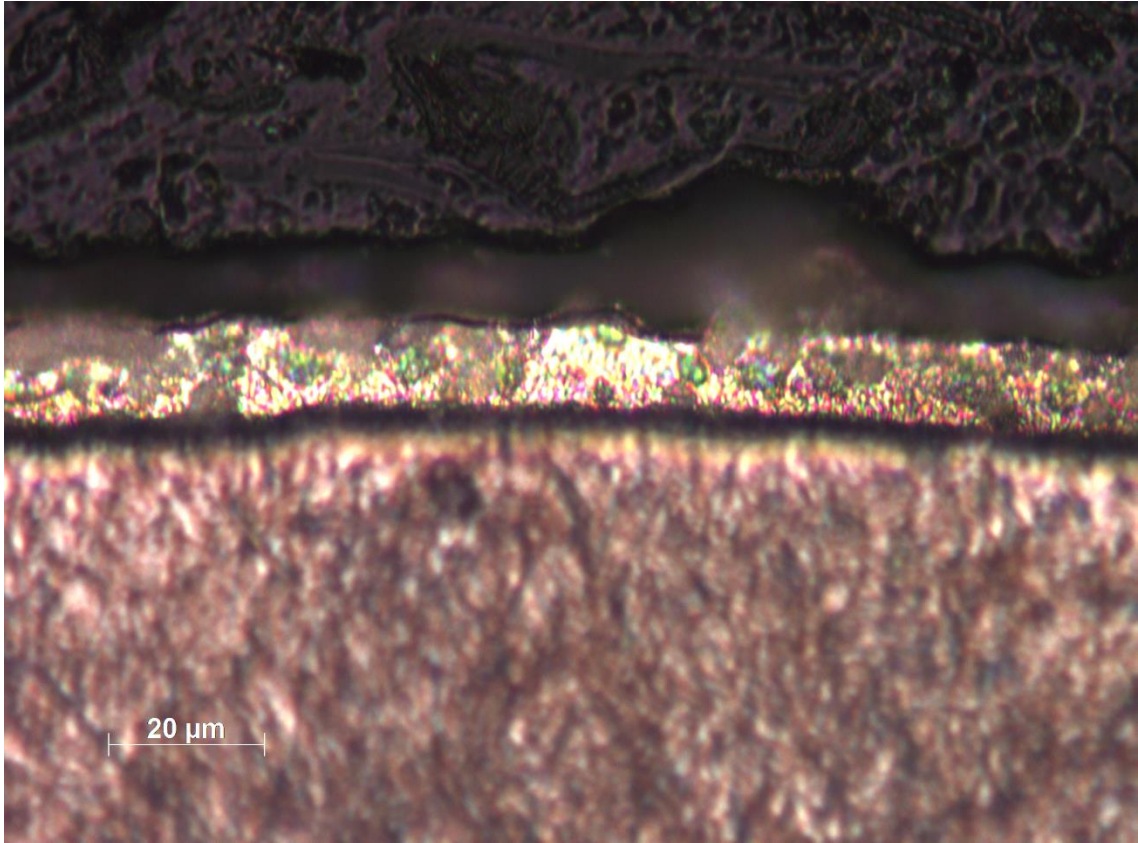
Fonte: Próprio autor

4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS RECOBRIMENTOS

4.2.1 Microscopia óptica

Através da microscopia óptica, observou-se o revestimento de cádmio eletrodepositado, como é mostrado na Figura 15. A espessura média do revestimento foi de $(11,3 \pm 2,1) \mu m$, a qual encontra-se dentro da faixa de espessura de projeto de $(8-13) \mu m$. O revestimento de cádmio foi uniforme ao longo da maior parte do substrato, mas apresentou algumas regiões com variação de espessura, o que explica o desvio padrão das medidas.

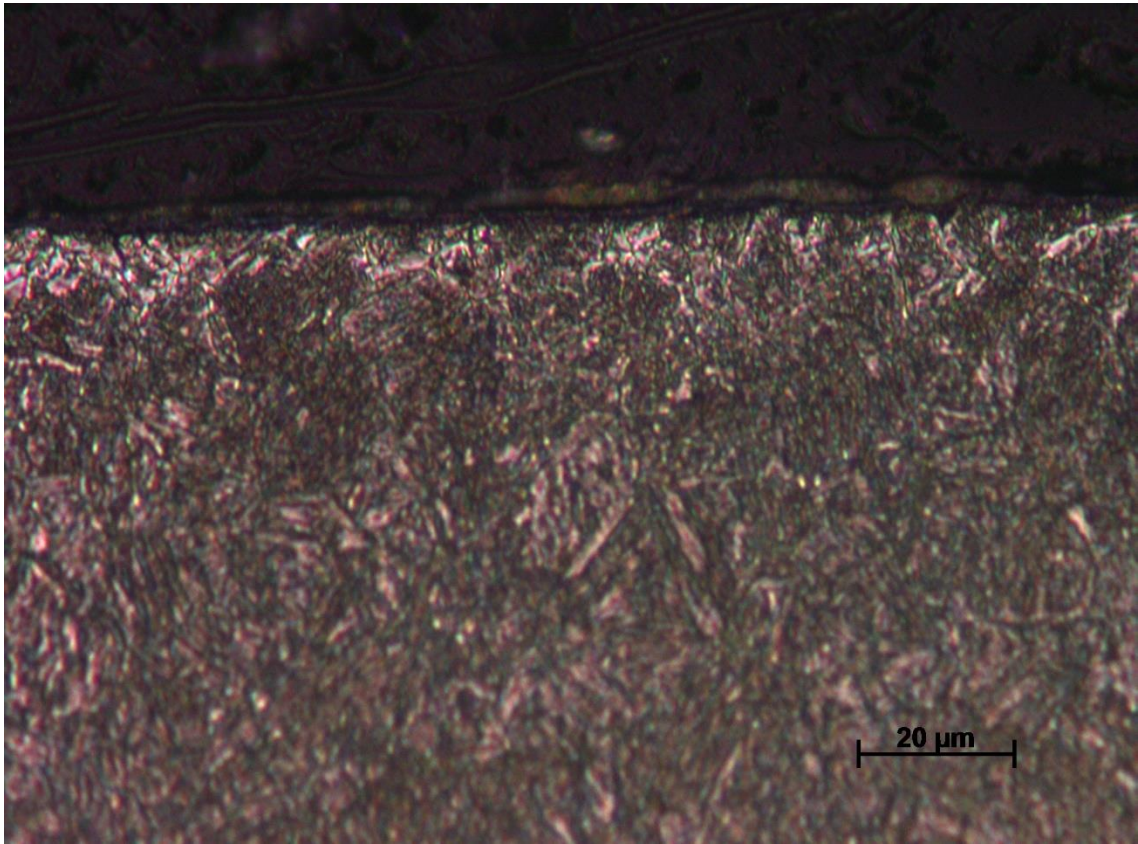
Figura 15 – Revestimento de Cádmiio eletrodepositado, Nital 2%, ampliação de 500x



Fonte: Próprio autor

A camada de revestimento da liga de Zn-Ni eletrodepositada é mostrada na Figura 16. A espessura média medida foi de $(2,99 \pm 1,00) \mu\text{m}$, a qual é inferior à faixa de espessura de projeto de 5-10 μm para este recobrimento. Foi observado que o recobrimento de Zn-Ni também foi relativamente uniforme ao longo da maior parte do substrato, apesar de apresentar algumas regiões com variação na espessura de recobrimento. A espessura do recobrimento pode influenciar a vida em fadiga ao influenciar o campo de tensões residuais na superfície e em suas proximidades (VOORWALD *et al.*, 2005; HUTASOIT *et al.*, 2015).

Figura 16 – Revestimento de Zn-Ni, Nital 2%, ampliação de 500x.

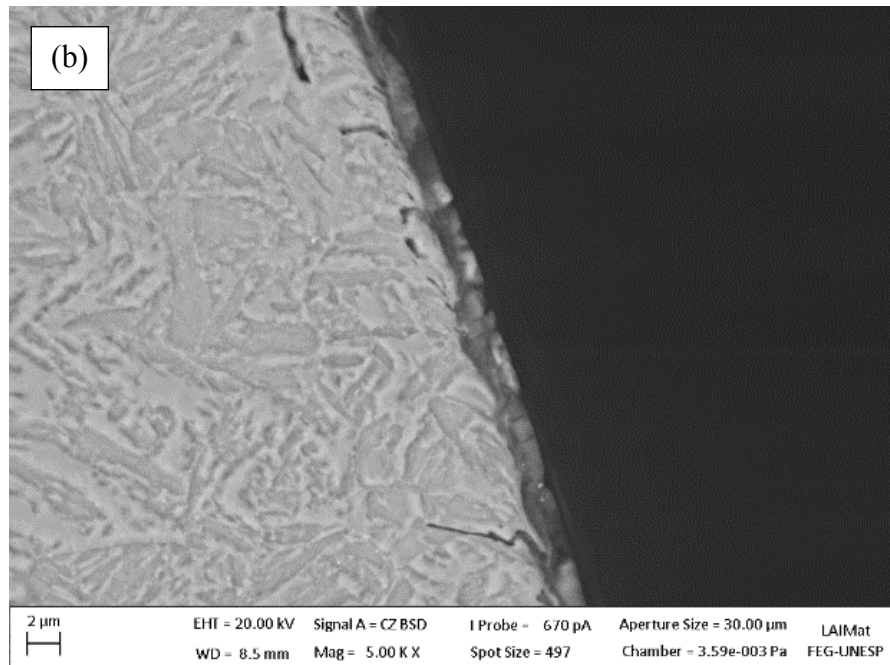
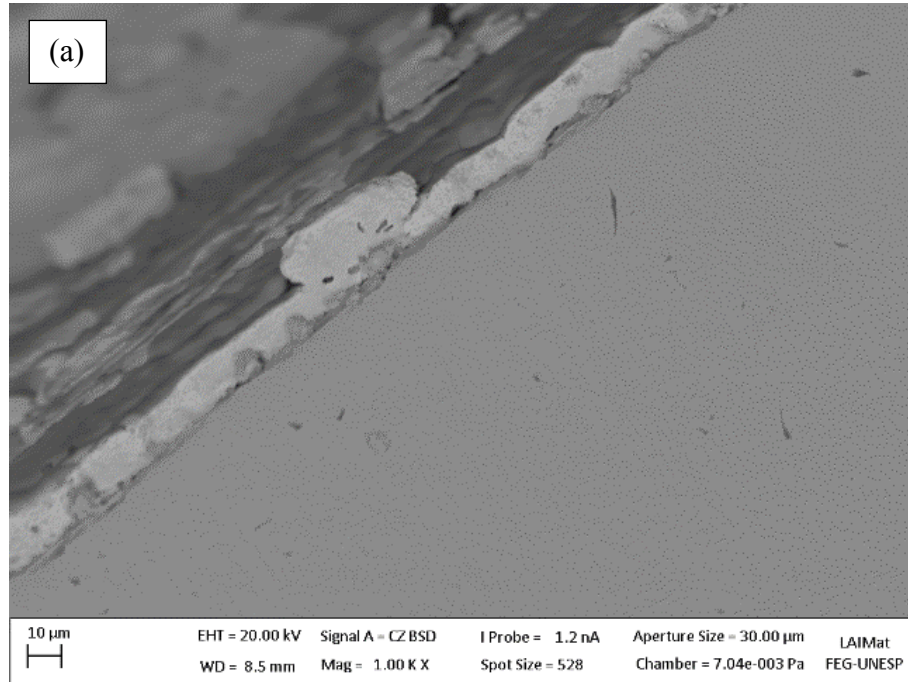


Fonte: Próprio autor

4.2.2 Microscopia eletrônica de Varredura

A Figura 17 mostra imagens típicas obtidas pelo microscópio eletrônico de varredura (MEV) através dos sinais de elétrons retroespalhados (BSE) dos recobrimentos de Cd e Zn-Ni eletrodepositados, respectivamente. Para a imagem do recobrimento de Zn-Ni (Figura 17a), foi utilizada uma ampliação de 5.000 x, enquanto para as imagens do recobrimento de Cd, foi utilizada uma ampliação de 1.000 x (Figura 17b). Devido à diferença de espessura entre as condições, foi utilizada maior ampliação para o recobrimento mais fino.

Figura 17 – Microscopia eletrônica de Varredura do (a) recobrimento de cádmio eletrodepositado com ampliação de 1.000x e do (b) recobrimento de uma liga zinco-níquel com ampliação de 5.000x

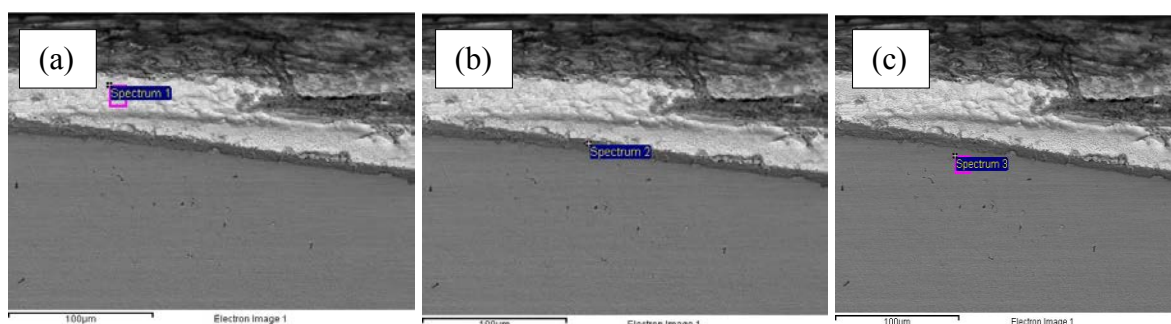


Fonte: Próprio autor

4.2.3 Espectroscopia por Energia Dispersiva

A Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS) permitiu realizar a caracterização química dos recobrimentos e das interfaces recobrimento / material base, identificando e quantificando os principais elementos presentes. A Tabela 2 apresenta a composição química do recobrimento de cádmio na região indicada pela Figura 18a. Como esperado, o equipamento detectou majoritariamente cádmio. A composição química da interface entre o recobrimento e o material base, na região indicada pela Figura 18b, é apresentada na Tabela 3. A região é composta em maior parte pelo material base, mas contém cerca de 7% em massa de cádmio. A composição química do material base logo abaixo da interface entre o recobrimento e o material base (Figura 18c) é apresentada na Tabela 4. Traços de cádmio foram detectados na composição, o que pode ser resultado de um processo de difusão.

Figura 18 – EDS nas regiões: (a) recobrimento de Cádmio, (b) interface camada de cádmio / substrato, e (c) material base



Fonte: Próprio autor

Tabela 2 – Composição EDS na camada de recobrimento de cádmio

Composição completa		
Elemento	% Peso	% Atômica
O	13,99	52,16
S	0,13	0,24
K	1,32	2,01
Ca	0,30	0,44
Fe	0,76	0,82
Cd	83,51	44,33
Total	100,00	

Fonte: Próprio autor

Tabela 3 - Composição EDS na interface camada de cádmio / substrato

Elemento	% Peso	% Atômica
O	7,11	21,43
Na	0,53	1,10
Si	0,59	1,01
S	0,20	0,29
Ca	0,17	0,20
Cr	0,87	0,81
Mn	0,79	0,69
Fe	82,73	71,45
Cd	7,03	3,02
Total	100,00	

Fonte: Próprio autor

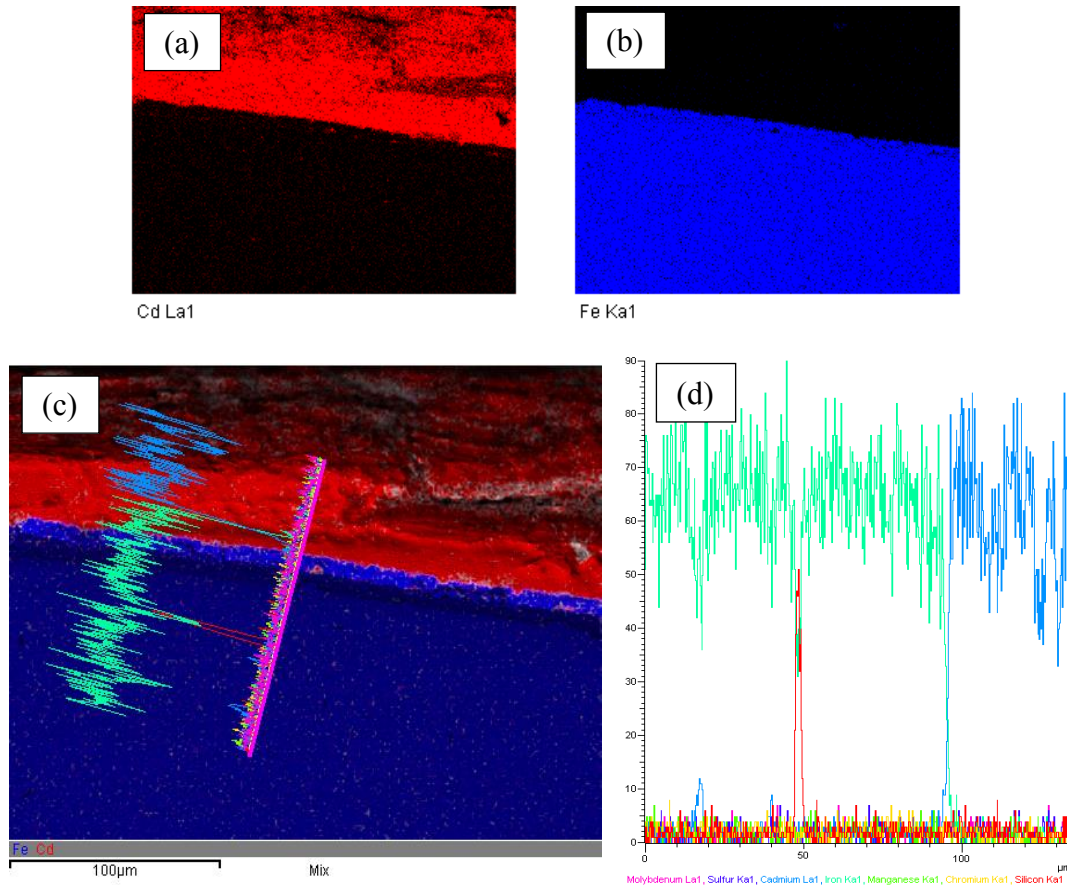
Tabela 4 - Composição EDS no material base

Elemento	% Peso	% Atômica
Si	0,40	0,79
Cr	0,98	1,05
Mn	0,90	0,91
Fe	97,16	96,97
Cd	0,57	0,28
Total	100,00	

Fonte: Próprio autor

A Figura 19 ilustra a posição dos elementos encontrados na amostra recoberta com cádmio. Observa-se que a região de interface é composta principalmente por Fe, que é elemento base do aço AISI 4140. Foi possível detectar os elementos de liga de maior composição, de acordo com a composição química do material estudado (Tabela 4). Na Figura 19a, observa-se alguns pontos de Cd no interior do material base, sugerindo uma possível processo de difusão.

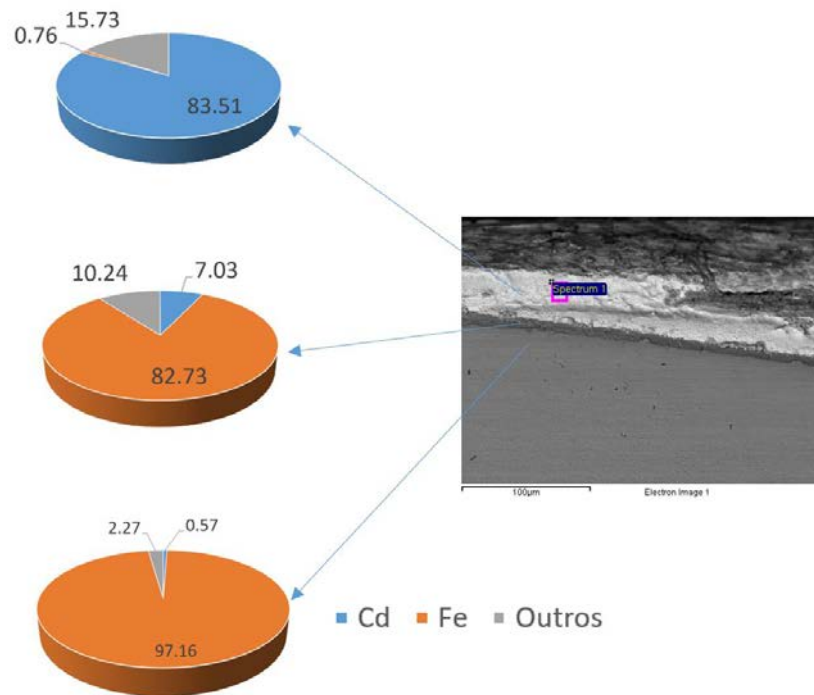
Figura 19 - EDS no material recoberto com cádmio eletrodepositado como função da posição. (a) Cd (vermelho), (b) Fe (azul), (c) Legenda de cores da imagem: Fe (azul), Cd (vermelho). Gráfico: item b. (d) Legenda de cores: Fe (verde), Cd (azul). Elementos de liga: Si (vermelho), Mn (verde), Cr (amarelo), S (roxo), Mo (magenta)



Fonte: Próprio autor

Um resumo dos dados de EDS para o material recoberto com cádmio eletrodepositado, destacando apenas a porcentagem em massa de Fe e Cd para o recobrimento, interface e material base é apresentado na Figura 20.

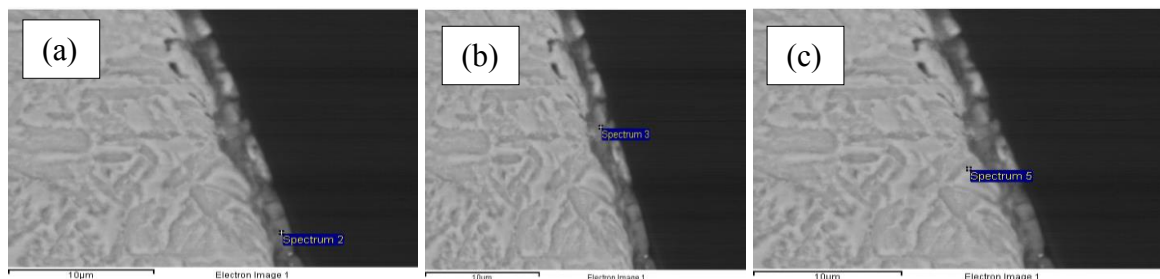
Figura 20 – EDS no recobrimento, interface e base do material recoberto com cádmio (% massa).



Fonte: Próprio autor

A Tabela 5 apresenta a composição da camada de recobrimento de Zn-Ni no ponto indicado pela Figura 21a. Um estudo feito por Kwon *et al.* (2016) mostrou a influência da quantidade de Ni na resistência à corrosão de recobrimentos de Zn-Ni, correlacionada com a tensão residual interna compressiva. Foi observado que um aumento na concentração de Ni, resulta em maior tensão residual interna no recobrimento. Devido à pequena espessura da camada de Zn-Ni, uma interface entre a camada de recobrimento e o material base não é bem definida. A composição da região mostrada na Figura 21b é apresentada na Tabela 6. A composição do material base abaixo do recobrimento de Zn-Ni (Figura 21c) é apresentada na Tabela 7.

