



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DO MARANHÃO**  
Curso de Engenharia Mecânica

**RODRIGO DA SILVA MIRANDA**

# **Análise de Falha por Fadiga do Eixo de um Redutor de Velocidade**

SÃO LUIS/MA  
2019

**RODRIGO DA SILVA MIRANDA**

# **Análise de Falha por Fadiga do Eixo de um Redutor de Velocidade**

Monografia de graduação apresentada ao Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual do Maranhão como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Adilto Pereira Andrade Cunha

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO  
FINAL DA MONOGRAFIA DEFENDIDA PELO  
ALUNO.....  
....., E ORIENTADO PELO  
PROF. DR.....  
.....  
ASSINATURA DO ORIENTADOR

**SÃO LUIS/MA  
2019**

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA  
BIBLIOTECA CENTRAL - UEMA

Miranda, Rodrigo da Silva.  
Análise de falha por fadiga do eixo de um redutor de velocidade / Rodrigo da Silva Miranda. – São Luís, 2019.

107 f

Monografia (Graduação) – Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual do Maranhão, 2019.

Orientador: Prof. Dr. Adilto Pereira Andrade Cunha.

1.Análise de falha. 2.Eixo de redutor de velocidade. 3.Aço SAE 4320.  
4.Fadiga. I.Título

CDU: 62-58

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DO MARANHÃO**  
**CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E PRODUÇÃO**

**TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO**

**Análise de Falha por Fadiga do Eixo de um  
Redutor de Velocidade**

Autor: Rodrigo da Silva Miranda

Orientador: Prof. Dr. Adilto Pereira Andrade Cunha

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Monografia:

---

**Prof. Dr. Adilto Pereira Andrade Cunha, Presidente**  
**Universidade Estadual do Maranhão**

---

**Prof. Dra. Maria Eliziane Pires de Souza**  
**Universidade Federal do Maranhão**

---

**Prof. Dr. Valdemar Silva Leal**  
**Universidade Estadual do Maranhão**

A Ata da defesa com as respectivas assinaturas dos membros encontra-se no processo de vida acadêmica do aluno.

São Luís/MA, 28 de junho de 2019.

## **Dedicatória**

Dedico este trabalho aos meus familiares, aos grandes amigos que encontrei pelas estradas da vida e a todo aquele que acredita no conhecimento como sendo o principal valor da existência humana, da emancipação, da liberdade e da redução das desigualdades.

## **Agradecimentos**

Este trabalho não teria sido concretizado sem a ajuda e contribuição de diversas pessoas às quais presto minha singela homenagem:

Ao meu pai Deusdete e principalmente minha mãe Rosilene que apostou todas as fichas na minha formação acreditando no crescimento e desenvolvimento através dos estudos, principalmente quando não possuía apoio financeiro e nem incentivo por partes das outras pessoas para realização dessa causa. Ao meu irmão Ronaldo que me levou para esse caminho e lutou para que permanecesse nele, sempre estando ao meu lado dando apoio incondicional, ora como pai, ora como irmão, sempre acreditando e tendo fé no meu trabalho. A minha tia madrinha Rejane por sempre me motivar e encorajar a finalização desse ciclo. Aos meus tios Rosimar e José Iran (in memorium) que sempre quando possível ajudavam na minha caminhada de estudante.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Adilto Pereira Andrade Cunha por sempre ter me dado suporte, ajuda e liberdade para o desenvolvimento de minhas habilidades e competências durante a vida acadêmica, pelo voto de confiança no momento de mudança do curso de Engenharia Mecânica, por sua presença na etapa mais importante deste trabalho, o qual me fez instigar ainda mais os meus resultados e pelos bons conselhos de grande amigo que recebi ao longo de todos esses anos.

Ao Prof. Dr. Valdemar Leal pelas aulas fascinantes de Ciência dos Materiais que nos preparava para uma boa caminhada pela graduação e nos enchia de sabedoria com seu lado humano.

Aos professores e servidores da direção de curso, principalmente os professores Carlos Ronyelton, Paulo Flexa, Flávio Nunes e Lourival Filho, juntamente com a secretária Jocely, onde ajudaram de forma direta na minha jornada acadêmica dando todo apoio necessário.

Aos amigos que encontrei durante a graduação, que fizeram desse momento prazeroso, divertido e enriquecedor nas diferentes áreas.

Aos amigos do meu grupo de pesquisa, Alexandre, Leandro e Gustavo, do Laboratório de Ensaio Mecânicos e Metalografia (LABEMM), onde compartilhamos vários momentos de alegria, aprendizado e trabalho em equipe. Não podia esquecer o Grupo em Pesquisa de

Solidificação (GPS) da Unicamp, que me receberam de forma tão acolhedora, especialmente a Clarissa Barros que me acompanhou nas atividades laboratoriais e ao Prof. Noé Cheung que possibilitou minha participação no grupo, apresentando disponibilidade e auxílio nas tarefas para finalização e melhoria desse trabalho.

Aos grandes amigos que realizei durante os projetos da Equipe Zeus de Aerodesign em 2017 e 2018, em especial André Loreto, João Pedro, Líssio Fiod e Mohana, onde juntos, somamos forças e mostramos com grandiosidade a força, qualidade e competência do Maranhão diante do campeonato nacional SAE Aerodesign.

*“Somos feitos da mesma matéria  
que nossos sonhos”  
(William Shakespeare)*



## Resumo

Este trabalho foi um estudo de falha de um eixo usado em uma caixa de redução de velocidade. O eixo transmite o torque do motor elétrico através do arranjo das engrenagens dentro da caixa de redução, para o acionamento de uma máquina usada na indústria de mineração. Uma parte do componente fraturado feito com aço tratado termicamente por austêmpera foi examinado para determinação das causas da ruptura. A fractografia foi realizada para caracterizar o modo de falha através da superfície da fratura. Microscopia ótica e eletrônica de varredura (MEV) foram realizadas para caracterizar a microestrutura. O perfil de dureza ao longo da seção transversal, propriedades de tração, tenacidade ao impacto e tenacidade a fratura por CTOD foram avaliados. A análise química indicou que o eixo foi feito de aço SAE 4320 conforme especificação. A análise da microestrutura e o perfil de dureza revelaram que o componente foi tratado termicamente de forma inadequada, resultando no caso de uma superfície endurecida não uniforme e espessa o suficiente ao longo da seção, com microestruturas com arranjo bandeado de baixa resistência, e uma fina camada de bainita na superfície do eixo. Grandes quantidades de inclusões foram encontradas na região da fratura, bem como a presença de poros, que contribuíram para reduzir a vida de fadiga do componente. Concluiu-se que todos esses fatores contribuíram sinergicamente para a falha do eixo. Para prevenção desta, recomenda-se garantir o processamento de tratamento térmico adequado para obter a uniformidade da microestrutura da camada endurecida, trabalhar pelo controle do tamanho, forma e composição das inclusões não metálicas no processo de lingotamento deste material e realizar um plano de manutenção mais efetivo com inspeções periódicas a fim de detectar anomalias com antecedência e evitar perdas materiais e humanas.

**Palavras-chave:** Análise de Falha, Eixo Redutor de Velocidade, Aço SAE 4320, Fadiga.

## Abstract

This work was a failure study of a shaft used in a speed reduction box. The shaft transmits the torque of the electric motor through the arrangement of the gears inside the reduction box, for the drive of a machine used in the mining industry. A part of the fractured component made of thermally treated steel was examined for determination of the causes of rupture. The fractography was performed to characterize the failure mode of the fracture surface. Optical and scanning electron microscopy (SEM) were performed to characterize the microstructure. The hardness profile along the cross section, tensile properties, impact toughness and CTOD fracture toughness were evaluated. Chemical analysis indicated that the shaft was made of SAE 4320 steel as specified. Microstructure analysis and hardness profile revealed that the component was heat treated improperly, resulting in a non-uniform hardened surface and thick enough along the section, with microstructures with a low strength banding arrangement, and a thin layer of bainite on the surface of the shaft. Large amounts of inclusions were found in the fracture region, as well as the presence of pores, where it contributed to reduce the fatigue life of the component. It was concluded that all these factors contributed synergistically to shaft failure. To prevent this, it is recommended to ensure the processing of adequate heat treatment to obtain the uniformity of the microstructure of the hardened layer, to work for the control of the size, shape and composition of the non-metallic inclusions in the process of casting of this material and to carry out a maintenance plan more periodic inspections in order to detect anomalies in advance and avoid material and human losses.

**Keywords:** Fault Analysis, Speed Reducing Axis, Steel SAE 4320, Fatigue.

## Lista de Ilustrações

Figura 1.1 – Eixo analisado do sistema da caixa de redução. ....	2
Figura 1.2 – Eixo fraturado do redutor de velocidade. ....	3
Figura 3.1 – Representação de um conjunto motor e redutor acoplados. ....	6
Figura 3.2 – Curva CCT do aço médio carbono: (a) sem adição de molibdênio, (b) com adição de 0,14% de molibdênio. ....	9
Figura 3.3 – Tipo de microestrutura de martensita formada: (a) matriz de martensita composta por ripas e austenita retida, (b) Martensita com morfologia de placas. ....	10
Figura 3.4 – Morfologias da bainita: (a) bainita superior, (b) bainita inferior. ....	10
Figura 3.5 – Ferrita acicular: (a) Ferrita acicular alongada formada em substratos de inclusões, (b) Estrutura favorecendo a formação da ferrita acicular. ....	11
Figura 3.6 – Microestrutura da Perlita: (a) Grãos de perlita e ferrita nos contornos, (b) Colônias de perlita. ....	13
Figura 3.7 – Trinca vazante em uma placa infinita. ....	16
Figura 3.8 – Modos geométricos de carregamentos na abertura de uma trinca. ....	16
Figura 3.9 – Sistema de coordenadas a partir da ponta da trinca. ....	17
Figura 3.10 – Determinação do raio plástico considerando a redistribuição de tensão na ponta da trinca. ....	19
Figura 3.11 – Faixas de aplicação das metodologias da mecânica da fratura. ....	20
Figura 3.12 – (a) Representação de uma trinca com a ponta arredondada (embotamento) e (b) Estimativa do CTOD ( $\delta$ ) pelo deslocamento da boca da trinca. ....	21
Figura 3.13 – Estimativa do CTOD a partir do modo da zona de escoamento. ....	22
Figura 3.14 – Modelo ponto de giro de medição de CTOD em corpo de prova de flexão em 3 pontos SE(B). ....	23
Figura 3.15 – Diferentes tipos de registro do ensaio de tenacidade à fratura. ....	23
Figura 3.16 – Influência do comprimento das inclusões na tenacidade à fratura (inclusões de sulfeto em aços). ....	25
Figura 3.17 – Comportamento de crescimento de trincas por fadiga. ....	27
Figura 3.18 – Micromecanismos de fratura: (a) Fratura por clivagem; (b) Fratura intergranular; (c) Fratura dúctil. ....	29

Figura 3.19 – Micrografia mostrando as superfícies de fratura obtida por: (a) Clivagem e (b) fratura intergranular.....	30
Figura 3.20 – Micromecanismo de fratura dúctil na superfície de uma fratura. ....	31
Figura 3.21 – Características macroscópica e microscópica de fratura por fadiga: (a) Marcas de praia e (b) Estrias de fadiga. ....	31
Figura 4.1 – Vista geral do eixo do redutor de velocidade fraturado.....	32
Figura 4.2 – Fluxograma de caracterização das possíveis causas de falha da peça em estudo. ....	33
Figura 4.3 – Desenho esquemático indicando as regiões de retirada dos CPs para ensaios microestruturais, mecânicos e fractográficos no eixo redutor de velocidade fraturado. ....	33
Figura 4.4 – Procedimento de limpeza da superfície de fratura do eixo. ....	34
Figura 4.5 – Microscópios utilizados para as aquisições de imagem desse trabalho. (a) Microscópio ótico; (b) Microscópio eletrônico de varredura. ....	35
Figura 4.6 – Corpo de prova de análise química (medidas em mm).....	36
Figura 4.7 – Esquema da procura do pior campo na amostra metalográfica para análise do teor de inclusões. ....	36
Figura 4.8 – Durômetros usados nos ensaios de dureza. (a) Durometro HRC; (b) Microdurometro Vickers. ....	37
Figura 4.9 – Ensaio de tração. (a) corpo de prova do ensaio de tração (medidas em mm); (b) e (c) máquina garras utilizadas no ensaio.....	38
Figura 4.10 – Corpo de prova do ensaio de impacto Charpy (medidas em mm).....	39
Figura 4.11 – Pendulo do ensaio de impacto Charpy.....	39
Figura 4.12 – Dimensões do corpo de prova tipo SE(B) escolhido para realização dos testes de CTOD (dimensões em mm).....	40
Figura 4.13 – Equipamentos para teste de CTOD.....	40
Figura 4.14 – Gráfico Carga x Deslocamento do clip-gage e obtenção do valor $V_p$ durante o teste de CTOD. ....	41
Figura 4.15 – Esquema para medição do tamanho real da trinca $a_0$ correspondente ao tamanho do entalhe mais pré-trinca de fadiga.....	42
Figura 5.1 – Vistas do eixo fraturado: (a) vista lateral evidenciando a deformação plástica do material sob a superfície de fratura, (b) vista superior (superfície de fratura antes da limpeza). ....	45

Figura 5.2 – Macrografia da superfície de fratura após os procedimentos de limpeza apresentando a zona de fadiga (região B) e área de falha final devido à sobrecarga (regiões A e C). .....	47
Figura 5.3 – Macrografia mostrando detalhes da superfície de fratura do eixo redutor. ....	47
Figura 5.4 – Micrografias de MEV representando várias características topográficas da zona de fadiga (Zona B): (a) múltipla iniciação de fissuras mostrada pela presença de marcas de catraca e micro trincas, (b) marcas de praia, (c) e (d) evidenciando a propagação da trinca e as estriações de fadiga. ....	48
Figura 5.5 – Micrografias de MEV mostrando a área de sobrecarga final (zona de crescimento rápido de trinca): (a) trincamento secundário relacionado a alto estresse; (b), (c) e (d) região de modo misto de fratura contendo traços de fratura transgranular frágil por quase-clivagem e ondulações dúcteis constituída por dimples. ....	49
Figura 5.6 – (a) Macroestrutura da seção transversal do eixo fraturado; (b) distribuição de inclusões da estrutura não atacada do eixo. ....	50
Figura 5.7 – Micrografia óptica da seção transversal e longitudinal apresentando a mudança microestrutural da superfície ao núcleo do eixo: (a) corte transversal; (b) corte longitudinal. ....	51
Figura 5.8 – Microestrutura da região <b>1</b> . (a) Distribuição da camada de bainita superior evidenciando os grãos alongados na superfície do eixo devido à sobrecarga de operação; (b) Detalhamento da distorção dos grãos nos primeiros 100 $\mu\text{m}$ ; (c) Distribuição da bainita superior nos contornos do antigo grão austenítico; (d) Detalhe de (a). ....	52
Figura 5.9 – Microestrutura da região <b>2</b> . (a) Estrutura com matriz de grãos refinados de ferrita acircular e poligonal bandeada com ferrita de Widmanstätten; (b) e (c) detalhes de (a) apresentando distribuição de inclusões na matriz; (d) detalhe de (c) evidenciando a matriz; (e) e (f) microdureza dos constituintes. ....	53
Figura 5.10 – Análise por EDS de inclusão presente na estrutura bandeada referente a região <b>2</b> . ....	54
Figura 5.11 – Faixa de constituintes de baixa resistência que nuclearam na zona de estrutura bandeada. (a) Dureza da faixa; (b) e (c) são detalhes de (a). ....	55
Figura 5.12 – Análise por EDS de partícula presente na matriz ferrítica da faixa presente na estrutura bandeada. ....	56
Figura 5.13 – Microestrutura da região <b>3</b> . (a) Transição de fase da estrutura bandeada para microestrutura de matriz martensítica com algumas colônias de bainita superior logo abaixo a	

linha de contorno de fases; (b), (c), (d) e (f) Detalhes de (a); (e) Microdureza da matriz martensítica.....	57
Figura 5.14 – Microestrutura da região <b>4</b> . (a) Matriz da fase martensita 500X; (b) Detalhe em 2000X. ....	58
Figura 5.15 – Microestrutura da região <b>5</b> . (a) Estrutura composta por ferrita-acicular e perlita presente no núcleo do eixo; (b) Detalhe de (a).....	58
Figura 5.16 – Perfil de dureza da seção transversal do eixo. ....	59
Figura 5.17 – Distribuição de microdureza ao longo da camada superficial endurecida do eixo. ....	59
Figura 5.18 – Curva tensão-deformação do aço SAE 4320. ....	61
Figura 5.19 – (a) Exame fractográfico do corpo de prova de tração. Análise micro-fractográfica na superfície de fratura, com aumentos de 3000X (b) e com 5000X (d). (c) Análise por EDS da inclusão visualizada na Figura 5.17 (a), comprovando que esta é do tipo sulfeto de manganês (MnS); (d) Análise por EDS da inclusão visualizada na Figura 5.17 (b) comprovando que esta é uma partícula de segunda fase. ....	62
Figura 5.20 – Aspecto da superfície de fratura após ensaio de impacto Charpy em corpos de prova do material da peça na temperaturas ambiente.....	63
Figura 5.21 – Região de início de ruptura em corpo de prova Charpy mostrando modo misto de fratura, com micromecanismo dúctil e clivagem. (a) Fractografia próxima do entalhe 2000X; (b) Ampliação de (a) 3000X; (c) e (d) Detalhamento do aspecto das linguas de clivagem com os rios, juntamente com pequenas regiões contendo alvéolos e microcavidades.....	64
Figura 5.22 – (a) e (b) Região de propagação de trinca em corpo de prova Charpy mostrando modo de fratura por micromecanismo dúctil.....	65
Figura 5.23 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD. ....	66
Figura 5.24 – Medição do comprimento da pré-trinca utilizando o software ImageJ.....	67
Figura 5. 25 – Gráfico da força em função do deslocamento do clip gage. ....	67
Figura 5.26 – Morfologia da propagação da trinca durante o CTOD. (a) Região de embotamento; (b) e (c) Regiões referentes ao início de propagação da trinca exibindo fratura por clivagem (continua).....	68
Figura 5. 27 – Propagação de trincas do poro ao longo da linha de contorno de fases de baixa resistência. ....	70

## Lista de Tabelas

Tabela 5.1 – Análise química do eixo com falha. ....	46
Tabela 5.2 – Classificação de inclusões. ....	50
Tabela 5.3 – Resultado de EDS de uma inclusão presente na estrutura bandeada (Peso %). .	54
Tabela 5.4 – Resultado de EDS de uma partícula presente na faixa de ferrita poligonal com perlita (Peso %). ....	56
Tabela 5.5 – Resultados do ensaio de tração. ....	60
Tabela 5.6 – Resultado de EDS de inclusão presente corpo de prova de tração (Peso %). ....	63
Tabela 5.7 – Resultado do ensaio de impacto Charpy a temperatura ambiente. ....	63
Tabela 5.8 – Parâmetros de ensaio de fadiga. ....	65
Tabela 5.9 – Resultados de CTOD e informações do comprimento das trincas. ....	66

## Lista de Abreviaturas e Siglas

ARBL	Aço de alta resistência e baixa liga
ASTM	American Society for Testing and Materials (Sociedade Americana de Testes e Materiais)
CCC	Estrutura cristalina de corpo centrado
CFC	Estrutura cristalina de faces centradas
CTOD	Crack Tip Opening Displacement (Descolamento da abertura da ponta da trinca).
EDS	Energy Dispersive X-ray Spectrometry (Espectroscopia por energia dispersiva)
HC	Estrutura hexagonal compacta
HV	Dureza Vickers
LRT	Limite de resistência à tração
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MFEP	Mecânica da fratura elasto-plástica
MFLE	Mecânica da fratura linear-elástica
MO	Microscopia Óptica
SE(B)	Corpo de prova de três apoios para o teste CTOD
UEMA	Universidade Estadual do Maranhão
UNICAMP	Universidade Estadual de Campinas



## Lista de Símbolos

$a$	Metade do tamanho da trinca.	mm
$a_0$	Comprimento de trinca.	mm
$B$	Espessura do corpo-de-prova.	mm
$b_0$	Ligamento remanescente do corpo de prova.	mm
$E$	Módulo de elasticidade do material.	MPa
$f\left(\frac{a_0}{W}\right)$	Fator de forma.	adimensional
$K$	Fator de intensidades de tensões.	Mpa. $\sqrt{m}$
$K_I$	Fator de intensidade de tensão segundo o modo trativo.	Mpa. $\sqrt{m}$
$K_{IC}$	Tenacidade à fratura.	Mpa. $\sqrt{m}$
$K_Q$	Fator de intensidade do corpo de prova de CTOD.	Mpa. $\sqrt{m}$
$P_f$	Carga de fadiga.	N
$R$	Razão de carga.	adimensional
$\delta$	Abertura da ponta da trinca (CTOD).	mm
$\delta_{el}$	Tenacidade à fratura no regime elástico – CTOD elástico.	mm
$\delta_{pl}$	Tenacidade à fratura no regime plástico – CTOD Plástico.	mm
$r$	Distância do centro de rotação aparente à extremidade da trinca.	mm
$u_y$	Abertura da trinca para uma solitação de carga no modo I.	mm
$r_p$	Raio da zona plástica.	mm
$r_p$	Fator de rotação plástica = 0,4 (ASTM).	adimensional
$r_y$	Medida das dimensões da zona plástica à frente da trinca.	mm
$S$	Distância entre os apoios (Span) correspondente a 4*W.	mm

$(W - a_0)$	Ligamento remanescente do corpo-de-prova.	mm
$V$	Deslocamento da abertura da boca da trinca.	mm
$V_P$	Componente plástica de deslocamento da abertura de trinca no ponto de avaliação da curva Carga-Deslocamento.	mm
$W$	Largura do corpo de prova.	mm
$x$	Distância do centro da trinca a ponta da trinca na direção x.	mm
$z$	Distância da face do corpo de prova ao apoio do extensômetro de fratura – Suporte de fixação do <i>clip-gage</i> .	mm
$\Delta a_p$	Comprimento de propagação da trinca durante o ensaio de CTOD.	mm
$\Delta K$	Diferença entre a intensidade máxima e mínima de fadiga durante 1 ciclo.	Mpa. $\sqrt{m}$
$\rho$	Raio de curvatura da trinca.	mm
$\theta$	Ângulo de posição na frente da trinca (Coordenada polar).	rad
$\gamma_S$	Energia superficial.	J/m <sup>2</sup>
$\gamma_P$	Energia absorvida no processo de deformação plástica.	J/m <sup>2</sup>
$\nu$	Coefficiente de Poisson.	adimensional
$\sigma$	Tensão aplicada.	Mpa
$\sigma_e$	Tensão de escoamento.	Mpa
$\sigma_f$	Tensão de fratura.	Mpa
$\sigma_Y$	Tensão média	Mpa
$\sigma_{xx}$	Tensão normal da ponta da trinca na direção do eixo x.	Mpa
$\sigma_{yy}$	Tensão normal da ponta da trinca na direção do eixo y.	Mpa
$\tau_{xy}$	Tensão de cisalhamento da ponta da trinca no plano xy.	Mpa

## Sumário

FOLHA DE APROVAÇÃO.....	I
AGRADECIMENTOS.....	III
RESUMO.....	VI
ABSTRACT.....	VI
LISTA ILUSTRAÇÕES.....	VIII
LISTA DE TABELAS.....	XII
LISTA DE ABREVIACÕES E SIGLAS.....	XIII
LISTA DE SIMBOLOS.....	XIV
1 INTRODUÇÃO.....	1
1.1 Justificativa.....	2
2 OBJETIVOS.....	4
2.1 Objetivo Geral.....	4
2.2 Objetivos Específicos.....	4
3 REVISÃO BIBLIGRÁFICA.....	5
3.1 Análise de Falha.....	5
3.2 Redutores de Velocidade.....	5
3.3 Aços de Alta Resistencia e Baixa Liga (ARBL).....	7
3.4 Formação e Classificação dos Microconstituintes.....	8
3.4.1 Martensita.....	9
3.4.2 Microestrutura bainítica.....	9
3.4.3 Ferrita Acicular.....	11
3.4.4 Ferrita de Widmanstätten.....	11
3.4.5 Ferrita Poligonal.....	12
3.4.6 Microconstituente Perlita.....	12
3.5 Fratura.....	13
3.6 Mecânica da Fratura.....	14
3.6.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).....	15
3.6.2 Mecânica da Fratura Elasto-plástica (MFEP).....	20
3.7 Fatores que Modificam a Tenacidade à Fratura.....	24
3.8 Fratura por Fadiga.....	25
3.9 Condições Microestruturas na Fadiga.....	27

3.10 Micromecanismos de Fratura e Fractografia.....	29
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	32
4.1 Análise da peça fraturada .....	32
4.2 Ensaio realizado.....	32
4.3 Metodologia.....	34
4.3.1 Fractografia.....	34
4.3.2 Análise Microestrutural e Química.....	35
4.3.3 Teor de inclusões não-metálicas .....	36
4.3.4 Dureza.....	37
4.3.5 Ensaio de Tração .....	37
4.3.6 Ensaio de Impacto .....	38
4.3.7 Ensaio de Tenacidade à Fratura.....	39
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	44
5.1 Observação Visual.....	44
5.2 Análise química .....	45
5.3 Análise fractográfica.....	46
5.4 Análise Metalográfica.....	49
5.5 Dureza.....	58
5.6 Ensaio de Tração .....	60
5.7 Ensaio de Impacto .....	63
5.8 Ensaio de tenacidade à fratura CTOD .....	65
6 CONCLUSÃO.....	71
REFERÊNCIAS .....	72
ANEXO A .....	83
ANEXO B .....	86

## 1 INTRODUÇÃO

Com o desenvolvimento e evolução da engenharia ao longo dos anos, foram eliminados vários empecilhos técnicos e atualmente os novos sistemas de engenharia vem demonstrando desempenho cada vez mais superior em relação as aplicações e métodos anteriores. Diante desses avanços tecnológicos, a análise da maioria das falhas de engenharia é complicada. Como parte da análise, é fundamental identificar as causas e responsabilidade do colapso e usar as informações para evitar falhas semelhantes. Há uma metodologia para trabalhar com desastres de engenharia que é a Engenharia Forense. Ela pode ser considerada como uma análise de falhas para a investigação de materiais, estruturas e produtos que possam causar a perda de propriedade requerida e acidentes pessoais. O objetivo principal da engenharia forense é identificar a sequência de eventos que levam à falha final em termos das especificações técnicas de um componente (BERKELEY, 1975; POWELL, 1986; SAM, 2007; KIM, 2013). No entanto, a maioria dos estudos de caso sobre falhas de peças e estruturas mecânicas não são facilmente acessíveis na literatura acadêmica, já que as indústrias e fabricantes tentam não divulgar os inconvenientes de seus produtos. Contudo, é fundamental compartilhar as experiências anteriores ou estudos de caso, a fim de prevenir acidentes e para melhorar os projetos atuais.

Com as demandas das indústrias mineradoras em aplicações que exigem a adequação da rotação de motores para a rotação requerida, transmissão de potência e alto torque para acionamento de máquinas, os redutores de velocidades vêm sendo explorados em uma grande faixa de aplicações severas na mecânica pesada. Uma das principais causas do colapso de sistemas de redução de velocidade são os danos e fraturas dos eixos que o compõem (ZAMBRANO, 2014; BI, 2017). Esses eixos são usados para transmitir energia a outros elementos mecânicos numa variedade de condições operacionais e ambientais, e são geralmente submetidos a cargas de torção e as vezes cargas de flexão em casos de desalinhamento mecânico. Um dos mecanismos de falha mais comuns nos eixos é a fadiga. Falhas por fadiga começam em pontos vulneráveis onde existam defeitos estruturais e metalúrgicos que favorecem altas tensões localizadas (HANDBOOK ASM, 1975). Estudos foram realizados em eixos, onde as causas predominantes do início da falha por fadiga foram devidas as inclusões (ZAMBRANO, 2014; DAS, 2015; ZERBST, 2019), tratamento térmico mau executado (BI, 2017), microestruturas inadequadas (DU, 2016) e montagem incorreta (BROWN, 2014).

Esses tipos de falhas podem resultar em mortes dos operadores e trabalhadores próximos ao equipamento. Portanto, uma pesquisa sistemática fora realizada por meio da engenharia forense para reduzir a ocorrência de desastres similares e garantir a segurança industrial dos trabalhadores (SAM, 2007; KIM, 2013). A realização desse estudo não só favorece a segurança operacional do redutor de velocidade, mas também fornecer valores de referência para a segurança de eixos similares usados em outros campos industriais.

### 1.1 Justificativa

Em agosto de 2018 o eixo de saída de um redutor de velocidade de uma indústria mineradora fraturou durante uma operação. A vida útil de projeto desse tipo de sistema é de quarenta anos, contudo, a fratura do eixo ocorreu em menos de um ano. Embora os motivos da falha possam ser atribuídos a um ou mais de muitos aspectos, tais como seleção de material, propriedade mecânica, processo de fabricação, modo operacional, ambiente de serviço e etc., o fator principal deve ser confirmado. Fundamentalmente, o sistema da caixa de redução consiste em um motor elétrico que transmite energia ao eixo de entrada da caixa de redução, e esta por meio das engrenagens internas, transmite energia ao eixo de saída; uma representação do sistema é mostrada na Figura 1.1.

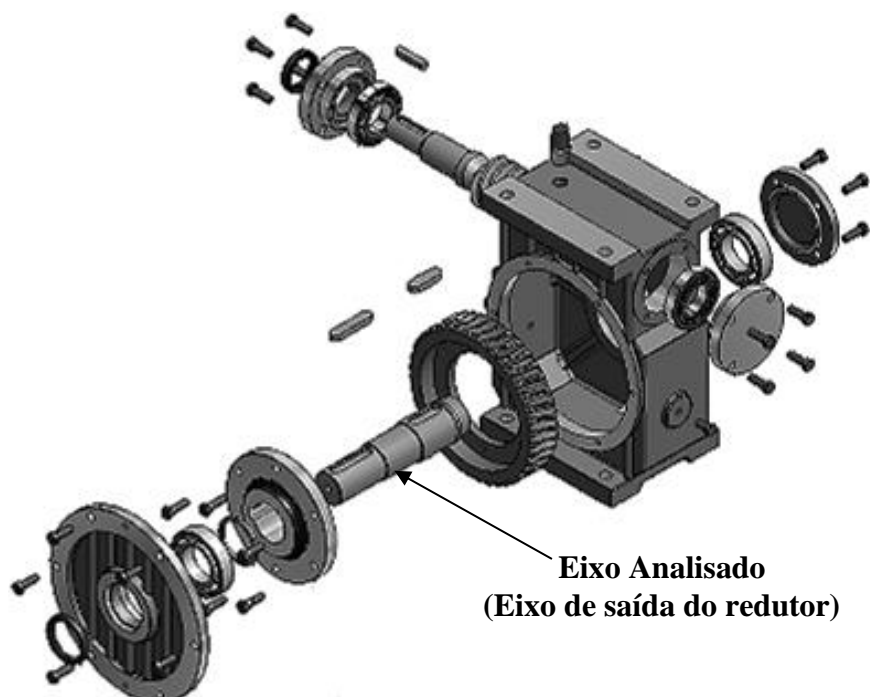


Figura 1.1 – Eixo analisado do sistema da caixa de redução.

O eixo fraturado foi recolhido como mostrado na Figura 1.2. A outra metade do eixo permaneceu presa dentro da estrutura de montagem e foi comprometida durante a remoção. Parte da caixa de redução foi danificada pela quebra do eixo. A fratura por fadiga e a deformação plástica provocada pelo cisalhamento na parte da conexão entre a caixa de redução e o eixo estava explícita. Não houve evidência de obstrução direta por interferência ao movimento rotacional do eixo pelos rolamentos. Assim sendo, pode-se concluir que a fratura do eixo de saída foi o principal contribuinte para o colapso da caixa de redução de velocidade.



Figura 1.2 – Eixo fraturado do redutor de velocidade.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

Analisar as causas da falha mecânica por fadiga do eixo de um redutor de velocidade, bem como as medidas necessárias para evitar a reincidência desse tipo de problema.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Levantar background da peça em análise e o sistema de redução na qual estava inserida;
- Analisar fractografia da superfície de fratura para determinação das características e os mecanismos de fratura pela macrografia e micrografia;
- Caracterizar o material através dos ensaios mecânicos de dureza, microdureza, impacto, tração e tenacidade a fratura por CTOD;
- Caracterizar microestrutura das fases, inclusões e poros por meio da microscopia ótica e eletrônica de varredura (MO e MEV/EDS);
- Determinar os fatores e causas que levaram o colapso do sistema da caixa de redução de velocidade;
- Apresentar as medidas necessárias para prevenção desse tipo de falha, bem como as ações requeridas para que não haja reincidência da mesma;



## **3 REVISÃO BIBLIGRÁFICA**

### **3.1 Análise de Falha**

O objetivo principal da análise de falha é evitar novas falhas. A investigação desse tipo deve determinar as causas da falha e essa informação deve ser utilizada para permitir a introdução de ações corretivas que impeçam a repetição do problema. A função do componente ou do equipamento deve ser considerada na análise, uma vez que a peça ou máquina não é mais capaz de executar a sua função. Uma falha mecânica é dita prematura, quando ela acontecer antes do fim da vida útil para o modo de falha considerado, caso o componente possua vida útil definida como critério de projeto. Defeitos ocorridos a qualquer tempo serão considerados falhas prematuras se ocorrerem por modos de falhas não consideradas pelo projeto (ARAÚJO, 2011).

