



Matheus Fernandes de Andrade

**Avaliação da super longa vida em fadiga do
aço inoxidável AISI 316L processado por
manufatura aditiva L-DED**

Dissertação de Mestrado

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia de Materiais pelo programa de Pós-graduação em Engenharia Química, de Materiais e Processos Ambientais da PUC-Rio.

Orientador: Prof. Marcos Venicius Soares Pereira

Rio de Janeiro,
Setembro de 2022



Matheus Fernandes de Andrade

**Avaliação da super longa vida em fadiga do
aço inoxidável AISI 316L processado por
manufatura aditiva L-DED**

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia de Materiais pelo programa de Pós-graduação em Engenharia Química, de Materiais e Processos Ambientais da PUC-Rio. Aprovada pela Comissão Examinadora abaixo:

Prof. Marcos Venicius Soares Pereira

Orientador

Departamento de Engenharia Química e de Materiais – PUC-Rio

Profa. Ana Rosa Fonseca de Aguiar Martins

Departamento de Engenharia Química e de Materiais - PUC-Rio

Profa. Ana Sofia Clímaco Monteiro de Oliveira

Universidade Federal do Paraná - UFPR

Prof. Felipe José da Silva

Instituto Federal do Rio de Janeiro - IFRJ

Rio de Janeiro, 22 de setembro de 2022

Todos os direitos reservados. A reprodução, total ou parcial, do trabalho, é proibida sem a autorização da universidade, do autor e do orientador.

Matheus Fernandes de Andrade

Graduou-se em Engenharia Mecânica pela Universidade Católica de Petrópolis em 2019.

Ficha Catalográfica

Andrade, Matheus Fernandes de

Avaliação da super longa vida em fadiga do aço inoxidável AISI 316L processado por manufatura aditiva L-DED / Matheus Fernandes de Andrade; orientador: Marcos Venicius Soares Pereira. – 2022.

113 f. : il. color. ; 30 cm

Dissertação (mestrado)–Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Química e de Materiais, 2022.

Inclui bibliografia

1. Engenharia Química e de Materiais – Teses. 2. L-DED. 3. Fadiga de altíssimo ciclo. 4. Iniciação de trincas. 5. FGA. I. Pereira, Marcos Venicius Soares. II. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Departamento de Engenharia Química e de Materiais. III. Título.

CDD: 620.11

Dedico este trabalho à minha mãe (*in memoriam*).
Não importa onde esteja, sei que sempre estará ao meu lado.

Agradecimentos

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus, por me permitir vivenciar e concluir mais uma etapa da minha vida.

Às minhas irmãs por todo apoio e incentivo.

Ao meu orientador, Marcos Venicius Soares Pereira, por todo direcionamento, ensinamentos e disponibilidade para que fosse possível o desenvolvimento deste trabalho.

À PUC-Rio e colaboradores do DEQM por disponibilizar os equipamentos utilizados para as análises.

A CAPES e FAPERJ por todo o suporte financeiro.

Ao Instituto SENAI de Inovação em Sistemas de Manufatura e Processamento a Laser pela parceria para execução deste projeto.

Aos amigos de longa data Igor da Costa Correa, Fábio Gaspar Júnior e Lara Candido por toda ajuda, carinho e companheirismo.

À Lorena, Vitória, Marlon e Maria pela companhia e momentos felizes vivenciados.

E a todos os amigos que estiveram presentes ao longo desta trajetória, em especial a engenheira e amiga, Maria Clara Carvalho Teixeira, pela amizade, apoio, trocas, orientações e ensinamentos profissionais e pessoais ao longo destes anos. E principalmente por me mostrar que com calma, persistência e positividade o impossível se torna possível.