Figura 21 - EDS nas regiões: (a) recobrimento de Zn-Ni, (b) interface camada de Zn-Ni / substrato, e (c) material base.



Fonte: Próprio autor

Tabela 5 – Composição EDS do recobrimento de Zn-Ni

Elemento	% Peso	% Atômica
C	1,24	5,77
Al	0,87	1,80
Si	0,37	0,75
S	0,30	0,52
Cr	0,80	0,86
Fe	42,31	42,35
Ni	17,45	16,61
Zn	36,66	31,35
Total	100,00	

Fonte: Próprio autor

Tabela 6 – Composição EDS na interface camada de Zn-Ni / substrato

Elemento	% Peso	% Atômica
Al	0,57	1,23
Si	0,99	2,09
S	0,35	0,65
Cr	1,61	1,83
Fe	35,96	37,95
Ni	16,77	16,83
Zn	43,75	39,43
Total	100,00	

Fonte: Próprio autor

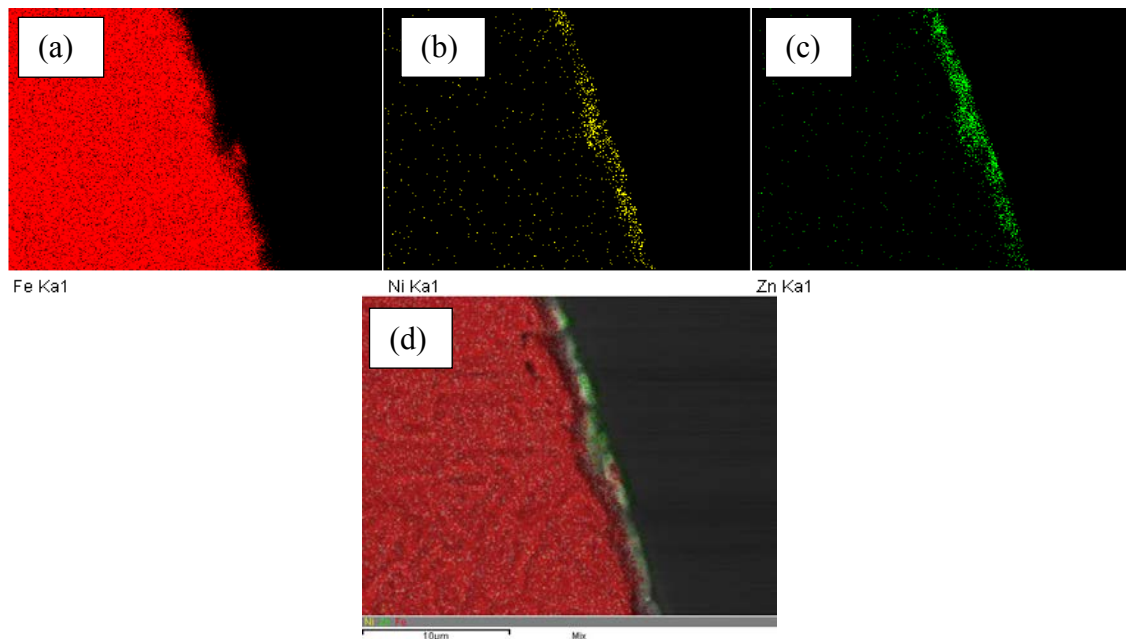
Tabela 7 - Composição EDS no material base na amostra recoberta com Zn-Ni

Elemento	% Peso	% Atômica
Si	0,37	0,74
Cr	0,89	0,95
Mn	0,83	0,84
Fe	97,90	97,46
Total	100,00	

Fonte: Próprio autor

A Figura 22 ilustra com diferentes cores a posição de Zn e Ni na amostra recoberta com Zn-Ni. Nos itens (b) e (c) da Figura 22, são observados alguns pontos de Ni e de Zn no interior do material base, sugerindo um possível processo de difusão.

Figura 22 - EDS do material recoberto com Zn-Ni, composição como função da posição. (a) Fe, (b) Ni, (c) Zn, (d) Fe (vermelho), Ni (amarelo), Zn (verde).



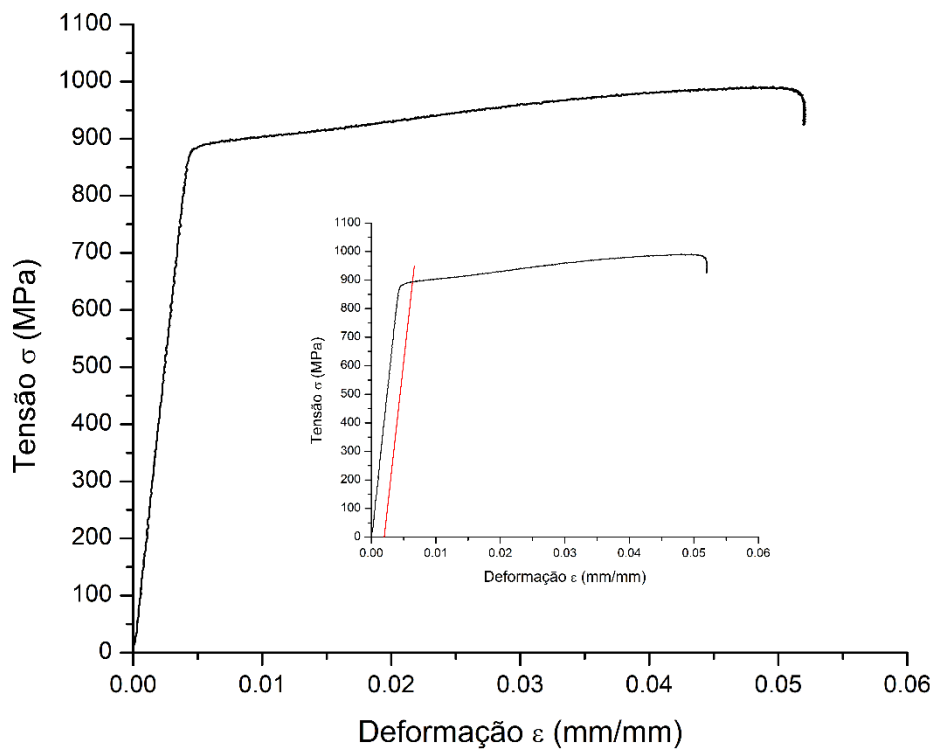
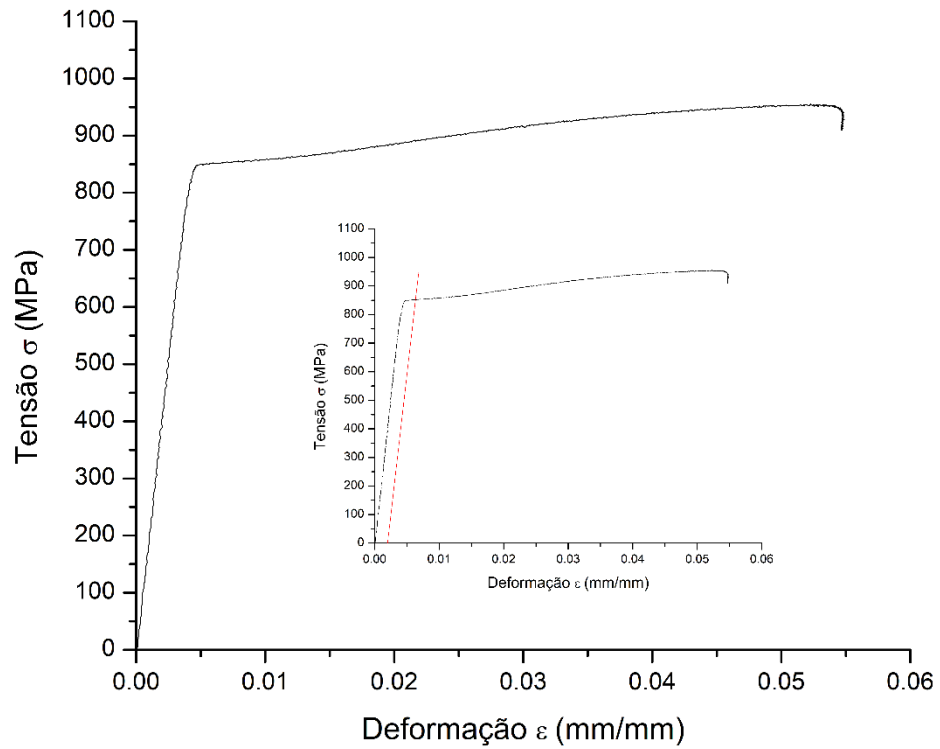
Fonte: Próprio autor

4.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Foram levantadas duas curvas tensão σ vs. deformação ε para o material base (Figura 23). A resistência ao escoamento para cada curva foi calculada como a intersecção do diagrama tensão-deformação com a linha deslocada de 0,2 % de deformação permanente, como mostrado no detalhe da Figura 23 (NORTON, 2013). Foi obtido também o limite de resistência à tração, ou seja, a tensão máxima do diagrama tensão-deformação. Observa-se

que foi utilizado o diagrama tensão de engenharia-deformação, sendo considerada a área inicial da secção transversal como constante para cálculo de tensão.

Figura 23 – Curvas de Tensão x Deformação do material base



Fonte: Próprio autor

A Tabela 8 apresenta as propriedades mecânicas obtidas a partir dos ensaios de tração, sendo apresentada a média entre os valores obtidos de resistência ao escoamento, resistência à tração e módulo de elasticidade. A resistência ao escoamento obtida foi importante para a determinação dos níveis de tensão máxima em que os ensaios de fadiga axial foram conduzidos.

Tabela 8 – Propriedades mecânicas do aço AISI 4140 obtidas pelo ensaio de tração.

Parâmetros	Valores
Resistência ao escoamento (MPa)	881,2
Resistência à tração (MPa)	974
Módulo de elasticidade (GPa)	200

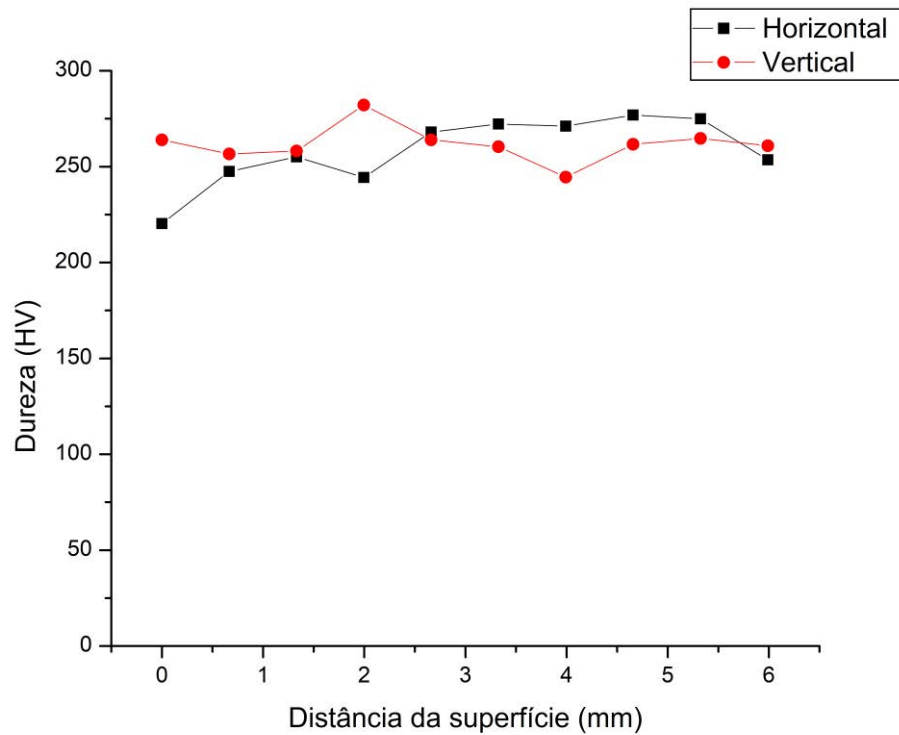
Fonte: Próprio autor

Ensaio de tração também foram realizados em corpos de prova recobertos com Cd e Zn-Ni eletrodepositados com a finalidade de verificar se os corpos de prova encontravam-se em mesma condição de resistência mecânica. Para o corpo de prova recoberto com Cd, a tensão de escoamento foi de 854, e a resistência à tração de 972. Para os 3 corpos de prova recobertos com Zn-Ni, a resistência ao escoamento e resistência à tração resultaram em uma resistência ao escoamento média de (847 ± 79) MPa e resistência à tração média de (962 ± 80) MPa. Os valores de resistência médios foram próximos ao do material base, porém apresentaram, principalmente no caso do recobrimento com Zn-Ni, altos valores de desvio padrão, possivelmente devido à diferenças na posição dentro do forno durante o tratamento térmico de revenimento.

4.4 MEDIDAS DE MICRODUREZA VICKERS

Medidas de microdureza Vickers foram realizadas em uma seção transversal circular de uma amostra sem recobrimento. Foram feitas medições a partir da superfície em duas direções transversais, que, por conveniência, são chamadas de horizontal e vertical, e os resultados são apresentados na Figura 24. Como esperado, não houve diferenças significativas na dureza ao longo do material base, sendo a dureza média (260 ± 14) HV.

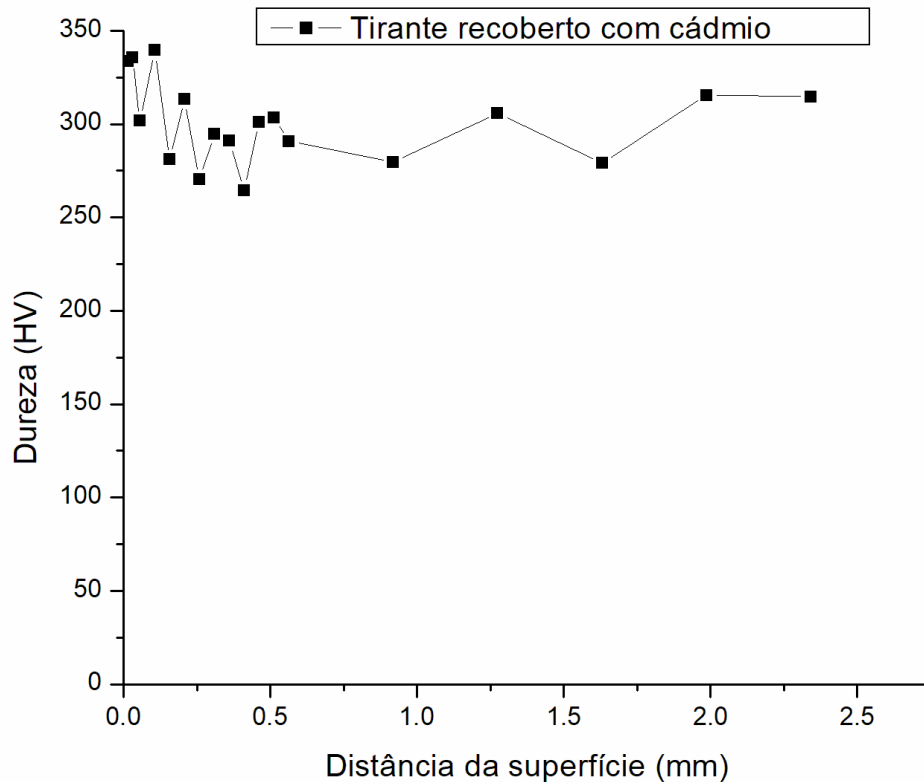
Figura 24 – Medidas da dureza com microdurômetro para material base



Fonte: Próprio autor

A Figura 25 mostra as medidas de microdureza Vickers realizadas em uma seção transversal do tirante recoberto com cádmio. Próximo à superfície, é possível perceber um aumento na dureza do material, o que pode ser explicado devido ao processo de laminação da rosca, que pode ter aumentado a densidade de discordâncias na proximidade da superfície. O aumento de dureza foi da ordem de 12% comparando as duas medidas mais próximas à superfície (média de 315 HV) com as medidas após 0,5 mm de distância da superfície (média de 298 HV).

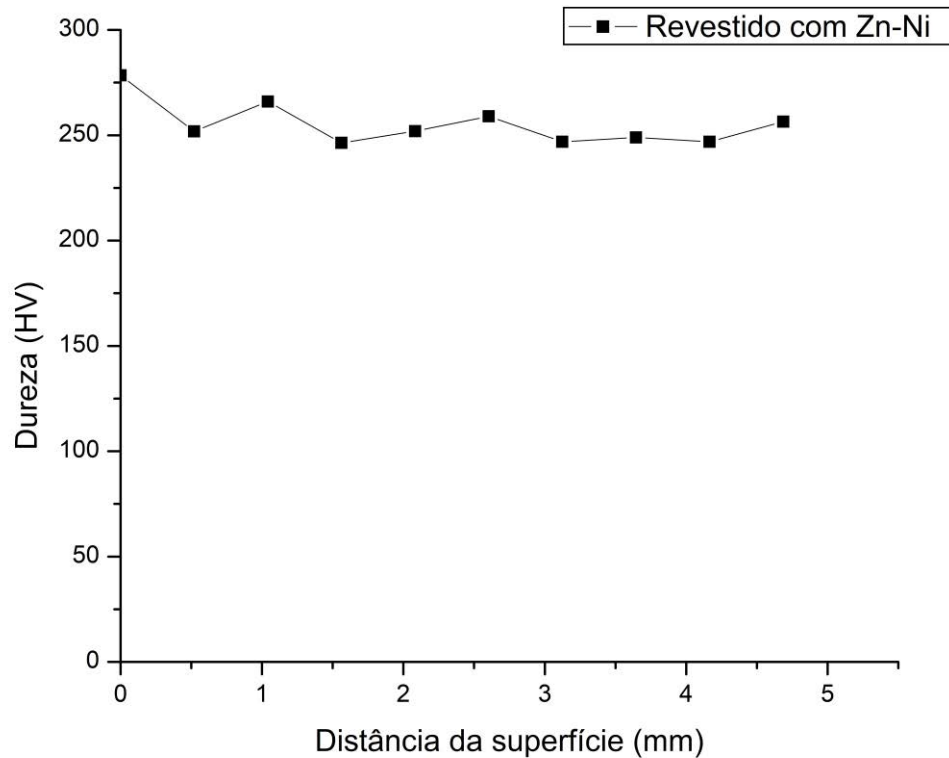
Figura 25 – Medidas da dureza com microdurômetro para material revestido com cádmio



Fonte: Próprio autor

A Figura 26 mostra as medidas de microdureza Vickers realizadas em uma seção transversal de uma amostra recoberta com Zn-Ni. Existe um pequeno aumento de dureza na proximidade da superfície ao se comparar a medida mais próxima à superfície (278 HV) às demais medidas (média de 253 HV). Uma possível explicação seria a um processo de difusão da camada de revestimento no material base, resultando em uma solução sólida substitucional que pode gerar deformações na estrutura cristalina que interagem com o campo de deformação das discordâncias, dificultando sua movimentação (CALLISTER, 2016). A dureza média foi de (255 ± 10) HV, o que mostra que o material com revestimento de Zn-Ni encontra-se na mesma condição de dureza do material base, considerando os intervalos de confiabilidade delimitados pelo desvio padrão.

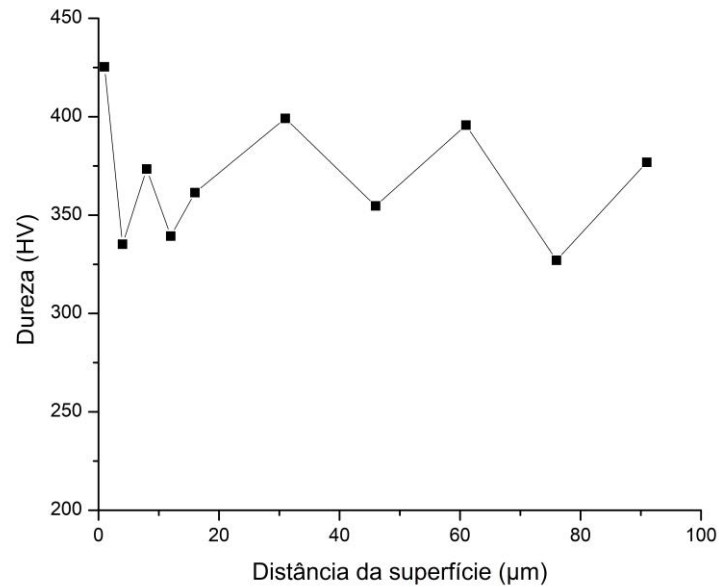
Figura 26 – Medidas da dureza com microdurômetro para material revestido com Zn-Ni



Fonte: Próprio autor

De maneira a possibilitar uma melhor visualização do perfil de durezas nas proximidades da superfície, foram feitas medidas utilizando um nanodurômetro na mesma amostra recoberta com Zn-Ni. Foram feitas três medidas na secção transversal da superfície, sendo que logo abaixo à camada foram feitas 3 medidas, o resultado obtido foi igual a (425 ± 10) HV. Na Figura 27 é mostrada apenas a média para a primeira medição, seguida das demais medidas. Observou-se um aumento da dureza de aproximadamente 17% das medidas logo abaixo da superfície com relação à média das demais medidas, cuja média foi igual a (363 ± 26) HV. Observa-se que a dispersão dos resultados e a obtenção de alguns picos nas medições para pontos mais distantes da superfície ocorre devido à nanoindentação ocorrer em pontos específicos, podendo variar com a fase em que ocorreu a indentação. Segundo Sriraman *et al.* (2012), o revestimento de Zn-Ni apresenta dureza superior ao de Cd devido à presença da fase intermetálica γ ($\text{Ni}_2\text{Zn}_{11}$).

Figura 27 – Medidas da dureza com nanoindentação do material recoberto com Zn-Ni



Fonte: Próprio autor

4.5 RUGOSIDADE

A rugosidade dos corpos de prova confeccionados de acordo com a ASTM E466 é apresentada na Tabela 9. Observa-se que o processo de eletrodeposição pouco afetou a rugosidade dos corpos de prova com relação ao material base. Um pequeno aumento na rugosidade foi observado para o material recoberto, o que pode ser resultado de pequenas irregularidades na espessura do recobrimento. A rugosidade é um dos parâmetros que pode afetar a vida em fadiga, pois pode concentrar tensões e facilitar a nucleação de trincas de fadiga (SCHIJVE, 2008).