Analisar uma falha é interpretar as características de um sistema ou componente deteriorado para determinar porque ele não mais executa sua função. Diante disso, com a determinação das causas da falha é possível introduzir melhorias que vão desde o projeto, operação e até a fabricação do elemento que está sobre a análise de falha.

### **3.2 Redutores de Velocidade**

Os equipamentos pertencentes as plantas industriais e sistemas produtivos são acionados na maioria das vezes por vários tipos de fontes motrizes, onde as mais comuns são os motores elétricos. O inconveniente dessas fontes de movimento rotativo está no fato de que fornecem velocidade de rotação muito acima das características necessárias à sua utilização nos diferentes processos industriais, assim surge a necessidade da aplicação de redutores de velocidade para adequação da velocidade requerida (FARIA, 2009). Uma representação desse tipo de adaptação está exposta na Figura 3.1.

Redutores são equipamentos destinados a reduzir velocidade, transmitir movimentos, trabalho, potência e multiplicar torque. Basicamente são constituídos por uma carcaça soldada

ou fundida, eixos, engrenagens, pinhões, rolamentos e retentores. O movimento de rotação é transmitido através de trens de engrenamento que permite obter as relações de transmissões desejadas para a aplicação específica. Os componentes internos dos redutores que mais danificam são os rolamentos, retentores e dentes de engrenagens, já os externos são os eixos de saída que atua para o acionamento de máquinas. (TANNUS, GONÇALVES, 2004).

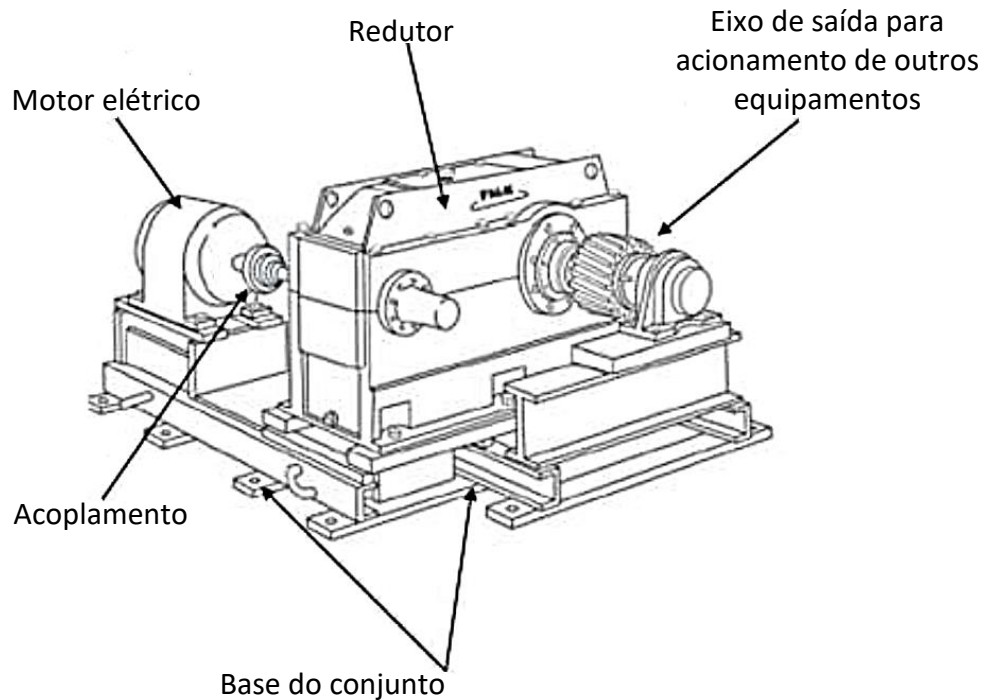


Figura 3.1 – Representação de um conjunto motor e redutor acoplados (FALK, 2010).

Existem diversas técnicas de manutenção preditiva para checagem do estado de trabalho e operação dos redutores de velocidade, onde as mais utilizadas são a análise de vibrações, que é uma ferramenta utilizada para se verificar o grau de oscilações e interferências que estão agindo devido as máquinas e elementos em movimento, pois um desbalanceamento em um componente do redutor pode causar desequilíbrios no sistema (caixa de redução) e resultar no aumento da força aplicada (surgimento de cargas de flexão) no eixo de saída. A outra seria a análise de partículas de desgaste, pois com o estudo destas partículas pode se relacionar as situações de desgastes do conjunto e atribuí-las as condições físicas de operação do equipamento (ARAÚJO, 2011).

Os redutores de velocidade são equipamentos projetados para apresentarem vida útil longa, pois possuem fatores de segurança incorporados que os protegem contra os rigores da maioria das aplicações. No entanto, apesar das especificações do seu projeto estrutural, podem haver negligências nas etapas de fabricação, podendo conter defeitos metalúrgicos de suas partes ou peças, e isso pode comprometer todo o sistema, além da falta de cuidado e má

utilização. É demandada atenção especial principalmente quanto a vibrações, aquecimentos e ruídos, geralmente causados por especificação de trabalho inadequada, desalinhamento, contaminação do óleo, ou lubrificação insuficiente. Todo sistema ou equipamento mecânico está sujeito a processos de deterioração. Esta deterioração leva ao aparecimento de defeitos que podem afetar a continuidade e qualidade do serviço. Com isso, uma quebra não prevista pode se traduzir em uma parada brusca, que leva grandes prejuízos e a perda de tempo e de produção (LAGO, GONÇALVES, 2006).

### 3.3 Aços de Alta Resistencia e Baixa Liga (ARBL)

Os aços ARBL são cada vez mais utilizados na fabricação de peças e estruturas devido as suas vantagens tais como a boa relação preço/limite de escoamento e resistência, baixo teor de carbono que impacta positivamente na tenacidade, na soldagem e nos custos de instalação (SOUZA, 2011). Esses componentes na maioria das vezes trabalham sobre carregamentos cíclicos e com isso, possuem grande aplicação nas indústrias automotiva, estruturais, petrolífera e naval. Eles são utilizados na fabricação de componentes como: peças de redutores de velocidade, rodas automotivas, peças de chassis e carrocerias de ônibus, vasos de pressão, caldeiras e etc. (ASHBY, DAVID, 2007).

Esses aços contém uma pequena quantidade de elementos de liga, utilizados para alterar a cinética das transformações e intuito de modificar a nucleação e crescimento das fases e microconstituintes como a perlita, martensita, ferrita acircular entre outras (mudam as curvas de transformação TTT) (MEI, BRESCIANI, 1984), sem alterar muito as temperaturas de transformação de fase. Existem alguns destes aços que são utilizados nas formas mais simples (fundidos, laminados, forjados) mas também existem aços com tratamentos térmicos e com tratamentos termomecânicos, justamente porque a adição de elementos de liga precisa ser acompanhada de processos de fabricação especiais. Cada tipo de elemento de liga ajuda a conferir propriedades específicas a estes aços, que se dividem em (ZEEMANN, 2016):

- 1) **Aços tratados termicamente** de alta resistência (de baixo C, até 0,15% ) ou de ultra-alta resistência (médio a alto C) com elementos de liga (Ni, Cr, Mo) variáveis, de estrutura martensítica/bainítica;
- 2) **Aços microligados** (ao Nb, Ti, V com somatório inferior a 0,1%), ferríticos e ferrítico-perlíticos de granulometria refinada por tratamento termomecânico;

- 3) **Aços C-Mn** (1% a 2% de Mn), que possuem resistência mais alta pelo refino de grão ferrítico ou pela formação de maior quantidade de perlita pois modifica o ponto eutetóide;
- 4) **Aços resistentes à corrosão atmosférica** (patináveis, até 1% Cu ou Cr);
- 5) **Aços resistentes ao calor** (Cr-Mo), com teores de Cr e Mo variados (até 9%);
- 6) **Aços para baixa temperatura** (Ni) com teores de Ni variados (até 9%).

Os aços ARBL (1) são de alta resistência pois sua estrutura pode apresentar bainita e martensítica por tratamento isotérmico ou têmpera e revenimento, com alto nível de tensões internas (tanto mais alto quanto maior for o %C e menor for a temperatura de revenimento). Estes são os principais tipos de aços utilizados onde os requisitos de projeto exigem boa resistência mecânica. Os aços (2) e (3) têm maior resistência mecânica devido ao refino microestrutural, pois mais contornos de grão dificultam a movimentação das discordâncias, e apresentam baixa temperatura de transição dúctil-frágil e podem ser usados em temperaturas negativas, embora quando se deseja temperaturas muito baixas sejam utilizados os aços com níquel (6). Os aços (4) servem para resistir à corrosão atmosférica e aços (5) resistem a altas temperaturas (ZEEMANN, 2016).

### 3.4 Formação e Classificação dos Microconstituintes

Para os aços hipoeutetóide de uma maneira geral, se a austenita for resfriada de forma lenta e equilibrada, de modo que o mecanismo de difusão possa prevalecer, esta irá se decompor em ferrita equiaxial e a estrutura lamelar da perlita. Se o resfriamento for acelerado as fases e constituintes formados vão depender diretamente da taxa de resfriamento e de sua composição química (COSTA e SILVA; MEI, 2006).

A Figura 3.2 ilustra dois diagramas de resfriamento contínuo de aços médio carbono com diferentes teores de molibdênio, onde o aço da Figura 3.2 (a) apresenta menor quantidade desse elemento de liga. García de Andrés et al. (2001) observaram que a adição de 0,14% de molibdênio no aço favoreceu a formação de ferrita acicular e martensita. Com isso, fica evidente no diagrama da Figura 3.2 que a decomposição da austenita é influenciada pela taxa de resfriamento e composição química, onde as diferentes fases e constituintes podem ser formados. A descrição e formação dessas fases/microconstituintes é explorada nos tópicos seguintes.

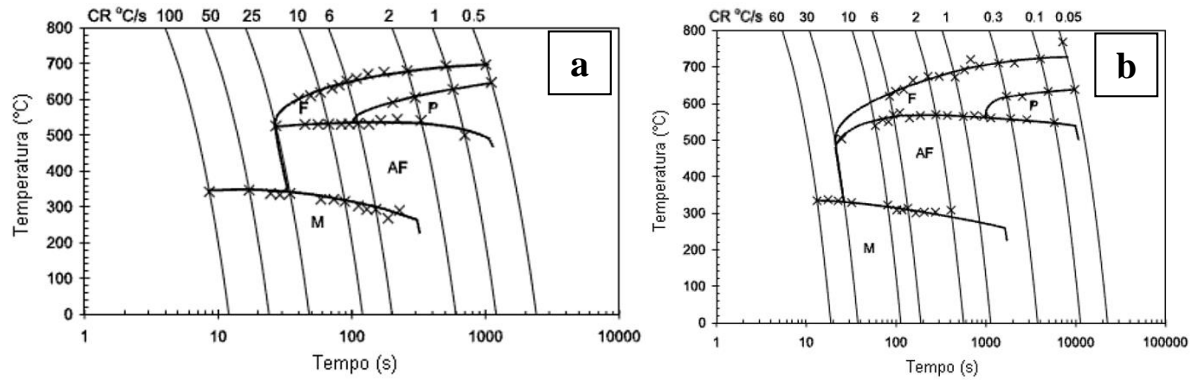


Figura 3.2 – Curva CCT do aço médio carbono: (a) sem adição de molibdênio, (b) com adição de 0,14% de molibdênio. (GARCÍA DE ANDRÉS et al., 2001).

### 3.4.1 Martensita

A martensita é uma fase metaestável formada por meio do cisalhamento quando o resfriamento é rápido o bastante para não permitir a difusão, que possibilita um movimento cooperativo de um grande volume de átomos, em que a austenita CFC sofre uma mudança alotrópica para a martensita TCC (KRAUSS, 1999). As microestruturas martensíticas diretamente obtidas da têmpera, possuem um nível de tensões residuais excessivos e ductilidade e tenacidade muito baixas. Para se atingirem valores adequados de resistência mecânica e tenacidade, é realizado após a têmpera o tratamento térmico de revenimento, que consiste no aquecimento a temperaturas inferiores à austenitização por tempo suficiente para equalização da temperatura e obtenção das propriedades desejadas (CUNHA, 2013). Dependendo do teor de carbono a martensita pode surgir na forma de ripas ou como placas, conforme ilustrado na Figura 3.3.

### 3.4.2 Microestrutura bainítica

No resfriamento de um aço, a bainita refere-se à microestrutura resultante da decomposição da austenita em temperaturas acima da transformação martensítica e abaixo da transformação perlítica (HONEYCOMBE, 1980; EDMONDS, 1995). Usualmente ela é classificada de acordo com sua temperatura de formação em superior ou inferior. A bainita superior possui uma preferência de nucleação nos contornos do antigo grão austenítico e sua

formação é dada por finas agulhas de ferrita que crescem em grupos chamados de lâminas ou plaquetas. Dentro das plaquetas as agulhas de ferrita são separadas por partículas de cementita que precipitam durante o crescimento da bainita. A formação da bainita inferior é bem semelhante ao da superior, mas possui uma diferença que está na precipitação de carbonetos bem mais finos no interior das agulhas de ferrita. A ferrita da bainita inferior se apresenta semi-coerente com a matriz e com formação de plaquetas. A bainita inferior apresenta uma estrutura acircular e sua nucleação acontece preferencialmente no interior do grão austenítico (BHADESHIA, 2001).

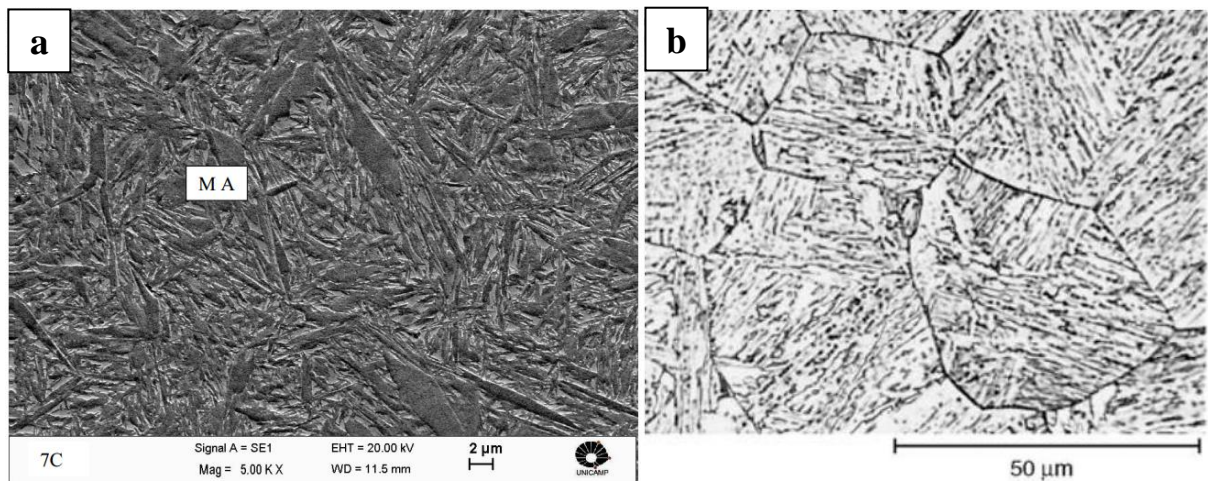


Figura 3.3 – Tipo de microestrutura de martensita formada: (a) matriz de martensita composta por ripas e austenita retida (FONSECA, 2015), (b) Martensita com morfologia de placas. (HARRISON, 1989).

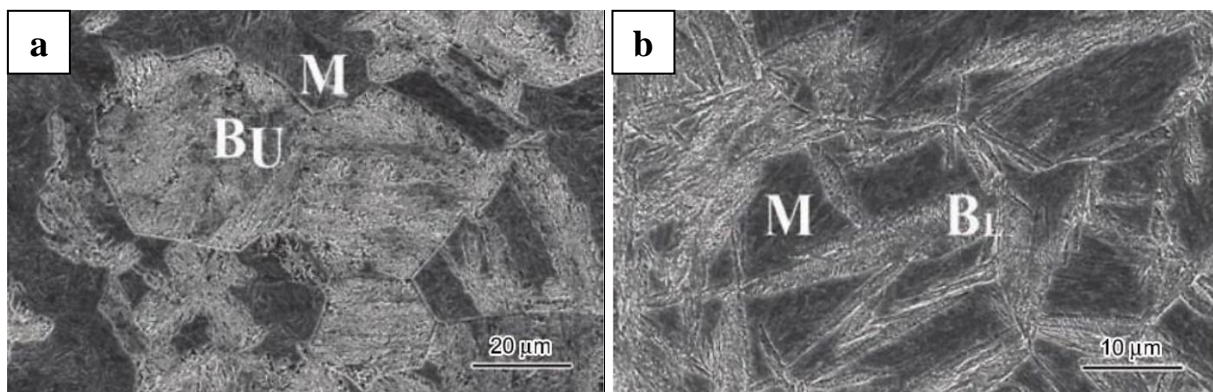


Figura 3.4 – Morfologias da bainita: (a) bainita superior, (b) bainita inferior. (ABBASZADEH, 2012).

### 3.4.3 Ferrita Acicular

A ferrita acicular é uma microestrutura que costuma se formar em baixas temperaturas, semelhante ao caso da bainita, para aços de baixa liga submetidos a resfriamento contínuo (WAINER; BRANDI; MELLO, 1995). Sua formação acontece intragranularmente, onde se nucleia de forma preferencial em substratos como inclusões não-metálicas, precipitados ou em irregularidades dos grãos austeníticos. Pelo fato da estrutura crescer com alta razão de aspecto ela gera uma microestrutura fina e alongada (STRANGWOOD; BHADESHIA, 1981). Quando o tamanho do grão austenítico é grande o suficiente e a densidade de inclusões é elevada a formação da ferrita acicular é favorecida (BHADESHIA; SVENSSON, 1993).

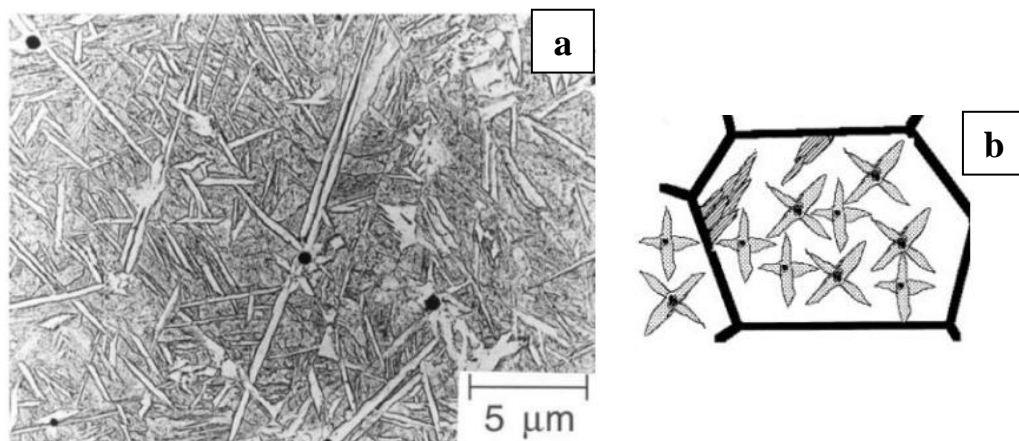


Figura 3.5 – Ferrita acicular: (a) Ferrita acicular alongada formada em substratos de inclusões, (b) Estrutura favorecendo a formação da ferrita acicular. (BHADESHIA; SVENSSON, 1993).

### 3.4.4 Ferrita de Widmanstätten

A ferrita de Widmanstätten possui uma preferência de nucleação nos contornos de grão da austenita e cresce ao longo dos planos definidos (família 111) na proporção aproximada de 10:1 e mantém essa orientação cristalográfica por meio de mecanismos de difusão e o movimento cooperativo de átomos simultaneamente (RIBEIRO, 2016). Diante do resfriamento acelerado para formação da ferrita de Widmanstätten, as regiões da austenita entre as placas de ferrita ficam ricas em carbono durante seu crescimento, que por sua vez induz a formação de martensita, perlita e austenita retida. Esse tipo de ferrita pode ser primária (ferrita de segunda fase alinhada) ou secundária (ferrita de segunda fase não alinhada), onde as primárias crescem

diretamente da austenita e as secundárias crescem da ferrita poligonal (ALI; BHADESHIA, 1990).

#### 3.4.5 Ferrita Poligonal

Essa microestrutura é caracterizada por se formar em baixas taxas de resfriamento em aços com baixo teor de elementos de liga, onde possui uma morfologia de grãos poligonais e nucleia-se no interior do grão austenítico. Essa estrutura é favorecida quando a austenita possui um tamanho de grão grosseiro e se no seu interior houver sítios para nucleação intragranular como as inclusões (BHADESHIA; SVENSSON, 1993).

#### 3.4.6 Microconstituente Perlita

A perlita é um constituinte caracterizado pela disposição alternada de lamelas de ferrita e cementita, sua nucleação pode ocorrer nos contornos de grão da austenita ou intragranularmente (Figura 3.6). Sua nucleação é cooperativa, ou seja, pode acontecer na ferrita ou cementita, quando acontece na ferrita, ela cresce na forma lamelar para o interior do grão austenítico e rejeitando o carbono solubilizado na austenita, esse fato é caracterizado pela baixa solubilidade de carbono que a ferrita possui e isso acaba deixando a região adjacente rica em carbono o que possibilita a formação da cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Com o crescimento da cementita marcado pelo consumo de carbono sua região adjacente fica pobre de carbono e possibilita novamente a nucleação e crescimento da ferrita. Esse fenômeno acontece formando as camadas alternadas de ferrita e cementita da colônia perlítica. O espaçamento das lamelas é possibilitado pela difusão do carbono em que a altas temperaturas possibilitam maiores espaçamentos interlamelares (CUNHA, 2013).



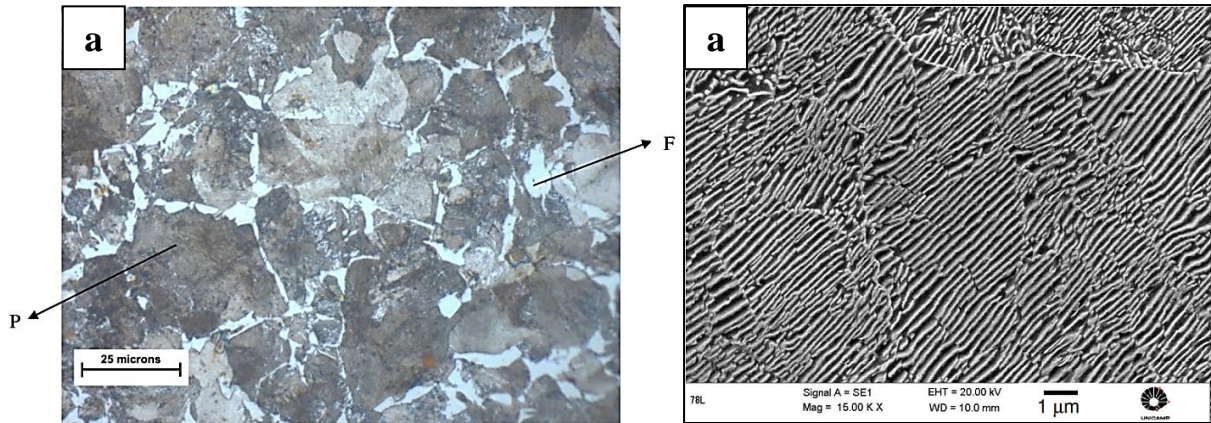


Figura 3.6 – Microestrutura da Perlita: (a) Grãos de perlita e ferrita nos contornos, (b) Colônias de perlita. (CUNHA, 2013).

### 3.5 Fratura

A fratura dos materiais de engenharia é um problema que a sociedade lida a bastante tempo e as pesquisas relacionadas a essa área apresentaram um impulso considerável a partir da Segunda Guerra Mundial, pois existiam altas demandas sobre o entendimento do porquê que os materiais falhavam e a capacidade de evitar essas falhas. A falha pode ser definida como o não atendimento a um requisito de utilização e as suas causas são diversas. Mas de forma básica, uma falha só irar ocorrer se houver negligencia durante o projeto, construção ou operação da estrutura e além disso, a aplicação de um novo material que não tenha sido previamente testado e apresentou características indesejadas (ANDERSON, 2005).

Durante a seleção de um material a ser utilizado num novo projeto, é desejável que se utilize um que já tenham um histórico de sucesso em projetos similares. O motivo desse tipo de escolha é que esses materiais já estão normatizados, testados e é conhecida de uma maneira eficiente a resposta que esse apresenta quando lhe for solicitado a determinado esforço mecânico e condição ambiental (PEIXOTO, 2018).

É necessário que o uso de novos materiais deva ser realizado somente depois de um intenso estudo abordando as diversas condições possíveis durante o serviço, para que possa de fato testar se o que está sendo proposto corresponderá ao trabalho a que é destinado, e além disso, se o novo material apresentará uma resposta superior com relação aos já utilizados em outras situações semelhantes.

Toda fratura surge na Zona de Processamento de Fratura e essa envolve a zona plástica na ponta da trinca e também o aparecimento de novas superfícies no material (BARSOM,

1987). Adicionalmente, toda trinca concentra tensão na sua ponta e à medida que a trinca vai aumentando o seu tamanho, a taxa com que ela cresce também aumenta (mecanismo auto catalítico) (DIETER, 1981). Para avaliar a existência de trincas iniciais e o comprimento das mesmas, os ensaios não destrutivos são uma forma eficiente de mapear esses defeitos.

Para os diversos componentes de máquinas e estruturas, as trincas podem estar presentes num tamanho que não prejudique a utilização dos mesmos o que permite que o equipamento continue operando em segurança, ou seja, as trincas não crescem ou tem um crescimento muito lento de modo que é relativamente “seguro” conviver com esses defeitos.

### **3.6 Mecânica da Fratura**

A mecânica da fratura é a área da engenharia que se preocupa com o estudo da evolução da falha de componentes trincados com a presença de defeitos, submetidos a carregamentos estáticos ou cíclicos com o objetivo de entender e estimar sua vida útil. As trincas são descontinuidades dos materiais de componentes mecânicos e estruturais onde podem ser consequência do próprio processo de fabricação que molda a forma final do produto (conformação a frio, laminação, forjamento, etc.) e/ou na montagem destes (união por soldagem, aparafusamento, fixação por rebites, etc.), ou até mesmo durante as condições de serviço devido as solicitações cíclicas, sobrecargas operacionais, fluência, corrosão entre outros.

O grande mérito da mecânica da fratura está no fato de que uma vez determinado o tamanho crítico de uma trinca e sua taxa de propagação, podem através desta, ser programadas inspeções com técnicas de ensaios não destrutivos, para verificar se o tamanho real da trinca não está próximo do tamanho crítico, o que significa o fim da vida útil da peça ou componente. A mecânica da fratura proporciona projetos mais confiáveis e programas de inspeções seguros, pois possibilita uma utilização segura de componentes com trincas, sem a necessidade de fatores de segurança elevados e com a confiança de que não ocorrerá uma falha imprevista.

Na literatura, a mecânica da fratura é dividida em duas partes: linear-elástica (MFLE) e elasto-plástica (MFEP). A MFLE é utilizada em situações em que a fratura ocorre ainda no regime linear-elástico. Sendo importante em ligas de moderada e elevada resistência mecânica (ALCÂNTARA, 2003). A MFEP é utilizada em situações em que a fratura ocorre no regime plástico, ou seja, em materiais trincados a deformação plástica irá controlar a propagação da

trinca. A tendência dos materiais que se encaixam dentro do grupo MFEP é ter como característica uma boa ductilidade.

O desenvolvimento da mecânica da fratura foi motivado pela observação da ocorrência e recorrência de falhas em peças e estruturas submetidas a carregamentos muito menores do que os previstos em projeto. Os primeiros estudos diretamente voltados para a mecânica da fratura foram os trabalhos realizados por Charles Edward Inglis e Karl Wiegardt de forma independente, quando demonstraram por métodos analíticos que valores de tensões elevados podem ser atingidos em locais que existem irregularidades geométricas (ERGOGAN, 2000; ROSSMANITH, 2006). Em 1913 Inglis usou a metodologia da resistência dos materiais e fez uma análise de tensões em uma placa infinita que continha um orifício no centro com o formato de uma elipse, onde essa era tensionada por uma carga trativa aplicada perpendicularmente ao eixo maior da elipse, e provou que o fator de concentração de tensões aumentava com a diminuição do raio de curvatura da elipse. A Equação 3.1 proposta por Inglis indica que (3.1)

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma \left( 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right)$$

Pela equação o defeito será mais ativo se o tamanho da trinca ( $a$ ) for maior ou se o raio de curvatura ( $\rho$ ) for menor (trinca mais aguda).

### 3.6.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

A tentativa de se firmar a teoria da mecânica da fratura foi com os trabalhos de Griffith publicados em 1920 pesquisando a causa de falhas de para-brisas de aeronaves da empresa aeronáutica inglesa *Royal Aircraft Establishment*. Ele relacionava a tensão de fratura com o tamanho de uma trinca existente em materiais frágeis (Figura 3.7) pelo uso da primeira lei da termodinâmica para propagação instável da trinca pelo balanço de energia simples (ANDERSON, 2005).

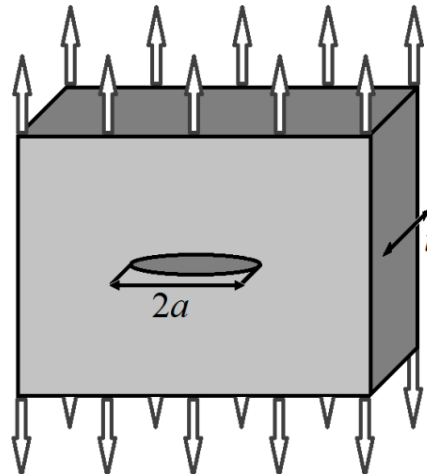


Figura 3.7 – Trinca vazante em uma placa infinita (GRIFFITH, 1921).

A forma em que uma trinca irá crescer em uma estrutura pode ser classificada de acordo com o tipo e orientação do carregamento em três modos básicos como apresentado na Figura 3.8. O modo I (abertura da trinca – normal ao plano da trinca), modo II (deslizamento ou cisalhamento dos planos – cisalhamento paralelo ao plano perpendicular à ponta da trinca) e modo III (rasgamento – cisalhamento paralelo ao plano e a ponta da trinca) (ZAMPIERE, 2014).

Griffith desenvolveu as equações que explicavam a fratura quando esta se encontrava carregada no modo I, ou seja, quando existiam esforços trativos normais ao plano da trinca.

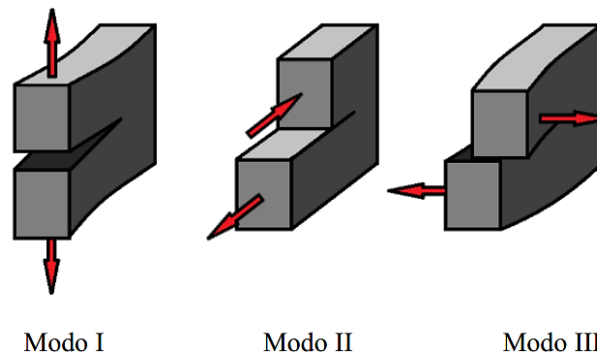


Figura 3.8 – Modos geométricos de carregamentos na abertura de uma trinca (JANSSEN, 2002).

O sucesso do trabalho de Griffith está em conseguir prever corretamente a relação que existe entre a força de solicitação e o tamanho de uma trinca presente em vidros, no entanto, a teoria não modelava os materiais dúcteis, o seu modelo só considerava a energia superficial do material e não levava em conta a energia que era absorvida durante a propagação da falha. Sua teoria mostra que através do balanço entre a energia elástica de deformação e de superfície, que uma trinca só se propaga de forma instável quando a energia disponível para movimentá-la for

maior que a energia requerida para criar novas superfícies da trinca (ERGOGAN, 2000). Resumidamente o modelo de Griffith aplicava-se somente a metais que tivesse uma fratura virtualmente frágil.