Por fim, aos que aqui não foram citados, mas de certa forma também estiveram presentes e contribuíram para a realização desta etapa.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

Resumo

Andrade, Matheus Fernandes de; Pereira, Marcos Venicius Soares. Avaliação da super longa vida em fadiga do aço inoxidável AISI 316L processado por manufatura aditiva L-DED. Rio de Janeiro, 2022. 113p. Dissertação de Mestrado - Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

As tecnologias de manufatura aditiva (MA) tornaram-se alvo de grande interesse industrial para fabricação de componentes e peças finais destinadas a inúmeras aplicações em diversos setores da indústria. Estes componentes, em sua maioria, são projetados para apresentar vida em serviço superior à 10^7 ciclos, fazendo com que a análise do comportamento em fadiga no regime de altíssimo ciclo (VHCF) se tornasse um critério de projeto imprescindível. O aço inoxidável AISI 316L é um dos materiais mais processados por MA, com inúmeras abordagens na literatura. Contudo, ainda não há um conhecimento consolidado a respeito do comportamento deste material quando submetido a longas ou super longas vidas em fadiga após processamento pelas distintas técnicas disponíveis, nem tampouco dos mecanismos de iniciação de trincas predominantes. Em geral, no regime de VHCF as trincas tendem a se iniciar internamente ou em regiões subsuperficiais a partir de defeitos internos presente no material. Esse fato resulta em uma característica na superfície de fratura conhecida como “*fish-eye*”. Outro fenômeno que ocorre na superfície de fratura, mais especificamente dentro da região do “*fish-eye*”, é a formação de uma camada fina granular (FGA) ao redor dos sítios de iniciação de trincas. O presente trabalho analisou a resistência à fadiga de longa duração do aço AISI 316L manufaturado pela técnica de deposição por energia direcionada a laser (L-DED). Corpos de prova de duas condições de pós-processamento do material, com e sem tratamento térmico, foram submetidos a ensaios de fadiga em equipamento ultrassônico (frequência de $20 \pm 0,5$ kHz), com $R = -1$ e tendo como alvo 10^9 ciclos. Após o levantamento das curvas S-N das duas condições microestruturais, as superfícies de fratura foram analisadas. Os resultados da pesquisa indicaram que o tratamento térmico reduziu a vida em fadiga do material em função da população de defeitos metalúrgicos encontrada, bem como influenciou a formação de “*fish-eye*” e FGA durante a iniciação e propagação das trincas. Por fim, o tamanho do FGA foi quantificado experimentalmente, para permitir a comparação com dimensões de FGA estimadas por equações empíricas presentes na literatura.

Palavras-chave

L-DED; Fadiga de altíssimo ciclo; iniciação de trincas; FGA.

Abstract

Andrade, Matheus Fernandes de; Pereira, Marcos Venicius Soares (Advisor). Assessment of the super long fatigue life of AISI 316L stainless steel processed by L-DED additive manufacturing. Rio de Janeiro, 2022. 113p Dissertação de Mestrado - Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

Additive manufacturing (AM) technologies have become a target of great industrial interest for manufacture of components and final parts intended for several applications in many sectors of the industry. Most of these components are designed to have a service life higher than 10^7 cycles, making the analysis of the fatigue behavior in the very high cycle regime (VHCF) an essential design criterion. AISI 316L stainless steel is one of the most processed by AM, with numerous approaches in the literature. However, there is still no consolidated knowledge about the behavior of this material when subjected to long or super long fatigue lives after processing by the different available techniques, nor about the predominant crack initiation mechanisms. In general, in the VHCF regime, cracks tend to start internally or in subsurface regions from internal defects present in the material. This fact results in a characteristic in the fracture surface known as “fish-eye”. Another phenomenon that occurs at the fracture surface, more specifically within the fish-eye region, is the formation of a fine granular area (FGA) nearby the crack initiation sites. The present work analyzed the long-term fatigue strength of AISI 316L steel manufactured by laser directed energy deposition (L-DED) technique. Specimens of two post-processing conditions of the material, with and without heat treatment, were subjected to fatigue tests in ultrasonic equipment (frequency 20 ± 0.5 kHz), with $R = -1$ aiming 10^9 cycles. After surveying the S-N curves of the two microstructural conditions, the fracture surfaces were analyzed. The research results indicated that the heat treatment reduced the fatigue life of the material as a function of the population of metallurgical defects found, as well as influenced the formation of “fish-eye” and FGA during the initiation and propagation of cracks. Finally, the size of FGA was experimentally quantified to allow comparison with the dimensions of the FGA estimated by empirical equations present in the literature.