Tabela 9 – Valores médios e desvio padrão da Rugosidade média (R_a) e Rugosidade máxima ($R_{máx}$) dos corpos de prova confeccionados de acordo com a ASTM E466 (μm)

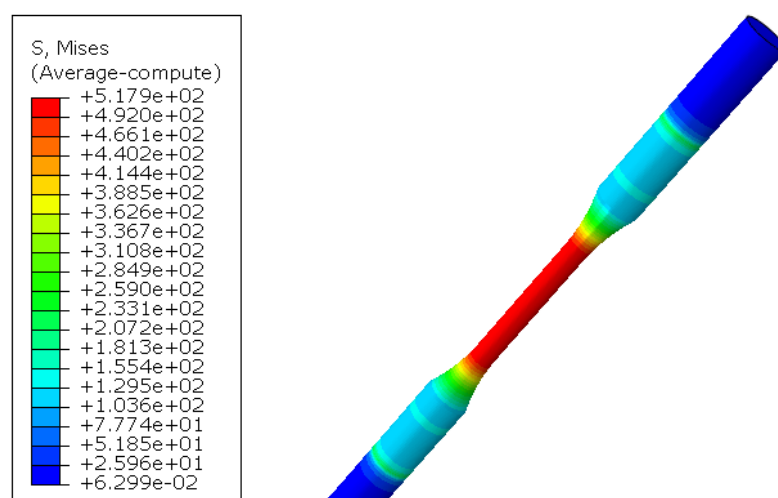
Rugosidade	Material base	Recoberto com Cd	Recoberto com Zn-Ni
R_a	$1,11 \pm 0,12$	$1,41 \pm 0,10$	$1,36 \pm 0,10$
$R_{máx}$	$9,08 \pm 0,97$	$13,75 \pm 2,43$	$14,13 \pm 2,63$

Fonte: Próprio autor

4.6 ANÁLISE POR ELEMENTOS FINITOS

A Figura 28 mostra a simulação realizada pelo método dos elementos finitos de um corpo de prova conforme a norma ASTM E466 sob carregamento axial. Nesta simulação, foi aplicada uma força de tração que corresponderia a uma máxima tensão de 516 MPa na mínima secção da amostra, a qual é justamente onde a amostra falhou tanto nos ensaios de tração como de fadiga axial. Observa-se, como esperado, que a máxima tensão é aproximadamente igual aos 516 MPa pois a amostra não apresenta concentradores de tensão. Observa-se um gradiente de cores frias vindo das extremidades do corpo de prova e que gradualmente são substituídas por cores quentes à medida que a secção transversal diminui. Como é observado na legenda, a tensão máxima de von Mises aumenta no mesmo sentido citado anteriormente.

Figura 28 – Simulação por elementos finitos para o corpo de prova conforme ASTM E466



Fonte: Próprio autor

A Figura 29 mostra a simulação pelo método dos elementos finitos para um tirante alojado no dispositivo de fixação que foi desenvolvido para a realização dos ensaios de fadiga. Neste caso, a carga de tração foi ajustada para que a tensão máxima nominal fosse também igual a 516 MPa, ou seja, supondo uma distribuição uniforme da tensão na área de secção transversal do corpo de prova. No caso do parafuso, contudo, a rosca atua como concentrador de tensão, principalmente no raio de curvatura da rosca (Figura 29b). Observou-se que as falhas por fadiga ocorreram na maioria dos casos justamente nas regiões indicadas,

próximo às extremidades alojadas no dispositivo de fixação, tendo os pontos de iniciação da trinca ocorrido nos concentradores de tensão.

Apesar de a simulação ter sido realizada para cargas estáticas de tração, é possível identificar e avaliar o efeito de concentração de tensões na rosca do parafuso, o qual contribui para diminuir a vida de nucleação da trinca de fadiga, reduzindo a vida em fadiga e o limite de resistência à fadiga dos tirantes. A máxima tensão de von Mises foi de aproximadamente 775 MPa (regiões destacadas em cinza na Figura 29b), cerca de 50% maior em relação aos 516 MPa que seriam esperados caso não houvesse concentração de tensão.

Figura 29 - (a) Simulação da tensão de von Mises (10^{-2} MPa) por elementos finitos para o tirante com dispositivo de fixação, (b) ampliação dos pontos de tensão máxima (10^{-2} MPa)

(continua)

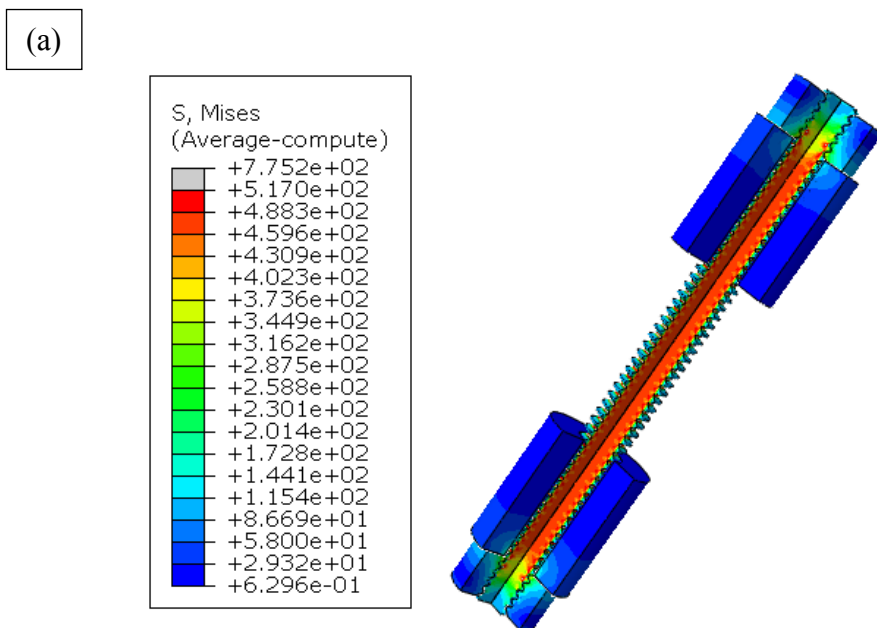
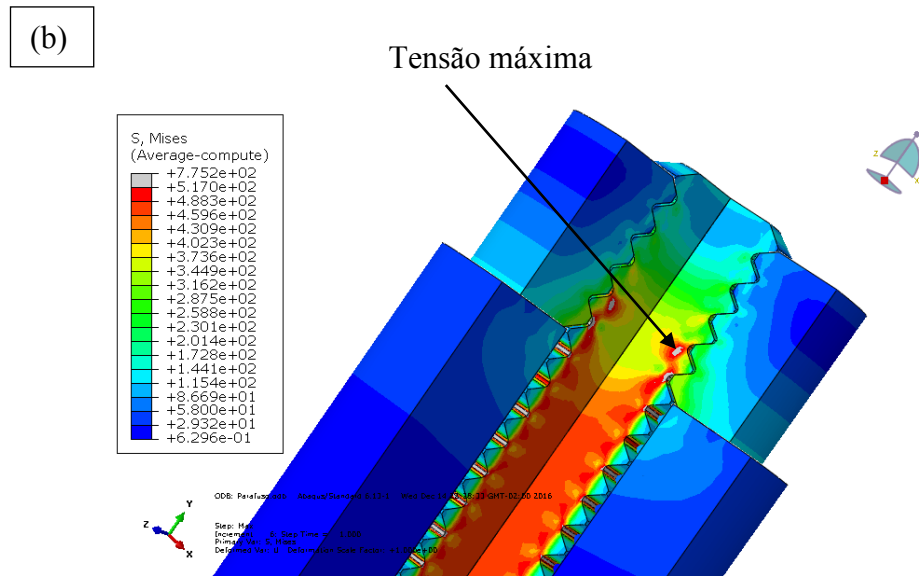


Figura 29 - (a) Simulação da tensão de von Mises (10^{-2} MPa) por elementos finitos para o tirante com dispositivo de fixação, (b) ampliação dos pontos de tensão máxima (10^{-2} MPa)

(conclusão)



4.7 SENSIBILIDADE AO ENTALHE

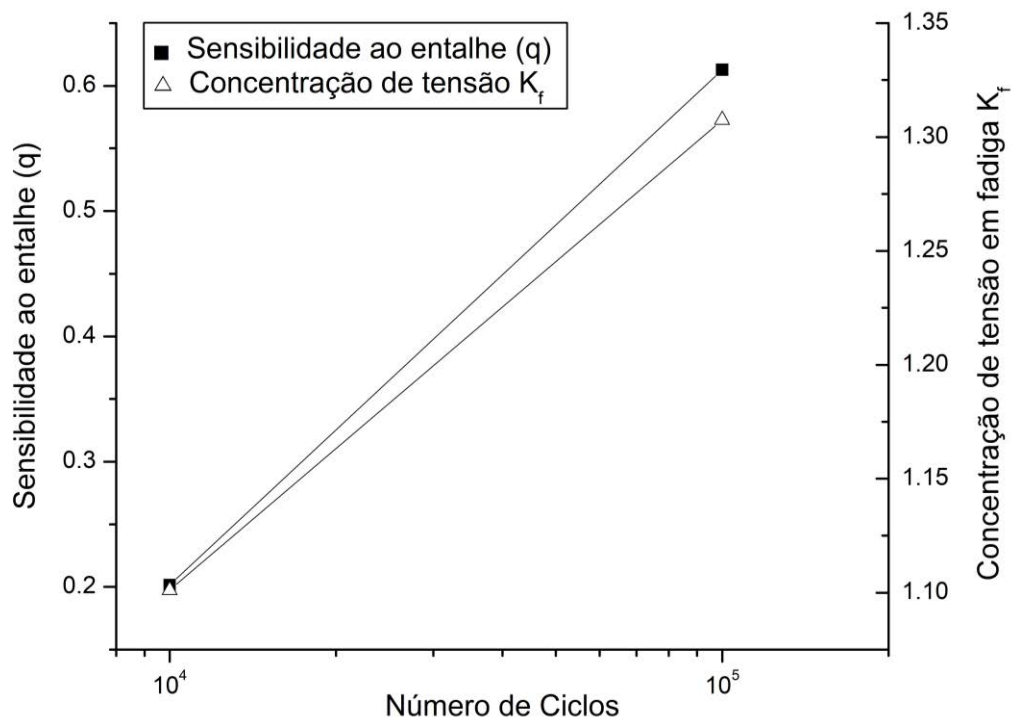
A determinação do fator concentração teórico (K_t) foi importante para quantificar a severidade do efeito de concentração de tensão. O valor de K_t foi calculado através da razão entre a tensão máxima de von Mises (775 MPa), obtida pela simulação por elementos finitos (Figura 29), e a tensão nominal que seria obtida caso a tensão se distribuisse uniformemente pela área mínima da seção transversal do parafuso submetido à mesma condição de carga da simulação (516 MPa). Portanto, o valor de K_t é 1,50, o que significa que a tensão nominal aplicada em carga de tração é amplificada por este fator para a região da raiz dos concentradores de tensão, onde estão os filetes da rosca.

O valor de K_t fornece uma estimativa conservativa do efeito de concentração de tensão para cargas dinâmicas, como é o caso dos ensaios de fadiga, pois o fator de concentração de tensão em fadiga (K_f) é igual ou menor que K_t . Portanto, se o valor de K_t for utilizado em projetos mecânicos para quantificar os concentradores de tensão dos tirantes submetidos a carregamentos em fadiga, o valor utilizado será conservativo. O valor de K_f variou de 1,10 a 1,31 entre vidas de fadiga de 10^4 e 10^5 ciclos (Figura 30), respectivamente. O valor de K_f/K_t é menor que 1, e quanto mais próximo K_f é de K_t , maior é o efeito da concentração de tensão

durante carregamentos de fadiga (GAO, 2017). Como o comportamento em fadiga dos tirantes foi mais afetado pelos concentradores de tensão para baixos níveis de tensão, como será observado na seção 4.8, o valor de K_f aumentou para maiores vidas em fadiga. Em menores vidas em fadiga, a vida tende a ser dominada pela propagação de trinca (VERREMAN, LIMODIN, 2008), o que explica o aumento da diferença entre K_f e K_t para menores vidas em fadiga. O valor de K_f depende da geometria do entalhe, do material e da vida em fadiga, e sua diferença para o valor de K_t é maior para materiais de alta resistência TIEDEMANN *et al.* 2014).

A sensibilidade ao entalhe (q) varia de 0, se o entalhe não produz nenhum efeito, até 1, quando o entalhe produz seu efeito máximo. Da mesma maneira que o valor de K_f , o valor de q foi maior para um maior número de ciclos, variando de 0,20 até 0,61 para 10^4 e 10^5 ciclos (Figura 30), respectivamente. Portanto, a vida em fadiga dos tirantes foi afetada mais severamente pelos concentradores de tensão para um maior número de ciclos.

Figura 30 - Sensibilidade ao entalhe (q) e concentração de tensão em fadiga (K_f) em função do número de ciclos



Fonte: Próprio autor

4.8 ENSAIOS DE FADIGA AXIAL

Os resultados dos ensaios de fadiga axial para os corpos de prova conforme a norma ASTM E466 sem recobrimento estão apresentados na Tabela 10. Como pode ser observado pela relação entre as tensões mínima e máxima de cada ensaios, a razão de tensões dos ensaios foi de 0,1. Sendo assim, a tensão média para os ensaios foi de tração. Os níveis de tensão máxima dos ensaios variaram de 95% a 75% da resistência ao escoamento do material, e para cada um dos níveis de tensão de 95%, 85% e 80% foram realizados 3 ensaios, o que além de garantir maior confiabilidade nos resultados da curva S-N, possibilitou a análise estatística por Weibull para tais níveis de tensão. Em um nível de tensão máxima de 75% da resistência ao escoamento, o material não rompeu após 10^6 ciclos para os dois corpos de prova ensaiados.

Tabela 10 - Dados dos ensaios de fadiga para o corpo de prova conforme a norma ASTM E466 sem recobrimento

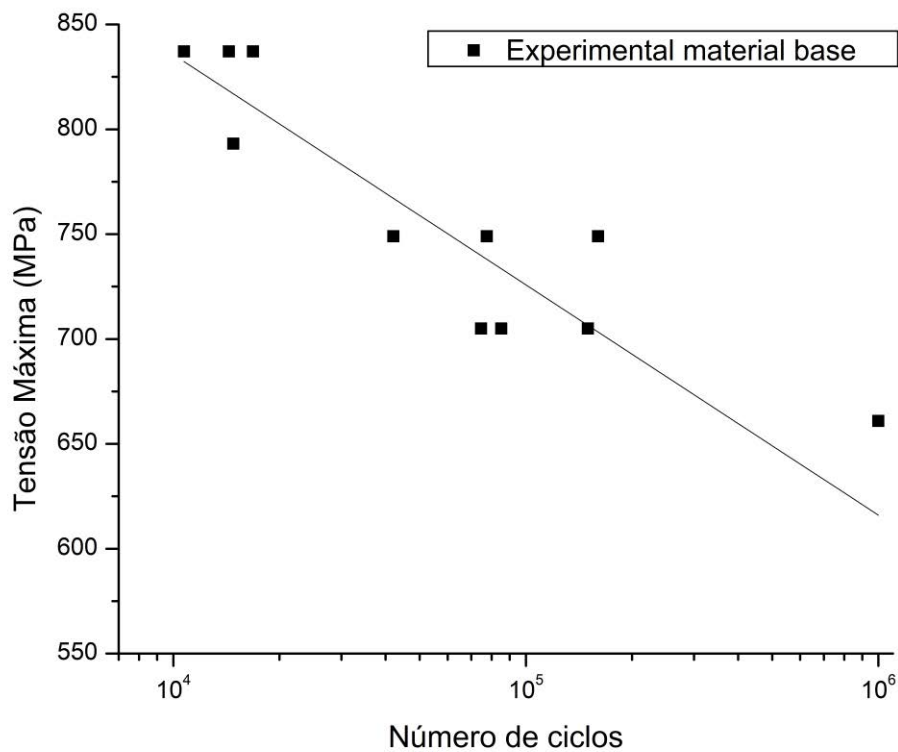
% de S_y	$S_{m\acute{a}x}$ (MPa)	$S_{m\acute{i}n}$ (MPa)	S_{med} (MPa)	S_a (MPa)	N (Ciclos)
					10 723
95	837,1	83,71	460,43	376,71	16 829
					14 379
90	793,1	79,31	436,19	356,89	14 809
					42 085
85	749,0	74,90	411,96	337,06	77 526
					160 342
					85 176
80	705,0	70,50	387,73	317,23	150 000
					74 635
					1 000 000
75	660,9	66,09	363,50	297,41	1 000 000

Fonte: Próprio autor

A curva S-N do material obtida a partir dos dados da Tabela 10 é apresentada na Figura 31. Por meio do método dos mínimos quadrados, foi obtida a Equação 7, que possibilita a estimativa do número de ciclos de vida do material para um dado nível de tensão σ (MPa).

$$\log N = 10,1 - 0,00709 \sigma_{m\acute{a}x} \quad (7)$$

Figura 31 – Curva S-N material base, ASTM E466.



Fonte: Próprio autor

A Tabela 11 apresenta os parâmetros de escala (α) e de forma (β) obtidos através da análise estatística dos dados de fadiga pelo modelo de distribuição de Weibull para os níveis de tensão de 705, 749 e 837 MPa, correspondentes a 95%, 85% e 80% da resistência ao escoamento do material. Para os três níveis de tensão, o parâmetro de forma foi maior que 1, o que significa que a microestrutura do material (lote) é homogênea e que os dados apresentam pequena variabilidade. Caso o parâmetro de forma fosse menor que 1, existiria um maior nível de dispersão e, conseqüentemente, baixa confiabilidade. O parâmetro de escala α

representa o número de ciclos ao qual existe a probabilidade de 63,2% das amostras fraturarem em um determinado nível de tensão (ORNAGHI *et al.*, 2012). Sendo assim, para cada nível de tensão indicado na Tabela 11, é esperado que 63,2% das amostras fraturem até o número de ciclos correspondente ao parâmetro de escala α . Por outro lado, 36,8% das amostras possuirão vida em fadiga igual ou superior ao número de ciclos correspondente a α .

Tabela 11 – Parâmetros α e β para níveis de tensão de 705, 749 e 837 MPa

Nível de Tensão (MPa)	α (parâmetro de escala)	β (parâmetro de forma)
705	119.442	2,37
749	111.060	1,43
837	15.325	4,21

Fonte: Próprio autor

Enquanto o parâmetro de escala α apresentado na Tabela 12 corresponde à vida em fadiga para uma confiabilidade de 36,8%, a Tabela 12 mostra a vida em fadiga para diversas confiabilidades, que são as proporções de amostras que vivem pelo menos o número de ciclos correspondente. Como esperado, um aumento na confiabilidade desejada reduz a vida em fadiga esperada para o material.

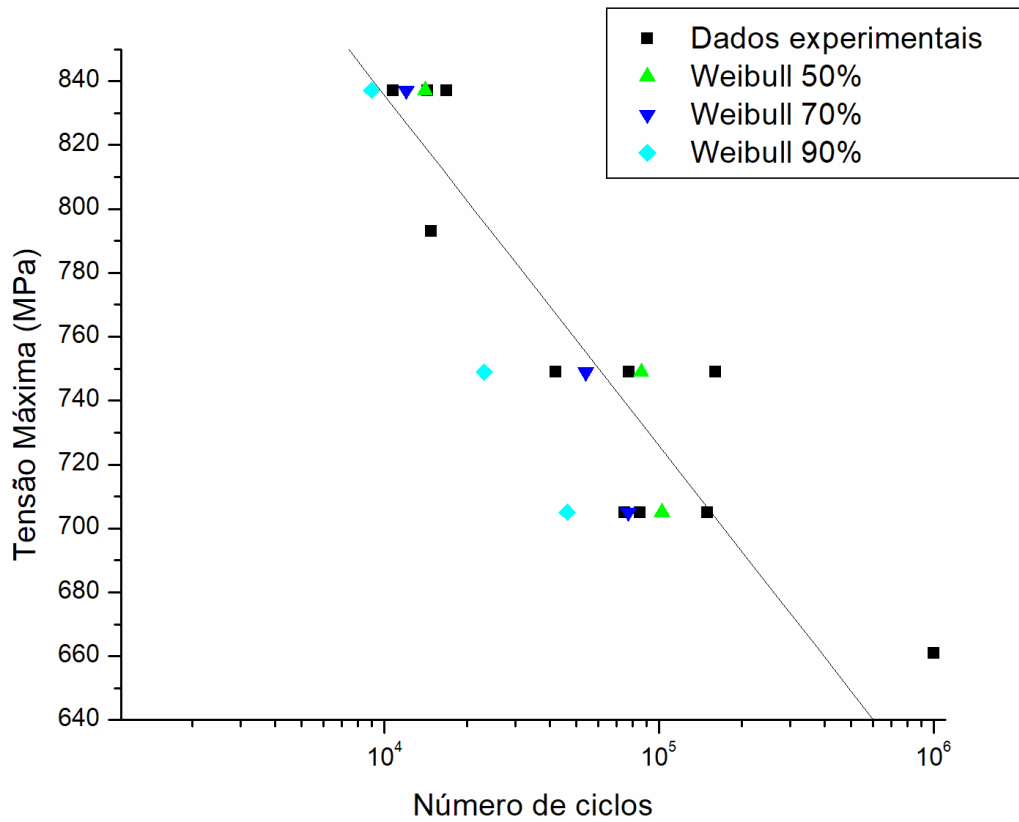
Tabela 12 – Weibull para níveis de tensão de 705, 749 e 837 MPa para material base conforme norma ASTM E466

Confiabilidade (%)	Número de ciclos		
	$S_{m\acute{a}x} = 705$ MPa	$S_{m\acute{a}x} = 749$ MPa	$S_{m\acute{a}x} = 837$ MPa
10	227.452	199.001	18.687
50	102.355	85.950	14.046
70	77.325	54.008	11.993
90	46.234	23.021	8.974
95	34.128	13.916	7.562
99	17.161	4.451	5.132

Fonte: Próprio autor

A Figura 32 mostra a curva S-N do material base conforme a norma ASTM E466 com o modelo estatístico de Weibull para as confiabilidades de 50, 70 e 90%, cujos valores estão destacados na Tabela 6. A confiabilidade adotada no projeto depende da aplicação.

Figura 32 - Curva S-N do material base conforme a norma ASTM E466 com o modelo estatístico de Weibull



A Tabela 13 mostra os dados de fadiga para os tirantes sem recobrimento. Observa-se que os tirantes fraturaram em todos os níveis de tensão testados, diferentemente dos dados de fadiga para os corpos de prova conforme a norma ASTM E466, que suportaram 10^6 ciclos de fadiga sem fratura a uma tensão máxima de 660,9 MPa (Tabela 10).