Diante disso, a mecânica da fratura só veio ser desenvolvida pela motivação da ocorrência de falhas das primeiras embarcações fabricadas com cascos completamente soldados da série Liberty que se partiam ao meio principalmente quando navegavam em águas geladas, durante a Segunda Guerra Mundial e dos primeiros aviões comerciais a jato Comet na década de 1950 (RIBEIRO, 2016).

Depois da segunda guerra Irwin apresentou os conceitos de taxa de alívio de energia para aplicar os conceitos desenvolvidos por Inglis e Griffith a materiais mais dúcteis como os metais. George R. Irwin e Ergon Orowan propõem que o balanço de energia deveria ser realizado entre a energia superficial do escoamento e a deformação plástica que acontece na raiz da trinca. Irwin afirmou que a fonte de energia para o processo de propagação da trinca era por meio da energia elástica total liberada. Em 1950 Orowan dividiu as parcelas de energia consumida na deformação plástica do material e na criação de novas superfícies e adicionou um termo que correspondia a energia absorvida no processo de deformação plástica ( $\gamma_p$ ) (RIBEIRO, 2016), conforme a Equação 3.2.

$$\sigma_f = \sigma \sqrt{\frac{E(2\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} \quad (3.2)$$

Irwin também desenvolveu outra abordagem utilizando a teoria da elasticidade linear do ponto de vista das tensões na região vizinha à ponta da trinca. Irwin em 1957, definiu o campo de tensões em torno de uma trinca em um componente predominantemente linear (Figura 3.9). Para o modo I de fratura, o campo de tensões pôde ser expresso pela Equação 3.3 a 3.5, onde só os primeiros termos da série são apresentados (WESTERGAARD, 1939).

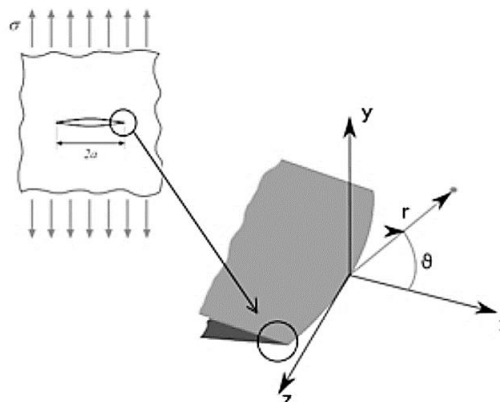


Figura 3.9 – Sistema de coordenadas a partir da ponta da trinca (ANDERSON, 2005).

$$\sigma_{xx} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) + \dots \quad (3.3)$$

$$\sigma_{yy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) + \dots \quad (3.4)$$

$$\tau_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \quad (3.5)$$

Assim, Irwin mostrou que os esforços na região próxima à ponta da trinca podem ser escritos na forma da Equação 3.6 (MELCHER, 2014).

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \dots \text{ (termos de ordem superior)} \quad (3.6)$$

Onde  $f_{ij}(\theta)$  é uma função adimensional que depende das condições geométricas e de carregamento,  $K$  é o fator de intensidade de tensões e  $r$  e  $\theta$  são as coordenadas polares com origem na ponta da trinca.

Para uma placa infinita carregada em modo I com trinca centralizada vazante de comprimento  $2a$  (Figura 2.1), o fator de intensidade de tensões foi definido pela Equação 3.7.

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (3.7)$$

Analisando a Equação 3.7 fica evidente, que à medida que a tensão aumenta pelo esforço externo aplicado, a intensidade das tensões na ponta da trinca também aumenta (amplificação da tensão). Como critério de fratura, é proposto que o fator de intensidade de tensões  $K$  aumenta até atingir um valor crítico, que corresponde a tenacidade à fratura do material, que é o momento na qual se inicia a propagação da trinca. Em outras palavras, a fratura ocorre quando o  $K$  aplicado atinge ou supera um valor crítico, que é a propriedade do material chamado  $K_{IC}$ , como apresentado na Equação 3.8.

$$K > K_{IC} \quad (3.8)$$

Através dos ensaios de tenacidade a fratura, o valor de  $K_{IC}$  é determinado mediante um teste de fratura, para o qual existem diversas normas. Uma das vantagens dessa metodologia é que o valor do  $K_I$  aplicado na estrutura depende do tipo de carregamento e da geometria, podendo ser sempre calculado. A metodologia do fator de intensidade de tensões  $K_I$  é a mais difundida para análises de fratura de materiais com comportamento linear elástico, ou seja, nos casos que a falha ocorre antes de ser atingida uma deformação plástica expressiva (MELCHER, 2014).

Com isso, a MFLE se ocupa com o estudo e análise do comportamento de materiais rigorosamente elásticos ou que possuem uma plasticidade na ponta de defeitos reduzida, se comparado ao comprimento da trinca. A medida das dimensões da zona plástica à frente da trinca (representação na Figura 3.10) pode ser estimada igualando-se  $\sigma_{yy}$  na Equação 3.4 pelo limite de escoamento do material  $\sigma_e$ , que resulta na Equação 3.9 para o estado plano de tensões e para  $\theta = 0$ .

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K}{\sigma_e} \right)^2 \quad (3.9)$$

A Equação 2.9 é uma simplificação pelo fato de ser obtida para o regime elástico e o tamanho da zona plástica ser menor que o realmente existe. Quando o material apresenta um comportamento plástico predominante, ocorre uma redistribuição da tensão à frente da região plástica, aumentando seu tamanho, que pode ser dado pela Equação 3.10.

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K}{\sigma_e} \right)^2 \quad (3.10)$$

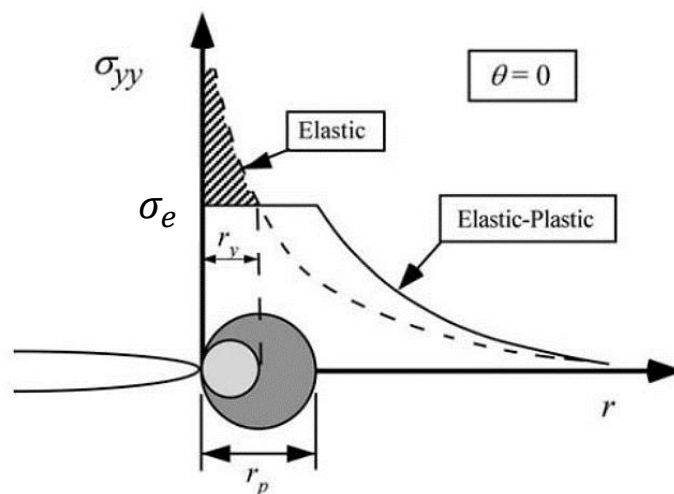


Figura 3.10 – Determinação do raio plástico considerando a redistribuição de tensão na ponta da trinca (ANDERSON, 1995).

Entre os exemplos de materiais que estão sob os preceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica estão as: cerâmicos, semi-condutores, ferros fundidos e vidros (SOARES, 2009). Porém na prática, quase toda a totalidade dos metais sofre deformação plástica localizada na ponta da trinca. Conforme a Figura 3.11, o tamanho da região deformada plasticamente aumenta à medida em que a tenacidade do material cresce (JANSSEN, 2002).

Em meados de 1950 Paul C. Paris, começou a investigar o uso do fator de intensidade de tensão (K) na resolução do problema da propagação de trincas por fadiga (PARIS, 1994).

Com base em suas pesquisas, Paris e colaboradores propuseram em 1960 o uso da teoria da fratura para previsão da vida de peças trincadas, solicitadas por cargas de fadiga no material. Paris juntamente com Erdogan provaram que existia correlação entre  $\Delta K$  e a taxa de crescimento da trinca por ciclo de carga ( $da/dN$ ).

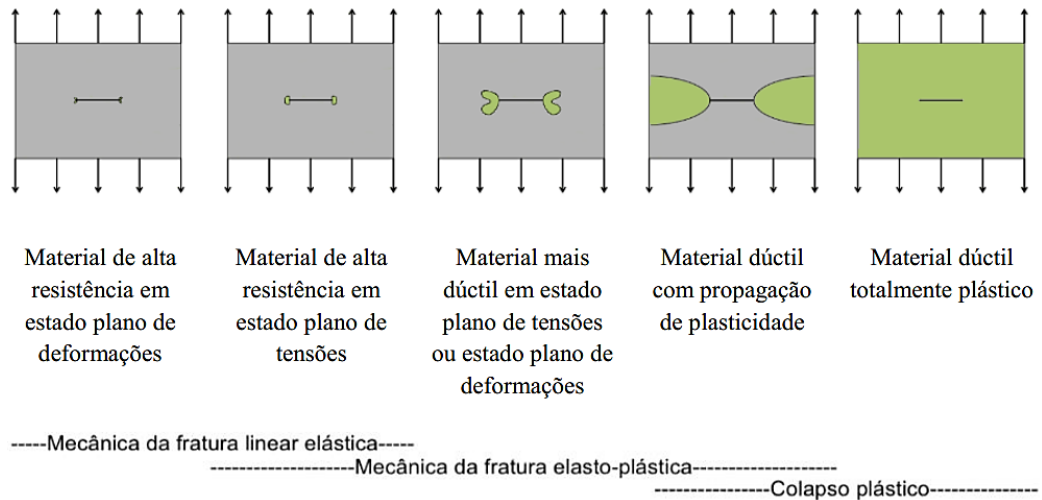


Figura 3.11 – Faixas de aplicação das metodologias da mecânica da fratura (JANSSEN, 2002).

### 3.6.2 Mecânica da Fratura Elasto-plástica (MFEP)

Em 1960 as leis que regiam a Mecânica da Fratura Linear Elástica já estavam consolidadas. Alan Wells ao ter acesso a teoria e metodologia da MFLE quando visitava o laboratório de pesquisas da Marinha Americana, resolveu aplicá-las nos seus trabalhos na associação inglesa de soldagem (*British Welding Research Association*), e medir o  $K_{IC}$  de aços estruturais de boa tenacidade, que eram muito desejados pelos engenheiros. Contudo, ao aplicar o fator de intensidade de tensão em aços de baixa e média resistência, verificou que a técnica apresentava incompatibilidades com os materiais de grande tenacidade (MANESCHY, MIRANDA, 2014). Com isso, ele constatou que a mecânica da fratura desenvolvida até o momento (linear elástica) não podia ser aplicada nesses tipos de aços, uma das classes de materiais mais importantes da engenharia. Wells percebeu por meio de análises fractográficas que corpos de prova de materiais dúcteis sofriam deformações plásticas que arredondavam a ponta da trinca que era inicialmente afiada (embotamento).



Diante dessas observações, ele introduziu o parâmetro denominado: abertura da ponta da trinca (*Crack Tip Opening Displacement - CTOD*), que era uma alternativa para modelar a zona plástica na extremidade da trinca. O fato de Wells ser membro da *British Welding Research Association*, fez com que o CTOD fosse extremamente utilizado em juntas soldadas (ANDERSON, 1995). Dessa forma, ele propôs que a propagação da trinca ocorre quando a abertura da boca da mesma atinge um deslocamento crítico, que é o CTOD ( $\delta$ ).

Logo depois, Rice em 1968 introduziu a integral J, como outra técnica para avaliação da tenacidade a fratura para esses tipos de materiais (ANDERSON, 1995), (MANESCHY, MIRANDA, 2014). Com isso, os conceitos da MFEP deram continuidade a mecânica da fratura e são usados em situações em que a zona plástica na frente da trinca possui dimensões significativas, o que ocorre em materiais de média e alta ductilidade.

Para a determinação do CTOD ( $\delta$ ), Wells considerou uma chapa infinita com uma trinca vazante existente, e determinou a propagação de um tamanho de trinca efetivo corrigido pela presença da zona plástica (consideração do embotamento) como ilustrado na Figura 3.12 (RIBEIRO, 2016).

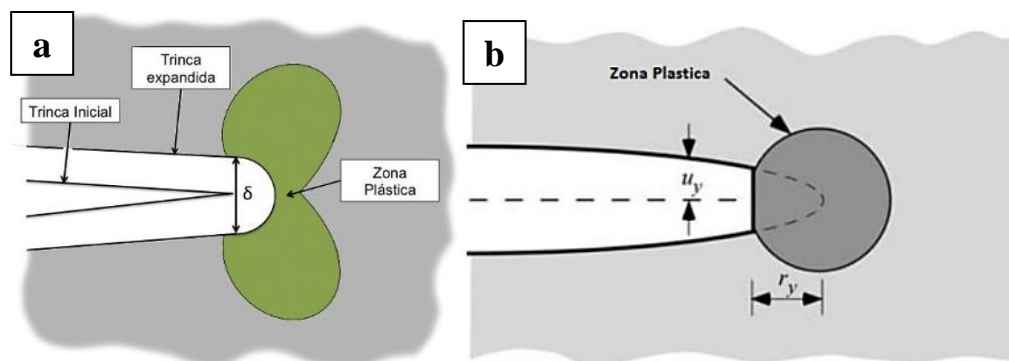


Figura 3.12 – (a) Representação de uma trinca com a ponta arredondada (embotamento) (WELLS, 1961) e (b) Estimativa do CTOD ( $\delta$ ) pelo deslocamento da boca da trinca (ANDERSON, 2005).

A abertura da trinca para uma solicitação de carga no modo I pode ser expressa pela Equação 3.11 e usando a correção da zona plástica proposta por Irwin, pode ser determinada a abertura da trinca (CTOD -  $\delta$ ) pela Equação 3.12.

$$u_y = \frac{K + 1}{2} K_I \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}} \quad (3.11)$$

$$\delta = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{\sigma_e E} \quad (3.12)$$

O modelo proposto por Wells expresso na Equação 3.12, dado pelo deslocamento na zona plástica de Irwin, é considerado uma abordagem conceitual. Existem outras definições para obtenção do valor do CTOD, entre elas também conceituais e geométricas. Uma é o modelo da faixa de escoamento, em que o tamanho da faixa de escoamento é definido pela tensão requerida na ponta da trinca, e o CTOD é definido como a abertura da ponta da trinca no final da zona de escoamento (ZAMPIERE, 2014), conforme a Figura 3.13.

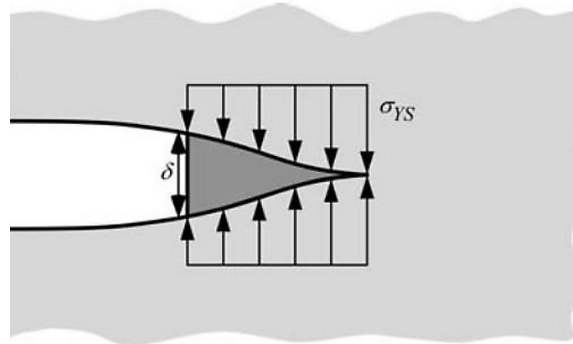


Figura 3.13 – Estimativa do CTOD a partir do modo da zona de escoamento (ANDERSON, 1995).

A solução do modelo da zona de escoamento chega na relação expressa na Equação 3.13.

$$\delta = \frac{K_I^2}{m \sigma_e E} \quad (3.13)$$

A medição direta da abertura da ponta da trinca por meio de um ensaio é complexa e bastante imprecisa até os dias de hoje para a obtenção do CTOD. Com isso, o que são realizados nos laboratórios, são métodos indiretos que medem a abertura da boca da trinca por meio de instrumentação apropriada e correlacionam com a abertura da ponta da trinca. Na medição do CTOD as componentes elástica e plástica do deslocamento são avaliadas separadamente (MELCHER, 2014). Um dos métodos mais utilizados para a obtenção do CTOD é o método da rótula plástica que foi desenvolvido por Dawes em 1974, onde ele registrou a abertura das faces da trinca durante a solicitação num ensaio, utilizando um extensômetro para obter a medida do deslocamento (V). O valor de V é convertido para o valor de CTOD por meio da determinação de um centro de rotação aparente do corpo de prova do tipo SE(B), como apresentado na Figura 3.14, que com a progressão do carregamento, uma deformação em torno do centro é gerada, o que ocasiona no deslocamento da abertura da boca da trinca (V), e utilizando a semelhança de triângulos dada pela Equação 3.14 é obtido o valor da componente plástica de CTOD (ASTM E1820).

$$\frac{\delta}{r(W-a)} = \frac{v}{r(W-a) + a} \quad (3.14)$$

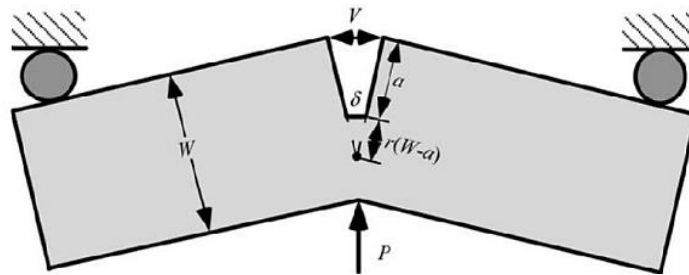


Figura 3.14 – Modelo ponto de giro de medição de CTOD em corpo de prova de flexão em 3 pontos SE(B) (ANDERSON, 1995).

O valor do CTOD é a junção do termo responsável pela deformação elástica (relativo a  $\delta_{el}$ ), calculado pela Equação 3.13 e por um termo referente a deformação plástica (relativo a  $\delta_p$ ) obtido pelo método de Dawes da Equação 3.14. Diante disso, o CTOD ( $\delta$ ) é dado pela Equação 3.15.

$$\delta = \delta_{el} + \delta_p = \frac{K_I^2}{m \sigma_e E} + \frac{r_p(W-a) V_p}{r_p(W-a) + a} \quad (3.15)$$

O valor de  $V_p$  é extraído do ensaio por meio das medidas do extensômetro de fratura e visualizado em gráfico da carga de ensaio em função da abertura da boca da trinca. Durante os testes, dependendo do comportamento do material e das condições do ensaio, é possível obter diversos tipos de registros. Os tipos possíveis estão ilustrados na Figura 3.15 (MELCHER, 2014).

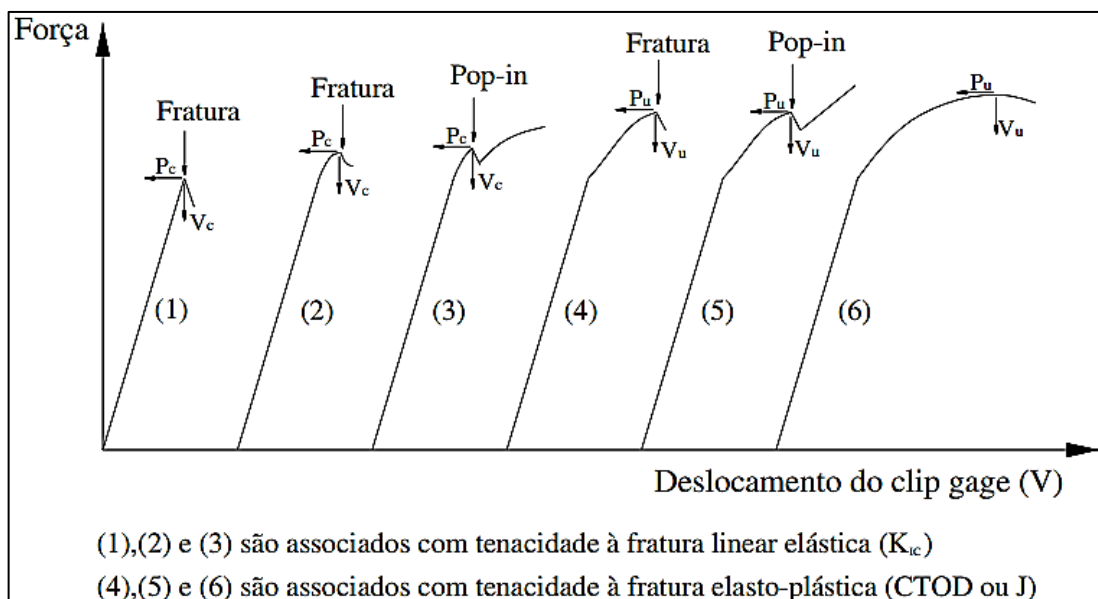


Figura 3.15 – Diferentes tipos de registro do ensaio de tenacidade à fratura (MEDINA, 2014).

### 3.7 Fatores que Modificam a Tenacidade à Fratura

A tenacidade à fratura é a propriedade mecânica dos materiais de resistirem à propagação de trincas quando este é submetido a um fator de intensidade de tensões. Uma fratura só acontece num material quando o valor do seu CTOD for atingindo por causa do fator crítico de intensidade de tensões causado por um conjunto de condições externas de carregamento e geometria (COLLINS, 1993). A tenacidade à fratura é uma propriedade que pode ser afetada pela microestrutura e solicitações externas (taxas de carregamento, temperatura e o estado de tensões) (DOWLING, 1999).

Os microconstituintes dos aços possuem propriedades mecânicas específicas e suas características microestruturais interagem diretamente na capacidade de deformação das ligas (YANG et al., 2015). Entre os microconstituintes de tenacidade elevada está a ferrita acicular e a bainita inferior, e com baixa tenacidade está a martensita, austenita retida, bainita superior e cementita (ZHANG et al., 2009).

A ferrita acicular é um microconstituente com morfologia de lâminas desordenadas de ferrita (dúctil) com carbonetos duros precipitados na ferrita, que favorece uma alta capacidade de deformação e tenacidade. A elevada desorientação das lâminas em relação a matriz dificulta a propagação da trinca e aumenta a tenacidade. A boa tenacidade à fratura da bainita inferior está também associada à sua morfologia acircular de conjuntos de agulha de ferrita separadas por cementita com a formação das plaquetas, e a presença de carbonetos precipitados nas agulhas de ferrita. Essa configuração de carbonetos finos dispersos na matriz ferrítica associado a morfologia acicular, torna o caminho das trincas tortuoso favorecendo resistência a propagação destas (BHADESHIA, 2001), (SANT' ANNA, 2006).

A ferrita de Widmanstätten apresenta uma baixa tenacidade devido seus grãos serem grosseiro, alongados e apresentarem contornos ricos em carbono. A martensita possui uma tenacidade a fratura muito baixa pelo fato desta ser uma fase de baixa movimentação de discordâncias, o que limita a deformação plástica (KRAUSS, 1999).

Com relação a austenita retida, esta altera suas propriedades mecânicas por ser metaestável na temperatura ambiente, com isso, pode sofrer transformações em serviço e dar lugar a martensita. Diante disso, qualquer fator que aumentar a temperabilidade dos aços, propiciando a formação de martensita, estará indiretamente diminuindo a tenacidade à fratura do material (BAYRAKTAR, KAPHAN, 2004).

A fase cementita é característica por possuir uma elevada dureza, e o aumento de sua porcentagem volumétrica no aço resulta em grande aumento na resistência mecânica e queda de sua ductilidade e tenacidade. A resistência mecânica da perlita depende diretamente do tamanho de suas lamelas de ferrita e cementita, pelo fato da cementita possuir alta rigidez faz com que ela restrinja a deformação da ferrita em sua união, o que torna o constituinte resistente e de baixa tenacidade (CALLISTER, 2008).

O micromecanismo de fratura dúctil atua na formação de microvazios e pode ser mais eficaz com a presença de concentradores de tensão, como o caso das inclusões. Diante disso, as inclusões tendem a reduzir a tenacidade a fratura, pois favorecem a nucleação de microcavidades e permitem a nucleação de trincas por clivagem em fratura frágil, e sua consequência está em acelerar a fratura (BHADESHIA, 2001). Esse efeito é mais pronunciado para inclusões maiores como ilustrado na Figura 3.16.

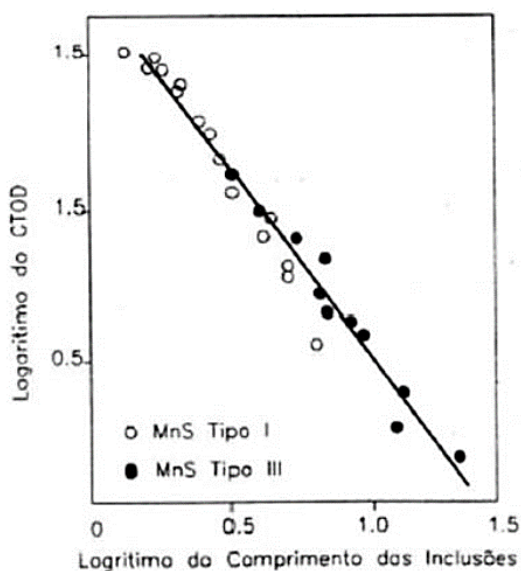


Figura 3.16 – Influência do comprimento das inclusões na tenacidade à fratura (inclusões de sulfeto em aços) (GODEFROID, 1995).

### 3.8 Fratura por Fadiga

A união dos conceitos da mecânica da fratura juntamente com a fadiga possibilita a determinação do tempo necessário para que um defeito ou trinca leve, para chegar a dimensões críticas e causa uma falha em aplicações que envolvem carregamento variantes no tempo. A taxa de propagação de uma trinca depende das propriedades do material, tensão aplicada e do tamanho inicial da trinca presente em um componente (PEIXOTO, 2018).

No processo de fratura por fadiga, a fratura se dar inicialmente pelo crescimento de várias trincas ao longo dos planos de deslizamentos ativos, esse processo é denominado de estágio I, onde a superfície de fratura apresenta uma inclinação de 45° devidos aos sistemas de deslizamento (marcas de catraca), em relação ao sentido da máxima tensão trativa aplicada. No decorrer do estágio I a propagação é induzida pela componente de cisalhamento da tensão atuante, com isso, as trincas se unem para formarem uma trinca maior.

O fim do estágio I e início do estágio II é caracterizado pela mudança de propagação da trinca dos planos de deslizamento simples para planos de deslizamento múltiplos, e nesse caso, a trinca trilha uma direção perpendicular ao sentido de tensão máxima aplicada, onde essa cresce de forma estável, até atingir uma dimensão que levará a uma propagação instável e acelerada que proporciona fim da peça ou estrutura solicitada (estágio III) (RIBEIRO, 2016).

Em termos macroestruturais, o estágio II é caracterizado pelo arredondamento e afiamento da ponta da trinca e é associado aos altos níveis de tensão que causam a deformação plástica na ponta da trinca. A componente trativa da tensão é responsável pela separação das superfícies e arredondamento da trinca e a componente cisalhante atua no deslizamento, proporcionando a propagação desta.

A fadiga implica em carregamento e descarregamento em regime cíclico, o fator de intensidade de tensões  $K$  é usado na forma de amplitude  $\Delta K$  dada pela diferença da Equação 3.16, onde  $K_{m\acute{a}x}$  é o fator de intensidade de tensões na aplicação de carga quando o ciclo de carregamento está no seu ponto de máximo e  $K_{m\acute{i}n}$ , no seu carregamento mínimo. A representação experimental da taxa de crescimento da trinca  $da/dN$  em função do logaritmo da amplitude de concentração de tensões, apresenta um comportamento específico para os metais conforme a Figura 3.17 (PARIS, 1994).

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} \quad (3.16)$$

No gráfico, a região I possui uma taxa de propagação muito baixa (da ordem de  $10^{-8}$  m/ciclo), a taxa de propagação depende fortemente do valor limite de intensidade de tensões  $\Delta K_{th}$ , abaixo do qual não existe propagação de trincas. Essa região possui uma importância técnica e econômica pois define o início das falhas por fadiga e existe várias estratégias para evita-la.

A região II é caracterizada pela Lei de Paris, em que a taxa de propagação de trinca por fadiga possui um comportamento linear. Essa relação é definida pela Equação 3.17.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (3.17)$$

A região III, quando  $K_{máx}$  se aproxima do  $K_{IC}$  ocorre a propagação instável resultado na fratura.

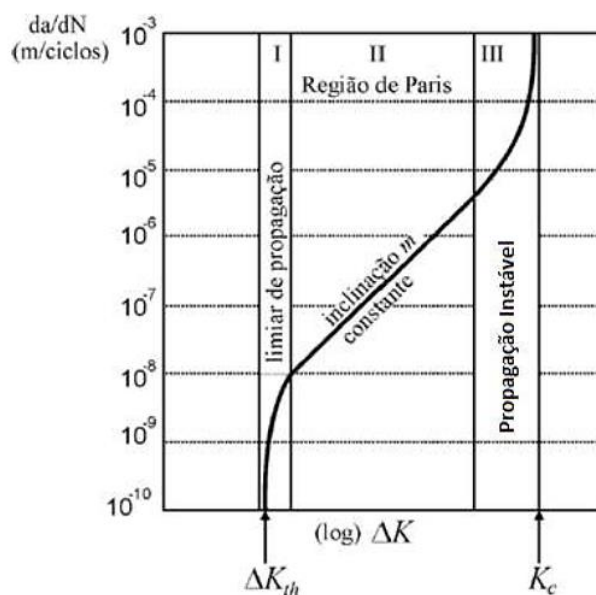


Figura 3.17 – Comportamento de crescimento de trincas por fadiga (SCHIJVE, 2008).

### 3.9 Condições Microestruturas na Fadiga

O desempenho em fadiga do aço está relacionado a quantidade, tipo e morfologia das inclusões presentes na matriz. Os componentes mecânicos em geral, poderiam atingir vida infinita com um aço virtualmente livre de inclusões não-metálicas, descontados os efeitos de rugosidade superficial e fragilização por outro processo metalúrgico. Inclusões de óxidos como os aluminatos e silicatos, constituem potenciais pontos concentradores de tensões e iniciadores de defeitos. Uma razão para esse comportamento é que as inclusões de óxidos são frágeis e se colapsam durante a deformação da peça (SILVA, 2001). Inclusões alongadas têm pouco efeito se estiverem paralelas à direção da tensão, mas podem reduzir seriamente a resistência à fadiga se forem perpendiculares a ela (FORREST, 1962).

Ransom e Mehl (1952) mostraram que a presença de inclusões no aço SAE 4340 tem um efeito maior na resistência à fadiga transversal do que na resistência à fadiga longitudinal. Eles descobriram que a resistência a fadiga transversal estava relacionada à ductilidade.

Cummings, Stulen e Schulte (1958) demonstraram a importância do tamanho das inclusões a partir dos resultados de muitos testes de fadiga nos aços de baixa liga SAE 4340 e

4350, tratados termicamente com resistência à tração entre 827,4 e 1861,6 MPa. As inclusões foram esferoidais e variaram em tamanho até 76,2  $\mu\text{m}$  de diâmetro.

Murakami (2002) nos seus trabalhos avaliou a influência de um defeito com a vida em fadiga usando quatro parâmetros: tipo de defeito (inclusão, poro e impureza), morfologia do defeito (esférico, hemisférico e complexo), posição do defeito (interna, subsuperficial ou superficial) e tamanho de defeito (relacionado ou não ao sentido de carregamento).

Com relação aos fatores microestruturais, estes controlam as propriedades mecânicas e interferem no caminho da propagação de trincas e na velocidade de propagação. Diferentes taxas de propagação de trincas foram observadas para as microestruturas, onde a resistência a propagação é ordenada como: martensita temperada > bainita temperada > ferrita e perlita (BHAMBRI, SINGH, JAYARAMAN, 1989).

Ravi, Balasubramanian e Nasser (2004) avaliaram a resistência a propagação de trincas em cordões de solda de um aço ARBL obtidos por eletrodo revestido e verificaram que os cordões que possuíam a maior porcentagem volumétrica de ferrita acicular apresentaram a maior resistência a propagação de trincas por fadiga. Os autores declararam que a ferrita acicular é uma microestrutura com grãos finos, formadas por agulhas orientadas de forma aleatória, e essa característica proporciona a máxima resistência a propagação de trincas por clivagem.

Farra e Zhang (1995) afirmam que a ferrita poligonal, ferrita de Widmanstätten e bainita superior são prejudiciais a tenacidade dos aços, uma vez que estas microestruturas possuem geometrias que não proporcionam grande resistência a propagação da trinca por fadiga.

Tsay, Chung e Chen (1997) estudaram a propagação de trincas de fadiga em um aço D6AC soldado a laser e submetido a vários tratamentos térmicos, onde observaram que existia uma condição que apresentava uma menor taxa de propagação de trincas por fadiga para o metal de solda e zona termicamente afetada, quando comparado com o metal de base. Seus resultados apontaram que as microestruturas formadas nessas regiões eram compostas por bainita inferior e martensita temperada, que tiveram papel de redução da taxa de propagação, tornando o caminho da trinca tortuoso.

De acordo com Reed-Hill (1982) a combinação de resistência mecânica e tenacidade à fratura é obtida quando se minimiza a formação de ferrita poligonal, refina as ripas de bainita e controlada a quantidade e distribuição da austenita retida e sua precipitação na ferrita.



### 3.10 Micromecanismos de Fratura e Fractografia

As características microestruturais que possibilitam a fratura de materiais metálicos podem ser associadas aos seguintes micromecanismos: fratura por clivagem, fratura por propagação intergranular e fratura dúctil (alveolar/*dimples*) que estão apresentados na Figura 3.18, podendo também ser mista (quase-clivagem) apresentando superfície de fratura com *dimples* e planos de clivagem (RIBEIRO, 2016).