Keywords

L-DED; very high cycle fatigue; crack initiation; FGA.

Sumário

1. Introdução	19
2. Revisão Bibliográfica	22
2.1. Manufatura Aditiva	22
2.1.1. Classificação dos processos de MA	23
2.1.2. Vantagens e Limitações	25
2.1.3. DED.....	27
2.1.3.1. L-DED.....	29
2.2. Fadiga	31
2.2.1. Tensões Cíclicas	31
2.2.2. Métodos de Dimensionamento em Fadiga	33
2.2.2.1. Metodologia S-N (ou de Wöller)	34
2.2.3. Regimes de Fadiga	36
2.3. Fadiga de Altíssimo Ciclo (VHCF).....	37
2.3.1. Equipamentos Ultrassônicos	38
2.3.2. Fundamentos em fadiga ultrassônica.....	40
2.3.3. Comportamento dos materiais em VHCF	43
2.3.4. Iniciação e crescimento de trinca em VHCF.....	44
2.3.4.1. Curva duplex S-N	44
2.3.4.2. Mecanismos de falha.....	46
2.3.4.3. Aspectos da Microestrutura.....	47
2.3.4.3.1. Fish eye.....	48
2.3.4.3.2. Superfície rugosa	50
2.4. Comportamento em fadiga após manufatura aditiva.....	52
2.4.1. Aço AISI 316L manufaturado por DED.....	52
2.4.2. Influência dos defeitos no comportamento em fadiga	53
3. Materiais e Métodos	55
3.1. Materiais.....	55
3.1.1. Caracterização do pó metálico	55
3.2. Histórico do Material	56
3.2.1. Processo de fabricação	56

3.2.2. Análise de propriedades mecânicas e densidade	59
3.3. Métodos.....	60
3.3.1. Caracterização microestrutural.....	61
3.3.1.1. Extração das amostras	61
3.3.1.2. Preparação das amostras	61
3.3.2. Ensaio ultrassônicos.....	62
3.3.2.1. Geometria do CP	62
3.3.2.2. Condições de ensaio	64
3.3.3. Ensaio de Dureza	66
3.3.4. Análise Fractográfica	66
3.3.4.1. Aquisição e processamento das imagens	67
4. Resultados e Discussões.....	68
4.1. Caracterização Microestrutural.....	68
4.2. Ensaio Ultrassônicos.....	71
4.3. Ensaio de Dureza.....	75
4.4. Análise Fractográfica.....	76
5. Conclusões.....	94
6. Sugestões para trabalhos futuros.....	96
7. Referência Bibliográfica	97
APÊNDICE A.....	102