Tabela 13 - Dados de fadiga para os tirantes sem recobrimento

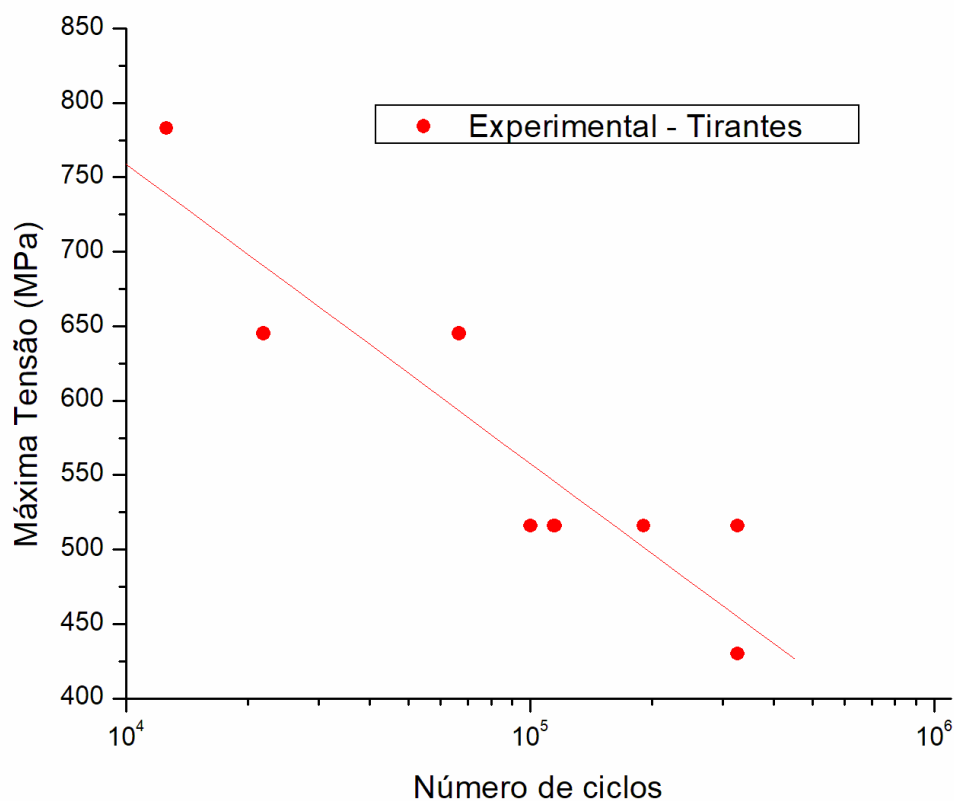
$S_{m\acute{a}x}$ (MPa)	$S_{m\acute{i}n}$ (MPa)	N (ciclos)
783	78,3	12.566
645	64,5	66.682
		21.844
		100.289
516	51,6	114.274
		326.092
		190.852
		115.131
430	43,0	326.092

Fonte: Próprio autor

A Figura 33 apresenta a curva S-N dos tirantes obtida a partir dos dados de fadiga apresentados na Tabela 13. Por meio do método dos mínimos quadrados, foi obtida a Equação 8, que permite estimar a vida do tirante para um dado nível de tensão máxima σ (MPa).

$$\log N = 7,32 - 0,00417 \sigma_{m\acute{a}x} \quad (8)$$

Figura 33 – Curva S-N para os tirantes sem recobrimento

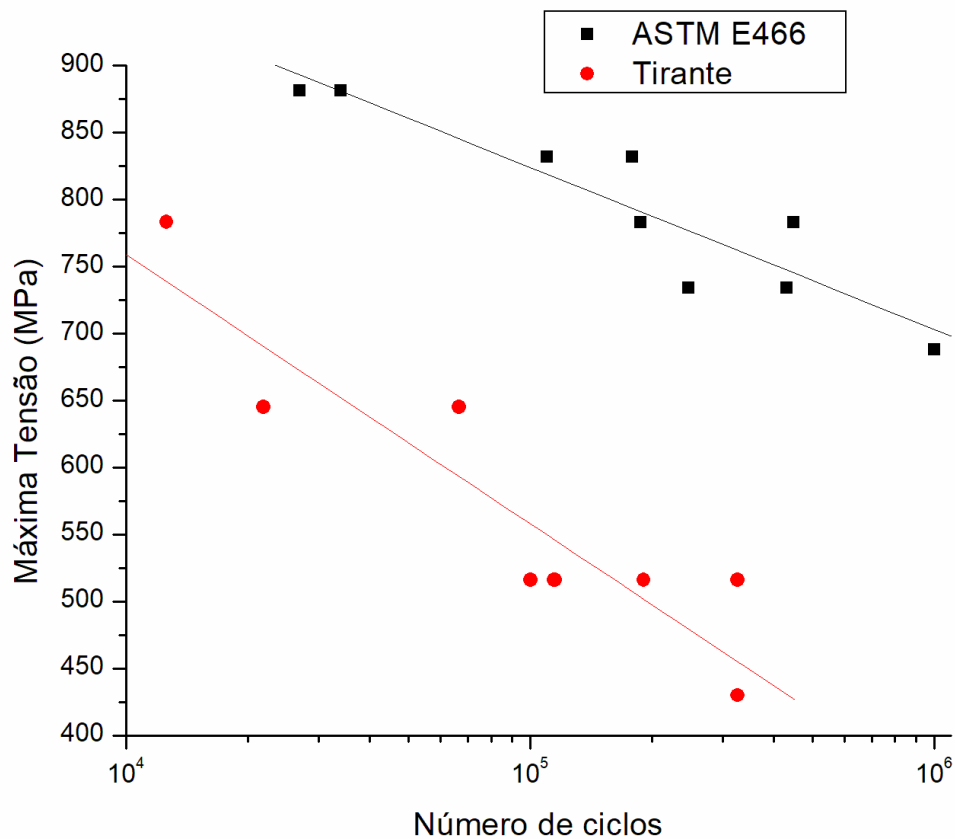


Fonte: Próprio autor

As curvas S-N dos corpos de prova conforme a norma ASTM E466 e dos tirantes são apresentadas na Figura 34. A diminuição significativa da vida em fadiga dos parafusos prisioneiros em comparação aos corpos de prova conforme norma ocorreu devido ao efeito de concentração de tensões que ocorre nas proximidades da rosca, o que favorece a nucleação de trincas por fadiga. O efeito superficial da concentração de tensões tem maior influência para menores níveis de tensão, como se observa pelo afastamento que ocorre entre as curvas S-N à medida que se diminui o nível de tensão máxima.

Apesar do efeito superficial da concentração de tensão reduzir a vida em fadiga até a nucleação da trinca, o efeito não é observado no estágio de propagação da trinca. Quanto menor o nível de tensão, a vida em fadiga durante o estágio de nucleação da trinca é maior, explicando porque as roscas do parafuso apresentaram maior influências para estes casos do que para altos níveis de tensão, em que o número de ciclos para iniciação da trinca é menor.

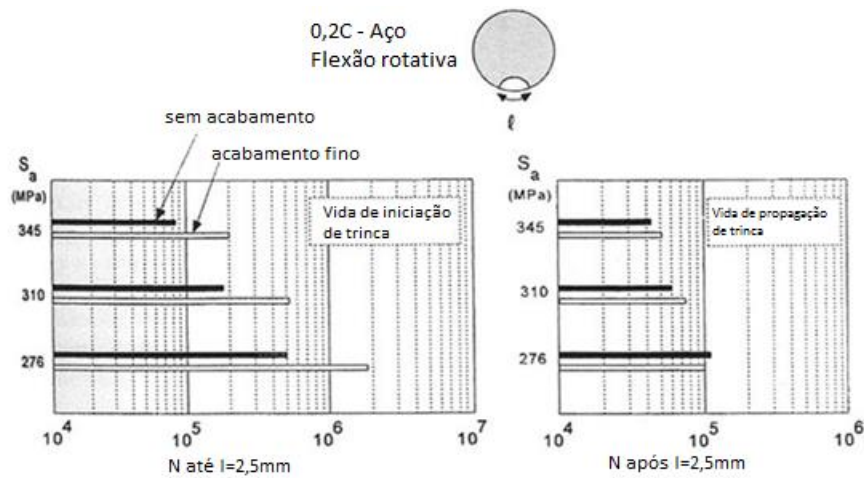
Figura 34 - Curvas S-N dos corpos de prova conforme a norma ASTM E466 e dos tirantes



Fonte: Próprio autor

Schijve (2008) mostra em estudo de um aço em ensaios de fadiga por flexão rotativa que o acabamento superficial é um fator importante para o período de iniciação da trinca, mas que não influencia o número de ciclos de propagação da trinca (Figura 35). É importante ressaltar que o estudo adotou o conceito de período de iniciação de trinca como a existência de trincas até o tamanho de 2,5 mm, considerando como o período de propagação quando as trincas cresciam até um tamanho superior.

Figura 35 – Importância do acabamento superficial na iniciação e propagação da trinca



Fonte: SCHIJVE, 2008

A Tabela 14 mostra os dados de fadiga para os tirantes com recobrimento de cádmio eletrodepositado. Neste caso, existe a influência tanto dos concentradores de tensão como do recobrimento no comportamento em fadiga do material. Por meio do método dos mínimos quadrados, foi obtida a Equação 9, que permite estimar a vida do parafuso recoberto com cádmio para um dado nível de tensão máxima (MPa).

$$\log N = 7,12 - 0,00394 \sigma_{m\acute{a}x} \quad (9)$$

Tabela 14 - Dados de fadiga para tirantes com recobrimento de cádmio eletrodepositado

$S_{m\acute{a}x}$ (MPa)	S_{min} (MPa)	N (ciclos)
731	73,1	25 651
		15 509
645	64,5	20 788
		42 589
		76 406
516	51,6	187 102
		92 846
		200 715

Fonte: Próprio autor

Aplicando o modelo estatístico da distribuição de Weibull para o nível de tensão de 516 MPa para os dados de fadiga dos tirantes sem recobrimento, o parâmetro de escala α foi 198.736 ciclos, e o parâmetro de forma β foi 1,85. Para os parafusos com recobrimento de

cádmio eletrodepositado, os parâmetros de escala e de forma foram 163.517 ciclos e 1,94, respectivamente. A vida esperada em um nível de tensão máxima de 516 MPa para os parafusos sem recobrimento e com recobrimento de cádmio é apresentada na Tabela 15. Para cada confiabilidade, os tirantes vivem pelo menos o número de ciclos correspondente.

Tabela 15 – Weibull para o nível de tensão de 516 MPa para os tirantes

Confiabilidade (%)	Número de ciclos	
	Sem Cádmio	Com Cádmio
10	312.090	251.570
50	162.983	135.315
70	113.762	96.006
90	58.806	51.139
95	39.834	35.259
99	16.489	15.193

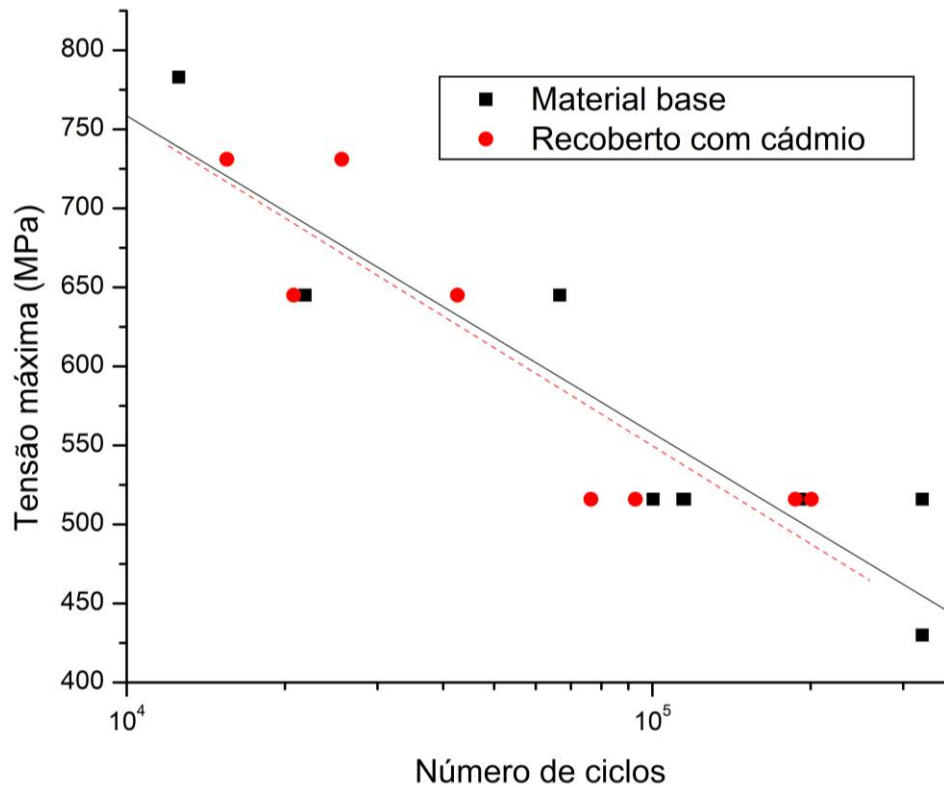
Fonte: Próprio autor

As curvas S-N dos tirantes com e sem recobrimento de cádmio eletrodepositado são apresentadas na Figura 36. Observa-se uma tendência à redução da vida do material devido ao recobrimento de cádmio. Para 600 MPa de tensão máxima, por exemplo, a redução, considerando as curvas obtidas pelo método dos mínimos quadrados, é de aproximadamente 62.000 ciclos para 57.000 ciclos, o que representa uma redução de 8% na vida em fadiga. Contudo, a redução da vida em fadiga do material recoberto com cádmio eletrodepositado foi pouco significativa, principalmente considerando os intervalos de confiabilidade obtidos pela distribuição de Weibull (Tabela 15), em que pouca variação na confiabilidade leva à uma superposição do número de ciclos esperados para a vida em fadiga.

O comportamento em fadiga foi próximo entre os tirantes sem recobrimento e com recobrimento de cádmio devido ao tratamento de desidrogenação realizado a 200°C por 8 horas, o que diminuiu o efeito da fragilização por hidrogênio e pode ter aliviado tensões residuais trativas devido ao tempo e temperatura do tratamento. Voorwald (2005) *et al.*, estudando o comportamento em fadiga do aço AISI 4340 recoberto com Cd, mostraram que o material recoberto com Cd sem um tratamento térmico para evitar a fragilização por hidrogênio apresentou redução da resistência à fadiga para baixo e alto ciclo, enquanto foi percebida uma melhora na resistência à fadiga para um número de ciclos maior que 10⁵ para as amostras que foram submetidas a tempo/temperatura em comparação às que não foram tratadas. Além disso, devido ao efeito dos concentradores de tensão em razão da presença da

rosca nos tirantes, ao facilitar a nucleação da trinca de fadiga para o material com ou sem recobrimento, reduz a diferença entre as condições com ou sem tratamento superficial.

Figura 36 - Curvas S-N dos tirantes sem recobrimento e com recobrimento de cádmio eletrodepositado



Fonte: Próprio autor

Os dados de fadiga para os corpos de prova conforme a norma ASTM E466 com recobrimento de cádmio eletrodepositado estão apresentados na Tabela 16. Por meio do método dos mínimos quadrados, foi obtida a Equação 10, que permite estimar a vida do material recoberto com cádmio para um dado nível de tensão máxima (MPa).

$$\log N = 9,68 - 0,00628 \sigma_{m\acute{a}x} \quad (10)$$

Tabela 16 - Dados dos ensaios de fadiga para o corpo de prova conforme a norma ASTM E466 com recobrimento de Cd

$S_{m\acute{a}x}$ (MPa)	S_{min} (MPa)	S_{med} (MPa)	S_a (MPa)	N (Ciclos)
837,1	83,71	460,43	376,71	25.901
				32.828
793,1	79,31	436,19	356,89	32.951
				65.357
749,0	74,90	411,96	337,06	206.954
				75.436

Fonte: Próprio autor

O modelo estatístico da distribuição de Weibull foi aplicado para o nível de tensão de 749 MPa para os dados de fadiga dos corpos de prova conforme a norma ASTM E466 com recobrimento de Cd eletrodepositado (Tabela 16), obtendo um parâmetro de escala α igual 141.229 ciclos e um parâmetro de forma β igual a 1,36. Para uma dada confiabilidade, espera-se que o material recoberto com Cd resista pelo menos o número de ciclos correspondente ao apresentado na Tabela 17 em um nível de tensão máxima de 749 MPa.

Tabela 17 - Weibull para o nível de tensão de 749 MPa para corpo de prova de acordo com a ASTM E466 com recobrimento de Cd eletrodepositado

Confiabilidade (%)	Número de ciclos
10	261.361
50	107.758
70	65.993
90	26.832
95	15.774
99	4.737

Fonte: Próprio autor

A Tabela 18 mostra os dados de fadiga para os corpos de prova conforme a norma ASTM E466 com recobrimento de uma liga de Zn-Ni eletrodepositada. Por meio do método dos mínimos quadrados, foi obtida a Equação 11, que permite estimar a vida do corpo de prova recoberto com Zn-Ni para um dado nível de tensão máxima (MPa).

Tabela 18 - Dados dos ensaios de fadiga para o corpo de prova conforme a norma ASTM E466 com recobrimento de uma liga Zn-Ni

$S_{m\acute{a}x}$ (MPa)	S_{min} (MPa)	S_{med} (MPa)	S_a (MPa)	N (Ciclos)
916,1	91,61	503,84	412,24	20.878
881,2	88,12	484,66	396,54	12.192
837,1	83,71	460,43	376,71	46.812 29.877
793,1	79,31	436,19	356,89	61.211
749,0	74,90	411,96	337,06	1.000.000

Fonte: Próprio autor

$$\log N = 8,56 - 0,00480 \sigma_{m\acute{a}x} \quad (11)$$

O comportamento em fadiga do material nas condições de material base, recoberto com Cd eletrodepositado e recoberto com uma liga Zn-Ni eletrodepositada foi comparado a partir das curvas S-N apresentadas na Figura 37. As curvas foram obtidas a partir dos dados de fadiga das Tabelas 10, 16 e 18.

Tratamentos superficiais, quando apresentam um efeito negativo no comportamento em fadiga, tendem a ter o efeito potencializado para fadiga de alto ciclo (OLIVEIRA *et al.*, 2018). A justificativa para este comportamento é que para baixos níveis de tensão, as características da superfície tornam-se mais importantes para o período de nucleação da trinca. Contudo, analisando o comportamento em fadiga do material recoberto com cádmio em relação ao material base, observa-se comportamentos em fadiga próximos, principalmente para menores níveis de tensão.

Observa-se através do modelo estatístico de Weibull aplicado aos corpos de prova de acordo com a norma ASTM E466 sem recobrimento e com recobrimento de cádmio eletrodepositado (Tabelas 12 e 17), que a vida em fadiga é muito próxima nas duas condições nos intervalos de confiança analisados em um nível de tensão máxima de 749 MPa. Tendo em vista as curvas S-N e o modelo estatístico de Weibull, não foi observada uma redução da resistência à fadiga axial para o material recoberto com cádmio eletrodepositado. O principal efeito negativo do recobrimento de cádmio eletrodepositado é a possibilidade de fragilização por hidrogênio, em que seu efeito no sentido de reduzir a resistência à fadiga pode ser

observada em diversos trabalhos (CONDE et al., 2011; VOORWALD *et al.*, 2005). Neste trabalho, a similaridade do comportamento em fadiga do material recoberto com cádmio e do material base pode ser atribuído tanto à eficácia do tratamento de desidrogenação realizado a 200 °C por 8 horas em evitar a fragilização por hidrogênio, como também em um possível alívio de tensões residuais trativas devido ao tempo e temperatura associados ao tratamento térmico.

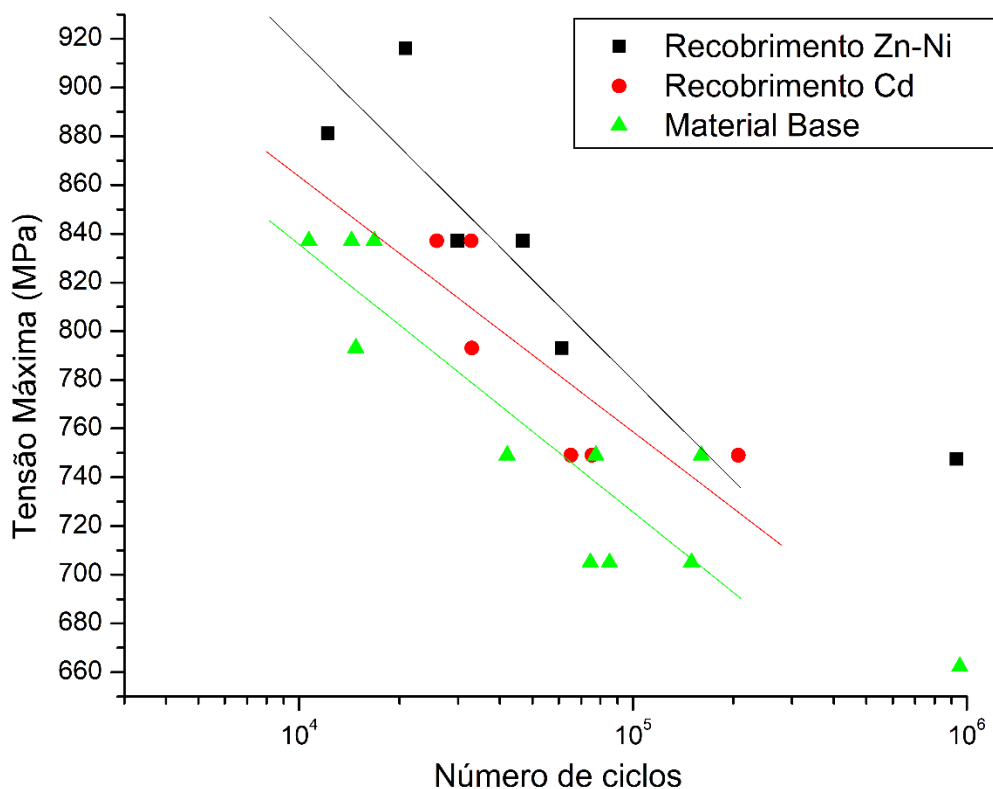
O processo de eletrodeposição de um recobrimento de uma liga Zn-Ni no material base também não resultou em redução na vida em fadiga do material, apresentando um pequeno incremento na resistência à fadiga axial. Esta melhora no comportamento em fadiga do material será analisada tendo em vista diversos fatores que estão relacionados ao comportamento em fadiga do material. Como observado na Tabela 9, não houve uma melhora no acabamento superficial decorrente da eletrodeposição do recobrimento de Zn-Ni, apresentando valores próximos de rugosidade com relação ao material base. As medidas de microdureza para o material com recobrimento de Zn-Ni apresentaram valores similares para o corpo de prova sem recobrimento e com recobrimento de Zn-Ni, como foi observado nas Figuras 24 e 26, apresentando durezas maiores apenas em medidas por nanoindentação em regiões mais próximas à superfície, o que pode ter proporcionado melhores condições de resistência à nucleação da trinca na superfície. É possível também que uma pequena variação na resistência observada nos ensaios de tração das amostras recobertas, como resultado do tratamento térmico, tenha influenciado alguns pontos, o que justificaria mais ensaios para ter uma leitura mais precisa da influência do recobrimento.