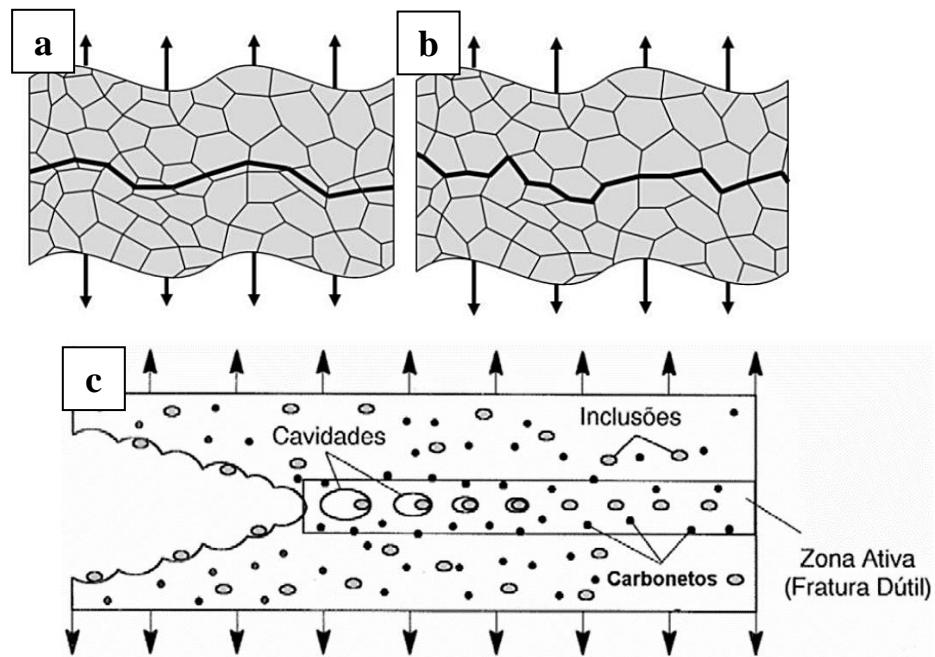


Figura 3.18 – Micromecanismos de fratura: (a) Fratura por clivagem; (b) Fratura intergranular; (c) Fratura dúctil. (HIPPERT, 2004).

Em análises macroscópicas, a superfície de fratura que surge por clivagem ou quase-clivagem é geralmente lisa e plana devido à pouca deformação plástica que ocorre, onde pode ser apresentada as marcas de rio (nascem devido a movimentação das discordâncias em hélice) e línguas de clivagem (surgem devido as fraturas ao longo da interface macla-matriz), já a fratura dúctil apresenta deformação plástica, onde gera rugosidade na superfície de fratura (BROEK, 1982).

A fratura por clivagem e a intergranular são normalmente consideradas frágeis, pois possuem a característica de consumir baixa energia no processo de fratura. A fratura por clivagem ocorre quando a propagação da trinca acontece pela separação dos planos cristalinos do material, onde gera uma superfície de fratura conforme a Figura 3.19 (a). Fraturas por clivagem são exibidas em materiais com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), hexagonal

compacta (HC), em cristais iônicos e covalentes e sobretudo para a estrutura cubica de face centrada (CFC) em condições que envolvem altas taxas de deformações e baixas temperaturas (HERTZBERG, 1996). Além disso, esse tipo de fratura pode ser incentivado pelo aumento do teor de carbono, pela presença de entalhes, pelo aumento da taxa de carregamento e pelo aumento do tamanho de grão (PARKER, 1983).

A fratura intergranular surge quando ocorre a separação pura e simples ao longo dos contornos de grão (Figura 3.19 (b)). Este mecanismo, totalmente frágil, é incentivado por grãos grosseiros, fragilidade de revenido, fragilidade da martensita revenida, filme de cementita em contornos de grão, coalescimento de microcavidades em partículas de segunda fase ou inclusões ao longo dos contornos de grãos e ação de meios agressivos (ação de hidrogênio). A constatação do micromecanismos de fratura intergranular indicam um problema de material ou meio de trabalho. As características dessa fratura apresentam uma morfologia tridimensional dos grãos (PARKER, 1983), (RIBEIRO, 2016).

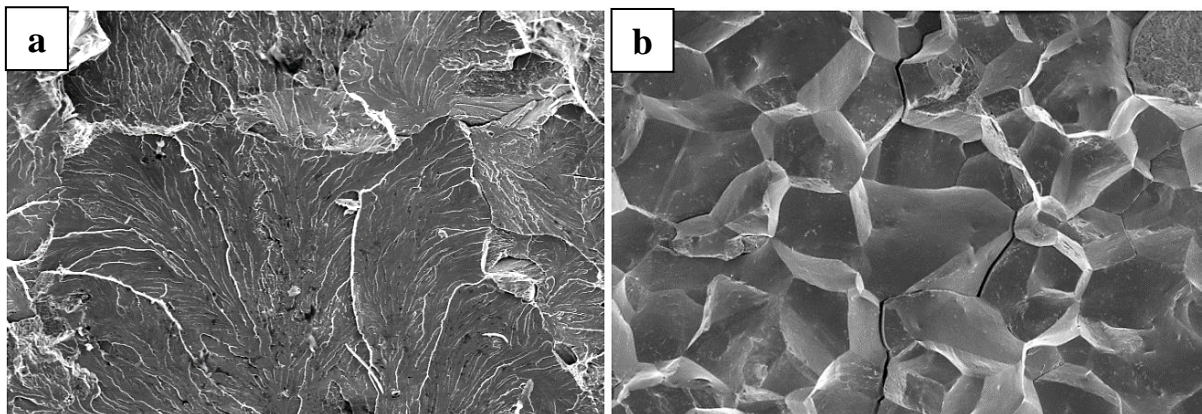


Figura 3.19 – Micrografia mostrando as superfícies de fratura obtida por: (a) Clivagem e (b) fratura intergranular. (ASME, 1987).

A fratura dúctil tem a particularidade de consumir muita energia durante a fratura, o que é desejável em componentes mecânicos e estruturais, ela também apresenta deformação plástica e alvéolos (*dimples*) na superfície de fratura (Figura 3.20). Nesse tipo de fratura o micromecanismo atua na nucleação, crescimento e coalescência de microcavidades (RIBEIRO, 2016). Diante das solicitações mecânicas e dependendo do tamanho das partículas (inclusões ou partículas de segunda fase), haverá um descolamento dessas com respeito a matriz metálica. Este descolamento dar lugar a cavidades envolvendo as partículas. O crescimento e união destas microcavidades (coalescimento de microcavidades) é que acarretará a ruptura do material (ANDERSON, 2005), (HERTZBERG, 1996).

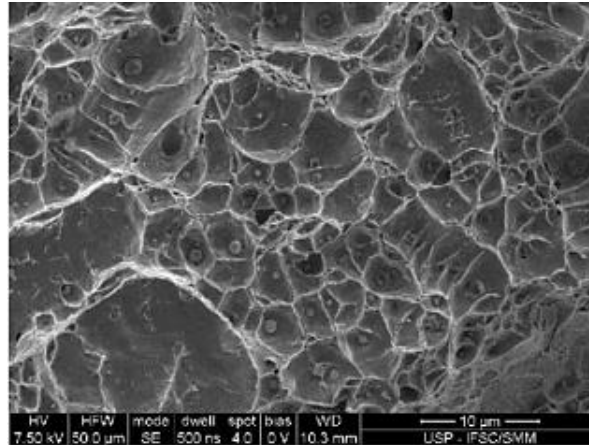


Figura 3.20 – Micromecanismo de fratura dúctil na superfície de uma fratura (ZAMPIERE, 2014).

Para fraturas que ocorrem por fadiga, essas costumam apresentar características macroscópicas que mostram o sentido de propagação da trinca (Figura 3.21 (a)), estando associadas à mudança no regime de carregamento devido aos esforços cíclicos e paradas de equipamento. As marcas de praia estão sempre presentes no estágio 2 de propagação, desde o início até o fim desse estágio, no entanto elas são mais visíveis no final (TAKASHIMA et. al, 2014), (PEIXOTO, 2018).

Em termos de características microscópicas, as fraturas por fadiga apresentam as estrias de fadiga que marcam o incremento da trinca (Figura 3.21 (b)), ou seja, o quanto a trinca propagou em cada ciclo de carregamento.

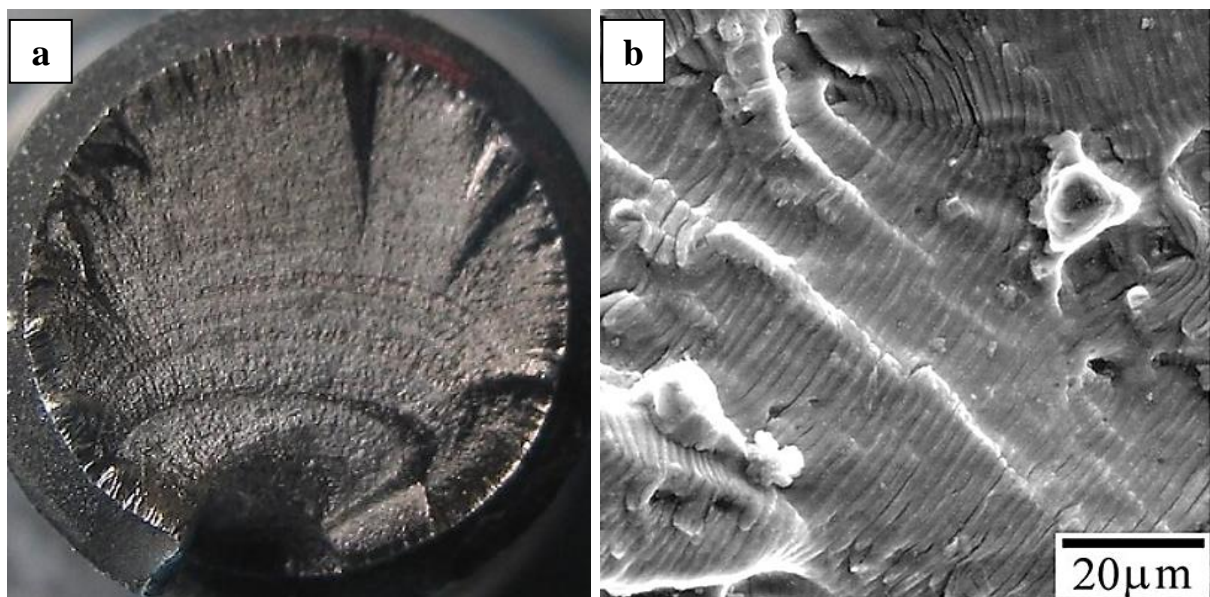


Figura 3.21 – Características macroscópica e microscópica de fratura por fadiga: (a) Marcas de praia (DRANG, 2012) e (b) Estrias de fadiga (ASM INTERNATIONAL, 1987).

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Análise da peça fraturada

O processo de investigação da falha mecânica foi realizado e os danos foram identificados e avaliados. O eixo fraturado foi recolhido como mostrado na Figura 4.1. A região da falha em uma das partes fraturadas do componente foi protegida para evitar danos à superfície da fratura (VAN DER VOORT, 1997) e cortada a 10 mm de profundidade.



Figura 4.1 – Vista geral do eixo do redutor de velocidade fraturado.

### 4.2 Ensaios realizados

Na Figura 4.2 é exibido o fluxograma dos ensaios realizados neste trabalho. A Figura 4.3 apresenta as regiões da peça onde foram retirados os corpos de provas para os ensaios microestruturais e mecânicos. Nota-se que para a determinação da composição química do material foram retirados dois corpos, um localizado na região central e outro próximo da borda,

peelo fato deste possuir um tamanho considerável (diâmetro de 95 mm na seção da fratura) a fim de se verificar uma possível anomalia.

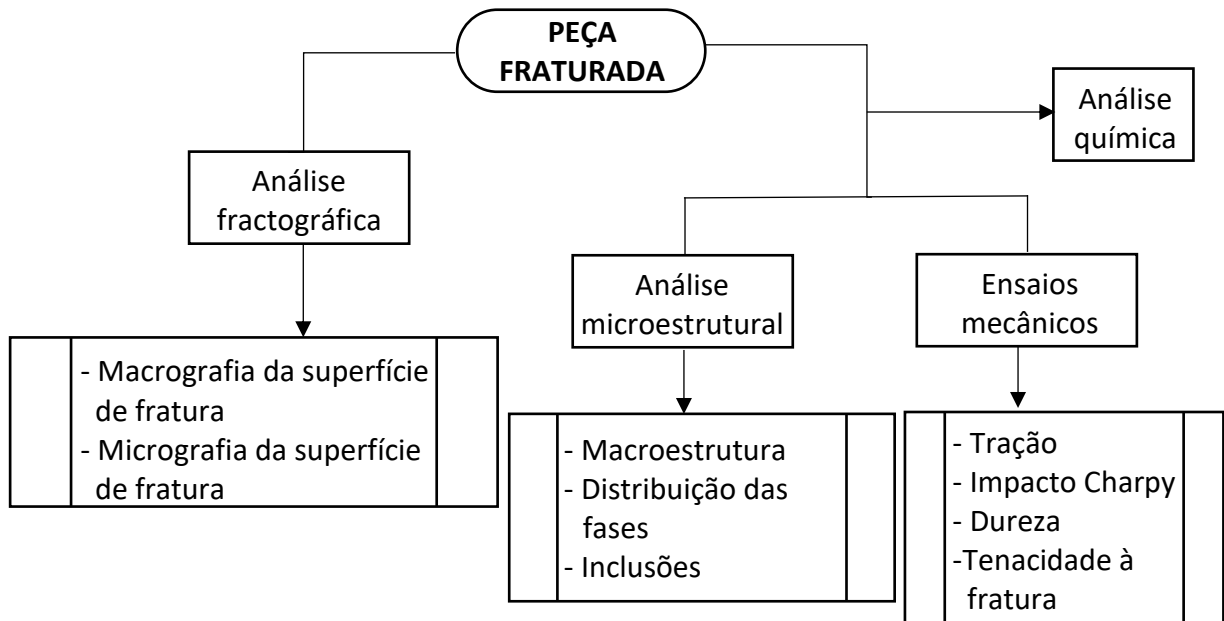


Figura 4.2 – Fluxograma de caracterização das possíveis causas de falha da peça em estudo.

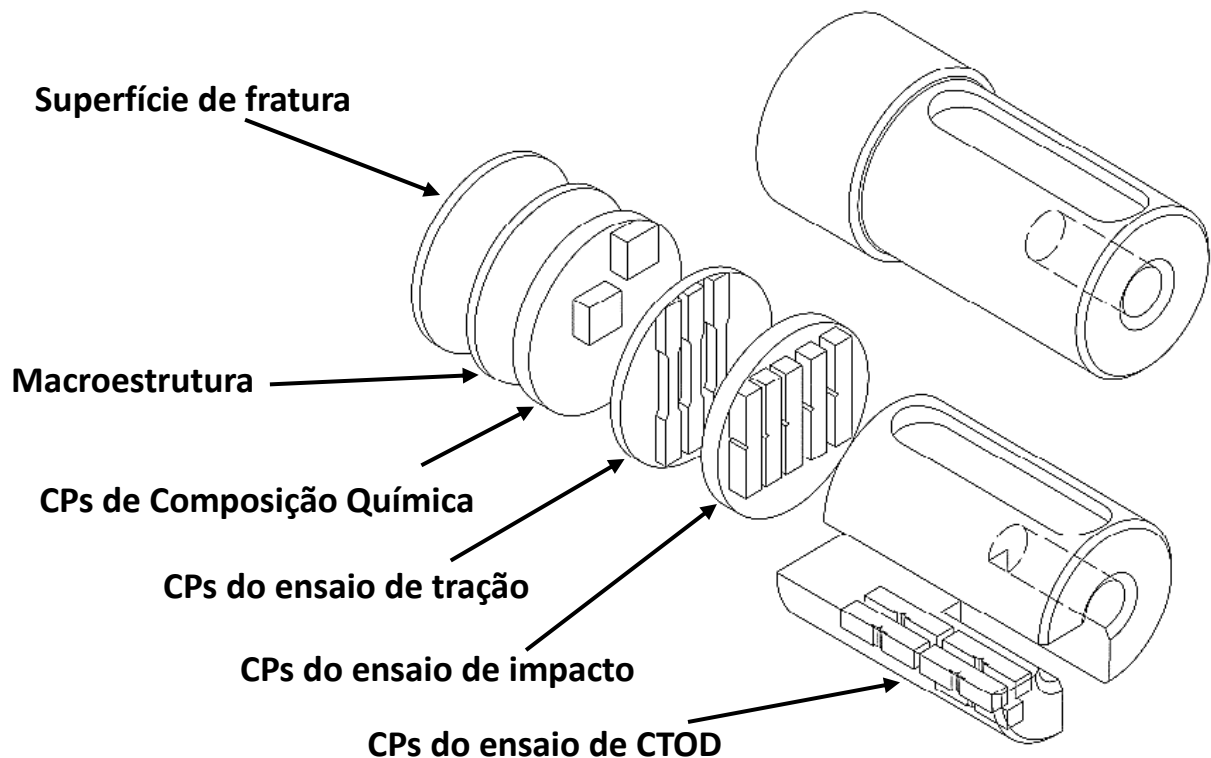


Figura 4.3 – Desenho esquemático indicando as regiões de retirada dos CPs para ensaios microestruturais, mecânicos e fractográficos no eixo redutor de velocidade fraturado.

## 4.3 Metodologia

### 4.3.1 Fractografia

Para a análise fractográfica da falha a superfície de fratura foi preparada para observação. No procedimento de limpeza, essa foi lavada com água e detergente e imersa em álcool sob agitação ultrassônica para remoção de óleo lubrificante pertencente a caixa de redução e impurezas de minério de ferro presentes, depois a amostra foi espanada com pincel com solução de HCl, e em seguida com solução de KOH para remoção de oxidações presentes na superfície da fratura (Figura 4.4).

Após esses procedimentos, a fratura foi fotografada para realização da macrografia a fim de identificar os padrões e mecanismos de fratura da peça, como a trinca progrediu para ruptura final (sequenciamento de fratura), localização do ponto de origem da fratura para determinar o que iniciou a mesma, informações relativas à forma de carregamento, a magnitude relativa das tensões e a presença da concentração de tensão. Para a análise micrográfica, os padrões da superfície de fratura observados foram preparados em cortes de pequenas amostras para a análise em MEV, com elétrons secundários e tensão de aceleração de 20 kV (Figura 4.5), para revelação dos micromecanismos de fratura que estavam ativos no momento da falha.

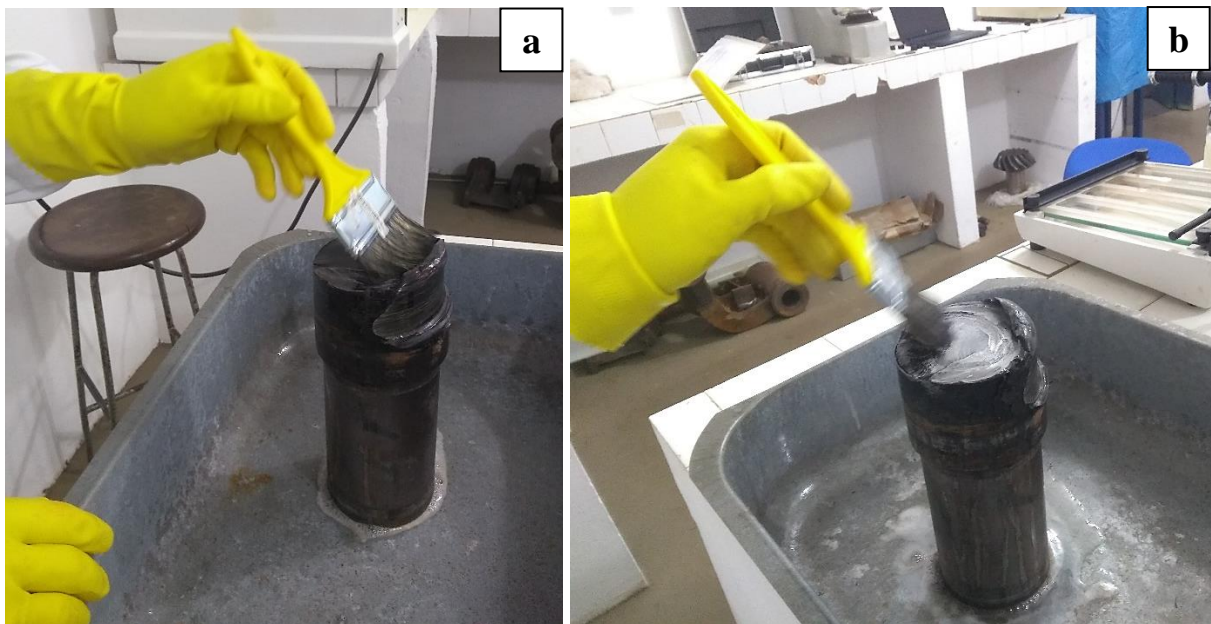


Figura 4.4 – Procedimento de limpeza da superfície de fratura do eixo.

#### 4.3.2 Análise Microestrutural e Química

Para a análise microestrutural utilizou-se um microscópio metalúrgico invertido Olympus modelo GX41, com câmera para aquisição de imagens U-TV0.5XC-3 e um microscópio eletrônico de varredura (MEV/EDS), marca Zeiss, modelo EVO MA 15, do Laboratório Multiusuário FEM/Unicamp (Figura 4.5).

Na análise microestrutural por MO e MEV as amostras foram extraídas próxima da região da fratura, na borda do eixo longe da zona de deformação plástica, na própria zona de deformação e no núcleo do mesmo, no sentido transversal e longitudinal. As amostras foram preparadas metalograficamente, onde a preparação consistiu em lixamento úmido usando sucessivas lixas de SiC abrasivo até granulometria de #1200 e polimento com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$ . Para revelação das microestruturas, as amostras foram atacadas com reagente Nital 2% (2% de ácido nítrico em 98% de álcool etílico durante 25 s) seguido por enxaguamento com álcool etílico e secagem por corrente de ar quente.

Para a revelação da macroestrutura próxima da fratura foram empregados os mesmos procedimentos usados na preparação microestrutural mas com uma amostra de toda a seção transversal do eixo.

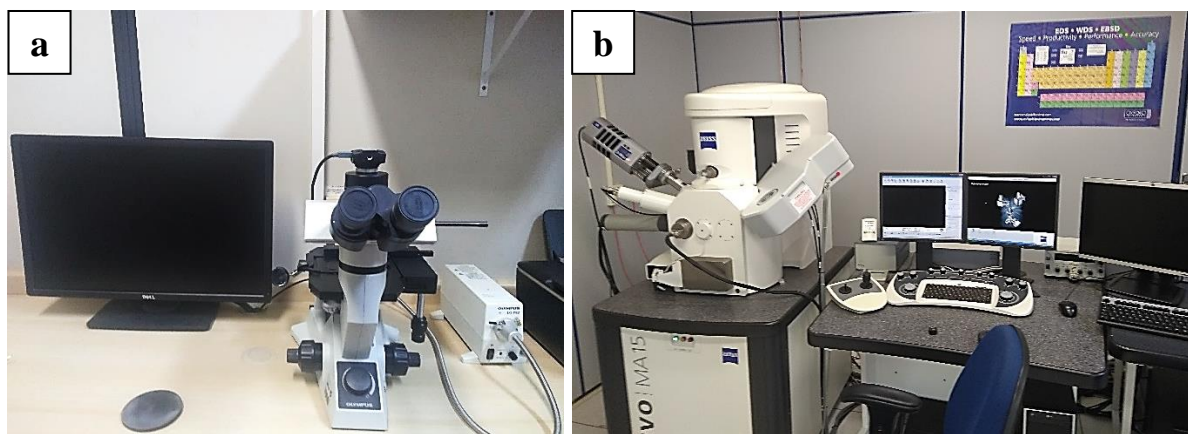


Figura 4.5 – Microscópios utilizados para as aquisições de imagem desse trabalho. (a) Microscópio ótico; (b) Microscópio eletrônico de varredura.

Para a verificação da composição química do material foram cortados 2 corpos de prova para análise em espectrômetro de emissão ótico (ASTM A751, 2014). A Figura 4.6, indica as dimensões dos CPs.

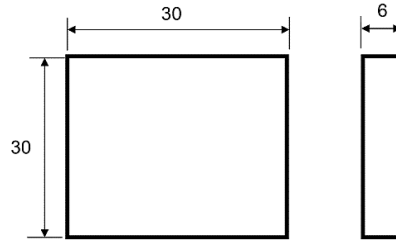


Figura 4.6 – Corpo de prova de análise química (medidas em mm).

#### 4.3.3 Teor de inclusões não-metálicas

Para determinação do teor de inclusões não-metálicas presentes no material da peça, foram empregados os procedimentos do método de teste microscópico de visão global (Método dos Piores Campos) da norma (ASTM E45-13). Para a determinação das inclusões fora retirada amostra do núcleo e borda do eixo no seu sentido longitudinal, próxima da região de fratura, onde esta continha uma área mínima de 160 mm<sup>2</sup>, a qual foi embutida e passou pelos mesmos procedimentos metalográficos usados no item 4.3.2 exceto pelo ataque químico. Para esse tipo de análise, a norma exige que a aquisição das imagens deve ser realizada numa ampliação de 100X. Com isso, realizou-se a análise em campos de 0,5 mm<sup>2</sup> (Figura 4.7, procura do pior campo) da amostra para definição das quatro categorias ou tipos de inclusões (sulfeto, alumina, silicato ou óxido globular), onde foram separadas em duas classes (série fina e série grossa) e divididas em níveis de severidade (0; 0,5; 1,0 ... 3,0), de acordo com as tabelas de referências da norma.

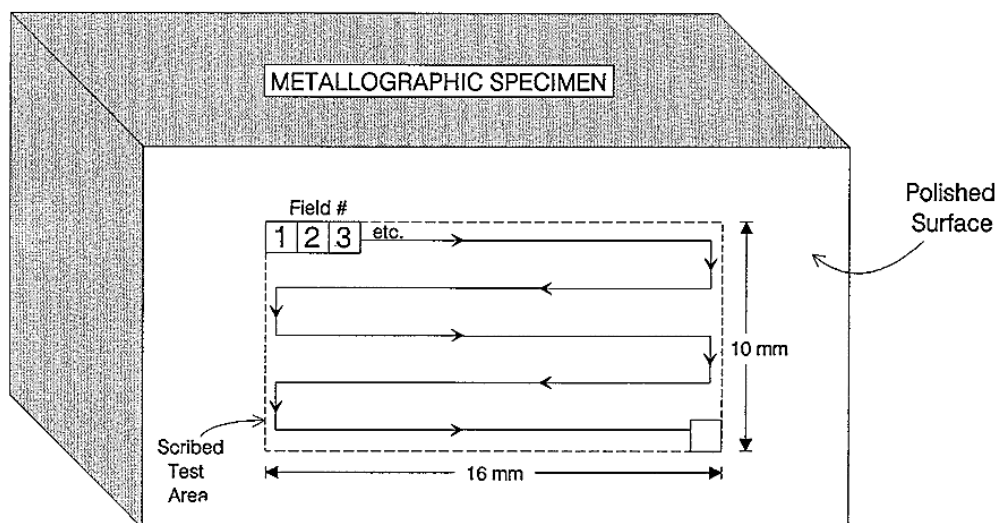


Figura 4.7 – Esquema da procura do pior campo na amostra metalográfica para análise do teor de inclusões (ASTM E45, 2013).



#### 4.3.4 Dureza

Para a determinação da distribuição da macrodureza ao longo de toda a seção transversal da peça, nas proximidades da região de falha (ASTM A370, 2009), foram realizadas medidas do centro a superfície do eixo usando um durômetro Pantec RBS Rockwell (HRC) do Laboratório de Ensaio Mecânicos e Metalografia – LABEMM/UEMA. Os parâmetros utilizados para o ensaio foi carga de 210 kgf com espaçamento de indentação de 5 mm e com 4 medidas para cada espaçamento. As microdurezas das fases observadas foram obtidas por meio do microdurômetro Shimadzu HMV (Kyoto, Japão) do Laboratório Multiusuário FEM/Unicamp, utilizando a carga de 98,07mN em 10 segundos (Figura 4.8).

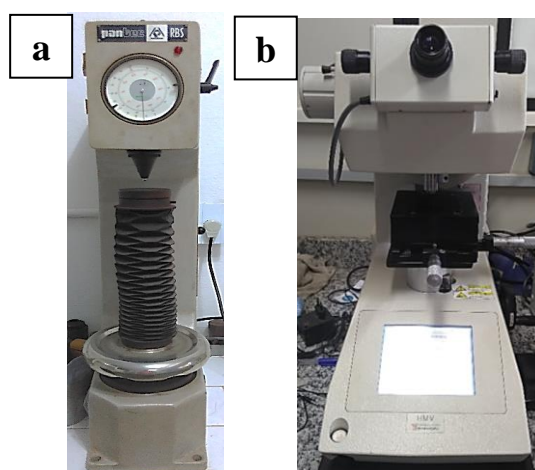


Figura 4.8 – Durômetros usados nos ensaios de dureza. (a) Durometro HRC; (b) Microdurometro *Vickers*.

#### 4.3.5 Ensaio de Tração

Os ensaios foram realizados no Laboratório Ensaio Mecânicos e Metalografia – LABEMM/UEMA, em uma Máquina de Tração Universal EMIC modelo D L 10000 com capacidade de 100 KN. Foram confeccionados e ensaiados 3 corpos de prova (CPs) a uma taxa de deformação constante de 15 mm/min que seguiu a norma (ASTM E8, 2015) para temperatura ambiente. A Figura 4.9, ilustra as dimensões dos CPs de tração e a máquina de ensaio.

O ensaio foi realizado com o objetivo de verificar se os valores importantes das propriedades mecânicas de tração (tensão de escoamento, limite de resistência a tração, redução de área e ductilidade) estavam de acordo com as especificações técnicas de referência para o

material da peça. O valor do limite de escoamento foi obtido do gráfico tensão em função da deformação, a partir da deformação total de 0,2%. Os valores das propriedades do ensaio também foram utilizados para cálculo da força de fadiga no ensaio de tenacidade a fratura por CTOD.

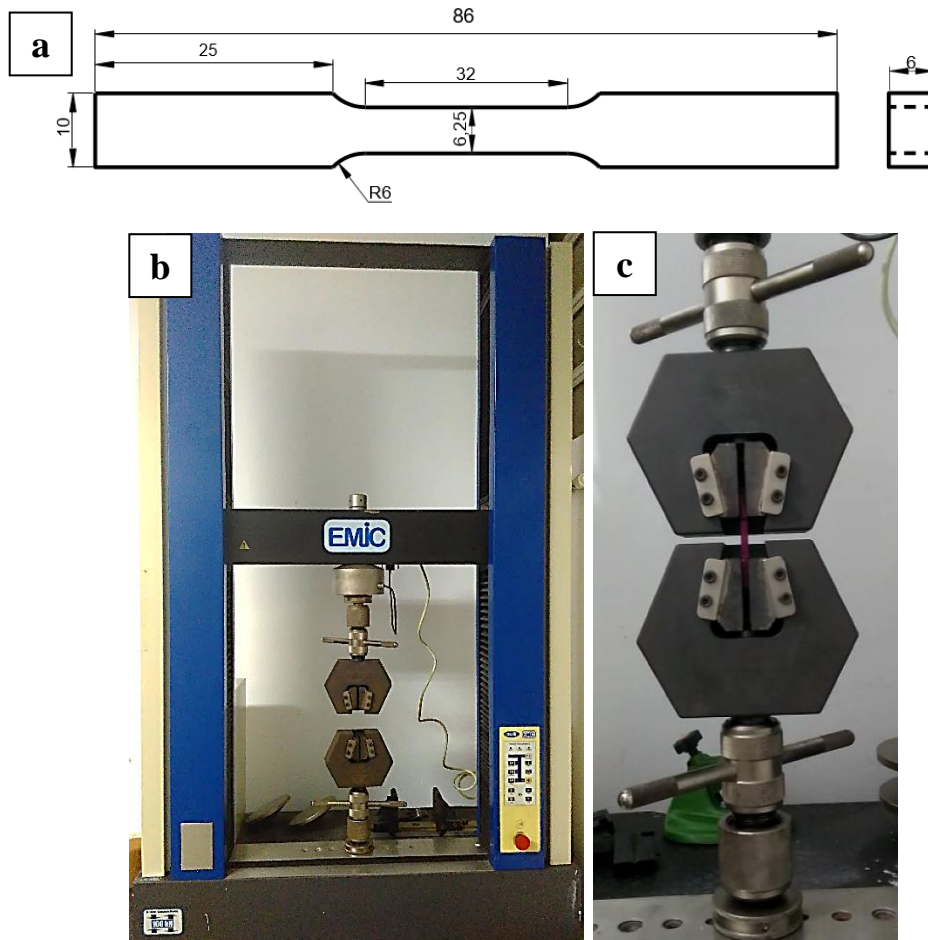


Figura 4.9 – Ensaio de tração. (a) corpo de prova do ensaio de tração (medidas em mm); (b) e (c) máquina garras utilizadas no ensaio.