Lista de Figuras

Figura 1 - Princípio de funcionamento das tecnologias de MA. Adaptado de [19]	23
Figura 2 - Três áreas de uso das tecnologias DED. Adaptado de [2].....	28
Figura 3 - Princípio básico do processo L-DED. Adaptado de [23]	30
Figura 4 - Ciclos de carregamento (tensão variável em função do tempo) [25]	32
Figura 5 - Curva S-N. Adaptado de [24]	35
Figura 6 - Curva S-N apresentando os três distintos regimes de fadiga e suas respectivas fronteiras. Adaptado de [29].....	37
Figura 7 - Sistema utilizado para o ensaio ultrassônico de fadiga com a distribuição da tensão e deslocamento ao longo da direção de carregamento. Adaptado de [9].....	39
Figura 8 - Representação da propagação de onda [9].....	41
Figura 9 - Comportamento em VHCF. a) Curva S-N para o aço inoxidável austenítico 304 (Material tipo I) [11]; b) Curva S-N para o aço inoxidável martensítico 17- 4PH (Material tipo II) [14].....	44
Figura 10 - Curva S-N duplex. Adaptado de [10].....	45
Figura 11 - Representação esquemática do mecanismo de iniciação de acordo com o número de ciclos para falha. Adaptado de [9]	47
Figura 12 - Formação de <i>fish-eye</i> observada no aço 4240 devido a iniciação interna a partir de uma inclusão de Alumínio [9].	48
Figura 13 - Formação de <i>fish-eye</i> na superfície de fratura. a) borda do <i>fish-eye</i> alcançou a superfície; b) <i>fish-eye</i> tangenciando a superfície [13].	48
Figura 14 - Representação esquemática da superfície de fratura representando os quatro estágios do processo de falha em VHCF. Adaptado de [13].	49
Figura 15 - Superfície de fratura de um aço HSM (<i>high strength martensitic</i>). a) <i>fish-eye</i> b) ampliação da região de iniciação da trinca mostrando FGA ao redor da inclusão [41].....	50
Figura 16 - Superfície de fratura de um CP do aço 316L manufactured por PBF. a) Superfície de fratura 1; b) Formação de <i>fish-eye</i> e destaque do sítio de iniciação da trinca; c) Ampliação do sítio de iniciação da trinca; d)	

Sítio de iniciação da trinca observado na superfície de fratura 2; e) Ampliação do defeito observado na superfície de fratura 2; f) Distribuição de elementos químicos na região do defeito. [51]	54
Figura 17 - Partículas contidas no pó metálico 316L-5520; a) MEV ampliação 500x; b) Ampliação 1000x. Adaptado de [52]	56
Figura 18 - RPMI 535 com cabeçote coaxial descontínuo de 25° [52]	57
Figura 19 - Nomenclatura das amostras divididas em três blocos de construção [52].....	58
Figura 20 - Blocos de construção das amostras após MA. a) Bloco 1; b) Bloco 2. Adaptado de [52].	59
Figura 21 - Etapas do procedimento experimental.....	60
Figura 22 - Posição de extração das amostras para caracterização microestrutural e ensaio de dureza	61
Figura 23 - Equipamento ultrassônico (modelo USF-2000A, Shimatzu) com ampliações do CP ampolheta e tela do <i>software</i> (<i>Super sonic</i>)	62
Figura 24 - Representação 2D e 3D da geometria dos corpos de prova (ampulheta)	63
Figura 25 - Geometria utilizada nos ensaios de VHCF (dimensões em mm).....	64
Figura 26 - Perfil de distribuição da temperatura ao longo do CP.	65
Figura 27 - Esquema de distribuição dos pontos para ensaio de microdureza.....	66
Figura 28 - Diagrama de Schaeffler. Adaptado de [8]	69
Figura 29 - Microestrutura da condição AB, atacada com reagente Villela (Ampliação 5x).	70
Figura 30 - Ampliação das regiões enumeradas na Figura 29 destacando a morfologia dos grãos (Atacadas com o reagente químico Marble). 1, 2, 4 e 5 Ampliação 20x; 3 Ampliação 10x.	70
Figura 31 - Microestrutura da condição HT, atacada com reagente Marble (Ampliação 50 x).	71
Figura 32 - Curva S-N para o aço inoxidável 316L na condição AB.....	73
Figura 33 - Curva S-N para o aço inoxidável 316L na condição HT.....	74
Figura 34 - Gráfico de microdureza Vickers HV (0,1) para mapeamento de dureza da condição HT	76