Voorwal *et al.* observaram uma redução na resistência à fadiga por flexão rotativa do aço AISI 4340 devido à eletrodeposição do recobrimento de Zn-Ni com espessuras entre 15-21 μm . A redução de resistência à fadiga para esta condição, ocorreu devido a um alto nível de tensão trativa a 0,1 mm abaixo da interface entre o recobrimento e o material base. Contudo, recobrimentos de Zn-Ni de espessura na faixa de 2 a 6 μm tendem a apresentar tensões residuais menos trativas em comparação a revestimentos da mesma liga na faixa de espessura de 15 a 21 μm , o que resulta em um melhor comportamento em fadiga. Neste trabalho, a espessura média do recobrimento de Zn-Ni foi de cerca de 3 μm , espessura muito inferior à faixa de 15-21 μm em que foi observada uma redução na resistência à fadiga por flexão rotativa para o aço AISI 4340, o que pode ter contribuído para a melhor condição de comportamento em fadiga observada.

O tratamento de alívio de tensões a 200°C / 3 horas e a temperatura usada no tratamento térmico de desidrogenação, aliada ao tempo de tratamento, i.e. 200°C / 8 horas,

podem ter atuado no sentido de reduzir o valor de possíveis tensões residuais tratativas, o que implicaria em um ganho de resistência à fadiga axial e justificariam o pequeno aumento observado para as amostras recobertas com Zn-Ni. O trabalho de Sabelkin *et al.* (2016) apresenta referências de que o processo de eletrodeposição pode gerar tensões residuais compressivas, o que também poderia produzir um efeito benéfico no comportamento em fadiga. Uma melhor condição de tensão residual associada ao recobrimento de Zn-Ni na faixa de espessura analisada aliada aos tratamentos térmicos realizados pode ter sido responsável pelo ganho na vida em fadiga do material. De qualquer maneira, a substituição do recobrimento de cádmio eletrodepositado pelo recobrimento de uma liga Zn-Ni eletrodepositada demonstrou ser viável do ponto de vista do comportamento em fadiga axial do material.

Figura 37 - Curvas S-N do material base sem recobrimento, com recobrimento de cádmio eletrodepositado e com recobrimento de uma liga Zn-Ni eletrodepositada



Fonte: Próprio autor

As curvas S-N obtidas a partir dos dados de fadiga para os corpos de prova com rosca, com a geometria mostrada na Figura 8, nas condições de material base sem recobrimento e

com recobrimentos de cádmio e de uma liga de Zn-Ni eletrodepositados são mostradas na Figura 38. Como pode ser observado a partir dos dados de fadiga, o comportamento em fadiga apresentado pelos corpos de prova com rosca recobertos com Cd ou com Zn-Ni foi similar ao do material base. Isto ocorreu porque o efeito de concentração de tensão na raiz dos filetes da rosca foi mais importante do que qualquer efeito do processo de eletrodeposição na redução da resistência à fadiga do material. Sendo assim, um único ajuste médio que representa o comportamento em fadiga para as três condições foi gerado através do método dos mínimos quadrados, como mostra a Equação 12 ($R^2 = 0,77$).

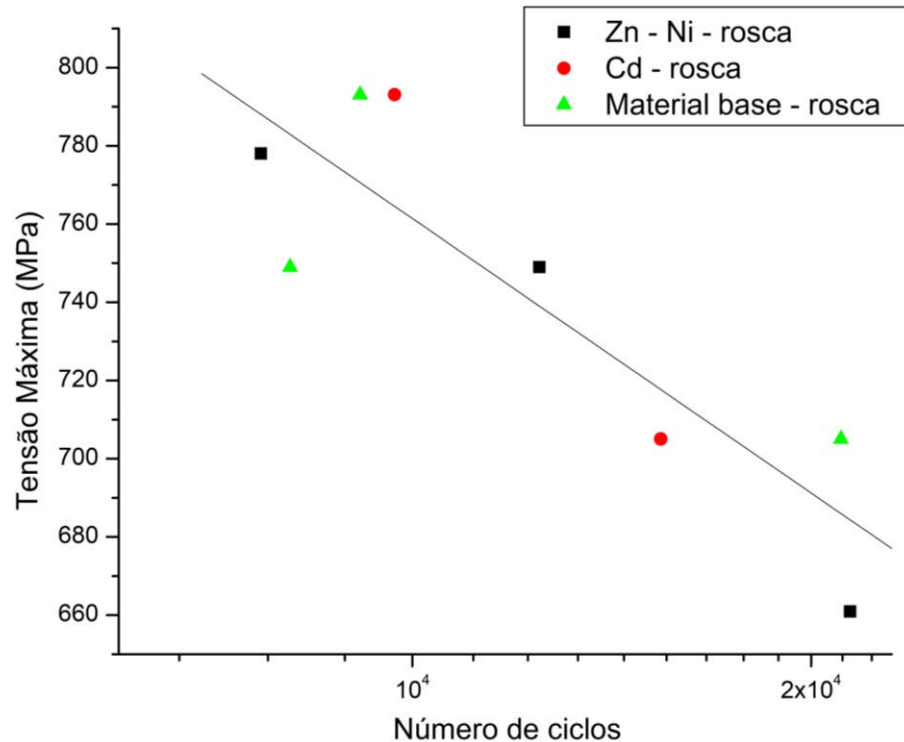
Tabela 19 - Dados dos ensaios de fadiga para os corpos de prova com rosca

Corpos de prova com rosca	$S_{m\acute{a}x}$ (MPa)	$S_{m\acute{i}n}$ (MPa)	S_{med} (MPa)	S_a (MPa)	N (Ciclos)
	793,1	79,31	436,19	356,89	9 127
Material Base sem recobrimento	749,0	74,90	411,96	337,06	8 084
	705,0	70,50	387,73	317,23	21 067
Recoberto com Cd	793,1	79,31	436,19	356,89	9 691
	705,0	70,50	387,73	317,23	15 396
	778,0	77,80	427,88	350,09	7 681
Recoberto com Zn-Ni	749,0	74,90	411,96	337,06	12 469
	660,9	66,09	363,50	297,41	21 402

Fonte: Próprio autor

$$\log N = 6,52 - 0,00328 \sigma_{m\acute{a}x} \quad (12)$$

Figura 38 - Curvas S-N do material base com rosca sem recobrimento, com recobrimento de cádmio eletrodepositado e com recobrimento de uma liga Zn-Ni eletrodepositada



Fonte: Próprio autor

Tendo em vista o risco oferecido pelo cádmio ao ambiente e à saúde humana, é recomendada a substituição do uso de cádmio eletrodepositado como revestimento anticorrosivo (SRIRAMAN *et al.*, 2013). Neste trabalho, foi demonstrado, com relação ao comportamento em fadiga, que a substituição do cádmio por uma liga zinco-níquel no processo de eletrodeposição do aço AISI 4140 é viável. Foi demonstrado ainda que o recobrimento da liga Zn-Ni não resultou em redução da resistência à fadiga axial dos tirantes com relação aos componentes sem recobrimento, o que viabiliza sua aplicação na indústria petroquímica.

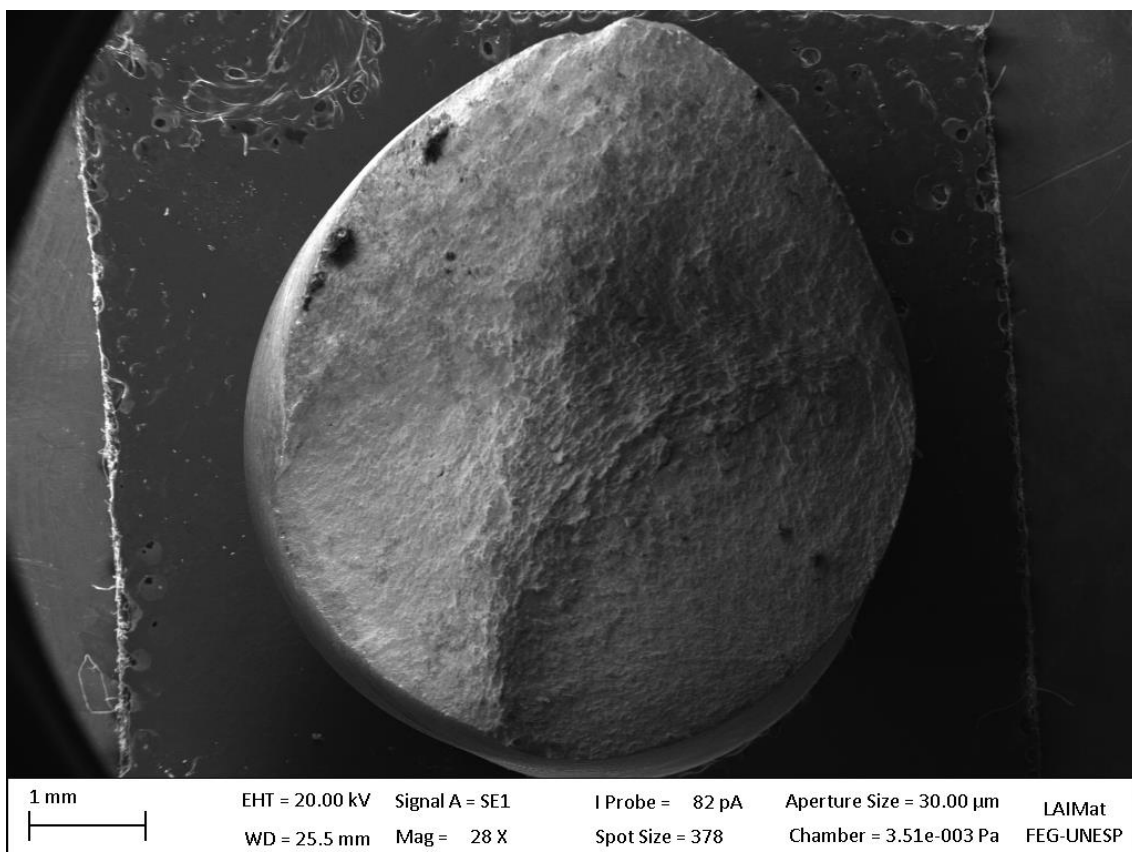
4.9 SUPERFÍCIES DE FRATURA

Nesta seção, são apresentadas diversas superfícies de fratura típicas, obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) de corpos de prova confeccionados de acordo com a norma ASTM E466 (Figura 6) com e sem recobrimentos de Cd e Zn-Ni, de tirantes

testados com um dispositivo de fixação (Figura 7), e de corpos de prova com a área útil roscada com e sem recobrimentos de Cd e Zn-Ni (Figura 8).

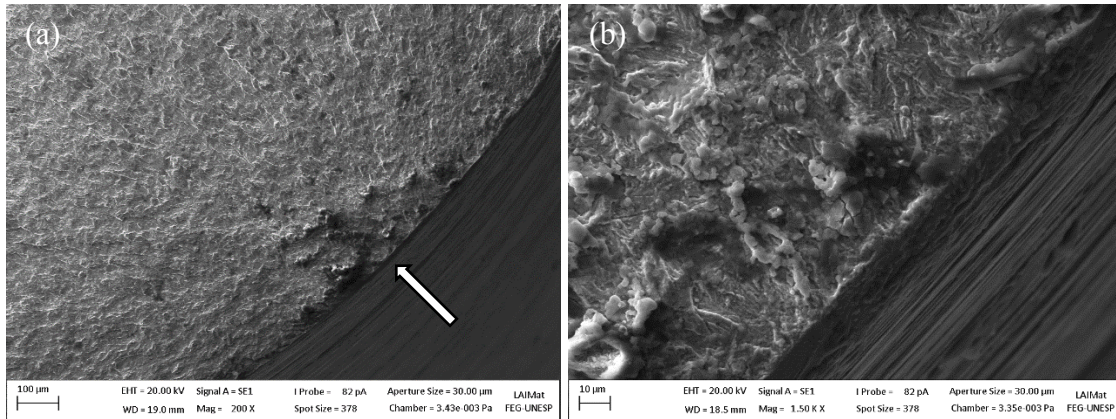
Uma visão geral da superfície de fratura de um corpo de prova sem recobrimento confeccionado de acordo com a norma ASTM E466 é mostrada na Figura 39, e os detalhes da região de nucleação são mostrados na Figura 40. A nucleação originou-se na superfície livre (indicado pela seta), assim como ocorreu frequentemente em outras superfícies de fratura analisadas na sequência. As discordâncias deslizam através de intrusões ou extrusões na superfície, que são normais à superfície e ocorrem em grãos com orientação cristalográfica favorável (CHAN, 2010; OLIVEIRA et al., 2018). As intrusões e extrusões atuam como concentradores de tensão, dando origem ao início da trinca na superfície (DIETER, 1981).

Figura 39 - Superfície de fratura de um corpo de prova sem recobrimento conforme a norma ASTM E466. Ampliação de 28x.



Fonte: Próprio autor

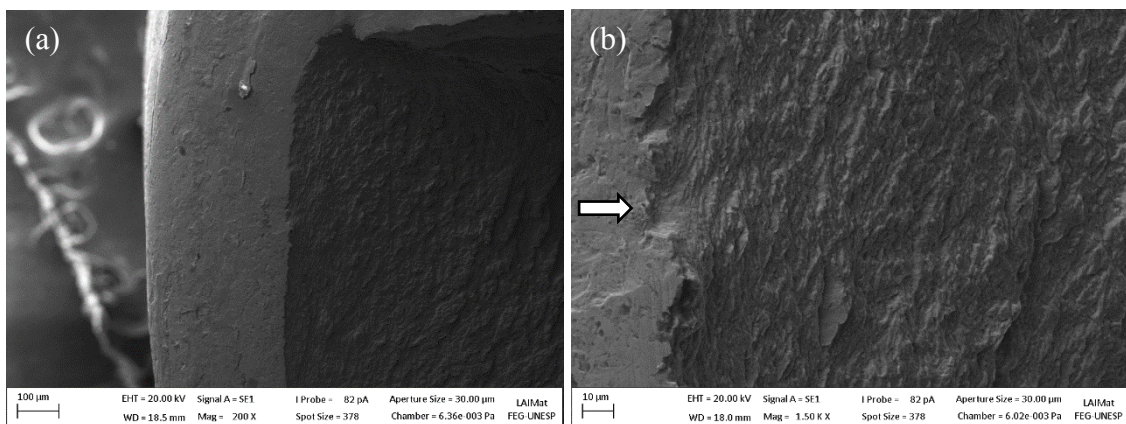
Figura 40 - Fractografia, região de nucleação, corpo de prova conforme norma ASTM E466 sem recobrimento. Ampliação de (a) 200x e (b) 1500 x.



Fonte: Próprio autor

A Figura 41 apresenta as fractografias da região de nucleação da trinca em um tirante sem recobrimento. As trincas nuclearam-se na superfície a partir da raiz da rosca do tirante, que ao concentrar tensões, facilita a deformação plástica localizada e, conseqüentemente, a formação de microtrincas.

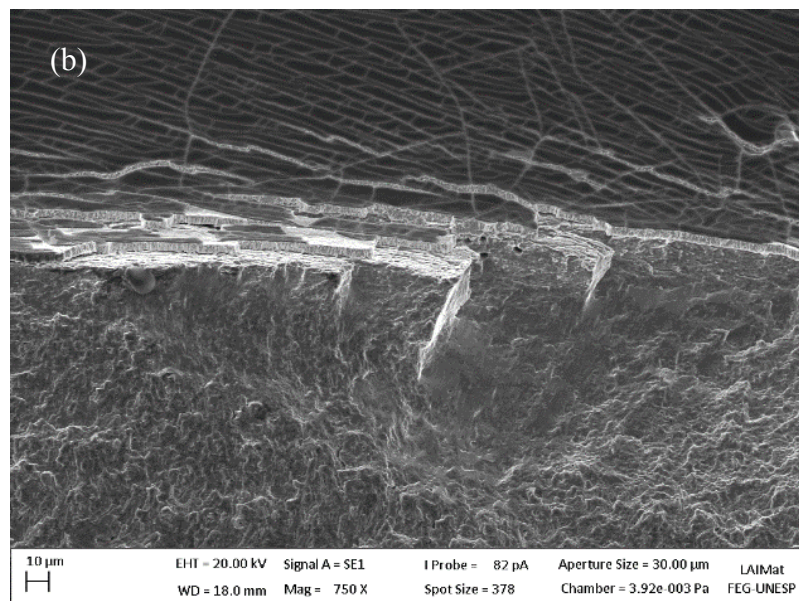
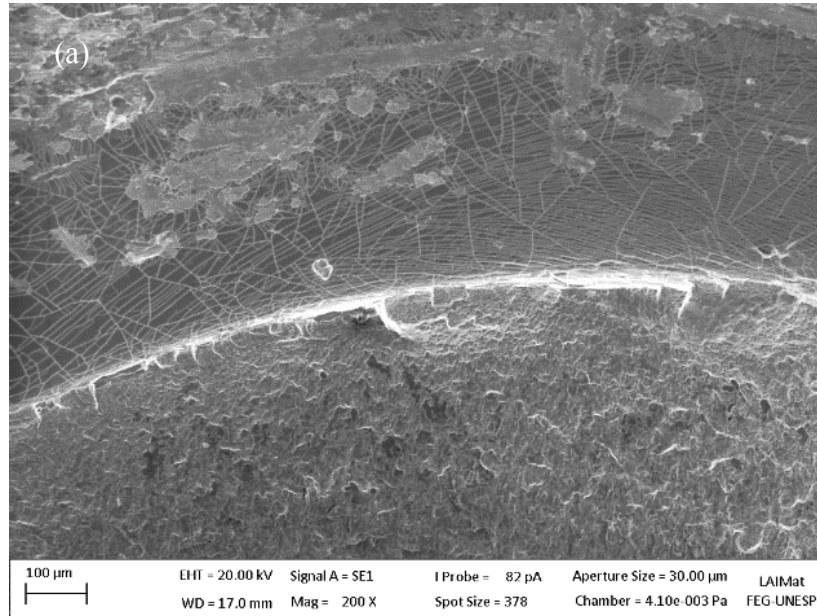
Figura 41 - Fractografia, região de nucleação, tirante sem recobrimento, ensaiado a 430 MPa (326.092 ciclos). Ampliação de (a) 200x e (b) 1500 x.



Fonte: Próprio autor

A Figura 42 apresenta a região de nucleação da trinca em um tirante recoberto com cádmio. As trincas nuclearam-se na interface entre o recobrimento e o material base, propagando-se para o interior do material base. É interessante notar a presença de diversas microtrincas no revestimento de cádmio.

Figura 42 - Fractografia, região de nucleação, tirante com recobrimento de cádmio eletrodepositado, ensaiado a 516 MPa (76.406 ciclos). Ampliação de (a) 200x e (b) 750 x.

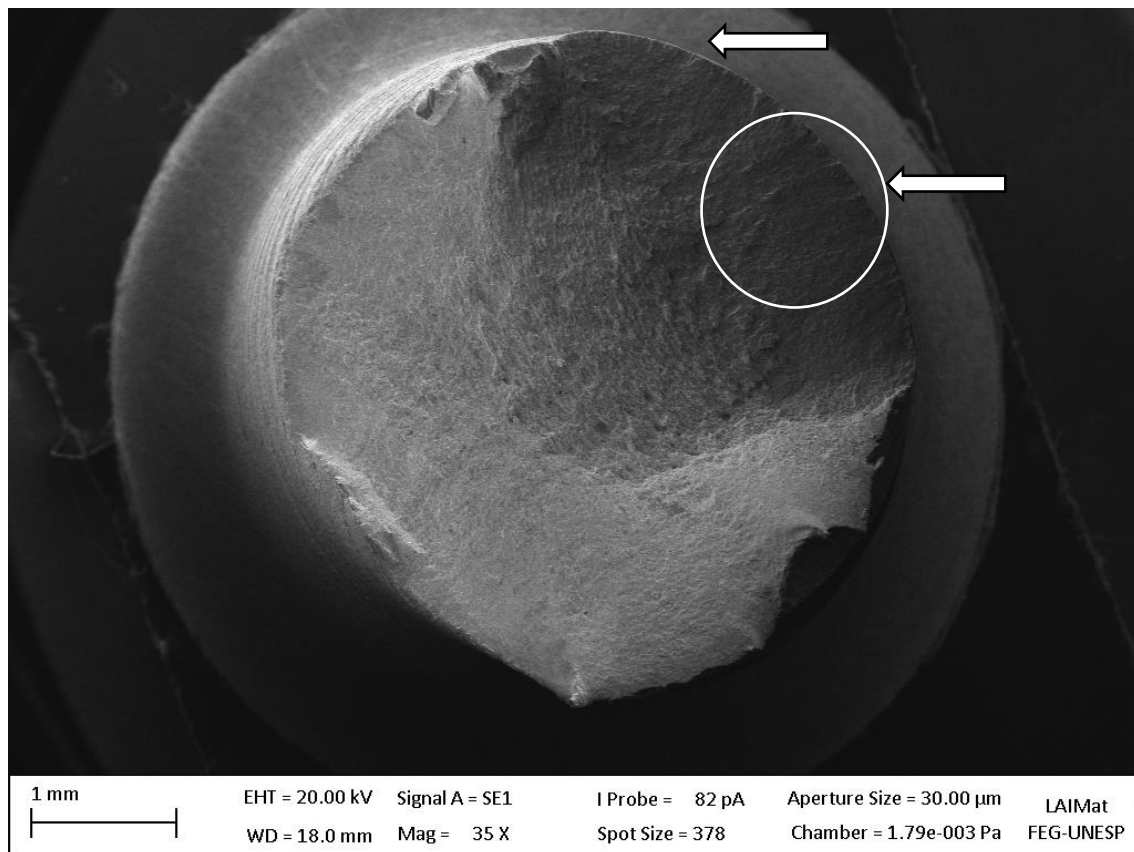


Fonte: Próprio autor

A Figura 43 mostra a fractografia de um corpo de prova sem rosca recoberto com cádmio eletrodepositado, ensaiado em fadiga a uma tensão máxima de 793,1 MPa (32.951 ciclos). Apesar da nucleação das trincas terem ocorrido a partir de diferentes regiões (indicadas por setas), a propagação da principal região de nucleação ocorreu radialmente à região destacada por um círculo e ampliada na Figura 44. Observa-se que as trincas

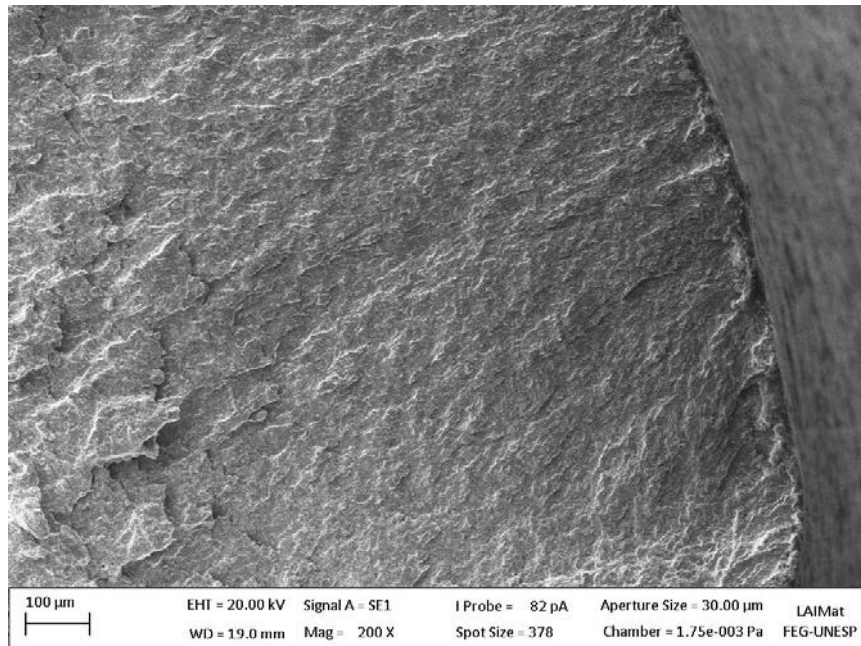
originaram-se na interface entre o recobrimento e o material base. Finalmente, a Figura 45 apresenta a região de fratura, apresentando *dimples*, que são metades de microcavidades formadas durante o carregamento, característica de uma região fratura dúctil, que não resistiu à carga aplicada após a trinca atingir um tamanho crítico.