#### 4.3.6 Ensaio de Impacto

O ensaio de impacto Charpy foi realizado com o objetivo de analisar a tenacidade ao impacto e a possibilidade de fragilização perante defeitos e anomalias existentes no material, seguindo a norma (ASTM A370, 12). Foram confeccionados 5 CPs do material com entalhe do tipo V (Figura 4.10). Após o ensaio as superfícies de fratura dos corpos de prova foram submetidas à análise fractográfica. Para o ensaio foi utilizado um pêndulo de impacto RMU

Testing Equipment com capacidade máxima para carga de 300 J, do Laboratório de Ensaios Mecânicos do Senai-MA (Figura 4.11).

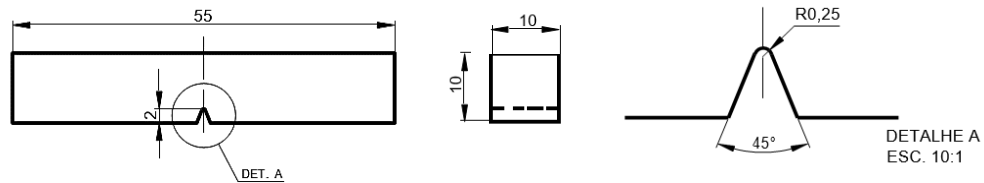


Figura 4.10 – Corpo de prova do ensaio de impacto Charpy (medidas em mm).



Figura 4.11 – Pendulo do ensaio de impacto Charpy.

#### 4.3.7 Ensaio de Tenacidade à Fratura

O ensaio de CTOD foi realizado de acordo com a norma (ASTM E1820, 2018). Este ensaio de tenacidade à fratura tem por objetivo a medição da resistência de um material à propagação de trinca. O parâmetro de tenacidade à fratura pela técnica de CTOD é baseado no controle do deslocamento da trinca a partir da abertura do extensômetro de fratura (*clip-gage*) montado na boca da trinca e feito um registro gráfico da carga aplicada em função do deslocamento da abertura do *clip-gage*. Para o estudo foram ensaiados 5 corpos de prova SE(B) do tipo 3 apoios (Figura 4.12), fabricados pelo processo de eletroerosão a fio para garantia do raio de curvatura do entalhe. Os ensaios foram realizados no Laboratório Multiusuário FEM/Unicamp, em um Equipamento MTS System, modelo 810Flex-Test40. Na Figura 4.13, tem-se a foto do conjunto de equipamentos que foram realizados os testes de CTOD.

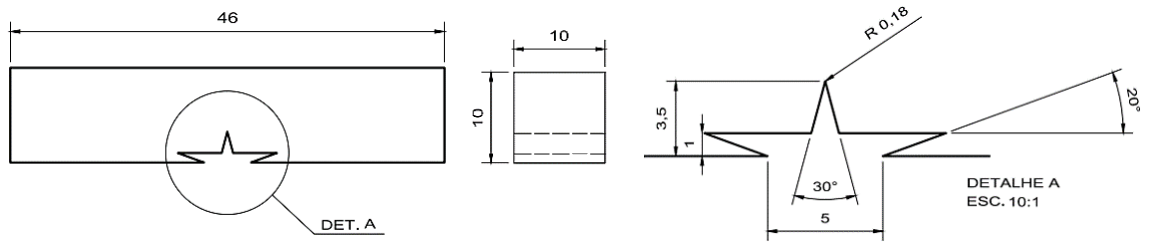


Figura 4.12 – Dimensões do corpo de prova tipo SE(B) escolhido para realização dos testes de CTOD (dimensões em mm).

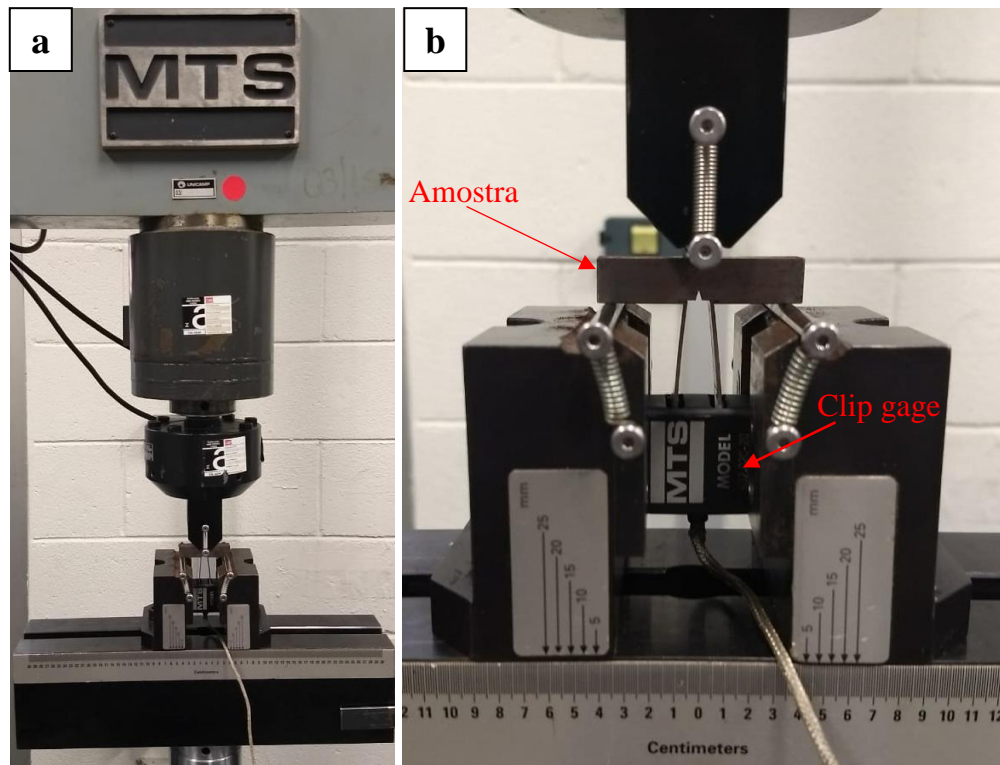


Figura 4.13 – Equipamentos para teste de CTOD.

A execução do ensaio é dividida em duas partes, a pré-trinca de fadiga e abertura da ponta da trinca. Para abertura da pré-trinca de fadiga os corpos de prova foram medidos com paquímetro e montados na máquina de ensaio à temperatura ambiente, utilizando-se carregamento cíclico com onda em forma senoidal com frequência de 25 Hz e razão de carga  $R = 0,1$ . A carga para fazer a pré-trinca de fadiga foi calculada conforme item A1.3.2 da norma (ASTM E1820, 2018) com as Equações 4.1, 4.2 e 4.3 por meio das dimensões do corpo de prova e os resultados do ensaio de tração.

$$P_f = \frac{0,5 \cdot B \cdot b_0^2 \cdot \sigma_Y}{S} \quad (4.1)$$

$$\sigma_Y = \frac{\sigma_t + \sigma_e}{2} \quad (4.2)$$

$$b_0 = W - a_0 \quad (4.3)$$

A norma estabelece que se deva ter uma pré-trinca mínima de 1,3 mm ou 2,5% da espessura  $W$  do corpo de prova, a fim de evitar que qualquer deformação plástica gerada após usinagem do entalhe influencie o resultado de abertura da ponta da trinca. Para este trabalho visou-se uma pré-trinca de 1,5 mm durante a fadiga.

Após a propagação das pré-trincas de fadiga, estas foram avaliadas para verificação do desvio sofrido durante seu crescimento em relação ao eixo central do entalhe, que de acordo com a norma não pode ser superior a  $10^\circ$  para que o corpo de prova seja considerado apto para a próxima etapa do ensaio. As medições para verificação do desvio plano de propagação das pré-trincas foram realizados por meio do software Image J.

Para o teste de CTOD, o corpo de prova foi posicionado na máquina entre os suportes, em seguida foi acoplado o extensômetro de fratura e feito ensaio monotônico de flexão em três pontos a uma velocidade de teste de 1,00 mm/min. As cargas e deslocamentos correspondentes aos eventos específicos no processo de iniciação e extensão da trinca foram usados para determinar os valores de CTOD correspondentes. A Figura 4.14 mostra um gráfico do teste de CTOD e o procedimento para obtenção da componente plástica do deslocamento  $V_p$  de acordo com a (ASTM E1820, 2018).

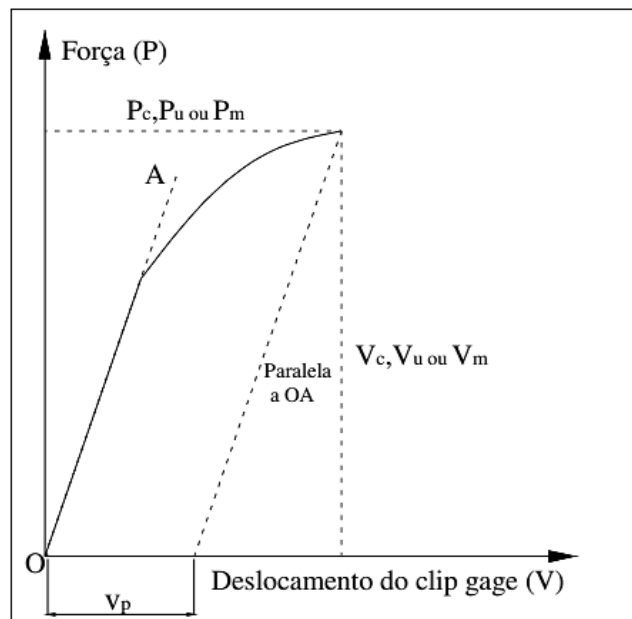


Figura 4.14 – Gráfico Carga x Deslocamento do clip-gage e obtenção do valor  $V_p$  durante o teste de CTOD (MEDINA, 2014).

O valor de CTOD é determinado através do conhecimento do tamanho real da trinca. Para isso, após o ensaio, o corpo de prova foi submetido a outro carregamento de fadiga para que a fratura do comprimento remanescente da amostra fosse visualmente diferente da propagação da fratura ocorrida durante o teste CTOD.

Após o ensaio as duas partes do corpo de prova foram separadas para expor as superfícies de fratura. A Figura 4.15 apresenta o método de medição para encontrar a trinca média real inicial  $a_0$ , medindo-se em 9 locais espaçados ao longo do comprimento da seção da amostra e encontrando o valor médio do comprimento da trinca conforme a Equação 4.4.

$$a_0 = \frac{\left(\frac{a_1 + a_9}{2}\right) + a_2 + a_3 + a_4 + a_5 + a_6 + a_7 + a_8}{8} \quad (4.4)$$

Cada “a” é uma medida do comprimento da pré-trinca, e  $a_1$  e  $a_9$  as duas medidas referentes as extremidades do corpo de prova. Para realização dessas medições também foi utilizado o software Image J.

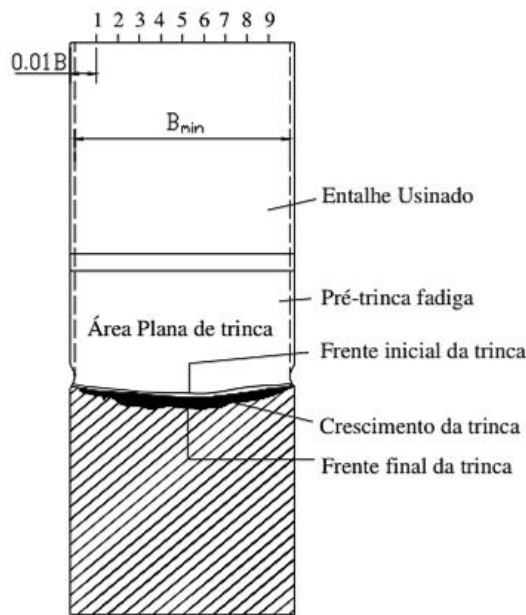


Figura 4.15 – Esquema para medição do tamanho real da trinca  $a_0$  correspondente ao tamanho do entalhe mais pré-trinca de fadiga (MEDINA, 2014).

Os valores do fator de concentração de tensão foram calculados conforme item A1.4.1 da referida norma por meio das Equações 4.5 e 4.6.

$$K_Q = \left(\frac{P_Q \cdot S}{B \cdot W^{3/2}}\right) \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad (4.5)$$

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^{1/2} \cdot \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \left(\frac{a_0}{W}\right)\right) \cdot \left(2,15 - 3,93 \left(\frac{a_0}{W}\right) + 2,7 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right)\right]}{2 \cdot \left(1 + 2 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)\right) \cdot \left(1 - \left(\frac{a_0}{W}\right)\right)^{3/2}} \quad (4.6)$$

Para o ensaio foram utilizados os critérios da norma para determinação do CTOD e a partir deste analisado o comportamento da tenacidade à fratura. O CTOD crítico foi obtido pela Equação 4.7, utilizando-se os valores de  $K_Q$  determinados.

$$\delta = \frac{K_Q^2 \cdot (1 - \nu^2)}{2 \cdot \sigma_e \cdot E} + \frac{r_P (W - a_0) \cdot V_P}{r_P \cdot (W - a_0) + a_0 + z} \quad (4.7)$$

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Observação Visual

A análise visual da peça na condição de recebida foi realizada, a fim de avaliar suas condições após a fratura. A Figura 5.1 mostra a vista lateral e frontal do eixo fraturado. Na Figura 3 (a) pode-se observar que o eixo sofreu uma deformação plástica na superfície longitudinal devido a uma elevada sobrecarga, onde houve alteração da uniformidade da circunferência (DAS; MUKHOPADHYAY; BHATTACHARYYA, 2015) da peça e deformação na região de fratura. Analisando o alto estado de deformação plástica do local de encaixe do eixo com a caixa de redução (flecha vermelha Figura 3 (a)), há indicações que no momento da quebra do eixo, houve um desalinhamento abrupto das engrenagens acopladas, levando a uma sobreposição dos dentes da engrenagem movida com a motora. A superfície da fratura apresentou uma inclinação que estava contida entre 45 e 90 graus (com tendência a 90 graus) em relação ao sentido longitudinal do eixo, provocada pela combinação de cargas de torção e flexão em serviço (BROWN, 2014). Essas características da fratura permitem avaliar que o eixo estava operando com um certo grau de desalinhamento e com isso provocando o surgimento de cargas de flexão indesejadas.

Boa parte da superfície de fratura (região central e extremidades próximas a área de nucleação de trincas) da Figura 3 (b) apresentaram uma morfologia de fratura por fadiga onde fora apresentado caso semelhante em (PANTAZOPOULOS et al., 2014), o restante da área de fratura sofreu uma deformação plástica e fratura dúctil com ruptura instantânea provocada por sobrecarga de tensões cisalhantes que também foram observadas por Zambrano, Coronado e Rodríguez (2014), Casanova e Mantilla (2018), Dalvi, Chandrababu e Satav (2017).





Figura 5.1 – Vistas do eixo fraturado: (a) vista lateral evidenciando a deformação plástica do material sob a superfície de fratura, (b) vista superior (superfície de fratura antes da limpeza).

## 5.2 Análise química

A análise química por espectrometria óptica identificou os elementos químicos e respectivas porcentagens presentes no material do eixo. Foi retirada amostra na região do núcleo e periferia pelo fato deste possuir um tamanho considerável (diâmetro de 95 mm na região da fratura), conforme Tabela 1. Percebeu-se que as análises nas diferentes regiões apresentaram resultados de composição química semelhantes e ausência de cementação na superfície do eixo. A análise química confirmou que o material apresenta composição típica de um aço baixa liga AISI/SAE 4320 (DAVIS, 1998). Este tipo de aço é uma liga tratável pelo calor comumente aplicado em eixos e engrenagens.

Tabela 5.1 – Análise química do eixo com falha.

Elemento	Superfície, %	Centro, %	Especificação AISI/SAE 4320 (DAVIS, 1998)
C	0,19	0,19	0,17-0,22
Si	0,23	0,23	0,15-0,30
Mn	0,55	0,55	0,45-0,65
P	0,009	0,009	0,030 Máx
S	0,004	0,006	0,040 Máx
Cr	0,50	0,50	0,40-0,60
Mo	0,22	0,22	0,20-0,30
Ni	1,77	1,78	1,65-2,00
Cu	0,077	0,077	0,35 Máx
Al	0,006	0,006	-
Fe	Restante	Restante	Restante

### 5.3 Análise fractográfica

A observação detalhada da superfície de fratura após os procedimentos de limpeza está apresentada na Figura 5.2. A fratura foi irregular e apresentou uma diferença superficial entre o local mais alto e o ponto mais baixo da fratura de aproximadamente 25 mm. Os padrões de fratura macroscópica adquiridos durante o exame visual revelam a ocorrência da morfologia da fratura por fadiga por cargas combinadas de flexo-torção (Figuras 5.2 e 5.3). A zona de fratura final rápida ocupou aproximadamente 60% do total da área serviço da peça e apresentou uma deformação plástica indicada pela flecha vermelha na Figura 5.2. A avaliação detalhada da superfície de fratura permitiu a identificação de algumas características da falha por fadiga: (I) marcas de praia que constituem marcas de progressão de trincamento por fadiga e (II) marcas de catraca que são sinais de múltipla iniciação de trinca devido à alta concentração de tensão (Figura 5.3). Essas características fractográficas de fraturas por fadiga também são apresentadas nas análises de Varin (2002) e Sachs (2005). O mecanismo de fadiga é bastante consistente com a combinação de carregamento de flexão e torção, e a extensão da zona de fadiga na peça é típica para condições de carga moderada (SACHS, 2005). Outro detalhe revelado foi que a região de fadiga apresentou duas frentes de progressão de trincas (Figura 5.3). A primeira que avançou a partir das marcas de catraca em direção ao centro do eixo e a segunda que surgiu no centro e avançou para superfície, levando o eixo a um estado de tensões desequilibrada e proporcionando condições de sobrecarga rápida no restante da seção operante.

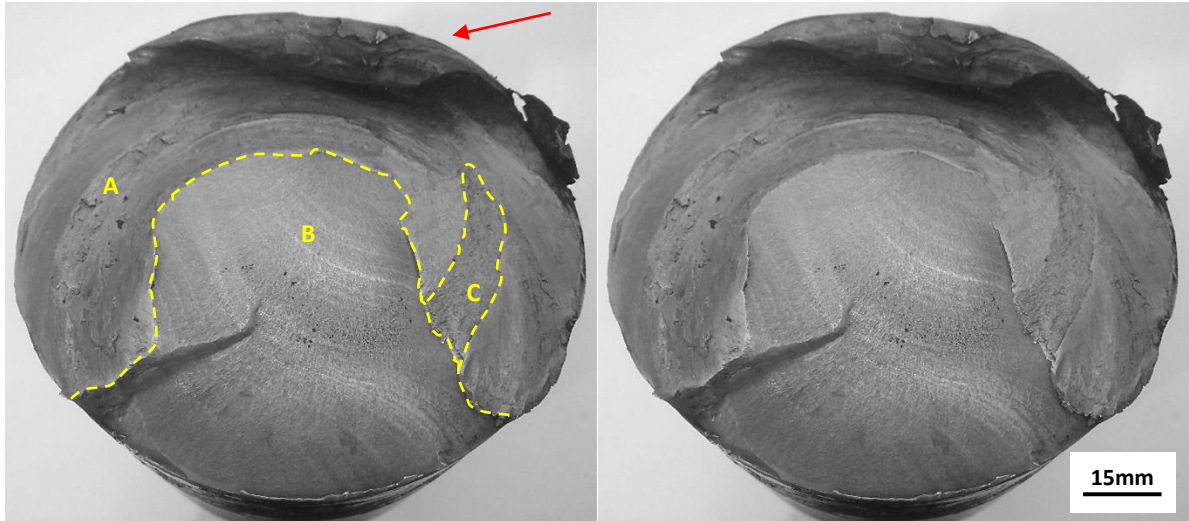


Figura 5.2 – Macrografia da superfície de fratura após os procedimentos de limpeza apresentando a zona de fadiga (região B) e área de falha final devido à sobrecarga (regiões A e C).



Figura 5.3 – Macrografia mostrando detalhes da superfície de fratura do eixo redutor.

A observação detalhada da superfície da fratura apresentada na Figura 5.2 foi obtida por análise de MEV. A fratura foi dividida em áreas específicas denominadas: **Zona A** que representa a parte da superfície de fratura que foi danificada devido ao atrito no momento da quebra pela sobrecarga; **Zona B** que corresponde a zona de fadiga; **Zona C** que é a região da fratura por sobrecarga que não foi danificada na quebra.

A análise de MEV validou o funcionamento do mecanismo de fadiga, revelando características típicas de iniciação de trincas e crescimento por fadiga, ver Figura 5.4; (a) marcas de catraca mostrando fontes de fissuras e presença de micro trincas; (b) marcas de praia devido

aos processos de fricção entre as superfícies de fratura correspondentes, provocada pela taxa de crescimento da trinca; (c) e (d) indicando as estriações de fadiga. A região da Zona C de crescimento rápido de trincas (fratura final) corresponde a uma área de fratura grosseira, onde na Figura 5.5 (a) apresentou trincas secundárias, e que elas foram consideradas a fonte das microfissuras, e que algumas microfissuras se juntaram para formar a trinca, e o crescimento da trinca resultou na fratura. Comportamento similar também foi observado por Du, Liang, e Zhang (2016). A avaliação por MEV revelou pequenas facetas de clivagem, por isso confirmou-se que a fratura da Zona C era uma fratura frágil com característica de quase-clivagem, onde esses sinais são consistentes com fraturas transgranulares e que esse foi o modo de falha dominante da zona de sobrecarga (Figura 5.5 (b)). Uma mistura de quase-clivagem e de área dúctil por dimple é também observada como resultado da fratura final do cisalhamento.

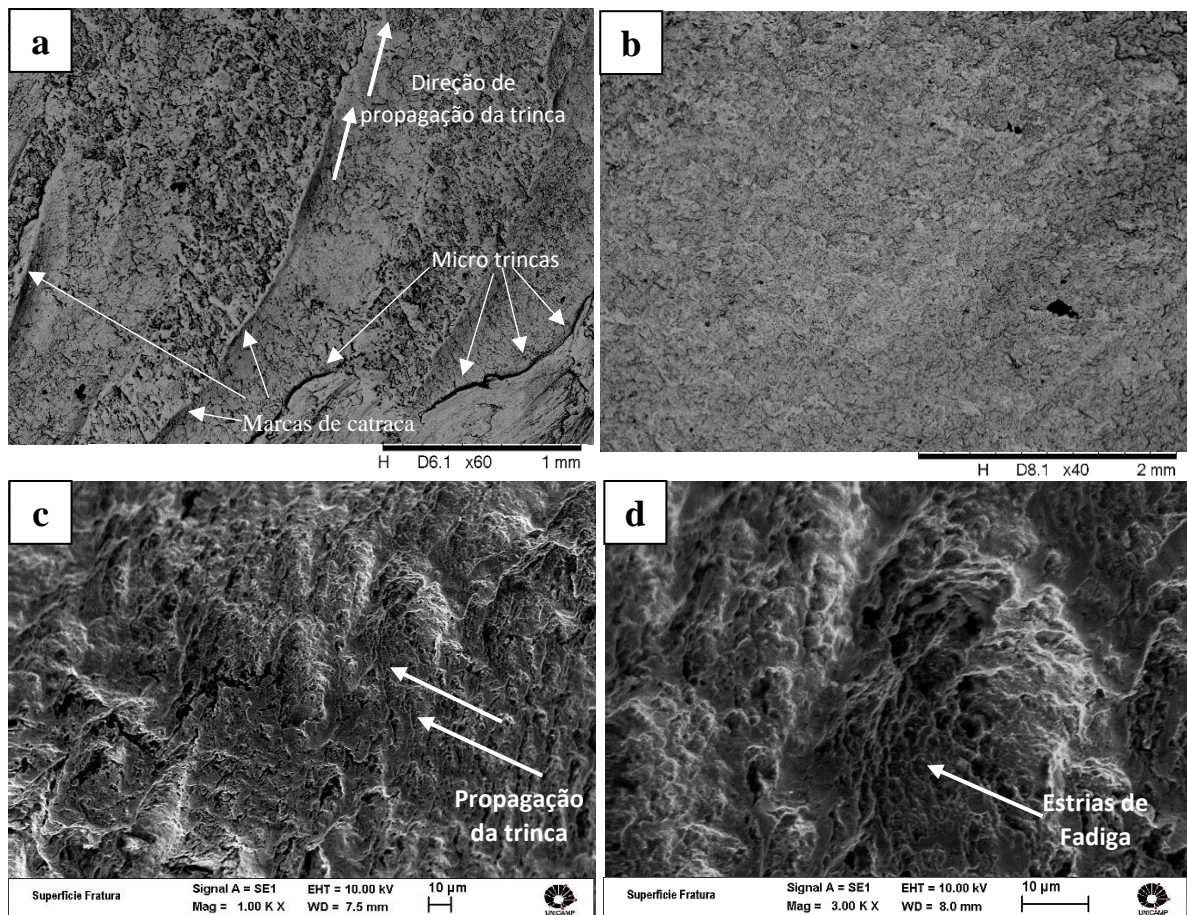


Figura 5.4 – Micrografias de MEV representando várias características topográficas da zona de fadiga (Zona B): (a) múltipla iniciação de fissuras mostrada pela presença de marcas de catraça e micro trincas, (b) marcas de praia, (c) e (d) evidenciando a propagação da trinca e as estriações de fadiga.

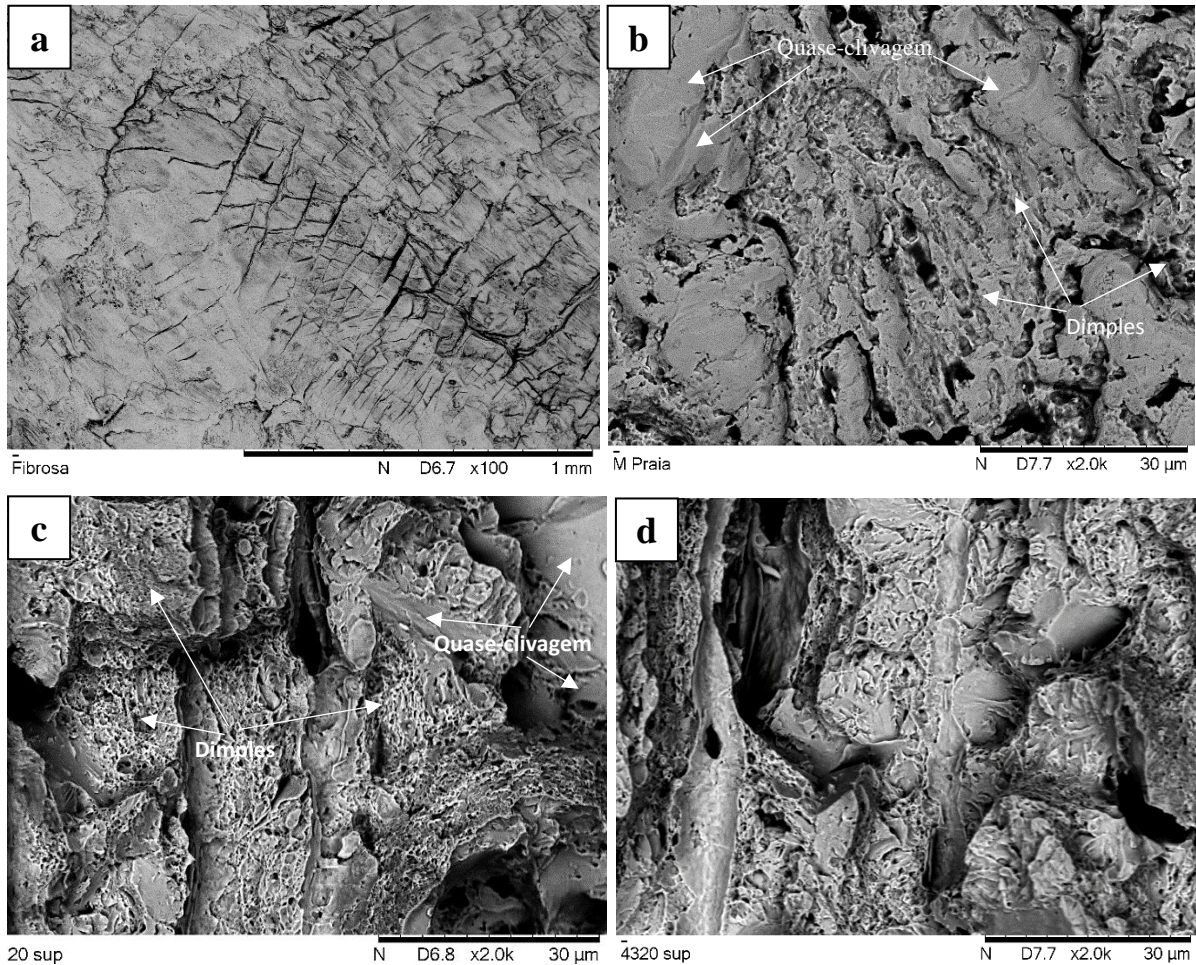


Figura 5. 5 – Micrografias de MEV mostrando a área de sobrecarga final (zona de crescimento rápido de trinca): (a) trincamento secundário relacionado a alto estresse; (b), (c) e (d) região de modo misto de fratura contendo traços de fratura transgranular frágil por quase-clivagem e ondulações dúcteis constituída por dimples.

#### 5.4 Análise Metalográfica

A macroestrutura na seção transversal do eixo revelou o caso de uma camada endurecida e que o componente foi submetido a um tratamento térmico (Figura 5.6 (a)). A camada de endurecimento não foi uniforme ao longo da seção transversal e em alguns locais foi encontrada menor que 2,0 mm (regiões indicadas pelas flechas vermelhas). A classificação de inclusão sobre a microestrutura não atacada do componente com falha foi realizada (Figura 5.6 (b)). Essa revelou numerosas inclusões de óxidos globular fino e espesso (Tipo D) presentes com uma severidade de 3,0 para ambos e algumas inclusões do Tipo B (alumina) foram observados com

uma gravidade de 0,5 (como mostrado na Tabela 5.2). Um número tão grande de inclusões não é desejável, pois elas podem atuar como locais de concentração de tensões e podem levar a nucleação de trincas (DAS; MUKHOPADHYAY; BHATTACHARYYA, (2015). As tensões na vizinhança de uma inclusão de óxido é função do seu tamanho (ZERBST et al., 2019). Portanto, foi verificado o parâmetro crítico de tamanho de inclusão (MIHAKOVAC<sup>IC</sup>, 2010), relacionado ao valor limite para a propagação de trincas por fadiga. Este valor crítico é de cerca de 50 a 100  $\mu\text{m}$  (KIESSLING, 2001). No entanto, quando as inclusões estão logo abaixo da superfície, as inclusões menores que 45  $\mu\text{m}$  fraturam por fadiga (JUVONEN, 2004). Diante da análise, inclusões maiores que esses valores foram encontradas próximas à zona de fratura na superfície endurecida do eixo.

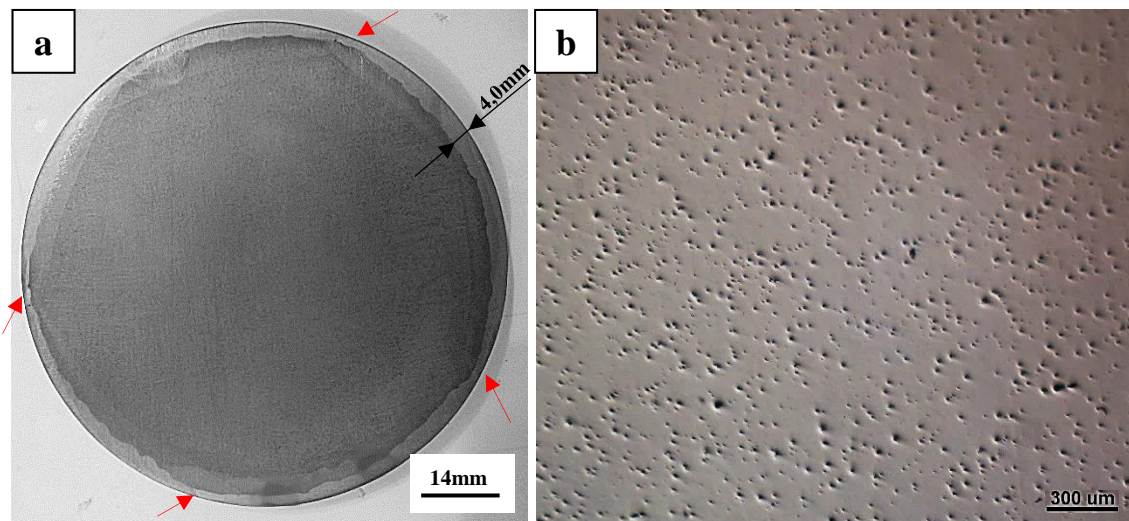


Figura 5.6 – (a) Macroestrutura da seção transversal do eixo fraturado; (b) distribuição de inclusões da estrutura não atacada do eixo.