Figura 35 - Gráfico de microdureza Vickers HV (0,1) para mapeamento de dureza da condição AB	76
Figura 36 - Representação esquemática do CP com a denominação adotada para cada lado da superfície de fratura	77
Figura 37 - Superfície de fratura do CP 1.4 ($\sigma_a = 240 \text{ MPa}$, $N_f = 6,12\text{E}+05$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova); c) Ampliação (200x) da região destacada em branco da superfície de fratura A; d) Ampliação (200x) da região destacada em amarelo da superfície de fratura B.....	77
Figura 38 - Ampliação (500x) da região destacada em vermelho da superfície de fratura A do CP 1.4 ($\sigma_a = 240 \text{ MPa}$, $N_f = 6,12\text{E}+05$ ciclos) com identificação das regiões analisadas via EDS	78
Figura 39 - EDS das regiões identificadas na Figura 38 com os principais elementos.....	79
Figura 40 - Superfície de fratura do CP 1.7 ($\sigma_a = 236 \text{ MPa}$, $N_f = 1,11\text{E}+08$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova).....	80
Figura 41 - Ampliação (500x) da região destacada em branco da superfície de fratura A do CP 1.7 ($\sigma_a = 236 \text{ MPa}$, $N_f = 1,11\text{E}+08$ ciclos) com identificação das regiões analisadas via EDS.	80
Figura 42 - EDS das regiões identificadas na Figura 41 com os principais elementos.....	81
Figura 43 - Superfície de fratura do CP 1.10 ($\sigma_a = 230 \text{ MPa}$, $N_f = 2,11\text{E}+08$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova).....	82
Figura 44 - Ampliação (300x) da região destacada em branco da superfície de fratura A do CP 1.10 ($\sigma_a = 230 \text{ MPa}$, $N_f = 2,11\text{E}+08$ ciclos) com identificação das regiões analisadas pelo EDS.....	82
Figura 45 - EDS das regiões identificadas na Figura 44 com os principais elementos.....	83
Figura 46 - Superfície de fratura do CP 2.4 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 1,45\text{E}+06$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova).....	84
Figura 47 - Ampliação (500x) da região destacada em branco da superfície de fratura A do CP 2.4 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 1,45\text{E}+06$ ciclos) com identificação da região analisadas pelo EDS.....	84
Figura 48 - EDS da região identificada na Figura 46 com os principais elementos.....	85

- Figura 49 - Superfície de fratura do CP 2.5 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 2,22\text{E}+07$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova). 85
- Figura 50 - Superfície de fratura do CP 2.5 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 2,22\text{E}+07$ ciclos) evidenciando as 4 etapas do processo de nucleação e propagação da trinca de fadiga normalmente vista em VHCF contextualizada pela representação esquemática..... 86
- Figura 51 - Ampliação (2000x) da região destacada em amarelo do CP 2.5 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 2,22\text{E}+07$ ciclos) evidenciando a rugosidade característica da FGA comparada a representação esquemática do modelo de Sakai..... 87
- Figura 52 - Mensuração do *fish-eye* e tamanho da FGA encontradas no CP 2.5 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 2,22\text{E}+07$ ciclos). a) Superfície de fratura evidenciando as bordas do *fish-eye* e FGA; b) Valores medidos referentes a dimensão da FGA e *fish-eye*..... 88
- Figura 53 - Superfície de fratura do CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $N_f = 2,34\text{E}+07$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova) 88
- Figura 54 - Detalhes na superfície de fratura do CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $N_f = 2,34\text{E}+07$ ciclos). a) Borda do *fish-eye* e FGA. b) Ampliação (100x) evidenciando o sítio de iniciação de trincas (região 1) onde foi realizado o EDS..... 89
- Figura 55 - EDS da região identificada na Figura 54 com os principais elementos..... 89
- Figura 56 - Ampliação (2000x) da região destacada em amarelo do CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $N_f = 2,34\text{E}+07$ ciclos) evidenciando a rugosidade característica da FGA comparada a representação esquemática do modelo de Sakai..... 90
- Figura 57 - Mensuração do *fish-eye* e tamanho da FGA encontradas no CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $N_f = 2,34\text{E}+07$ ciclos). a) Superfície de fratura evidenciando as bordas do *fish-eye* e FGA; b) Valores medidos referentes a dimensão da FGA e *fish-eye*..... 91
- Figura 58 - Gráfico comparativo entre os valores de $areaFGA$ medidos na superfície de fratura do CP 2.5 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $\sigma_y = 298 \text{ MPa}$, $HV = 160 \text{ HV}$ e $N_f = 2,22\text{E}+07$ ciclos) e os estimados pelos modelos de Yang, Murakami e Liu..... 92
- Figura 59 - Gráfico comparativo entre os valores de $\sqrt{areaFGA}$ medidos na superfície de fratura do CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $\sigma_y = 298 \text{ MPa}$, $HV = 160 \text{ HV}$ e $N_f = 2,34\text{E}+07$ ciclos) e os estimados pelos modelos de Yang , Murakami e Liu..... 93