Figura 43 – Fractografia, geral, corpo de prova sem rosca recoberto com Cd. Ensaiado por fadiga na tensão máxima de 793,1 MPa (32 951 ciclos). Ampliação de 35 x.



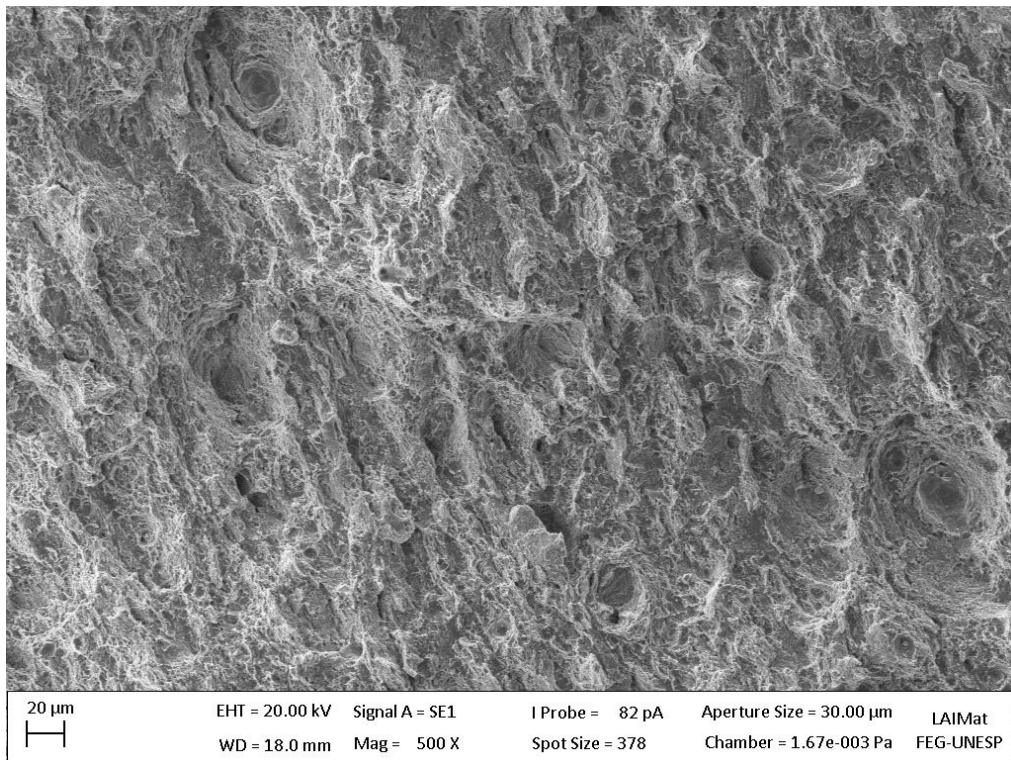
Fonte: Próprio autor

Figura 44 – Fractografia, região de nucleação, corpo de prova sem rosca recoberto com Cd. Ensaiado em fadiga na tensão máxima de 793,1 MPa (32 951 ciclos). Ampliação de 200 x.



Fonte: Próprio autor

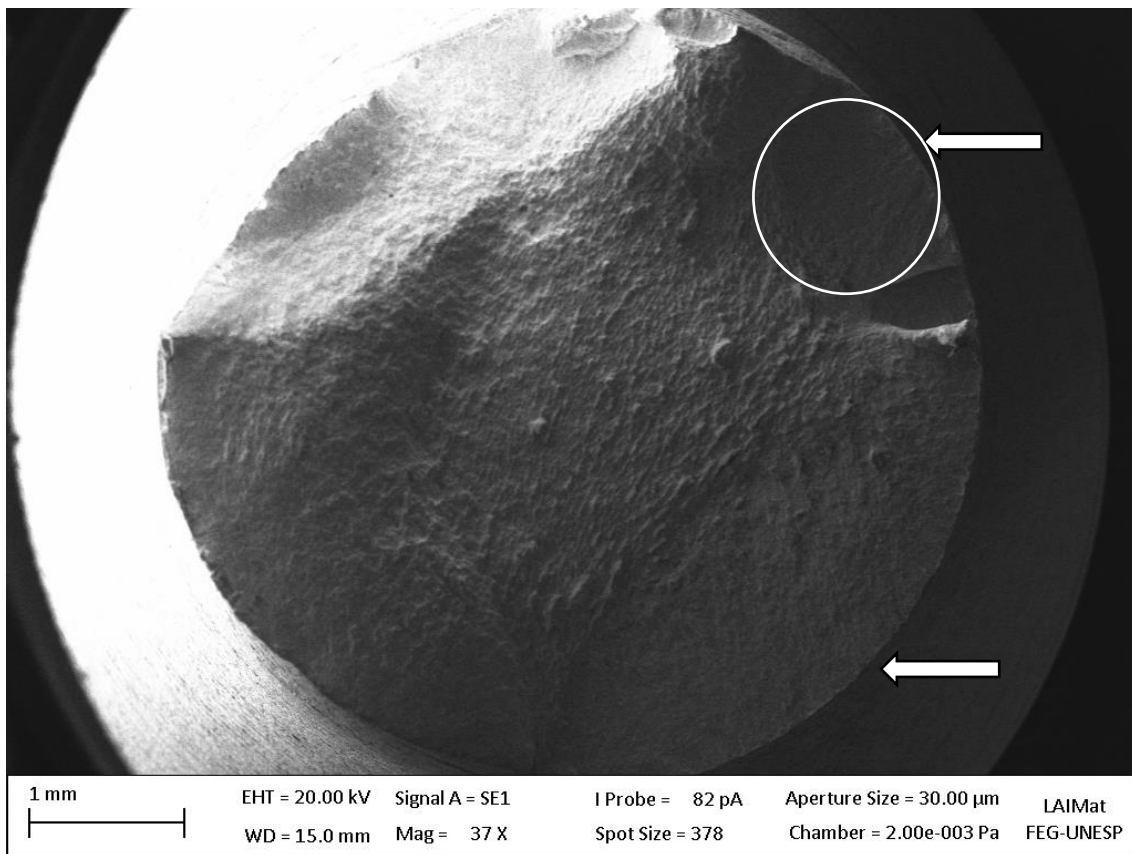
Figura 45 – Fractografia, região de fratura, corpo de prova sem rosca recoberto com Cd. Ensaiado em fadiga na tensão máxima de 793,1 MPa (32.951 ciclos). Ampliação de 500 x.



Fonte: Próprio autor

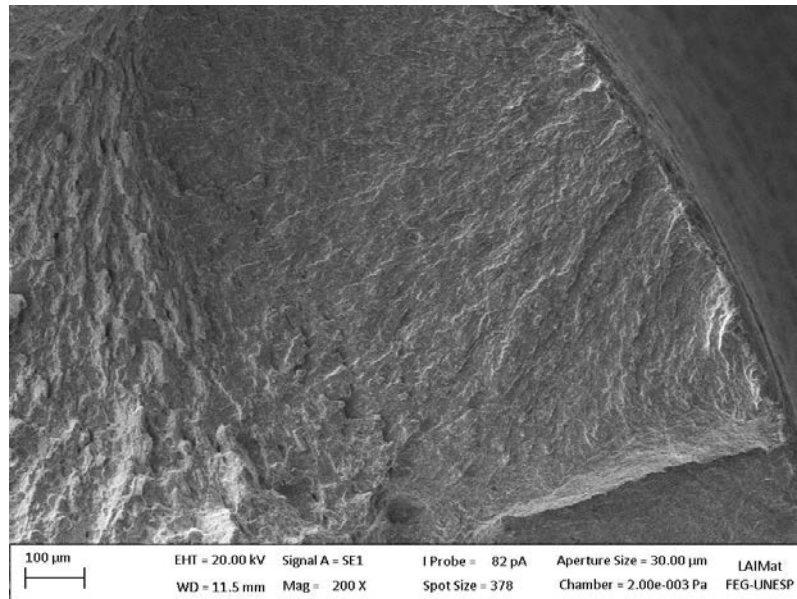
A Figura 46 mostra a fractografia de um corpo de prova sem rosca recoberto com cádmio eletrodepositado e ensaiado em fadiga a uma tensão máxima de 837 MPa (32.828 ciclos). Neste corpo de prova, houve multinucleação, e a região de nucleação destacada com um círculo foi ampliada na Figura 47. Assim como foi observado na Figura 44, a nucleação da trinca também ocorreu a partir da interface entre o recobrimento e o material base, observando-se os sítios de nucleação no material base abaixo da camada de cádmio. A falha final ocorreu na região superior da Figura 46 e foi similar à obtida na Figura 45.

Figura 46 – Fractografia, geral, corpo de prova sem rosca recoberto com Cd. Ensaiado em fadiga na tensão máxima de 837 MPa (32.828 ciclos). Ampliação de 37 x.



Fonte: Próprio autor

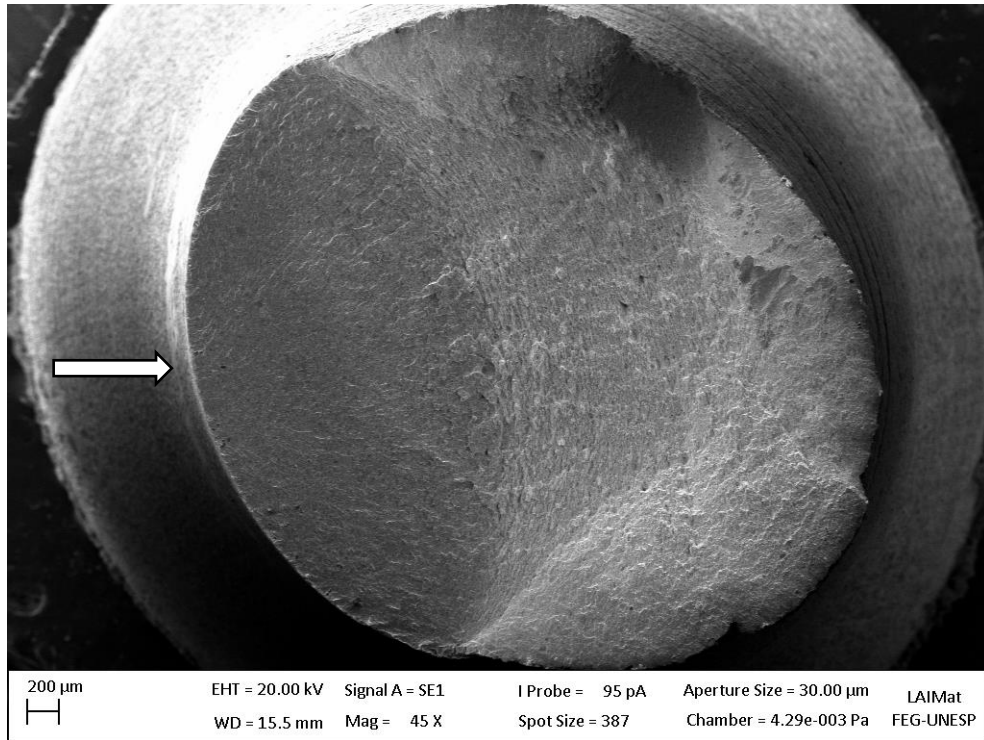
Figura 47 – Fractografia, região de nucleação, corpo de prova sem rosca recoberto com Cd. Ensaiado em fadiga na tensão máxima de 837 MPa (32.828 ciclos). Ampliação de 200 x.



Fonte: Próprio autor

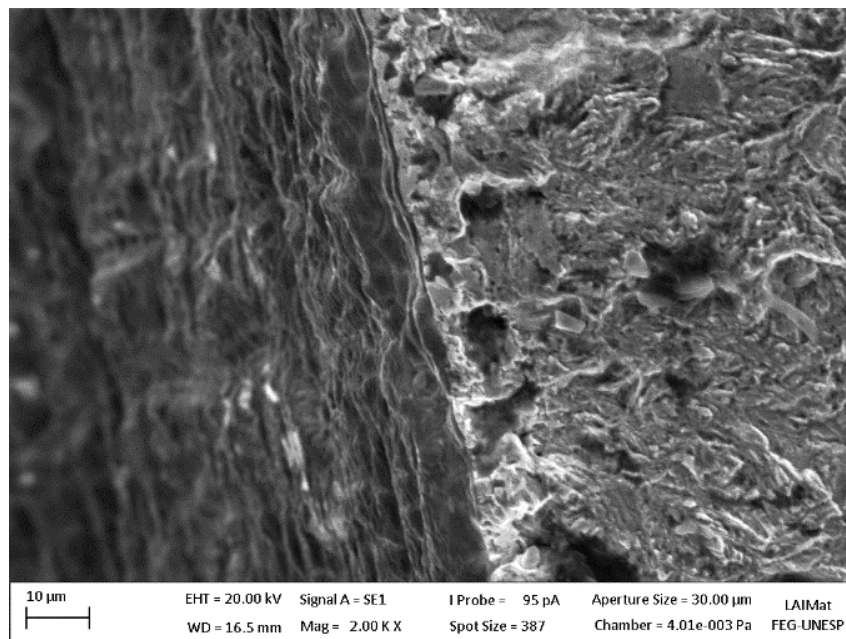
A Figura 48 mostra a fractografia de um corpo de prova sem rosca recoberto com cádmio eletrodepositado e ensaiado em fadiga a uma tensão máxima de 749 MPa (206.954 ciclos). A principal origem da nucleação ocorreu a partir da região indicada pela seta e ampliada na Figura 49.

Figura 48 - Fractografia, geral, corpo de prova sem rosca recoberto com Cd. Ensaiado em fadiga na tensão máxima de 749 MPa (206 954 ciclos). Ampliação de 45 x.



Fonte: Próprio autor

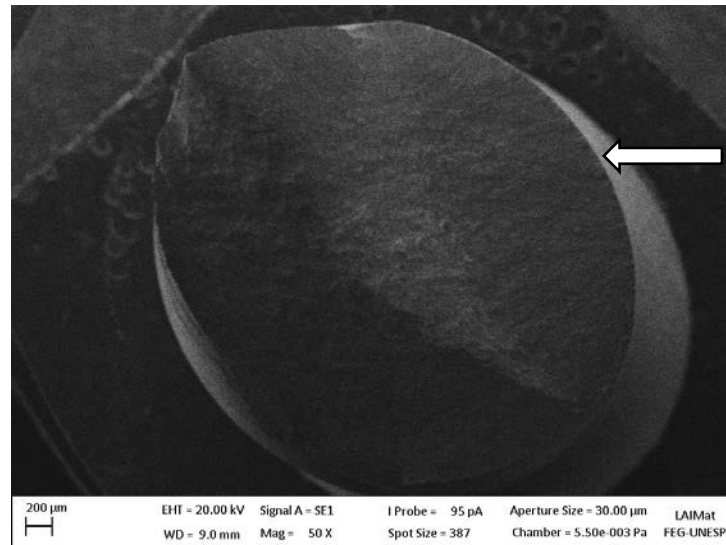
Figura 49 - Fractografia, região de nucleação, corpo de prova sem rosca recoberto com Cd. Ensaiado em fadiga na tensão máxima de 749 MPa (206.954 ciclos). Ampliação de 2.000 x.



Fonte: Próprio autor

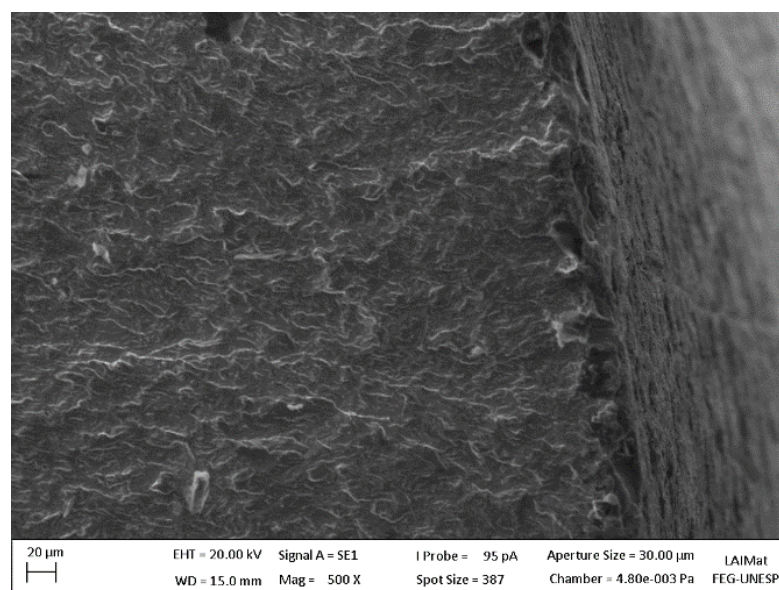
A Figura 50 mostra a fractografia de um corpo de prova sem rosca recoberto com cádmio eletrodepositado e ensaiado em fadiga a uma tensão máxima de 749 MPa (65.357 ciclos). A nucleação ocorreu a partir da região indicada pela seta e ampliada na Figura 51.

Figura 50 - Fractografia, geral, corpo de prova sem rosca recoberto com Cd. Ensaio em fadiga na tensão máxima de 749 MPa (65.357 ciclos). Ampliação de 50 x.



Fonte: Próprio autor

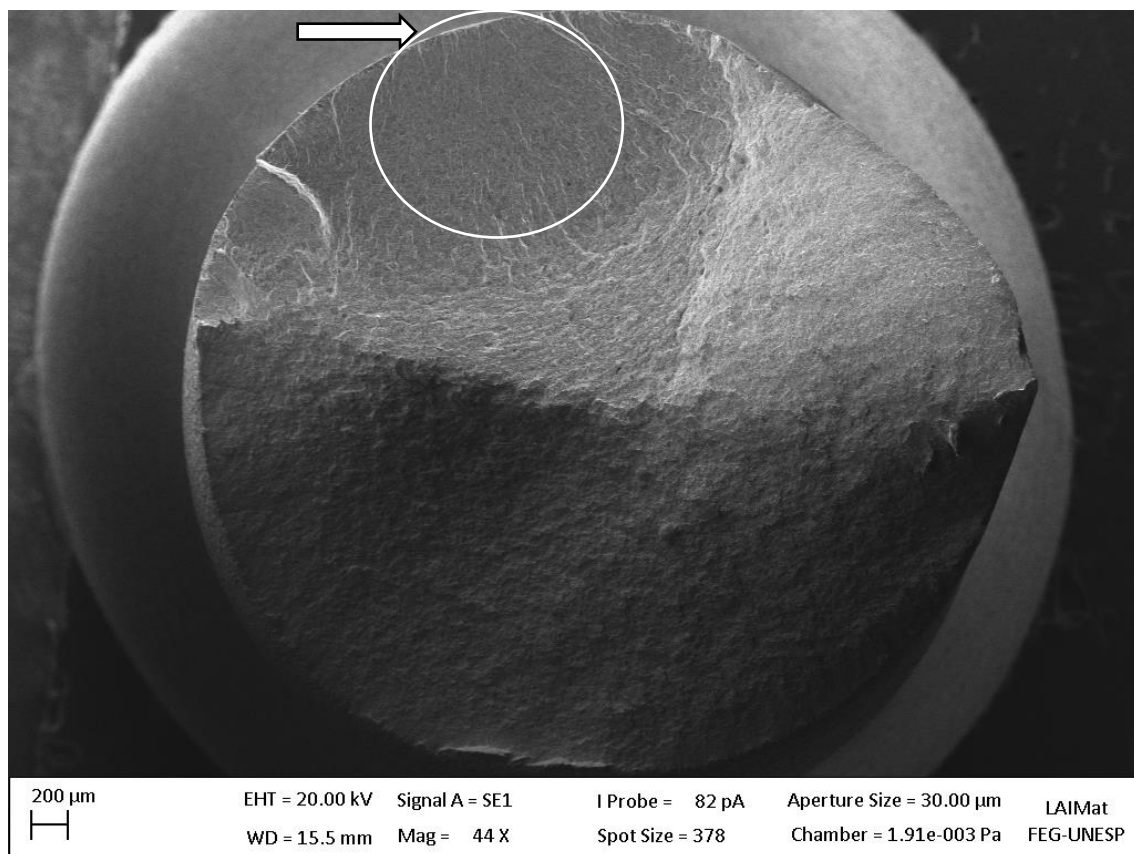
Figura 51 - Fractografia, região de nucleação, corpo de prova sem rosca recoberto com Cd. Ensaio em fadiga na tensão máxima de 749 MPa (65.357 ciclos). Ampliação de 500 x.