Tabela 5.2 – Classificação de inclusões.

A (Tipo sulfeto)		B (Tipo alumina)		C (Tipo silicato)		D (Tipo óxido globular)	
Série fina	Série grossa	Série fina	Série grossa	Série fina	Série grossa	Série fina	Série grossa
0	0	0,5	0,5	0	0	3,0	3,0

Uma visão geral da metalografia da camada superficial endurecida do eixo está exibida na Figura 5.7. Essa apresentou uma microestrutura variada e com transições até os primeiros 4000  $\mu\text{m}$ , após essa profundidade a microestrutura permaneceu inalterada sem nenhuma mudança significativa até o núcleo do eixo. A aquisição de imagens fora realizada nas regiões indicadas de 1 a 5.

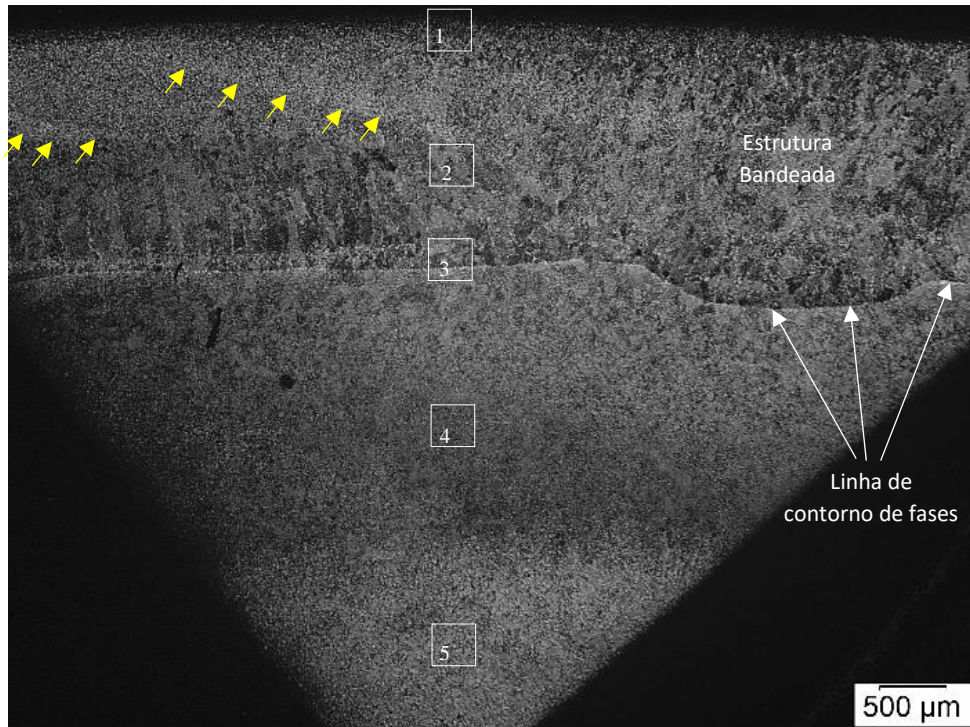


Figura 5.7 – Micrografia óptica da seção transversal apresentando a mudança microestrutural da superfície ao núcleo do eixo.

A região **1** correspondente a superfície do eixo, indicou a presença de uma camada de microestrutura de 200  $\mu\text{m}$  de profundidade, onde nos primeiros 100  $\mu\text{m}$  apresentou uma matriz de bainita superior com pequenos sítios de ferrita poligonal, e nos outros 100  $\mu\text{m}$  de profundidade, a bainita é apresentada de forma irradiada nos limites dos contornos do antigo grão austenítico na matriz de ferrita poligonal (Figura 5.8). A borda do eixo apresentou uma microdureza de  $478 \pm 12$  HV. No entanto, devido à sobrecarga de operação, essa região apresentou uma zona de granulação altamente alongada e sem sinais de descarbonetação. A presença da granulação distorcida pôde ter levado o material ao desenvolvimento de tensões residuais de tração na superfície do eixo, e favorecido a formação de microtrincas e fissuras por fadiga.

Logo após a distribuição de fases referentes a região 1, sucedesse na região **2** um padrão de estrutura bandeada que se estende até a linha de contorno de fases (Figura 5.7). As características microestruturais estão ilustradas na Figura 5.9. Nela pode-se observar que há uma matriz de ferrita poligonal juntamente com ferrita acircular na cor escura e a ferrita de Widmanstätten na cor branca disposta em bandas (Figura 5.9 (a)). A matriz de ferrita poligonal e acircular possui os grãos com uma distribuição não uniforme e com formas irregulares (Figura 5.9 (d)). A matriz apresentou uma microdureza de  $216 \pm 14$  HV e a ferrita de Widmanstätten

uma microdureza de  $165 \pm 9$  HV. Diante das características do arranjo de estrutura em bandas e a baixa microdureza nas duas fases presentes, logo após a camada superficial de alta resistência na região **1**, fica evidente que essa microestrutura está inadequada para esse tipo de aplicação de peça e que o tratamento térmico que visava o aumento da resistência superficial do material do eixo foi processado incorretamente.

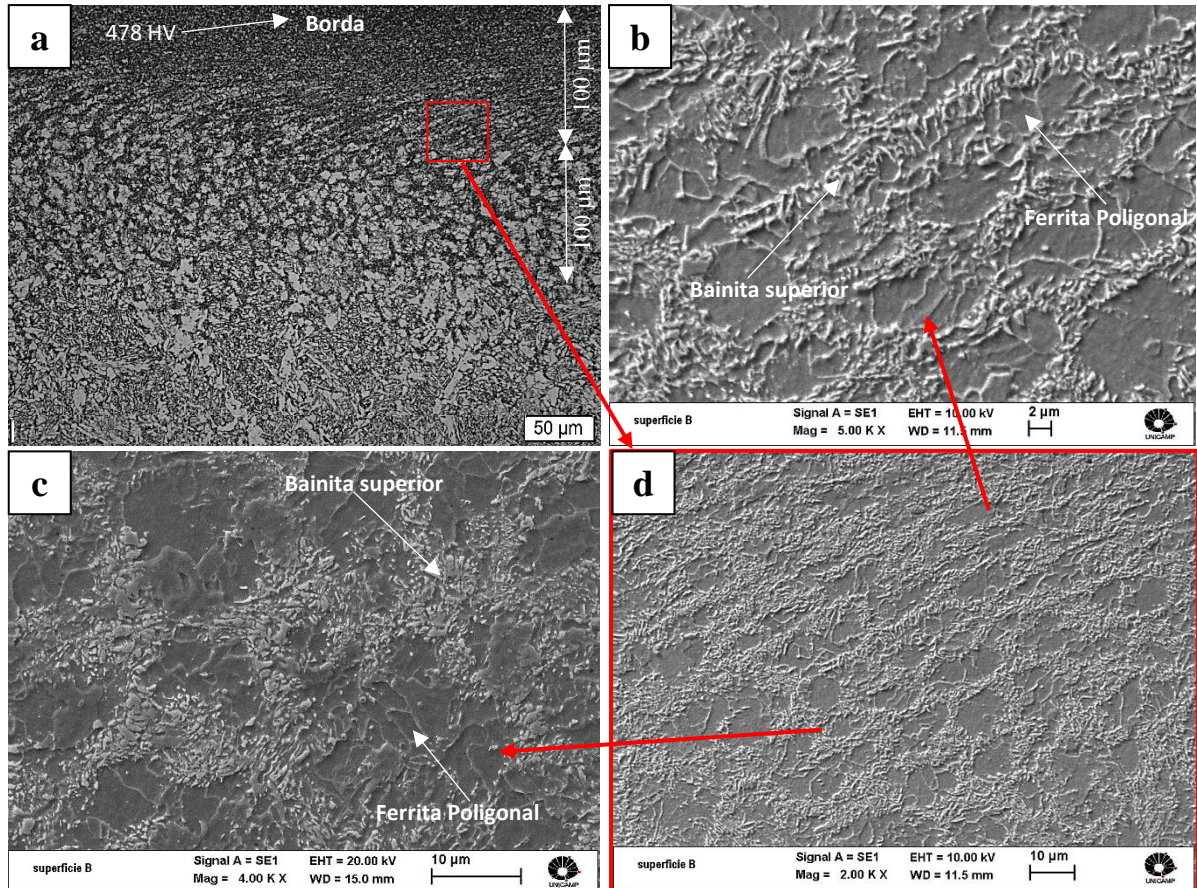


Figura 5.8 – Microestrutura da região **1**. (a) Distribuição da camada de bainita superior evidenciando os grãos alongados na superfície do eixo devido à sobrecarga de operação; (b) Detalhamento da distorção dos grãos nos primeiros 100 μm; (c) Distribuição da bainita superior nos contornos do antigo grão austenítico; (d) Detalhe de (a).

Outra característica importante foi que essa região continha uma quantidade elevada de inclusões na matriz (indicações pelas flechas amarelas na Figura 5.9). A composição química dessas inclusões fora avaliada por EDS. A Figura 5.10 mostra a imagem de MEV de uma inclusão indicando os pontos de análise e spectrum. Grandes quantidades de manganês (Mn), enxofre (S), silício (Si), alumínio (Al) e oxigênio (O) foram detectados na inclusão, os resultados foram resumidos na Tabela 5.3. A presença desses elementos dão indícios que as inclusões são compostas por óxidos e sulfetos formados por esses elementos, como o sulfeto de



manganês (MnS) e o dióxido de silício ( $\text{SiO}_2$ ), reforçando que o aço não estava limpo. O alto teor de ferro observado no aglomerado se deve a interferência da matriz ferrítica durante a análise no MEV.

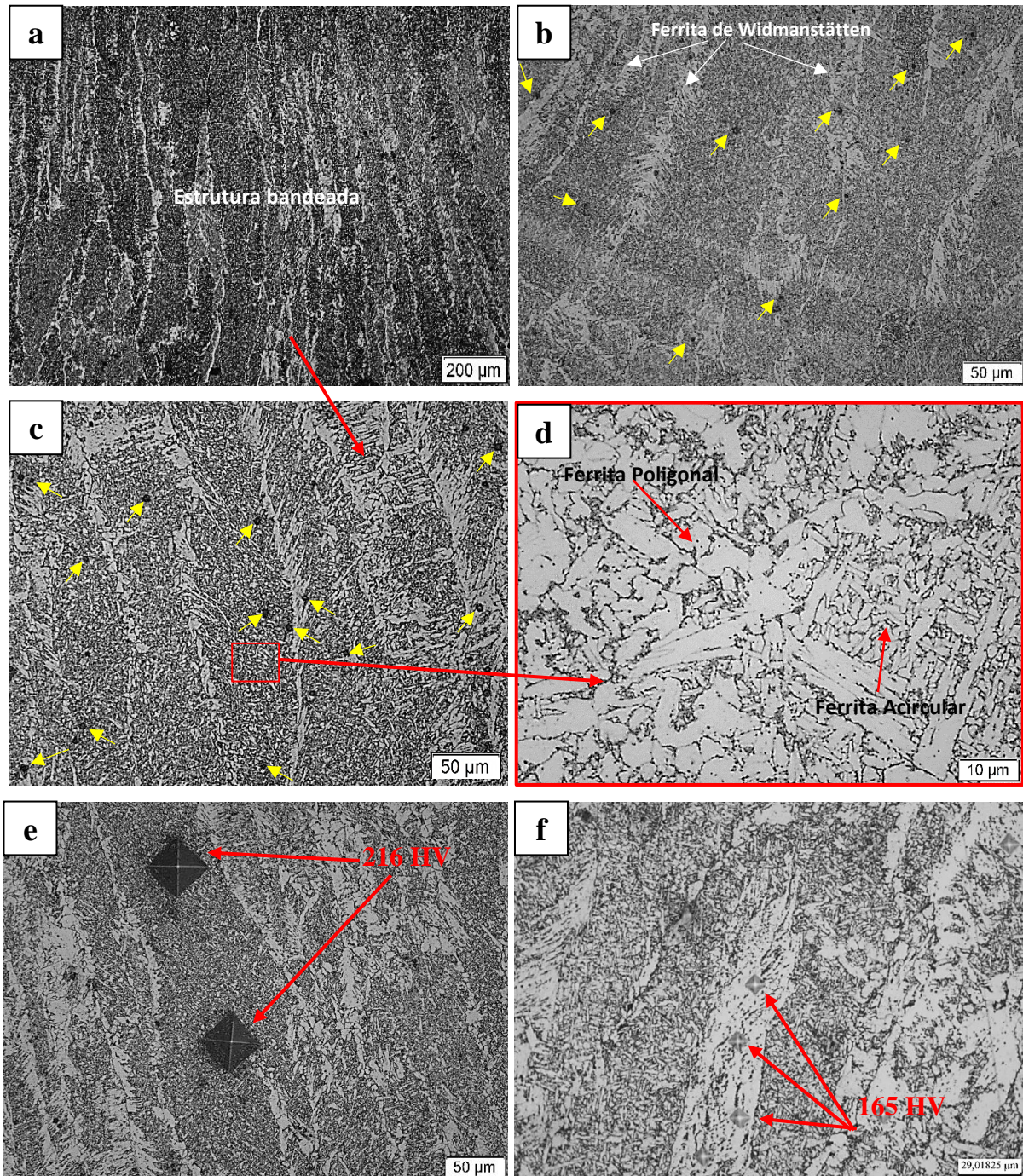


Figura 5.9 – Microestrutura da região 2. (a) Estrutura com matriz de grãos refinados de ferrita acircular e poligonal bandeada com ferrita de Widmanstätten; (b) e (c) detalhes de (a) apresentando distribuição de inclusões na matriz; (d) detalhe de (c) evidenciando a matriz; (e) e (f) microdureza dos constituintes.

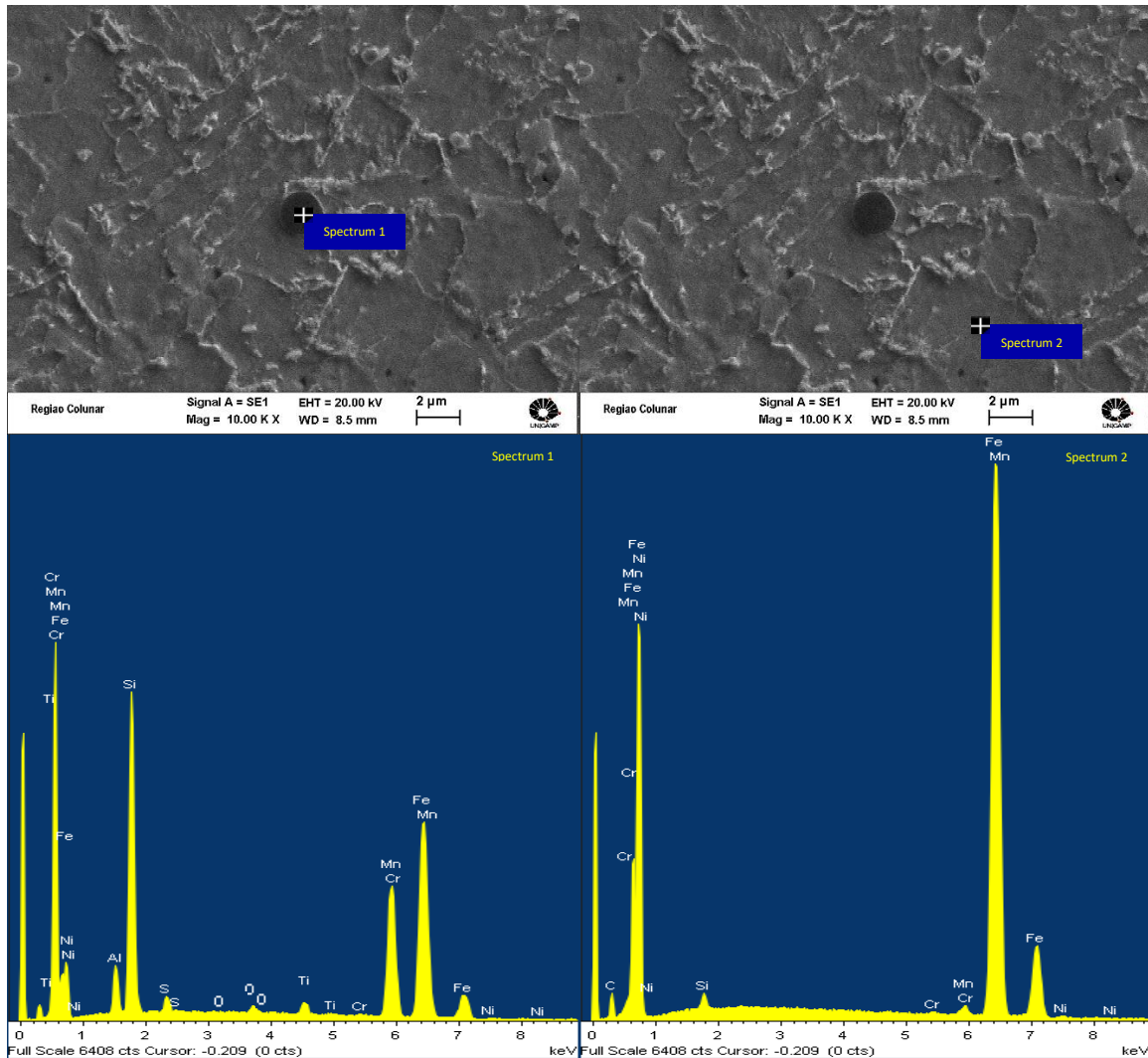


Figura 5.10 – Análise por EDS de inclusão presente na estrutura bandeada referente a região 2.

Tabela 5.3 – Resultado de EDS de uma inclusão presente na estrutura bandeada (Peso %).

	Spectrum	Mn	Si	S	Cr	Ni	C	O	Ti	Al	Fe
EDS	1	27,32	20,45	1,31	0,24	0,32	-	0,53	1,50	3,30	45,04
	2	1,13	0,77	-	0,21	0,45	7,16	-	-	-	90,27

Outro detalhe observado, foi que em algumas regiões na zona de estrutura bandeada nuclearam algumas faixas de ferrita poligonal com a presença de pequenas inclusões ou partículas de segunda fase no interior dos grãos, juntamente com alguns sítios de perlita nos contornos dos grãos da ferrita (indicações pelas flechas amarelas na Figura 5.7), a estrutura é detalhada na Figura 5.11. A microestrutura dessas faixas também apresentou uma baixa microdureza com valor de  $159 \pm 11$  HV. A análise de EDS de uma partícula e da matriz ferrítica é exibida na Figura 5.12. O spectrum e as porcentagens em peso da Tabela 5.4 revelaram a forte

presença de elementos formadores de inclusões como: manganês (Mn), silício (Si) e enxofre (S).

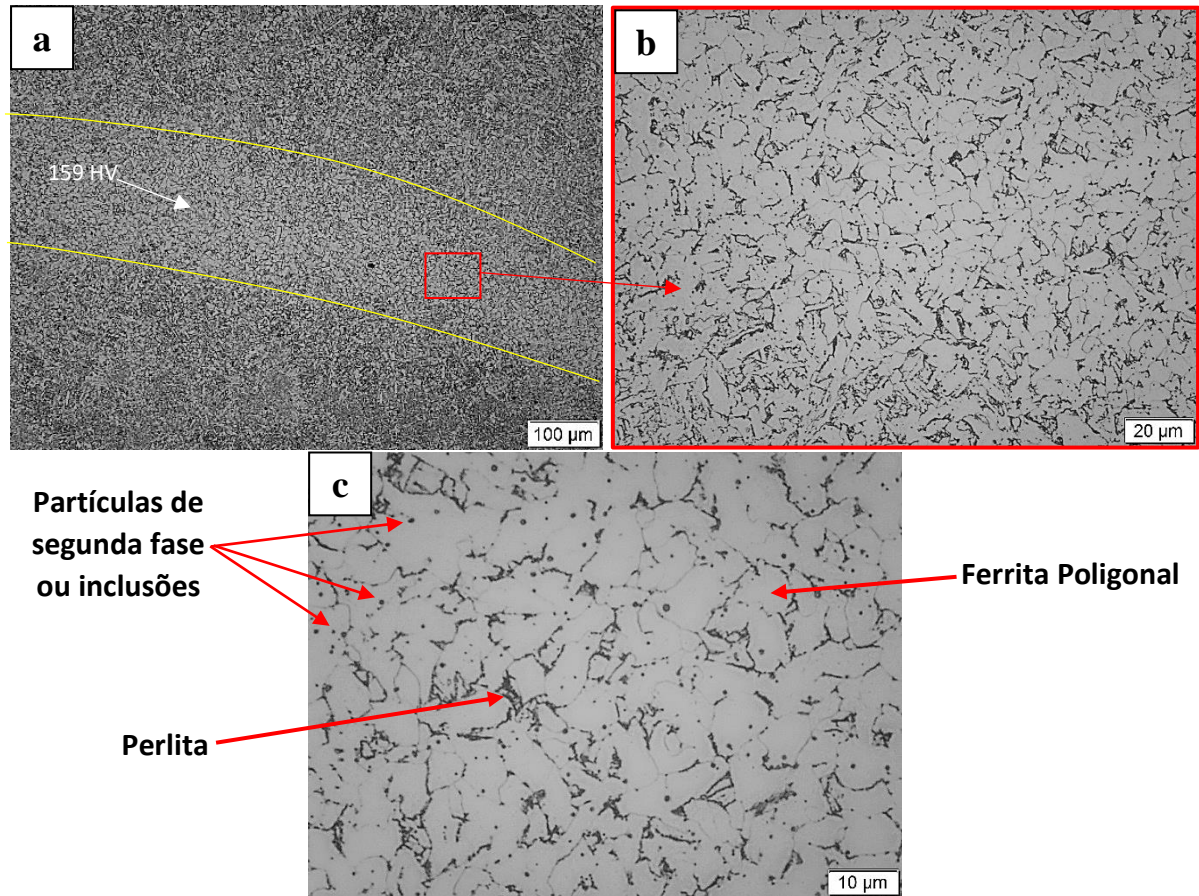


Figura 5.11 – Faixa de constituintes de baixa resistência que nuclearam na zona de estrutura bandada. (a) Dureza da faixa; (b) e (c) são detalhes de (a).

A microestrutura localizada na região **3** está disposta na Figura 5.13. Ela representa a transição da estrutura bandada para microestrutura formada por uma matriz de martensita com bainita superior nos contornos do antigo grão austenítico dispostas logo abaixo do contorno de fases. A matriz de martensita apresentou uma microdureza de  $407 \pm 31$  HV.

Considerando a profundidade de formação dessa microestrutura no material do eixo, fica evidente que a nucleação da estrutura de ferrita bandada acima da linha de contorno de fases surgiu de forma indesejada, e provocada por tratamento térmico mal conduzido, já que os constituintes da estrutura bandada nucleiam comumente através de mecanismos difusionais e cresceram na direção do fluxo de calor. Com isso, pode-se afirmar que o tratamento térmico realizado no eixo foi de austêmpera, e há indícios que houveram oscilações na temperatura de banho isotérmico durante o seu processamento.

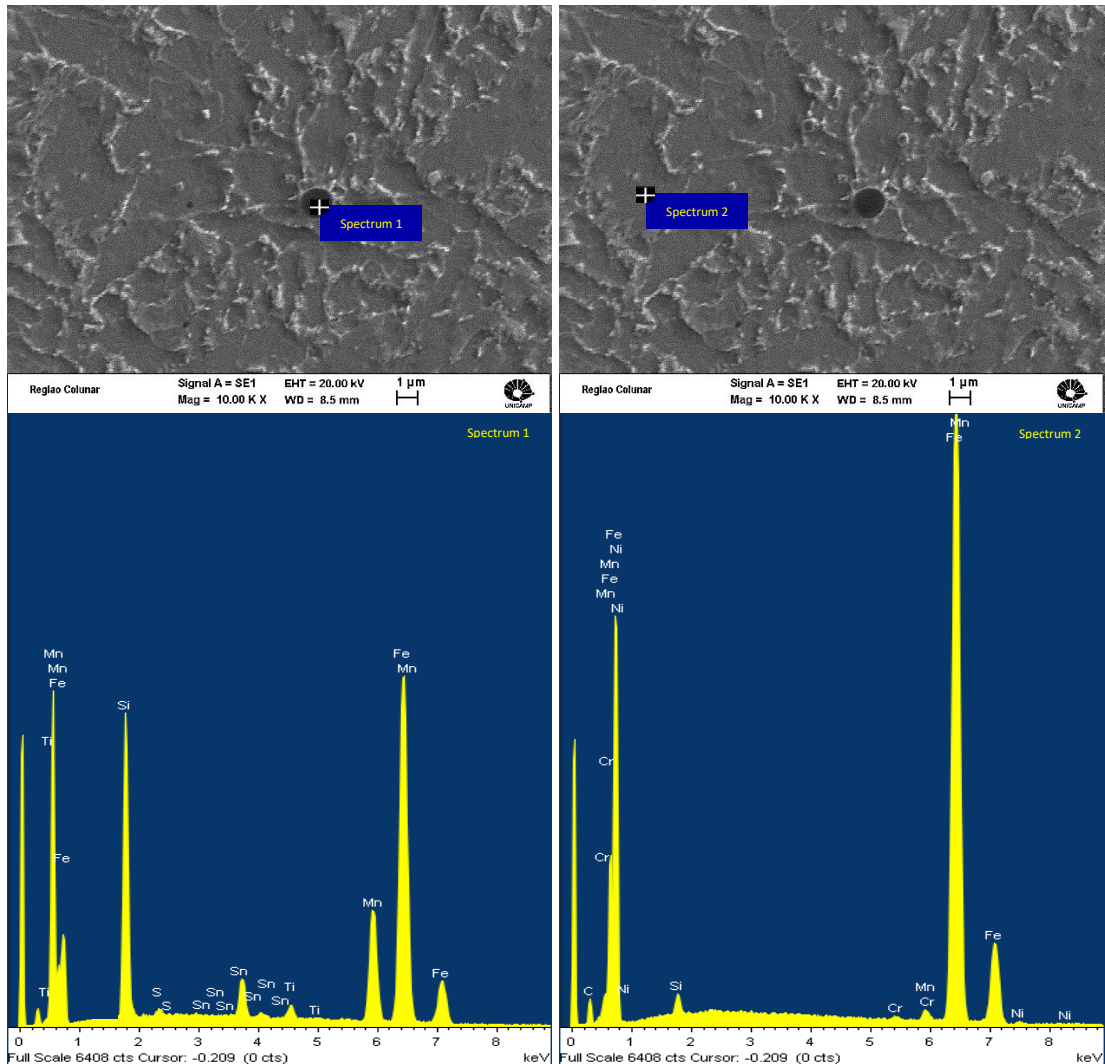


Figura 5.12 – Análise por EDS de partícula presente na matriz ferrítica da faixa presente na estrutura bandeada.

Tabela 5.4 – Resultado de EDS de uma partícula presente na faixa de ferrita poligonal com perlita (Peso %).

	Spectrum	Mn	Si	S	Cr	Co	C	Ti	Sn	Fe
EDS	1	18,09	15,53	0,32	-	-	-	1,07	1,84	62,37
	2	1,30	0,82	-	0,23	0,53	6,93	-	-	90,18

Após a linha de contorno de fases em direção ao interior do material na região **4**, as colônias de bainita desaparecem e dão lugar somente a fase martensita (Figura 5.14), esse padrão microestrutural persiste até o início de formação da região **5** que compreende a microestrutura de todo o núcleo do eixo, que consiste em ferrita-acicular na cor branca e perlita na cor escura (Figura 5.14); a perlita está dispersa nos limites dos grãos e como placas dentro da matriz de ferrita. A estrutura apresentou uma microdureza de  $247 \pm 11$  HV que é um valor usual para o núcleo do eixo para esse tipo de aplicação.

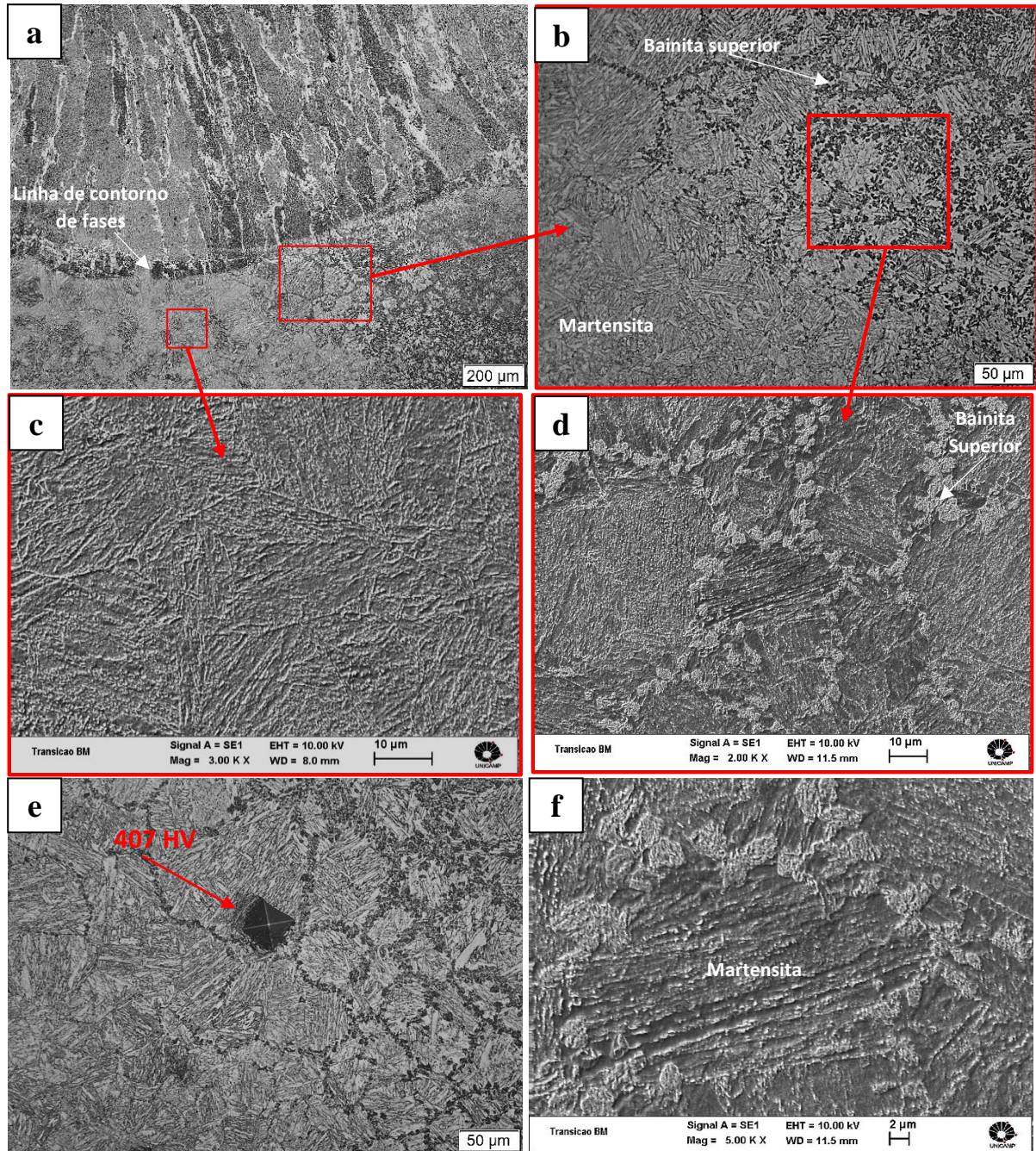


Figura 5.13 – Microestrutura da região 3. (a) Transição de fase da estrutura bandada para microestrutura de matriz martensítica com algumas colônias de bainita superior logo abaixo a linha de contorno de fases; (b), (c), (d) e (f) Detalhes de (a); (e) Microdureza da matriz martensítica.