Fonte: Próprio autor

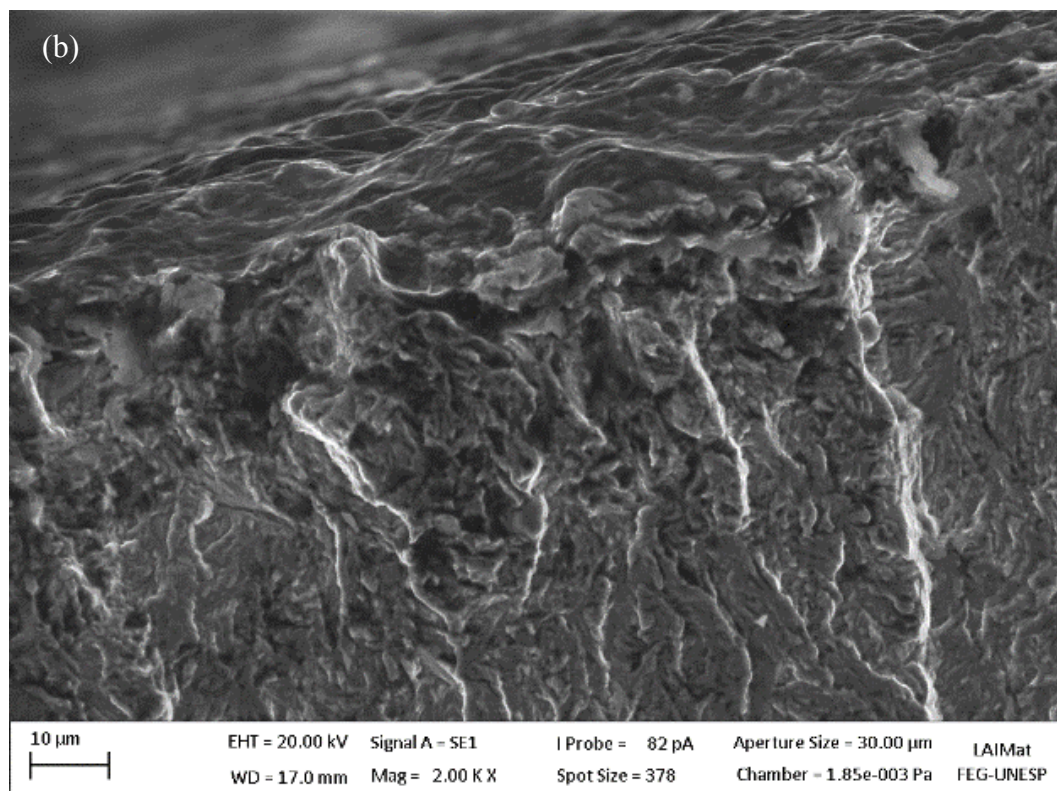
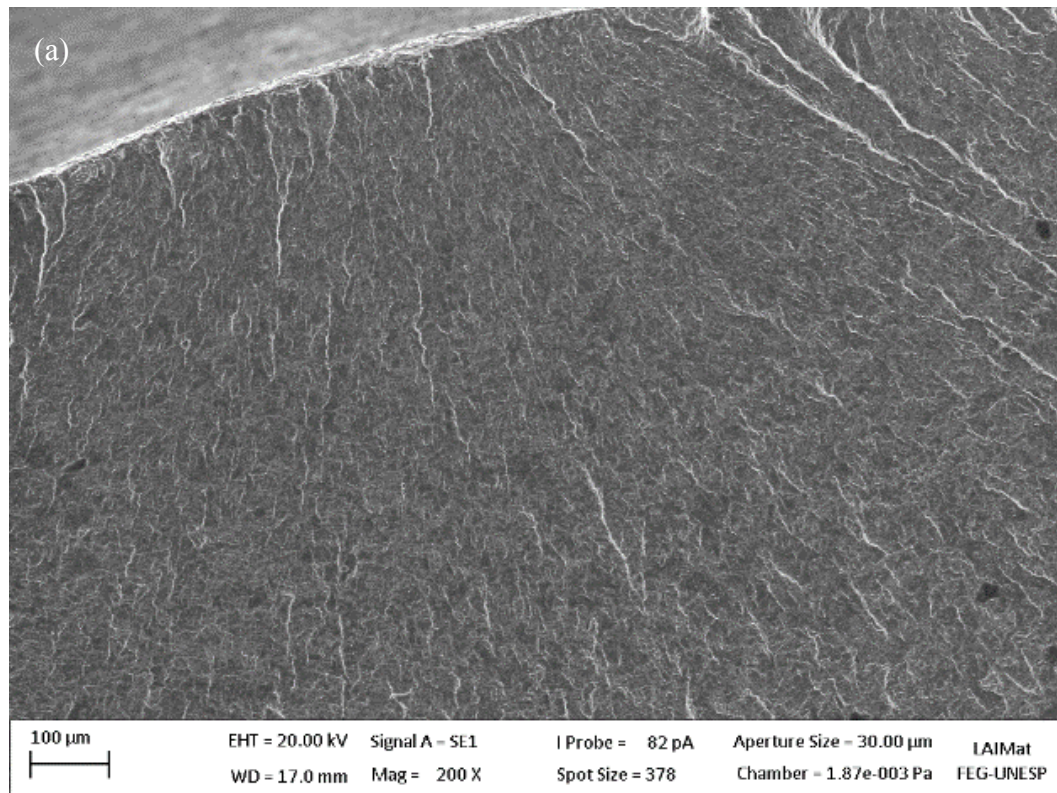
A Figura 52 mostra a superfície de fratura do material base recoberto com uma liga de Zn-Ni eletrodepositada e ensaiado em fadiga a uma tensão máxima de 837 MPa (29.877 ciclos). Observa-se que a nucleação da trinca ocorreu na região superior indicada por uma seta, propagou-se radialmente ao sítio de nucleação, e a fratura final ocorreu na região inferior. A Figura 53 mostra a região de nucleação da trinca na superfície em diferentes ampliações. As trincas nuclearam-se a partir da interface entre o recobrimento e o material base. A região de fratura foi similar à observada na Figura 45.

Figura 52 - Fractografia, geral, corpo de prova sem rosca recoberto com Zn-Ni. Ensaiado em fadiga na tensão máxima de 837 MPa (29.877 ciclos). Ampliação de 44 x.



Fonte: Próprio autor

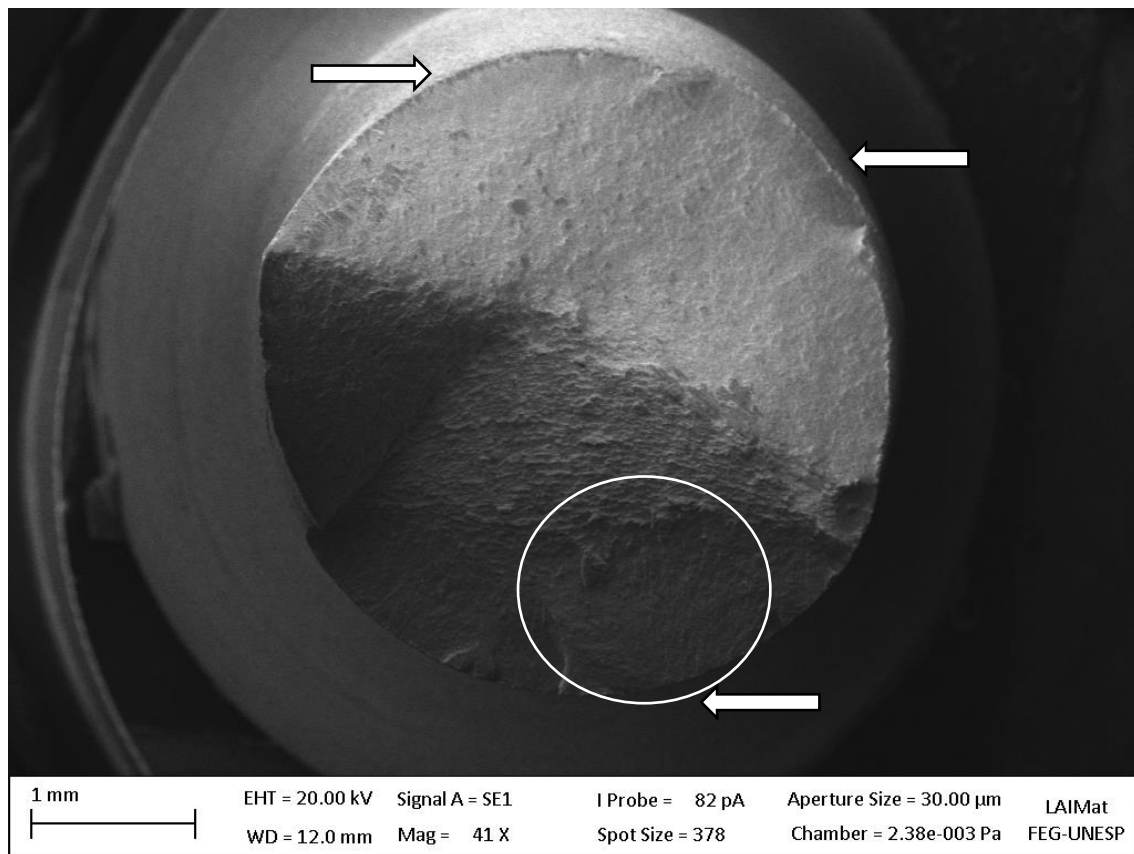
Figura 53 - Fractografia, região de nucleação, corpo de prova sem rosca recoberto com Zn-Ni. Ensaiado em fadiga na tensão máxima de 837 MPa (29.877 ciclos). (a) Ampliação de 200 x. (b) Ampliação de 2000 x.



Fonte: Próprio autor

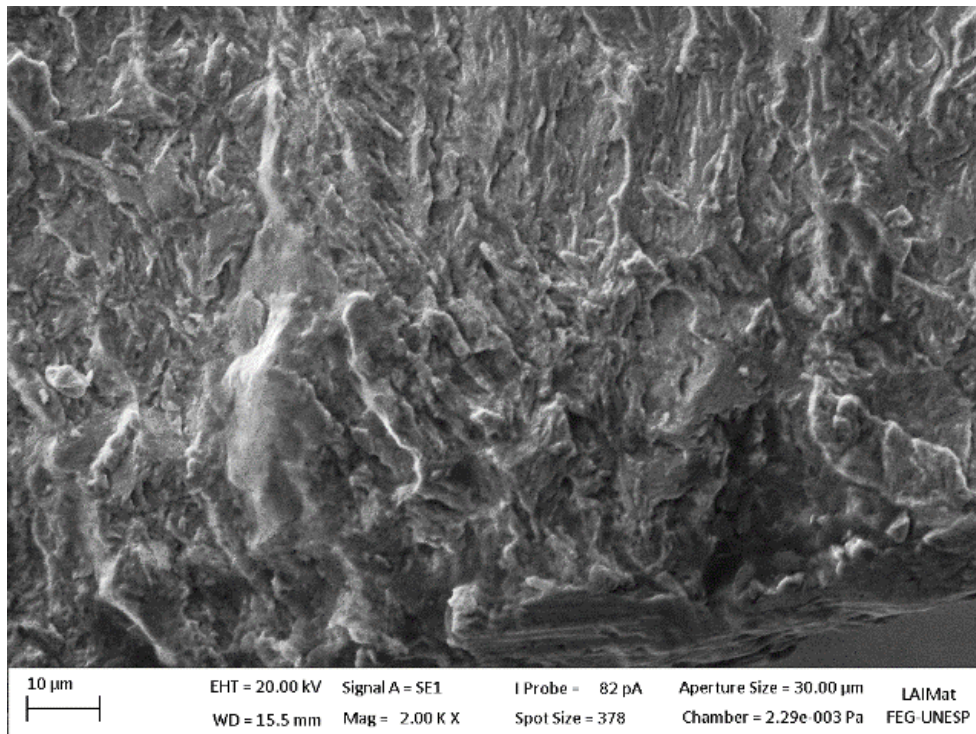
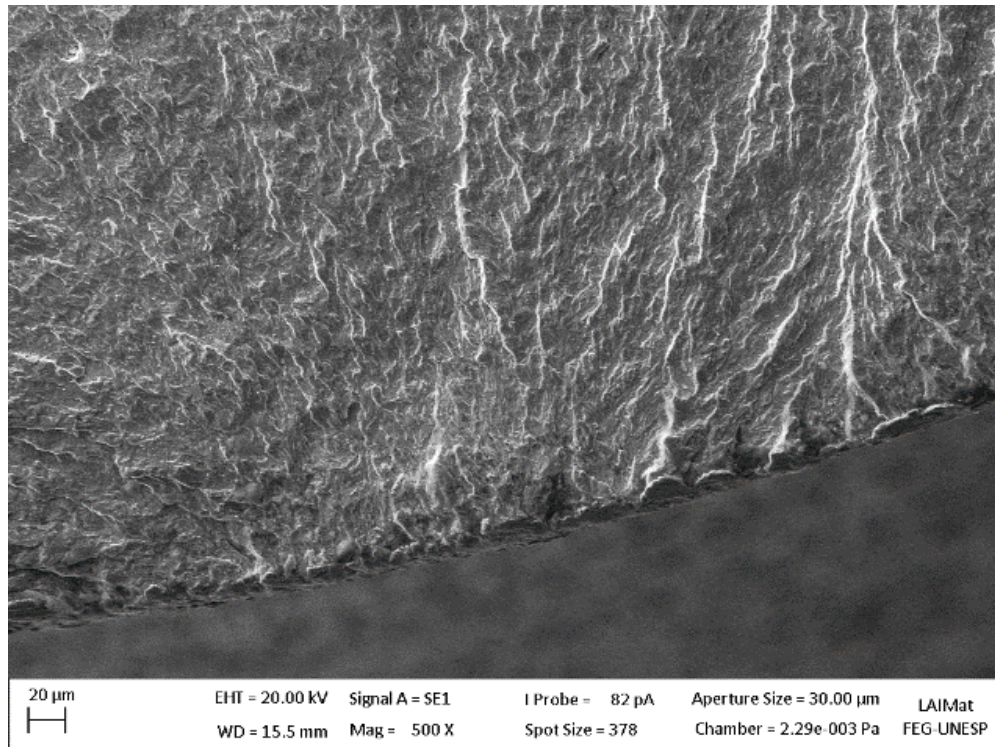
A Figura 54 mostra a superfície de fratura para um corpo de prova recoberto com uma liga Zn-Ni eletrodepositada e ensaiado em fadiga a uma tensão máxima de 916 MPa (20.878 ciclos). Neste corpo de prova, ocorreram múltiplas nucleações devido ao alto nível de tensão, acima da resistência ao escoamento do material. A região de nucleação destacada com um círculo, foi ampliada na Figura 55. A região de fratura, como mostra a Figura 56, ocorreu no centro do corpo de prova, apresentando *dimples* mais rasos que os observados na Figura 45.

Figura 54 - Fractografia, geral, corpo de prova sem rosca recoberto com Zn-Ni. Ensaiado por fadiga na tensão máxima de 916 MPa (20.878 ciclos). Ampliação de 41 x.



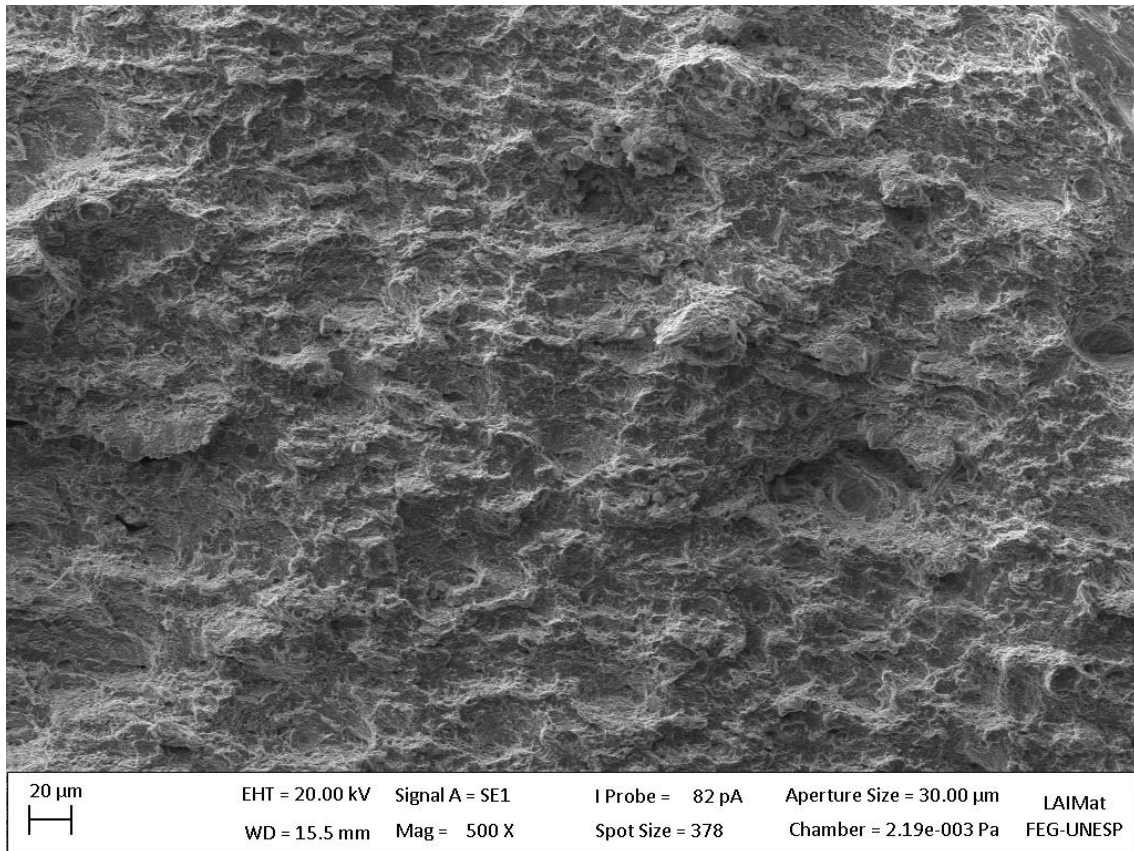
Fonte: Próprio autor

Figura 55 - Fractografia, região de nucleação, corpo de prova sem rosca recoberto com Zn-Ni. Ensaiado por fadiga na tensão máxima de 916 MPa (20.878 ciclos). (a) Ampliação de 500 x e (b) 2.000x.



Fonte: Próprio autor

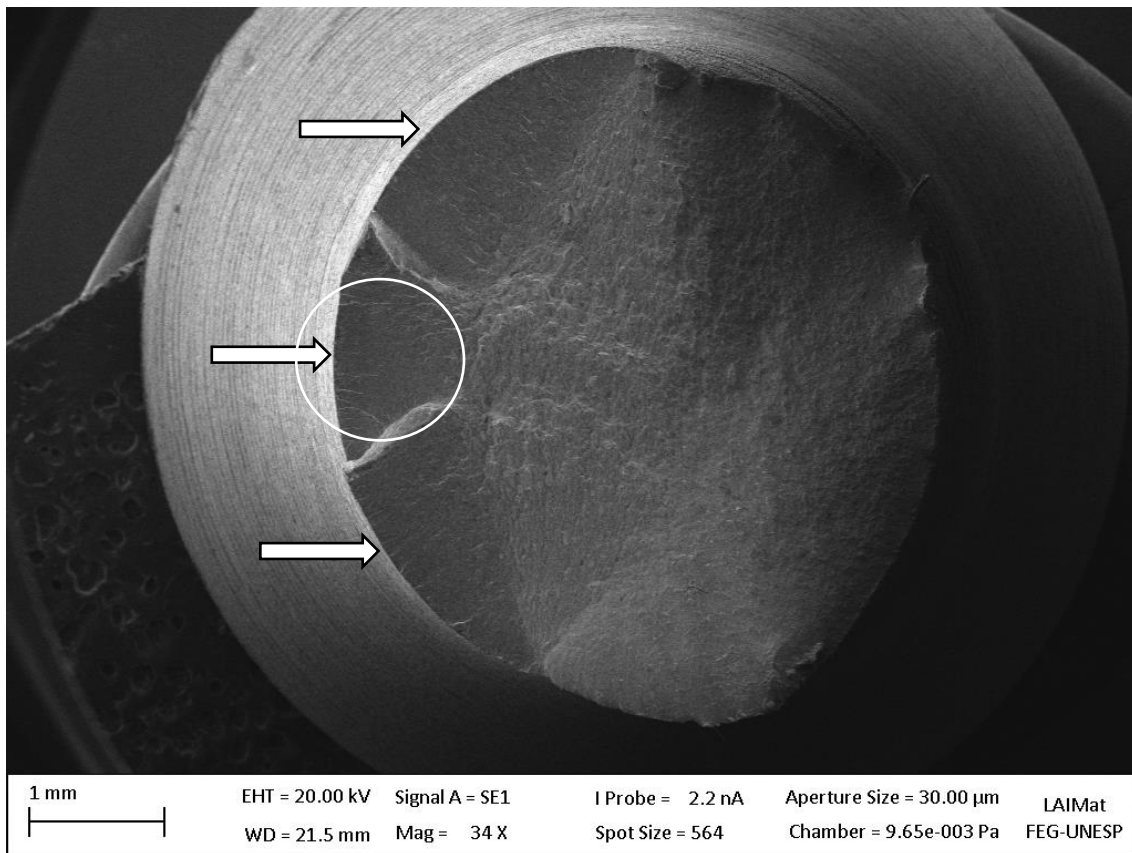
Figura 56 - Fractografia, região de fratura, corpo de prova sem rosca recoberto com Zn-Ni. Ensaiado por fadiga na tensão máxima de 916 MPa (20.878 ciclos). Ampliação de 500x.



Fonte: Próprio autor

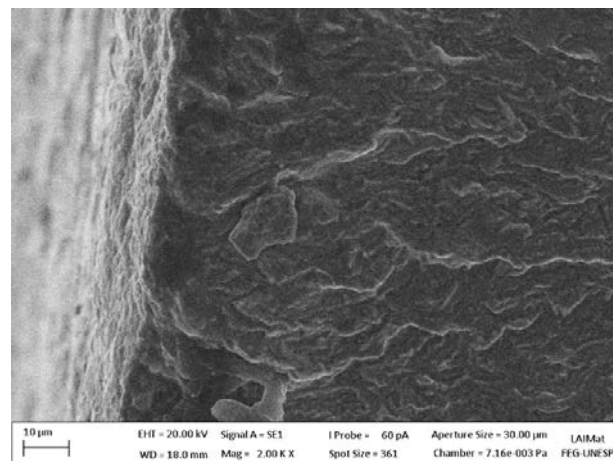
A Figura 57 mostra a superfície de fratura para um corpo de prova recoberto com uma liga Zn-Ni eletrodepositada, ensaiado em fadiga a uma tensão máxima de 881,2 MPa (12.192 ciclos). As setas apresentam os principais pontos de nucleação de trinca, e a região de nucleação destacada com um círculo foi ampliada na Figura 58.

Figura 57 - Fractografia, geral, corpo de prova sem rosca recoberto com Zn-Ni. Ensaiado por fadiga na tensão máxima de 881,2 MPa (12.192 ciclos). Ampliação de 34 x.



Fonte: Próprio autor

Figura 58 - Fractografia, região de nucleação, corpo de prova sem rosca recoberto com Zn-Ni. Ensaiado em fadiga na tensão máxima de 837 MPa (29.877 ciclos). (a) Ampliação de 200 x e (b) 2.000 x.



Fonte: Próprio autor

A Figura 59 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova com o formato similar ao da norma ASTM E466, porém com a área útil completamente roscada (Figura 8). Dessa maneira, foi possível testar o comportamento dos tirantes em fadiga. Devido ao efeito de concentração de tensões que ocorre na raiz da rosca, houveram diversos sítios de nucleação ao redor da superfície do corpo de prova, o que resultou em diversas frentes de propagação de trinca se propagando radialmente em direção ao centro do corpo de prova. É possível observar que os pontos de nucleação de trinca acompanharam a raiz da rosca, região onde há a maior quantidade de energia acumulada que proporciona a nucleação. Sendo assim, a fratura ocorreu na região central do corpo de prova, quando a resistência residual do material não foi capaz de suportar os esforços de tração do carregamento, resultando em uma região de fratura com *dimples*.