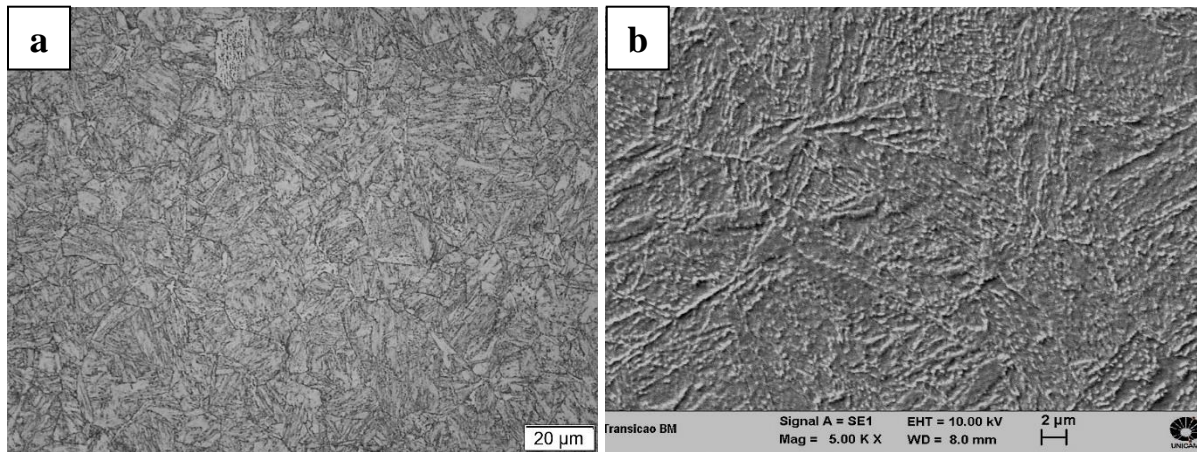


Figura 5.14 – Microestrutura da região 4. (a) Matriz da fase martensita 500X; (b) Detalhe em 2000X.

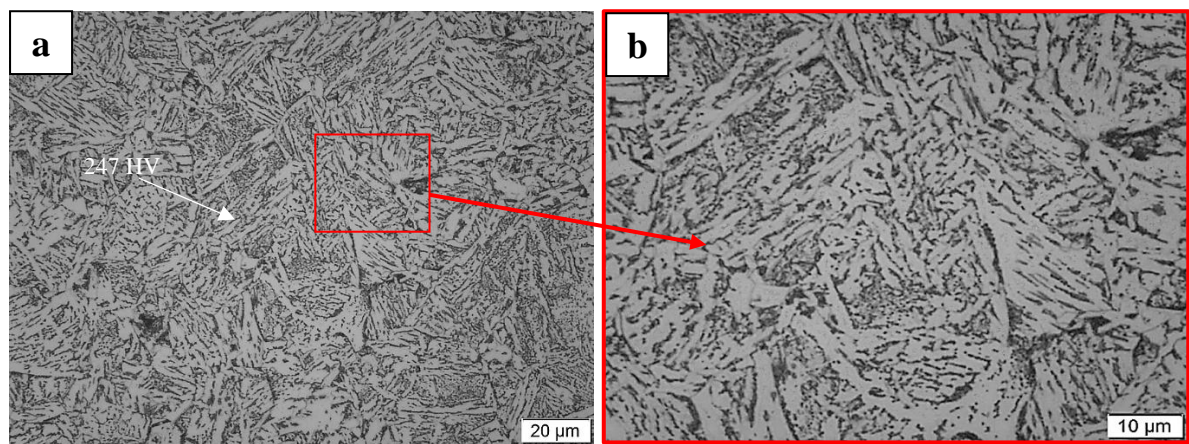


Figura 5.15 – Microestrutura da região 5. (a) Estrutura composta por ferrita-acicular e perlita presente no núcleo do eixo; (b) Detalhe de (a).

## 5.5 Dureza

O perfil de dureza da seção transversal do eixo é apresentado na Figura 5.16. A dureza média de sua superfície foi de 47 HRC, que é alta em comparação com o núcleo que mediu 22,5 HRC. Esses resultados foram coerentes com as microestruturas observadas para ambas regiões, confirmando o caso de endurecimento. A dureza do núcleo é adequada e dentro do tipicamente encontrado para este tipo de aplicação, porém uma dureza ainda maior na superfície seria desejável, uma vez que confere aumento da resistência a fadiga e a nucleação de trincas.

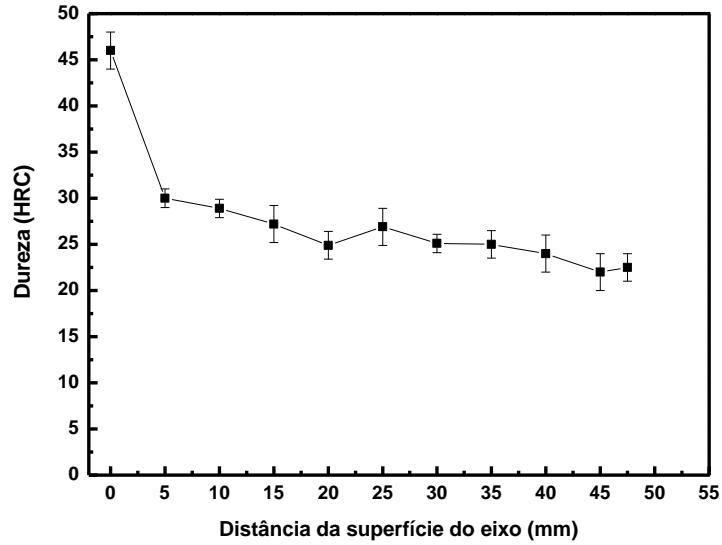


Figura 5.16 – Perfil de dureza da seção transversal do eixo.

Com o intuito de avaliar a microdureza da superfície endurecida do eixo até a linha de contorno de fases e observar detalhadamente o comportamento dos primeiros 5 mm que apresentaram um patamar de queda conforme exibido na Figura 5.16, foram realizadas medições ao longo de uma trilha a cada 500  $\mu\text{m}$ , como mostrado na Figura 5.17.

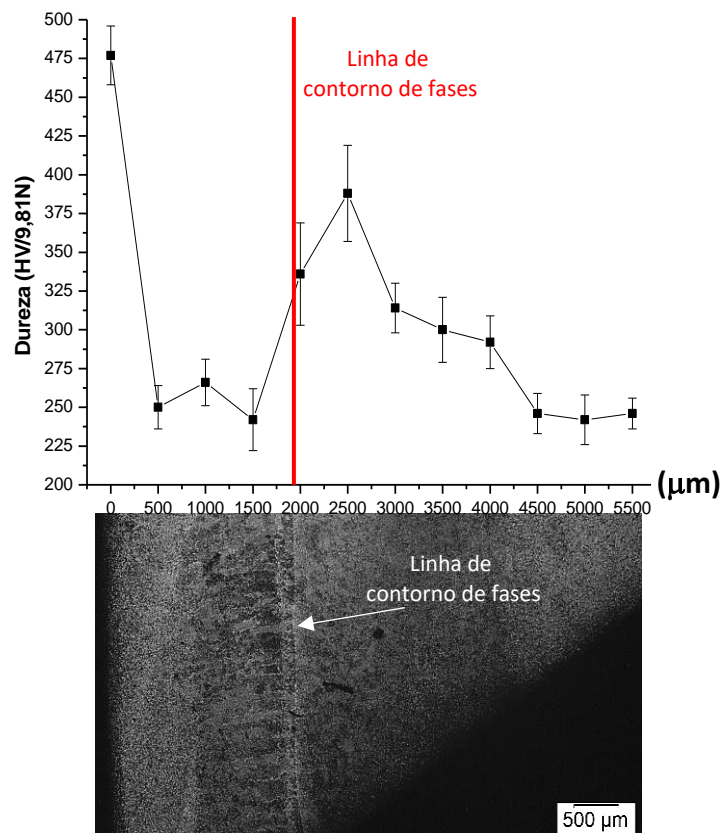


Figura 5.17 – Distribuição de microdureza ao longo da camada superficial endurecida do eixo.

Os resultados do gráfico apresentaram uma queda brusca da microdureza nos 1500  $\mu\text{m}$  referentes a microestrutura de ferrita poligonal e acicular bandeada com ferrita de Widmanstätten antes da linha de contorno de fases. Esses resultados foram coerentes com as microestruturas analisadas anteriormente no tópico 5.4, e indicam que essa zona bandeada que estava entre a superfície do eixo e a linha de contorno de fases possuía baixa resistência mecânica e estava vulnerável, pois era uma região que continha um alto teor de inclusões, e com isso, suscetível a nucleação e propagação de trincas por fadiga.

## 5.6 Ensaio de Tração

Os valores importantes dos resultados dos ensaios de tração foram registrados na Tabela 5.5. Na Figura 5.18 tem-se um gráfico tensão-deformação expondo o comportamento do material sob tração. Esses resultados foram comparados com a especificação para esse material (DAVIS, 1998). A tensão do LRT das amostras, a redução de área e a tensão de escoamento com 0,2% da deformação tiveram os valores das propriedades de acordo com a especificação. O alongamento de 17,47% se apresentou inferior ao intervalo de variação especificado. Portanto, o material não estava completamente enquadrado dentro das exigências técnicas, podendo os resultados dos ensaios terem sido afetados negativamente pela grande quantidade de inclusões presentes no interior do material (Figura 5.19 (a)).

Tabela 5.5 – Resultados do ensaio de tração.

Corpos de prova	Tensão de Escoamento (Mpa)	Limite de Resistencia a tração (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
CP1	568,26	748,09	17,20	58,33
CP2	625,14	735,81	15,60	55,54
CP3	580,34	758,10	19,60	55,35
<b>Média <math>\pm</math> D.P.</b>	<b>591,25 <math>\pm</math> 24,47</b>	<b>747,33 <math>\pm</math> 9,11</b>	<b>17,47 <math>\pm</math> 1,64</b>	<b>56,4 <math>\pm</math> 1,36</b>
Especificação AISI/SAE 4320	430 – 460	570 – 790	21 – 29	Mín 51



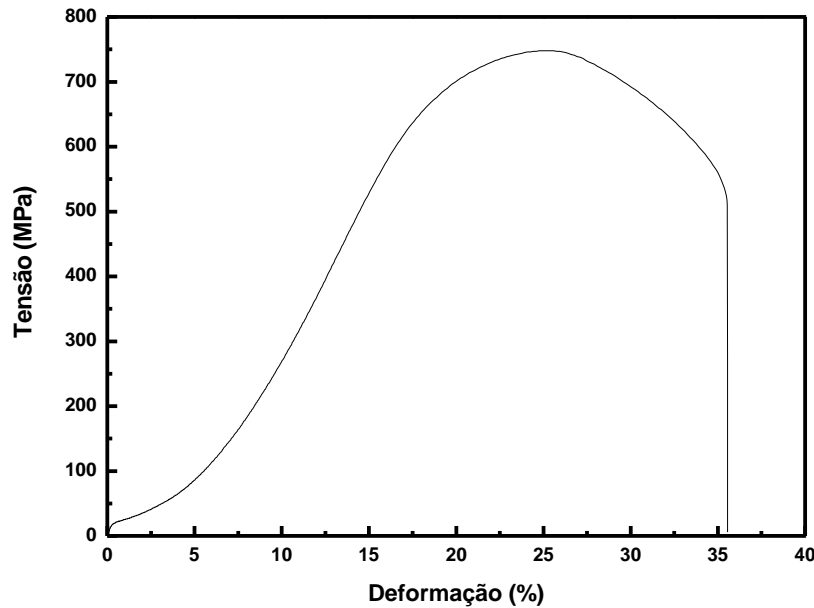


Figura 5.18 – Curva tensão-deformação do aço SAE 4320.

O aço não apresentou um patamar de escoamento, provavelmente devido ao teor de partículas de segunda fase (carbonetos) e inclusões presentes, ancorando as discordâncias no interior da rede cristalina.

De acordo com a análise fractográfica do corpo de prova após o ensaio apresentada na Figura 5.19, é possível constatar que houve a participação de fratura constituída por coalescência de microcavidades em torno dos carbonetos e inclusões (falha dúctil por *dimples*). O spectrum 1 da Figura 5.19 (c) e a Tabela 5.6 indicam fortemente a possibilidade de inclusão de sulfeto de manganês (picos predominantes de enxofre e manganês). A presença destas no material têm efeito maléfico de fragilização e diminuição da ductilidade, pois essas inclusões são mais rígidas em relação a matriz. Para o spectrum 2 da Figura 5.19 (d) e pelo alto teor de carbono apresentado, juntamente com quantidades razoáveis de chumbo (Pb), molibdênio (Mo) e silício (Si) há indícios de esses elementos estarem formando os carbonetos.

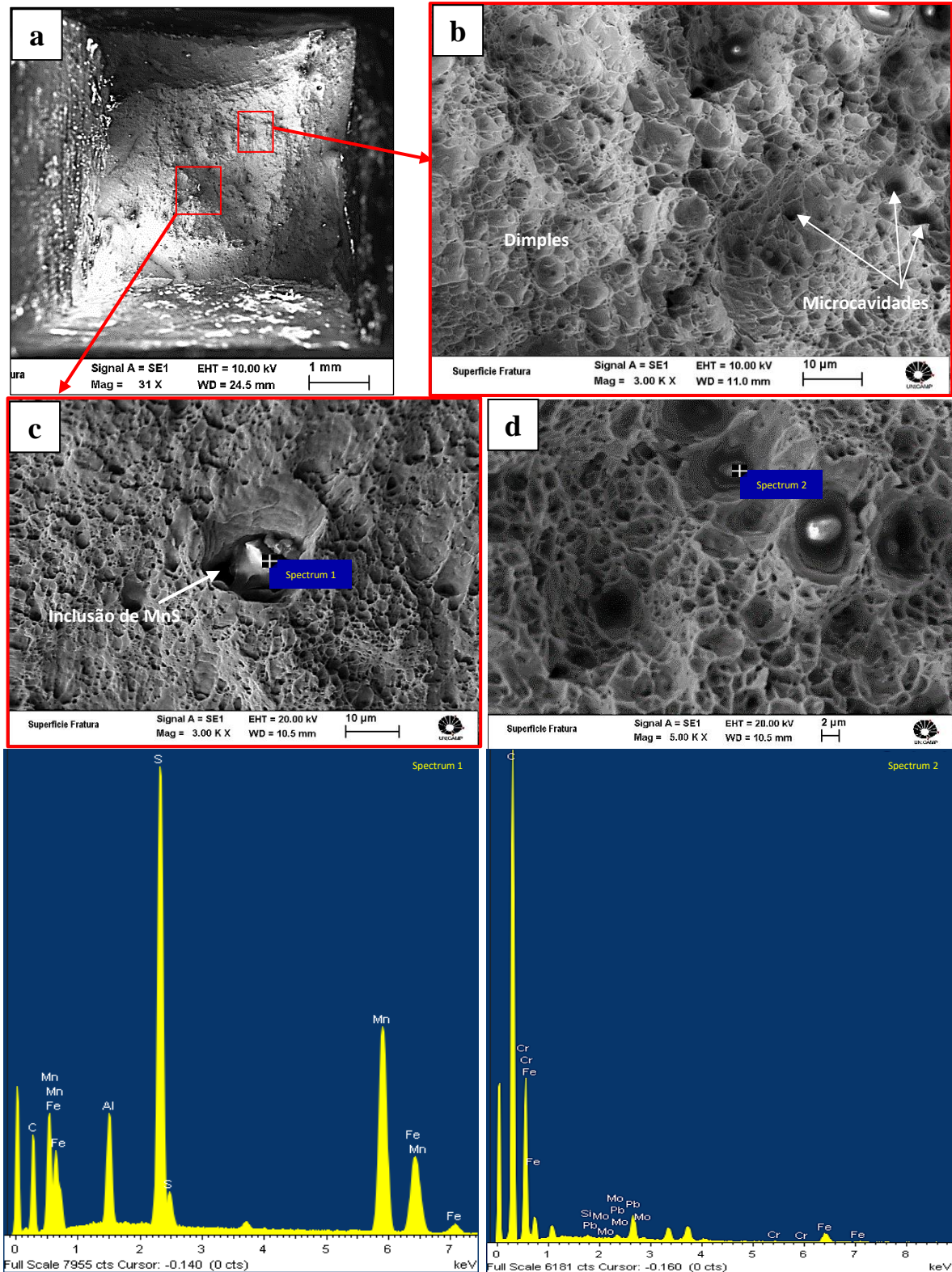


Figura 5.19 – (a) Exame fractográfico do corpo de prova de tração. Análise micro-fractográfica na superfície de fratura, com aumentos de 3000X (b) e com 5000X (d). (c) Análise por EDS da inclusão visualizada na Figura 5.17 (a), comprovando que esta é do tipo sulfeto de manganês (MnS); (d) Análise por EDS da inclusão visualizada na Figura 5.17 (b) comprovando que esta é uma partícula de segunda fase.

Tabela 5.6 – Resultado de EDS de inclusão presente corpo de prova de tração (Peso %).

	Spectrum	Mn	S	Si	Cr	Ni	Mo	C	Pb	Sn	Al	Fe
EDS	1	27,29	17,95	-	0,15	0,19	-	40,0	-	0,36	3,87	10,0
	2	-	-	0,17	0,17	-	0,69	98,62	1,46	-	-	3,88

## 5.7 Ensaio de Impacto

Os resultados da energia absorvida na temperatura ambiente do ensaio de impacto Charpy do material estão apresentados na Tabela 5.7. Foi observado aspecto dúctil de fratura com expansão lateral do corpo de prova. Os aspectos de fratura das amostras após o ensaio estão apresentados na Figura 5.20. O material apresentou o valor médio de 60 J de energia absorvida que é razoável, tendo em vista sua resistência mecânica/ductilidade apresentada no ensaio de tração. Esse valor também é proporcionado pelo arranjo microestrutural predominante do núcleo do eixo, que é constituída por ferrita-acicular e perlita, onde a perlita está dispersa nos limites dos grãos e como placas dentro da matriz de ferrita.

Tabela 5.7 – Resultado do ensaio de impacto Charpy a temperatura ambiente.

Corpos de prova	Energia de Impacto (J)
CP1	55
CP2	64
CP3	61
CP4	59
CP5	59
<b>Média ± D.P.</b>	<b>60 ± 5</b>



Figura 5.20 – Aspecto da superfície de fratura após ensaio de impacto Charpy em corpos de prova do material da peça na temperaturas ambiente.

As Figuras 5.21 e 5.22 mostram a superfície de fratura de um corpo de prova Charpy, das regiões de início de fratura próximo ao entalhe e da região de propagação, respectivamente. A região de início de fratura mostrou micromecanismos frágeis de propagação transgranular, sendo constituída predominantemente por facetas de clivagem com alguns princípios de coalescência de microcavidades, caracterizando o modo misto de fratura próximo do entalhe do corpo de prova.

A região de propagação de fratura exibiu um aspecto rugoso predominante, característico de comportamento dúctil onde se verifica a presença de alvéolos e microcavidades que evidenciam a deformação plástica ocorrida na região.

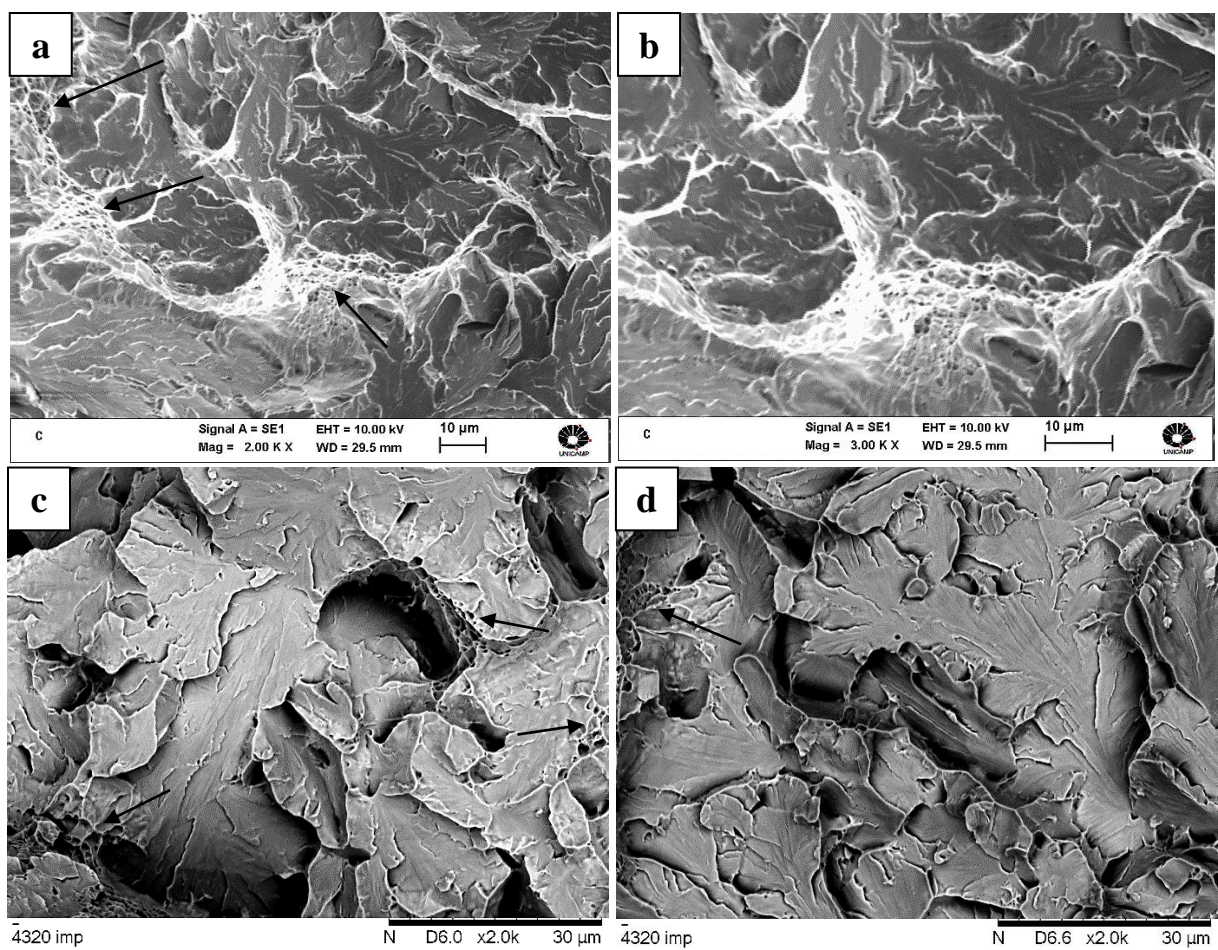


Figura 5.21 – Região de início de ruptura em corpo de prova Charpy mostrando modo misto de fratura, com micromecanismo dúctil e clivagem. (a) Fractografia próxima do entalhe 2000X; (b) Ampliação de (a) 3000X; (c) e (d) Detalhamento do aspecto das linguas de clivagem com os rios, juntamente com pequenas regiões contendo alvéolos e microcavidades.

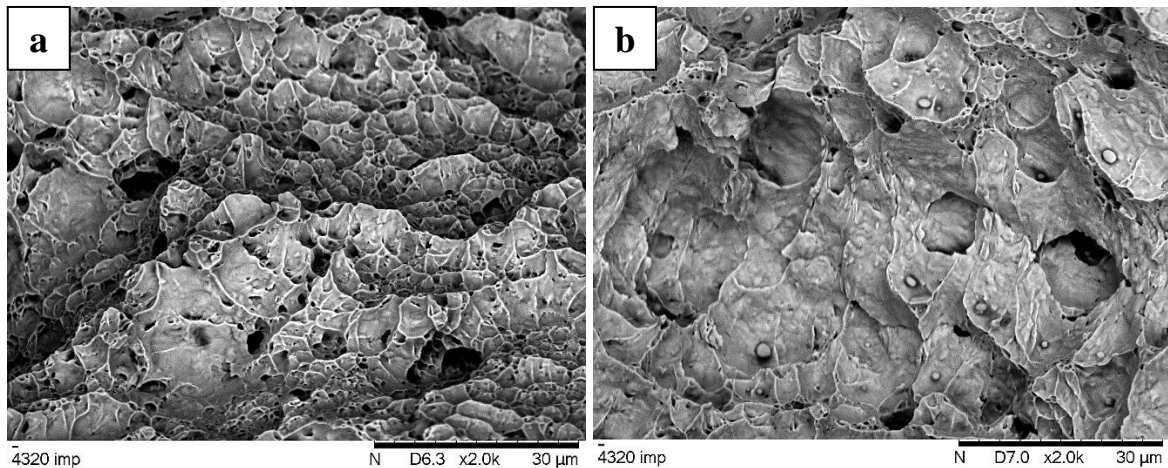


Figura 5.22 – (a) e (b) Região de propagação de trinca em corpo de prova Charpy mostrando modo de fratura por micromecanismo dúctil.

### 5.8 Ensaio de tenacidade à fratura CTOD

A Tabela 5.8 mostra a Força, o  $K_{max}$  e o número de ciclos de fadiga da abertura da pré-trinca dos 5 testes realizados.

Tabela 5.8 – Parâmetros de ensaio de fadiga.

Identificação	Força (KN)	$K_{max}$ ( $MPa\sqrt{m}$ )	Nº Ciclos
CP1	4,106	28,131	87.773
CP2	4,104	28,131	89.791
CP3	4,077	28,238	95.597
CP4	4,143	28,172	97.884
CP5	4,088	28,038	100.581

O CTOD foi realizado nas amostras obtendo os deslocamentos de  $V_p$  através do gráfico. Posteriormente os corpos de prova foram rompidos e medidos os valores do comprimento da pré-trinca  $a_0$  (mm) e a propagação da trinca  $\Delta ap$  (mm) que estão informados na Tabela 5.9.

A Figura 5.23 mostra a observação do corpo de prova após ensaio de CTOD e rompimento.

Tabela 5.9 – Resultados de CTOD e informações do comprimento das trincas.

Identificação	$a_0$ (mm)	$\Delta ap$ (mm)	$V_P$ (mm)	CTOD $\delta$ (mm)
CP1	3,7167	0,789	0,145	0,0211
CP2	4,032	0,455	0,281	0,0239
CP3	3,9983	0,427	0,273	0,0244
CP4	4,0614	0,427	0,246	0,0243
CP5	4,1229	0,361	0,298	0,0246

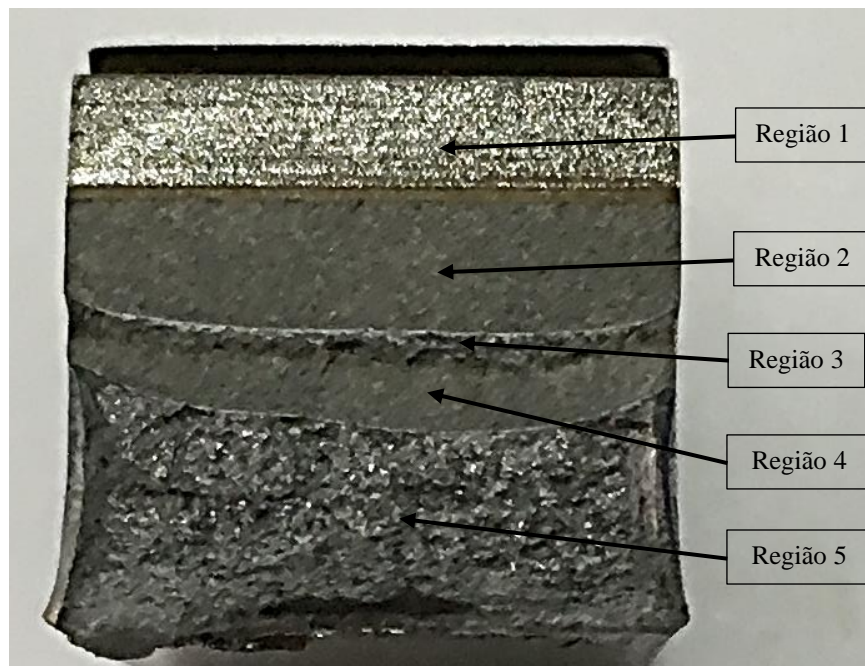


Figura 5.23 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD.

Região 1: corresponde a usinagem do entalhe.

Região 2: corresponde a pré-trinca por fadiga.

Região 3: corresponde a propagação de trinca durante o teste de CTOD.

Região 4: corresponde a trinca por fadiga para distinguir o fim da trinca de CTOD.

Região 5: corresponde a fratura final após rompimento por martelo.

O comprimento da trinca de interesse para o cálculo de CTOD é o comprimento somado das regiões 1 e 2, que dará o comprimento real da pré-trinca  $a_0$ . A Figura 5.24, mostra o método utilizado para encontrar a trinca média real inicial  $a_0$  e a propagação da trinca  $\Delta ap$  de acordo com o procedimento informado pela norma.

De acordo com a Tabela 5.9 observa-se que a propagação de trinca ( $\Delta ap$ ) foi pequena para as amostras ensaiadas, evidenciando que a deformação plástica ocorrida na ponta da trinca inibiu a sua propagação (embotamento).

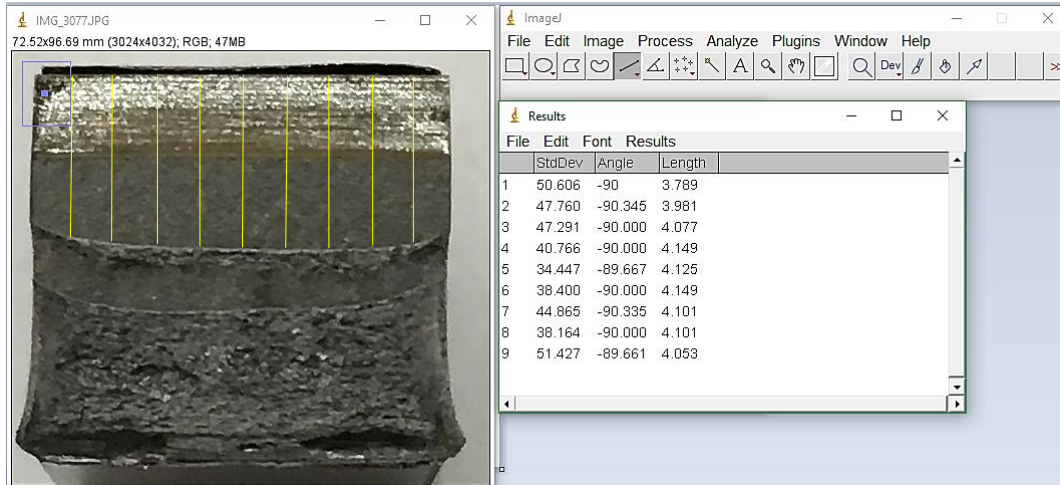


Figura 5.24 – Medição do comprimento da pré-trinca utilizando o software ImageJ.

Os valores do CTOD determinados na Tabela 5.9 são correspondentes ao valor de máxima carga (as curvas de força em função da abertura da ponta boca da trinca de todas as amostras apresentaram ponto de máximo, sem a presença de pop in conforme a Figura 5.23). O material apresentou um CTOD médio de  $0,0237 \pm 0,0013$  mm ( $23,7 \pm 1,3$   $\mu$ m). Verificou-se que a carga após ultrapassar o limite elástico durante o ensaio, diminuiu de forma constante com a abertura do *clip-gage*, apresentando o ponto de carga máxima, conforme a Figura 5.25. Esse fato acontece justamente pelo efeito do embotamento na ponta da trinca de propagação, e quando seu arredondamento cresce e chega no tamanho crítico, permitido pela tensão de ruptura, essa se propaga mais facilmente (SURESH, 2006).

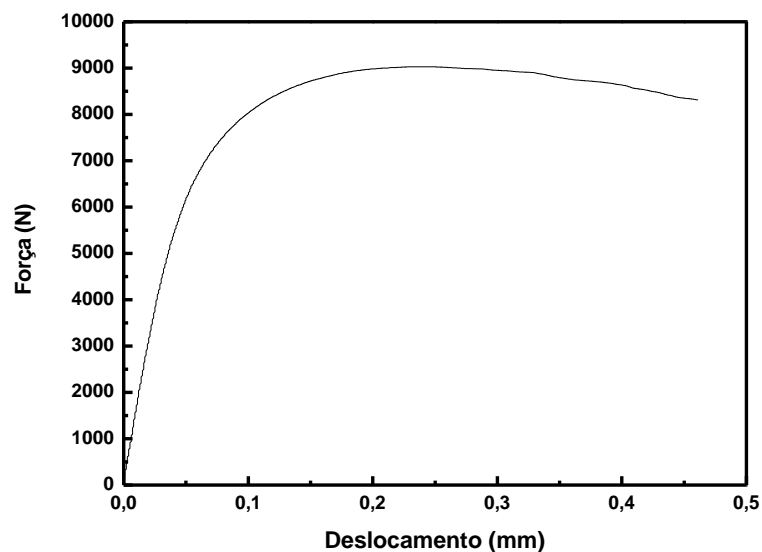


Figura 5. 25 – Gráfico da força em função do deslocamento do clip gage.

Para complementar a análise de tenacidade a fratura foram realizadas análises da fratura com o MEV, para caracterizar o micromecanismo de fratura na região de ensaio.

O aspecto da propagação da trinca durante o ensaio de CTOD nas amostras evidenciou uma pequena área de propagação frágil com os planos de clivagem (Figura 5.26 (b) e (c)) e foi seguida de uma região onde se observa um caráter rugoso de ductilidade com pequenos traços de formação de facetas de clivagem (quase-clivagem), com prevalência do mecanismo dúctil (Figura 5.26 (d) e (e)). Os *dimples* observados na fratura da amostra do material possuem precipitados ou inclusões que contribuíram com a redução da tenacidade da amostra. Essas características mostram-se coerentes com os resultados dos ensaios CTOD.

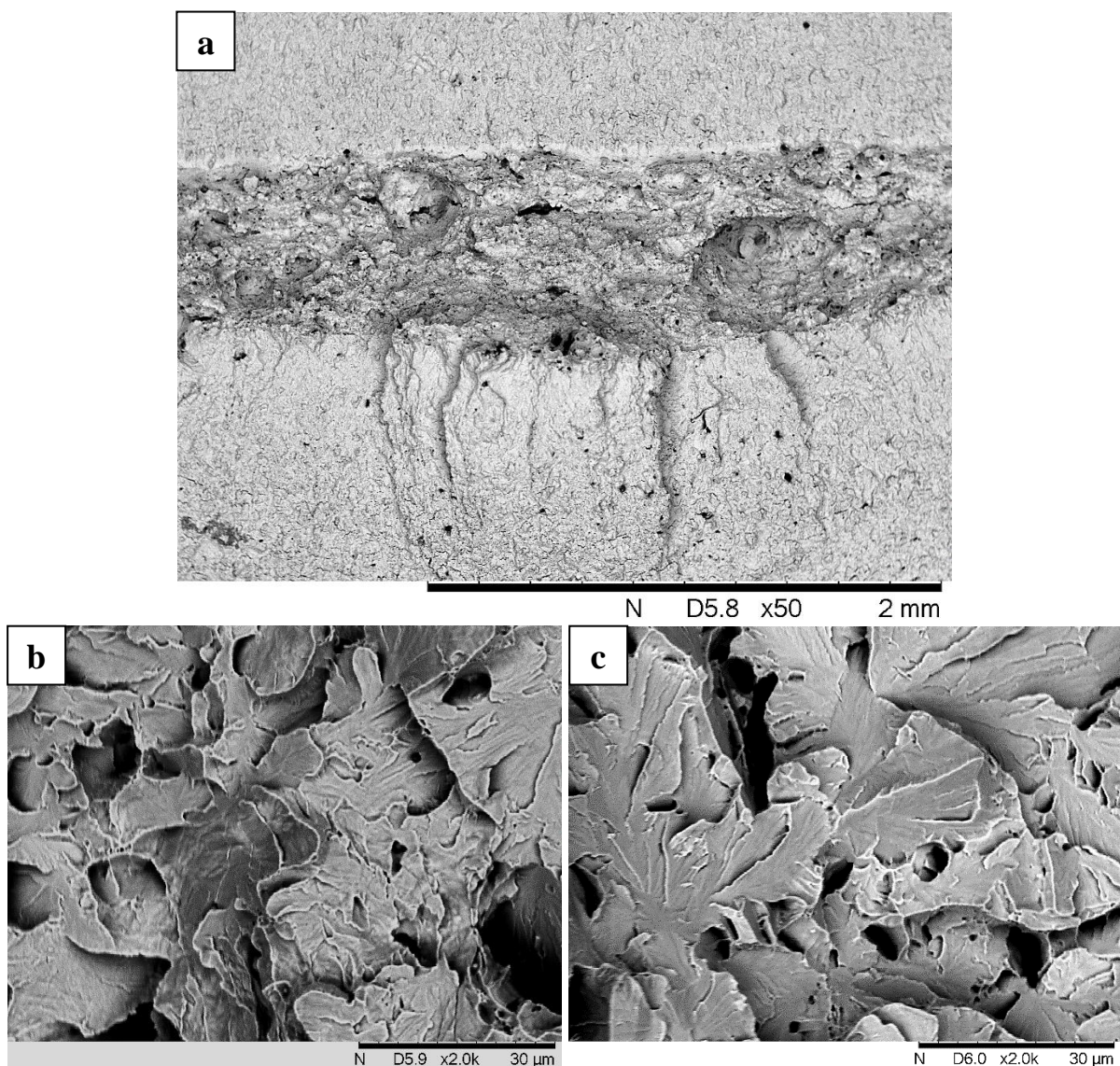


Figura 5.26 – Morfologia da propagação da trinca durante o CTOD. (a) Região de embotamento; (b) e (c) Regiões referentes ao início de propagação da trinca exibindo fratura por clivagem (continua).



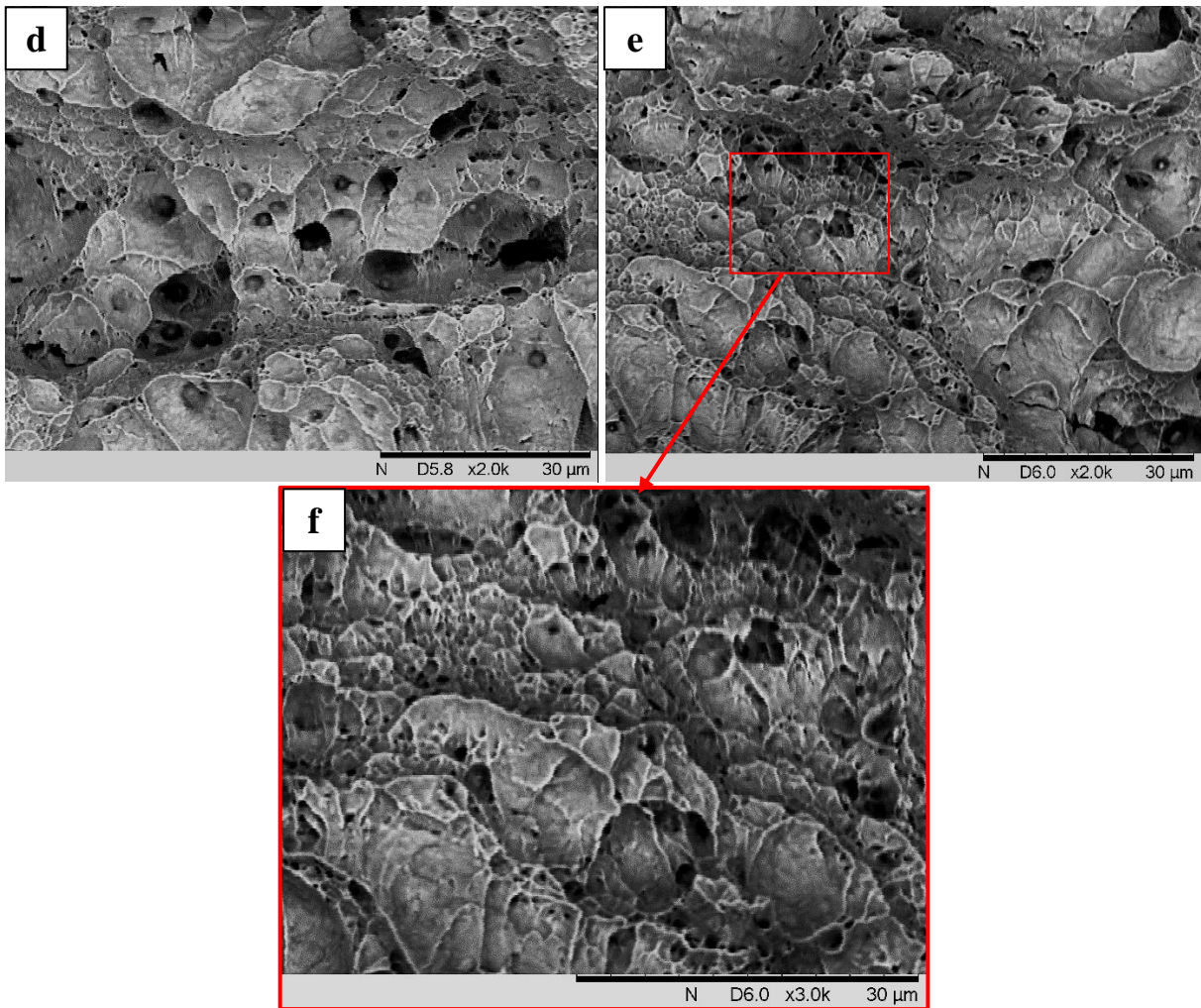


Figura 5.26 – (continuação) Morfologia da propagação da trinca durante o CTOD. (d), (e) e (f) Região de propagação com predominância de *dimples*.

Diante do valor do CTOD crítico de  $23,7 \pm 1,3 \mu\text{m}$  apresentado para o material da peça, e o comprimento das inclusões superior a esse parâmetro, conforme apresentado na Figura 5.6 (item 5.4), fica explícito pelos critérios de falha da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica que estas foram potenciais da fratura da peça, e justificam a falha prematura do componente (inferior a 1 ano), quando teria uma vida de projeto superior a 40 anos.

Outro fato importante, é que foram observados poros com diâmetro superior ao CTOD crítico do material nas proximidades da borda do eixo e distante da região de fratura da peça, conforme a Figura 5.27. Nela fica evidente a acelerada propagação da trinca induzida por cargas de fadiga de serviço, que nucleou no poro e propagou através do contorno de fases de baixa resistência. Com isso, diante do tamanho dos poros e inclusões, além da microestrutura bandeada com baixa resistência mecânica em torno da linha de contorno de fases, faz com que esses defeitos metalúrgicos expliquem claramente a fratura do componente.

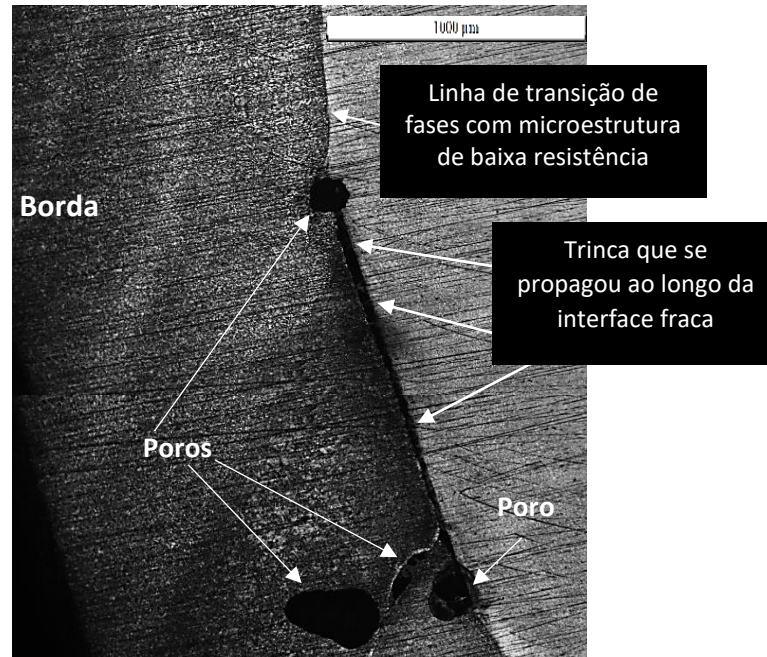


Figura 5. 27 – Propagação de trincas do poro ao longo da linha de contorno de fases de baixa resistência.

## 6 CONCLUSÃO

Este estudo analisou a falha de um eixo de saída de um redutor, a análise permitiu concluir:

- O exame fractográfico revelou a presença de marcas de praia e nucleação de trincas na superfície da fratura e as análises de MEV mostraram as marcas de catraca e a progressão das trincas de fadiga; todas essas evidências confirmaram que o eixo foi fraturado por fadiga;
- O material do eixo atendeu ao padrão de composição química; por outro lado, a microestrutura da superfície endurecida não era uniforme e espessa o suficiente ao longo da seção do eixo, apresentando uma fina camada de bainita seguida por uma estrutura de ferrita de baixa resistência até a linha de contorno das fases, indicando que o tratamento térmico não foi executado de forma correta, sendo um dos contribuintes para a fratura;
- O material apresentou baixo valor na propriedade mecânica de alongamento com relação a especificação e grande quantidade de inclusões próximas à zona de fratura. Especificamente, o estudo encontrou o comprimento de inclusões e alguns poros acima do valor do parâmetro do tamanho crítico de CTOD, o que produziu uma diminuição drástica na vida de fadiga.
- O fato do desalinhamento do sistema ter acontecido seja por falta de manutenção ou por montagem incorreta levaram o sistema a condições anormais de carregamento, contribuindo também para redução da vida em fadiga.

## REFERÊNCIAS

ABBASZADEH, K.; SAGHAFIAN, H.; KHEIRANDISH, S. Effect of Bainite Morphology on Mechanical Properties of the Mixed Bainite-martensite Microstructure in D6AC Steel. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 28, n. 4, p. 336–342, 2012.

ALCÂNTARA, F.L. **Comportamento do Crescimento de Trinca por Fadiga de uma Aço do Tipo USI-SAC-50 Laminado a Quente em Diferentes Espessuras**. 2003. 118 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Católica de Minas Gerais Belo Horizonte.

ALI, A.; BHADSHIA, H. K. D.. H. **Nucleation of Widmanstätten ferrite**. The Institute of Metals. Manuscript received 23 January. University of Cambridge. 1990.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **A 370**: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **A751-14**: Standard Test Methods, Practices, and Terminology for Chemical Analysis of Steel Products, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E45 – 13**: Standard test methods for determining the inclusion content of steel. West Conshohocken, n.d. 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8/E8M**: Standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken, n.d. 2015.

ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics: Fundamentos and Applications**. 2° ed, Boca Raton: CRC, 2005.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, 2<sup>nd</sup>. Ed. 1995  
CRC Press Inc. pp 3-23.

ARAÚJO, R. **Análise de falha aplicada a redutores de velocidade com perda de lubrificante por vazamento**. Rede Pitágoras de Ensino / ICAP Instituto Superior de Tecnologia, São João Del Rei, 2011.

ASHBY, M. F.; DAVID, R. H. **Engenharia de materiais: uma introdução a propriedades, aplicações e projeto**, v. 1. Rio de Janeiro: Elsevier. 2007.

BARSON, J. M. **Fracture Mechanics Retrospective: Early Classic Papers (1913–1965)**, RPS-1, ASTM International, West Conshohocken, PA. 1987.

BAYRAKTAR, E.; KAPHAN, D. Mechanical and metallurgical investigation of martensite-austenite constituents in simulated welding conditions. **Journal of Materials Processing Technology** 153-154, p. 82-87, 2004.

Berkeley McDonnell Douglas Astronautics Company, & Metals, C. **SEM-TEM fractography handbook**. Metals and Ceramics Information Center. 1975.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels**, 2<sup>nd</sup> Ed. Cambridge: Institute of Materials, 460 p., 2001.

BHADESHIA, H. K. D. H; SVENSSON, L. E. **Modelling the evolution of microstructure in steel weld metal**. Mathematical modeling of weld phenomena. Institute of materials, London, p.109-182. 1993.

BHAMBRI, S. K.; SINGH, V.; JAYARAMAN, G. The effect of microstructure on stage-II fatigue crack growth rates in 2.5 Ni-Cr-Mo-V steel. **International Journal of Fatigue**, v. 11, n. 1, p. 51-54, 1989.

BI, T. T., YANG, Z. G. Failure analysis on speed reducer shaft of sluice gate in nuclear power plant. **Engineering Failure Analysis**, 80, 453-463, 2017.

BROEK, D. **Elementary engineering fracture mechanics**. 3<sup>rd</sup> ed., Martins Nijhoff Publishers, Boston, p.24-66, 1982.

BROWN T. **Torsional fatigue failures: identification diagnosis and prevention**. Uptime Mag 2014;20–2.

Bruno Ximenes Takahashi, **Metodologia Moderna para Análise de Fadiga baseada em Elementos Finitos de Componentes Sujeitos a Fadiga Uni e Multiaxial** - Tese de Mestrado, USP-SP, 2014.

CALLISTER Jr., W.D., **Ciência e Engenharia dos Materiais, uma Introdução**, 7<sup>a</sup> Edição, Ed. Guanabara, 2008.

CASANOVA, F.; MANTILLA, C. Fatigue failure of the bolts connecting a Francis turbine with the shaft. *Engineering Failure Analysis*, 90, 1-13, 2018.

COLLINS, J. A. **Failure of materials in mechanical design: analysis, prediction, prevention**, 2<sup>o</sup>. Ed, New York: Wiley, 1993.

COSTA e SILVA, A. L.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2<sup>o</sup>. Ed. Ver. E amp. Local: Edgard Blucher, 2006.

CUMMINGS H. N.; STULEN F. B.; SCHULTE W. C. **Tentative Fatigue Strength Reduction Factors for Silicate-Type Inclusions in HighStrength Steels**. Proc. Amer. Soc. Test. Mat. 58 (1958) 505.

CUNHA, A. P. A. **Caracterização mecânica e microestrutural de aços médio carbono microligados ao nióbio e molibdênio**. 2013. 141p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

DALVI, S. D.; CHANDRABABU, D.; SATAV, S. Failure analysis of a carbon steel roller shaft of continuous pad steam machine. **Case studies in engineering failure analysis**, 9, 118-128, 2017.

DAS, S., MUKHOPADHYAY, G., BHATTACHARYYA, S. Failure analysis of axle shaft of a fork lift. **Case Studies in Engineering Failure Analysis**, 3, 46-51, 2015.

DAVIS , E. **Metals handbook**. desk edition. 2nd ed., ASM International; 1998.

DIETER, E. G. **Metalurgia Mecânica**, 2nd ed. Guanabara Dois, 1981.

DOWLING, N. E. **Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture and fatigue**. 2°. Ed. New Jersey: Prentice Hall, 1999.

Drang DR. Bolt upright. 2012. Disponível em:<<https://leancrew.com/all-/2012/05/bolt-upright/>>. Acesso em: 2019 jun. 2019.

DU, J.; LIANG, J.; ZHANG, L. Research on the failure of the induced draft fan's shaft in a power boiler. **Case Studies in Engineering Failure Analysis**, 5, 51-58, 2016.

EDMONDS, D. V. Bainite Structures. In: **ASM Handbooks**. Metals Park, Ohio: ASM, v.9, p. 662-667, 1995.

ERGOGAN, F. Fracture mechanics. **International journal of Solids and Structures**, v. 37, p. 171-183, 2000.

FALK SÉRIES Y e YS. Catálogo Fabricante; “Power Transmission Industries do Brasil S/A”, Redutores de velocidade. 2010. Disponível em: <<http://www.pticorp.com.br>>. Acesso em: maio, 2010.

FARIA, I. B. **Seleção de um redutor de engrenagens para um agitador e planejamento das ações de manutenção**. Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial, Universidade Nova De Lisboa, Monte de Caparica. 2009.

FARRA, R.; ZHANG, Z. Aspect ratios and morphology of acircular ferrite in Cr-Mn-Ni weld metals. **Materials Science e Techonology**, v. 117, p. 759-764, 1995.

FONSECA, S. T. **Efeito de adições de vanádio, nióbio e molibdênio na estrutura e propriedades mecânicas de aços com 0, 7% C utilizados na fabricação de rodas ferroviárias**. 2015. 221p. Tese (Doutorado) - **Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas**.

FORREST, P.G. **Fatigue of Metals**, Pergamon Press Ltd., Headington Hill Hall, Oxford 4 & 5 Fitzroy Square, London W.1, 1962.

GARCÍA DE ANDRÉS, C.; CAPDEVILA, C.; MADARIAGA, I.; GUTIÉRREZ, I., **Role of molybdenum in acicular ferrite formation under continuous cooling in a medium carbon microalloyed forging steel**, **Scripta Materialia**, 2001, p. 709-716.

GODEFROID, L. B. et al. Tenacidade a fratura e crescimento de trinca por fadiga de dois aços bifásicos de emprego automotivo. **Rem: Revista Escola de Minas**, v. 58, n. 1, p. 45-50, 2005.



GRIFFITH, A.A., The phenomena of rupture and flow in solids. **Philosophical Transactions of the Royal Society of London.**, vol. 221, pp. 163-198, 1921.

HANDBOOK, A. S. M. **Fractography.** vol, v. 12, p. 141, 1987.

HARRISON, P.; FARRA, L. A. Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels. **International Materials Reviews.** v. 34, n. 1, p.35-51. 1989.

**HERTZBERG, R. W.** Deformation and fracture mechanics of engineering materials. **4<sup>th</sup> ed.** **Jonh Wiley e Sons: NEW York, p.261-312, 1996.**

HIPPERT, J. Eduardo. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J-â a para previsão de colapso em dutos.** 2004. Tese (Doutorado). Universidade de São Paulo.

HONEYCOMBE R. W. K. Ferrite. **Metal Science**, v.14, p. 201, 1980.

JANSSEN, J., ZUIDEMA, J., WANHILL, R.J.H., **Fracture Mechanics**, 2 ed., New York, Spon Press, 2002.

JUVONEN, P. **Effects of non-metallic inclusions on fatigue properties of calcium treated steels.** Espoo, Finland: Helsinki University of Technology; 2004.

KIESSLING, R. **Nonmetallic inclusions and their effects on the properties of ferrous alloys, encyclopedia of materials: science and technology.** 2nd ed. Oxford: Elsevier; 2001. p. 6278–83.

KIM, E. S.; CHOI, S. K. Failure analysis of connecting bolts in collapsed tower crane. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, 36(3), 228-241, 2013.

KRAUSS, G. Martensite in steel: strength and structure. **Materials Science and Engineering**, A273-275, p.40-57, 1999.

LAGO D. F.; GONÇALVES A. C., **Manutenção preditiva de um redutor usando análise de vibrações e de partículas de desgaste**, 16° POSMEC. FEMEC/UFU, Uberlândia-MG, 2006.

MANESCHY, J. E.; MIRANDA, C. J. **Mecânica da fratura na indústria nuclear**. Rio de Janeiro: Lithos Edições de Arte, 2014.

MEDINA, Jorge A. Hinostraza. **Avaliação de Previsões de Fratura elástoplastica**. 2014. 2030. Tese (Doutorado) – Pontifícia Universidade Católica.

MEI, P. R.; BRESCIANI, F. E. Efeito de adições do nióbio na dureza e na formação da perlita. **Metalurgia**, ABM, v. 40, n. 323, p. 565, out. 1984.

MELCHER, Pablo J. Lara. **Tenacidade à fratura de aços estruturais que apresentam delaminações**. 2014. 98p. **Dissertação (Mestrado)** - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

METALS HANDBOOK. **Vol. 11: failure analysis and prevention**, 8th ed. Materials Park, OH: American Society for Metals; 1975. p. 1482.

MIHAKOVACIĆ, S. S. Critical inclusion size in spring steel and genetic programming. RMZ – **Materials and Geoenvironment**;57:17–23, 2010.

MURAKAMI Y. **Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions**. Oxford: Elsevier Science Ltd; 2002.

PANTAZOPOULOS, G.; VAZDIRVANIDIS, A.; RIKOS, A.; TOULFATZIS, A. Analysis of abnormal fatigue failure of forklift forks. **Case Studies in Engineering Failure Analysis**, 2(1), 9-14, 2014.

PARIS, P. C.; Reflections on progress in fracture mechanics research. *Fracture Mechanics: Twenty-Fourth Volume*, ASTM STP 1207, John D. Landes, Donald E McCabe, and J.A.M. Boulet, Eds., **American Society for Testing Materials**, Philadelphia, p.5-17, 1994.

PARKER, A. P. **The Mechanics of Fracture and Fatigue**. Spon, London, 1983.

PEIXOTO, THIAGO A. PEREIRA. **Interação entre aspectos microestruturais e Iniciação de trincas de fadiga em aços estruturais**. 2018. 105p. **Dissertação (Mestrado), Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro**.

POWELL, G. W.; MAHMOUD, S. E. **Metals Handbook, Failure Analysis and Prevention**. American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, USA. 843, 1986.

RANSOM, J. T.; MEHL, R. F. **Anisotropy of the Fatigue Properties of SAE 4340 Steel Forgings**. Proc. Amer. Soc. Test. Mat. 52 (1952) 779.

RAVI, S.; BALASUBRAMANIAN, V.; NASSER, S. N. Effect of mis-match ratio (MMR) on fatigue behaviour of HSLA steel welds. **Engineering Failure Analysis**, v. 11, p. 413-428, 2004.

Reed-Hill, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2a. Ed. Rio de Janeiro, Guanabara, 1982.

RIBEIRO, H. Varella. **Caracterização microestrutural e mecânica de juntas soldadas a laser em um aço ARBL**. 2016. 159p. Tese (Doutorado) - **Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena**.

ROSSMANITH, H. P. A historical retrospective of the beginnings of brittle fracture mechanics: the period 1907-1947. **Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures**, p27-28, 2006.

SACHS, N. W. Understanding the surface features of fatigue fractures: how they describe the failure cause and the failure history. **Journal of Failure Analysis and Prevention**, 5(2), 11-15, 2005.

SAM, B. Forensic engineering: Reduction of risk improving technology. **Engineering Failure Analysis**, 14, 1019-1037, 2007.

SANT' ANNA, P. C. **Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65**. 2006. 147f. Tese (Doutorado). Universidade Estadual do Maranhão, Campinas, 2006.

SCHIJVE, J. **Fatigue of Structures and Materials** (2 Ed.). Springer. 2008.

SILVA, Paulo R. Tavares. **Análise do comportamento em fadiga do aço SAE 52100 sob diferentes condições microestruturais**. 2001. 135p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

SOARES, P. A. **Determinação da tenacidade à fratura de juntas soldadas constituídas de aços inoxidáveis ferríticos utilizados na indústria do petróleo**. 2009. 56p. Monografia (Graduação) – Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória.

SOUZA, F. H. S. **Avaliação da tenacidade à fratura pela técnica de CTOD para o tubo de aço X65Q API 5L hidrogenado em ambiente com H<sub>2</sub>S**. 132p. Dissertação (Mestrado) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte 2011.

STRANGWOOD, M.; BHADESHIA, H. K. D. H. **The mechanism of acircular ferrite formation in steel weld deposits**. Advances in welding technology and science. University of Cambridge. p. 181-191. 1981.

SURESH, S. 2006. **Fatigue of Materials**, 2nd ed., Cambridge University Press, Cambridge, UK.

TAKASHIMA, Y; OHATA, M.; MINAMI, F. CTOD Toughness for laser welded joints with narrow hardened zone. **Procedia Materials Science**, v. 3, p. 1009-1014, 2014.

TANNUS, D. F.; GONÇALVES, A. C., **Análise do Estado de Conservação de um Redutor de Velocidade Através da Técnica de Partículas de Desgaste do Óleo Lubrificante**, XI CREEM, Paper CRE04-TE03, Instituto Politécnico, Nova Friburgo RJ, 2004.

TSAY, L.; CHUNG, C.; CHEN, C. Fatigue crack propagation of D6AC laser welds. **International Journal of fatigue**, v. 19, n. 1, p. 25-31, 1997.

VAN DER VOORT, G. F. **Microscopic examination procedures for failure analysis**. In: McCall , French , editors. Symp. Metallogr. Fail. Anal.. Houston: Plenum Press; 1977. p. 33–63.

VARIN, J. D. Fracture characteristics of steering gear sector shafts. **Practical Failure Analysis**, 2(4), 65-69, 2002.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem Processo e Metalurgia**. Blucher, 1995.

WELLS, A. A. Unstable crack propagation in metals: cleavage and fracture. Proceedings of the Crack Propagation Symposium, vol. 1, pp. 210-230, 1961.

WESTERGAARD. H. M. Bearing pressures and cracks. **Transactions of the merican Society of Mechanical Engineers**. 61,p. A49-A53, 1939.

YANG, Y.; SHI, L.; LU, H.; CHEN, X.; WANG, X. Fracture toughness of the materials in welded joint of X80 pipeline steel. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 148, p. 337-349, 2015.

ZAMBRANO, O. A.; CORONADO, J. J.; Rodríguez, S. A. Failure analysis of a bridge crane shaft. **Case Studies in Engineering Failure Analysis**, 2(1), 25-32, 2014.

**ZAMPIERE, Jr. C. R.** Determinação da tenacidade a fratura da região da solda de um tubo de aço ferrítico ASTM A 335 Gr. P22 através do deslocamento da abertura da ponta da trinca (CTOD). 2004. 176f. **Disertação (Mestrado). Escola de Engenharia de São Carlos, São Carlos, 2014.**

ZEEMANN, A. **Aços baixa liga e alta liga.** 2016. Disponível em: <<https://www.linkedin.com/pulse/a%C3%A7os-baixa-liga-e-alta-annelise-zeemann>>. Acesso em: 2019 jun. 2019.

ZERBST, U.; MADIA, M.; KLINGER, C.; BETTGE, D.; Murakami, Y. Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. II: Non-metallic inclusions. **Engineering Failure Analysis**. 2019.

ZHANG, C.; HU, X.; LU, P.; ZHANG G. Tensile overload-induced plastic deformation and fatigue behavior in weld-repaired high-strength low-alloy steel. **Journal of materials processing Technology**, v. 213, p. 2005-2014, 2013.

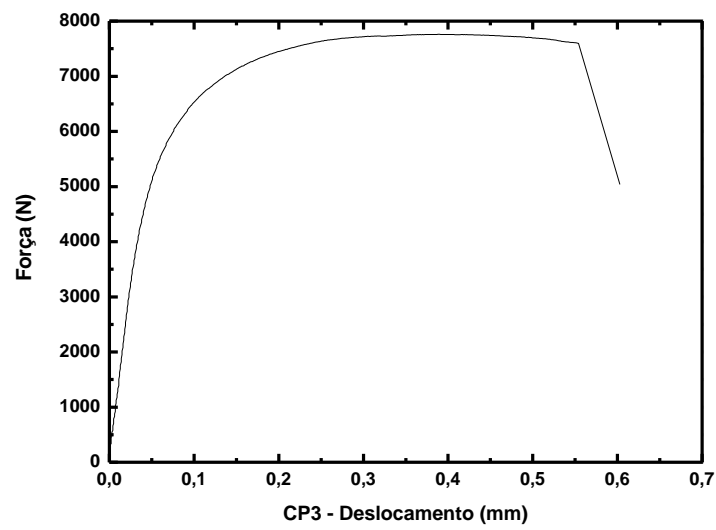
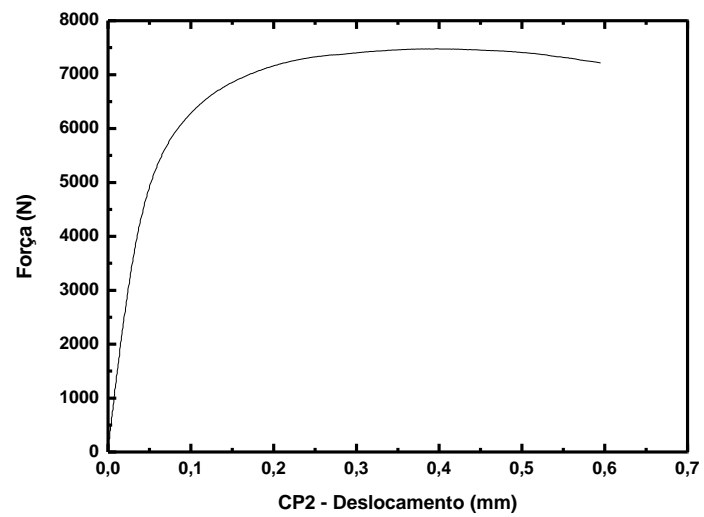
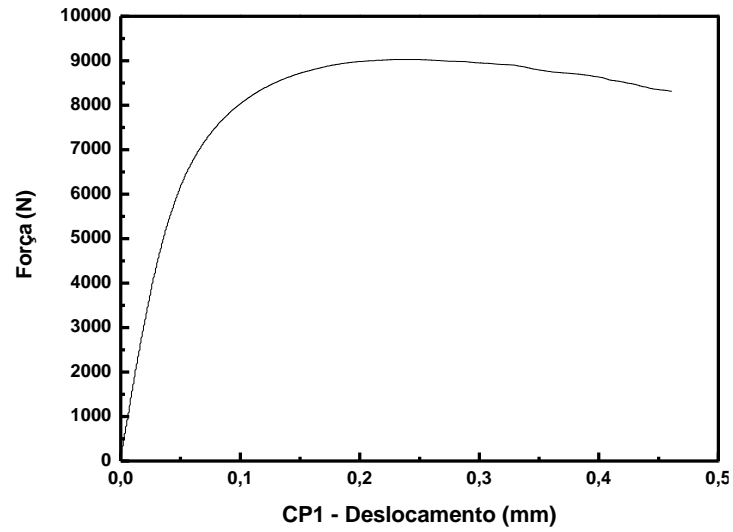
ZHANG, Y. Q.; ZHANG, H. Q.; LI, J. F.; LIU, W. M. Effect of heat input on microstructure and toughness of coarse grain heat affected zone in Nb microalloyed HSLA Steels. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 16, n. 5, p. 73-80, 2009.









**ANEXO B – Gráficos dos Ensaios de CTOD**

**ANEXO B – Gráficos dos Ensaios de CTOD**