Figura 59 - Fractografia, (a) geral (37 x), (b) nucleação (200 x), e (c) fratura (1.000 x) de um corpo de prova com rosca sem recobrimento. Ensaiado por fadiga na tensão máxima de 793 MPa (9.127 ciclos).

(continua)

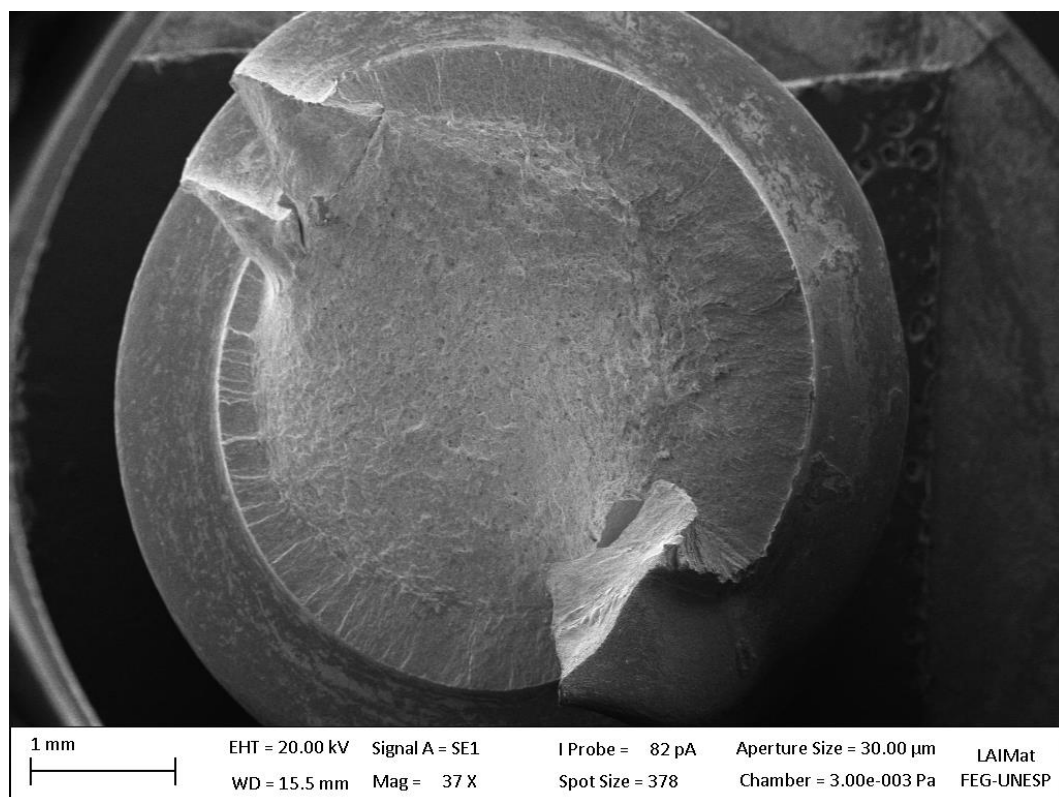
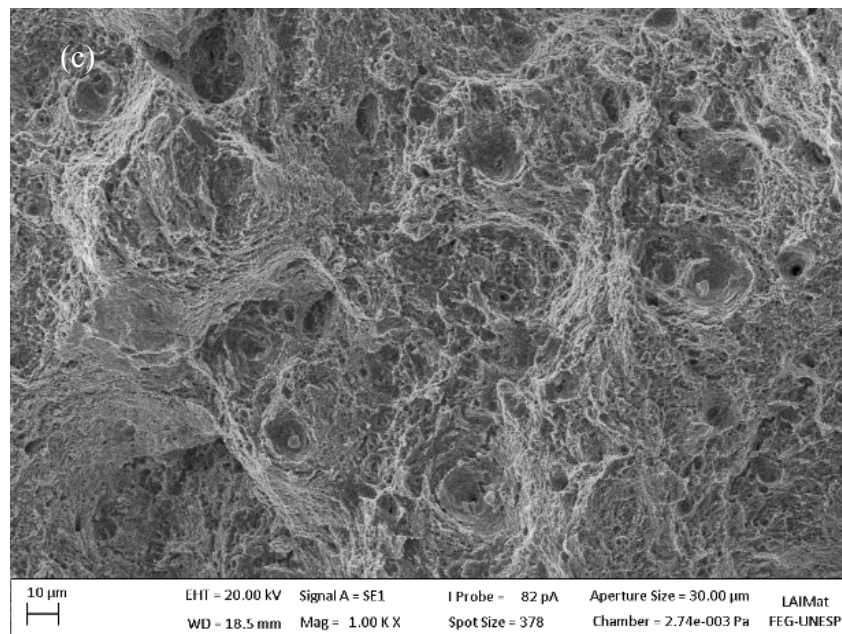
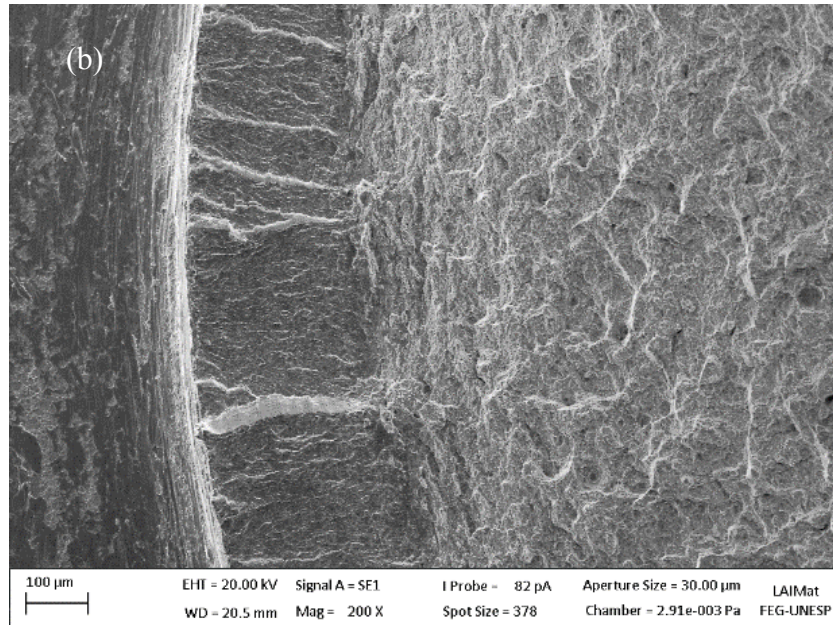


Figura 59 - Fractografia, (a) geral (37 x), (b) nucleação (200 x), e (c) fratura (1.000 x) de um corpo de prova com rosca sem recobrimento. Ensaiado por fadiga na tensão máxima de 793 MPa (9.127 ciclos).

(conclusão)

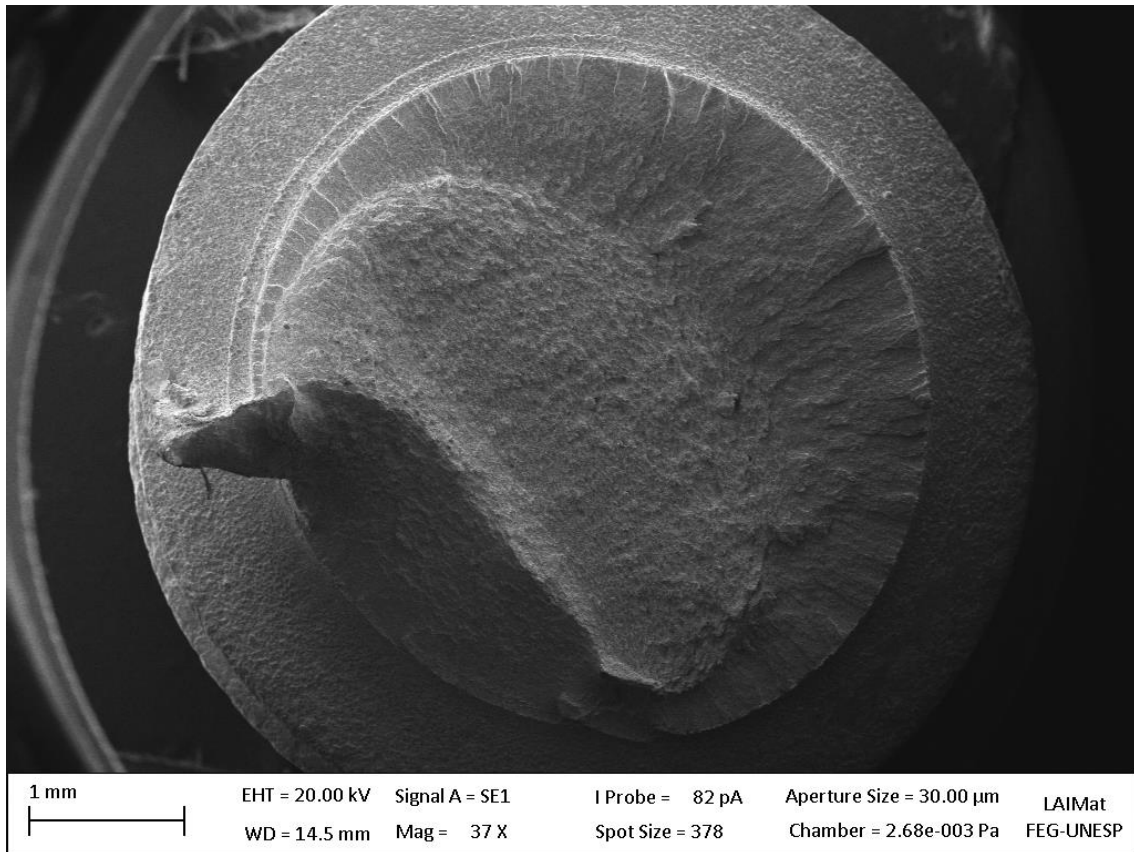


Fonte: Próprio autor

A Figura 60 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova com a área útil roscada e recoberto com cádmio eletrodepositado. O efeito de concentração de tensões na raiz

da rosca demonstrou ser o efeito prioritário para a nucleação das trincas de fadiga, resultando em uma superfície de fratura similar à encontrada para o material base com rosca.

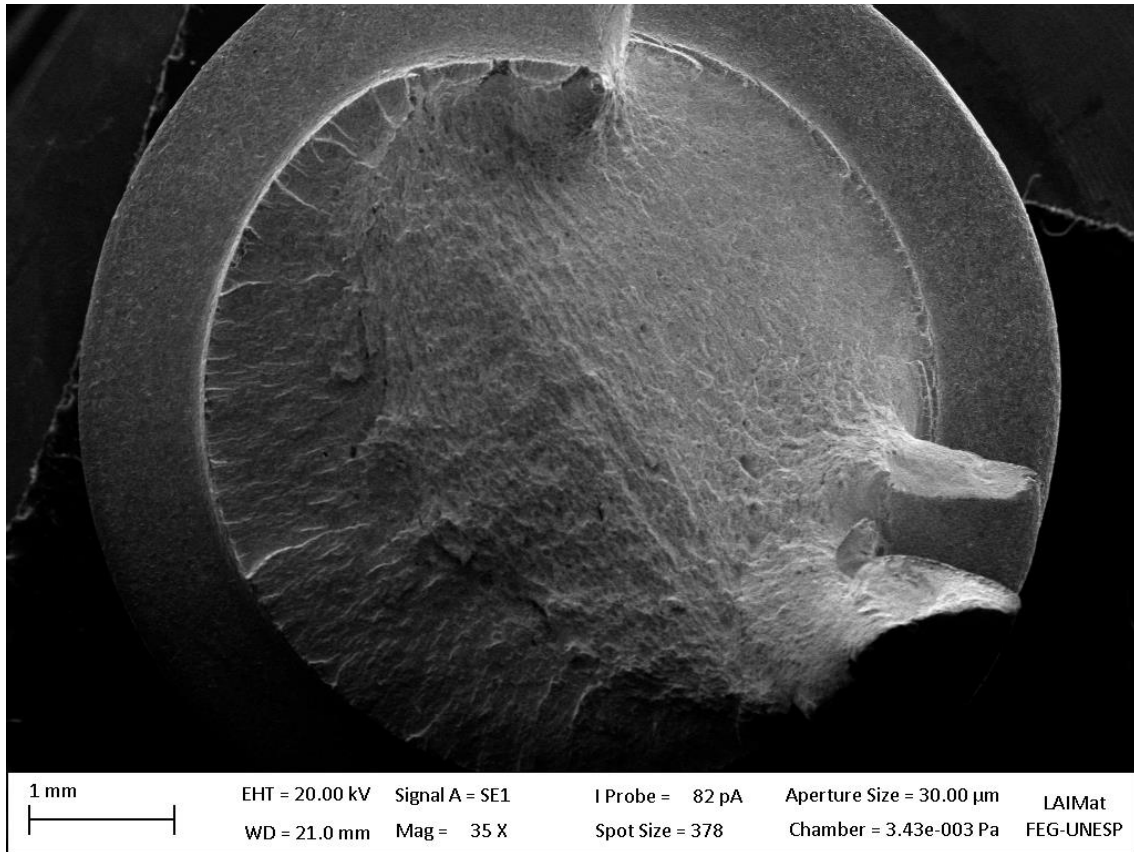
Figura 60 – Fractografia de um corpo de prova com rosca e recoberto com cádmio eletrodepositado, ensaiado em fadiga a uma tensão de 793 MPa (9.691 ciclos).



Fonte: Próprio autor

A Figura 61 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova com rosca recoberto com uma liga de Zn-Ni eletrodepositada. Mais uma vez, o efeito de concentração de tensões na raiz da rosca foi mais severo que o da fina camada de recobrimento nas características da superfície de fratura do material. Assim como para o material base, ocorreram diversos sítios de nucleação ao redor do corpo de prova, acompanhando o contorno da rosca.

Figura 61 - Fractografia de um corpo de prova com rosca e recoberto com uma liga Zinco-Níquel eletrodepositada, ensaiado em fadiga a uma tensão de 778 MPa (7.681 ciclos).



Fonte: Próprio autor

5 CONCLUSÕES

Uma síntese das principais conclusões obtidas em função das análises realizadas é apresentada a seguir:

- A substituição do cádmio eletrodepositado por uma liga zinco-níquel demonstrou ser viável com relação ao comportamento em fadiga para o aço AISI 4140.
- Com relação à caracterização microestrutural via microscopia óptica do aço AISI 4140 temperado e duplamente revenido, o reagente Nital permitiu identificar principalmente a fase martensita revenida, enquanto o ataque com metabissulfito de sódio permitiu identificar a fase austenita retida, e o ataque com reagente LePera as fases ferrita e bainita.
- A rosca dos tirantes atua como concentrador de tensão, reduzindo a resistência à fadiga, principalmente para baixos níveis de tensão, onde o período para nucleação da trinca é maior.
- O comportamento em fadiga do material recoberto com cádmio eletrodepositado foi similar ao do comportamento do material base devido ao tratamento de desidrogenação realizado a 200°C por 8 horas que pode ter aliviado tensões residuais trativas.
- O processo de eletrodeposição de um recobrimento de uma liga zinco-níquel no material base resultou em um pequeno incremento na resistência à fadiga axial, o que pode ser explicado devido à pequena espessura do recobrimento que resulta em tensões residuais menos trativas e pelos tratamentos térmicos que podem ter atuado no sentido de aliviar tensões residuais trativas.
- O efeito dos concentradores de tensão nos corpos de prova com rosca, foi mais importante que o efeito dos recobrimentos de cádmio ou de zinco-níquel no comportamento em fadiga do aço AISI 4140.
- O comportamento em fadiga para corpos de prova roscados, simulando os tirantes aplicados na indústria petroquímica, foi similar para os corpos de prova com recobrimentos de cádmio e de zinco-níquel, o que explicita a viabilidade da substituição para tal aplicação do ponto de vista do comportamento em fadiga.
- As trincas por fadiga no material recoberto iniciaram-se na interface do recobrimento e propagaram-se para o interior do material base; enquanto nos tirantes, a multinucleação devido ao efeito de concentração de tensões ao redor da superfície livre resultou em uma fratura final no centro da seção transversal do componente.

REFERÊNCIAS

- ABDALLA, A. et al. Aços polifásicos: ataques químicos e influência das fases. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 2002, Natal. **Anais...** Natal: CBECIMAT- UFRN, 2002. p. 2939-2945.
- AGUERO, A. et al. Aluminum slurry coatings to replace cadmium for aeronautic applications. **Surface and Coating Technology**, Lausanne, v. 213, p. 229-238, 2012.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E466**: standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials. 15. ed. West Conshohocken, 2015. 6 p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8 / E8M**: standard test methods for tension testing of metallic materials. 16. ed. West Conshohocken: 2016. 30 p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384**: standard test method for microindentation hardness of materials. 17. ed. West Conshohocken, 2018. 40 p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B841**: standard specification for electrodeposited coatings of zinc nickel alloy deposits. 18. ed. West Conshohocken, 2015. 5 p.
- ANAZAWA, R.M. et al. Caracterização microestrutural e mecânica dos aços 4340 e 300m após tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos. In: CONFERÊNCIA BRASILEIRA SOBRE TEMAS DE TRATAMENTO TÉRMICO, 6., 2012, Atibaia. **Anais...** Atibaia: TTT, 2012. p. 1-11.
- BARROS, R.A. et al. Caracterização de um aço SAE/AISI 4340 com diferentes microestruturas. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, Campinas, v. 34, n. 2, p. 71-74, 2015.
- BIELAWSKI, M. Development of unbalanced magnetron sputtered Al-Mo coatings for cadmium replacement. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 179, p. 10-17, 2004.
- BONORA, R.G. et al. Fatigue in AISI 4340 steel thermal spray coating by HVOF for aeronautic application. **Procedia Engineering**, Amsterdam, v. 2, n. 1, p. 1617-1623, 2010.
- BROOMAN, E. W. Corrosion behavior of environmentally acceptable alternatives to cadmium and chromium coatings: cadmium, part I. **Metal finishing**, Hackensack, p. 42-46, 2000.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016. 912 p.

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

CHAN, K. S. Roles of microstructure in fatigue crack initiation, **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 32, p. 1428–1447, 2010.

CHAVES, V.; MADRIGAL, C.; NAVARRO, A. Fatigue limit predictions at stress concentrations using FEA and microstructural fracture mechanics. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 87, p. 11–20, 2017.

DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. **Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores**. Porto Alegre : EDIPUCRS, 2007. 60 p.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro : Guanabara Dois, 1981. 653 p.

DOWLING, N.E.. **Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue**. 4. ed. Harlow: Pearson Education, 2012. 932 p.

EFFERTZ, P. S. et al. Fatigue life assessment of friction spot welded 7050-T76 aluminium alloy using Weibull distribution. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 87, p. 381-390, 2016.

EL-LATEEF, H. M. ABD; EL-SAYED, A.; MOHRAN, H. S. Role of Ni content in improvement of corrosion resistance of Zn-Ni alloy in 3.5% NaCl solution: part I: polarization and impedance studies. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, Changsha, v. 25, p. 2807-2816, 2015.

GAO, Y. Fatigue stress concentration sensitivity and stress ratio effect of a 40CrNi2Si2MoVA steel. **Materials Letters**, Amsterdam, v. 186, p. 235-238, 2017.

GENTIL, V. **Corrosão**. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2011. 360 p.

GILLNER, K.; HENRICH, M.; MÜNSTERMANN, S. Numerical study of inclusion parameters and their influence on fatigue lifetime. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 111, p. 70–80, 2018.

HUTASOIT, N. et al. Fatigue life of laser clad hardfacing alloys on AISI 4130 steel under rotatory bending fatigue test, **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 72, p.42-52, 2015.

KWON, M. et al. Characterization of the influence of Ni content on the corrosion resistance of electrodeposited Zn–Ni alloy coatings. **Surface and Coating Technology**, Guildford, v. 288, p. 163-170, 2016.

LUKAS, P.; KUNZ, L. Small cracks: nucleation, growth and implication to fatigue life. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 25, p. 855–862, 2003.

LYNCH, S. Some fractographic contributions to understand fatigue crack growth. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 104, p. 12-26, 2017.

NASCIMENTO, M. P.; VOORWALD, H. J. C. Considerations on corrosion and weld repair effects on the fatigue strength of a steel structure critical to the flight-safety. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 32, p. 1200-1209, 2010.

NASCIMENTO, M. P. et al. Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 Aeronautical Steel. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 23, p. 607-618, 2001.

NOGUEIRA, R.C. et al. Caracterização microestrutural do aço multifásico AISI 4350 por técnica de tríplex ataque. In: VI CONFERÊNCIA BRASILEIRA SOBRE TEMAS DE TRATAMENTO TÉRMICO, 2012, Atibaia. **Anais.. Atibaia: TTT**, 2012. p. 324-332.

NORTON, R. L. **Projeto de máquinas**: uma abordagem integrada. Porto Alegre: Brookman, 2013. 4 ed. 1028 p.

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.

ORNAGHI, B. P. et al. Subcritical crack growth and in vitro lifetime prediction of resin composites with diferente filler distributions. **Dental Materials**, Kidlington, v. 28, p. 985 – 995, 2012.

OWOLABI, G. et al. The effects of notch size and material microstructure on the notch sensitivity factor for notched componentes. **Engineering Fracture Mechanics**, Elmsford, v. 145, p. 181–196, 2015.

POOK, L. **Metal Fatigue**: what it is, why it matters. 2. ed. New York: Springer, 2009. 623 p.

SABELKIN, V.; MISAK, H.; MALL, S. Fatigue behavior of Zn-Ni and Cd coated AISI 4340 steel with scribed damage in saltwater environment. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 90, p.158-165, 2016.

SCHIJVE, J. **Fatigue of structures and materials**. 2. ed. New York: Springer, 2008. 621 p.

SILVA, A.L.V.C.; MEI, P.R. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. São Paulo : Edgard Blucher, 2010. 646 p.

SRIRAMAN, K. R. et al. Characterization of corrosion resistance of electrodeposited Zn-Ni, Zn and Cd coatings. **Electrochimica Acta**, New York, v. 105, p. 314-323, 2013.

SRIRAMAN, K. R. et al. Tribocorrosion behavior of Zn, Zn-Ni, Cd and Cd-Ti electrodeposited on low carbon steel substrates. **Surface and Coating Technology**, Guildford, v. 224, p.126-137, 2013.

SRIRAMAN, K. R. et al. Tribological behavior of electrodeposited Zn, Zn-Ni, Cd and Cd-Ti coatings on low carbon steel substrates. **Tribology International**, Surrey, v. 56, p. 107-120, 2012.

SURESH, S. **Fatigue of materials**. 2. ed. New York: Cambridge University Press, 1998. 679 p.

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.

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.

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.

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.

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.

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.

YONEKURA, D.; FUJITA, J.; MIKI, 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.

ZHENG, Z. et al. Fractographic study of fatigue cracks in a Steel car wheel. **Engineering Failure Analysis**, Oxford, v. 47, p. 199-207, 2015.

ZHOU, J. Effect of surface mechanical attrition treatment on low cycle fatigue properties of an austenitic stainless steel. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 103, p. 309-317, 2017.