Figura 60 - Diferença percentual entre os valores medidos nas superfícies de fratura e os estimados pelas equações de Liu, Yang e Murakami para o CP 2.5 e 2.9.93

Lista de Tabelas

Tabela 1: Comparação em relação ao tempo de ensaio utilizando técnicas convencionais e ultrassônicas. Adaptada de [12].....	38
Tabela 2: Composição química (wt%) do pó metálico - Código 316L-5520 [54, 55]	55
Tabela 3: Parâmetros utilizados no processo de MA [52]	57
Tabela 4: Resultados dos ensaios de tração [52].....	60
Tabela 5: Resultados obtidos nos ensaios de VHCF para os CPs da condição AB	72
Tabela 6: Resultados obtidos para os CPs da condição HT	72
Tabela 7: Mapeamento de microdureza Vickers HV (0,1) para a condição AB.	75
Tabela 8: Mapeamento de microdureza Vickers HV (0,1) para a condição HT.	75
Tabela 9: Comparação entre os valores de <i>areaFGA</i> medidos na superfície de fratura do CP 2.5 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $\sigma_y = 298 \text{ MPa}$, $HV = 160 \text{ HV}$ e $N_f = 2,22\text{E}+07$ ciclos) e os estimados pelos modelos de Yang, Murakami e Liu.....	91
Tabela 10: Comparação entre os valores de <i>areaFGA</i> medidos na superfície de fratura do CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $\sigma_y = 298 \text{ MPa}$, $HV = 160 \text{ HV}$ e $N_f = 2,34\text{E}+07$ ciclos) e os estimados pelos modelos de Yang, Murakami e Liu.....	91

Lista de Abreviações

AM	<i>Additive Manufacturing</i>
VHCF	<i>Very High Cycle Fatigue</i>
FGA	<i>Fine Granular Area</i>
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
L-DED	<i>Laser Directed Energy Deposition</i>
DED	<i>Directed Energy Deposition</i>
MA	<i>Manufatura aditiva</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BJ	<i>Binder Jetting</i>
PBF	<i>Powder Bed Fusion</i>
SL	<i>Sheet Lamination</i>
3D	Três dimensões
2D	Duas dimensões
CNC	<i>Computer Numerical Control</i>
LRM	Limite de Resistência Mecânica
LE	Limite de Escoamento
LCF	<i>Low Cycle Fatigue</i>
HCF	<i>High Cycle Fatigue</i>
ODA	<i>Optically Dark Area</i>
CP	Corpo de provas
PSB	<i>Persistent slip bands</i>
AB	<i>As-built</i> (como construído)
HT	<i>Heat treated</i> (tratado termicamente)
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
EDS	Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia

Lista de Símbolos

σ	Tensão
$\Delta\sigma$	Varição de tensão
σ_a	Amplitude de tensão
σ_m	Tensão média
σ_{max}	Tensão máxima de tração
σ_{min}	Tensão mínima de compressão
R	Razão de carregamento
A	Razão de amplitude
S-N	Tensão - número de ciclos
ϵN	Deformação - número de ciclos
N_f	Número de ciclos até a falha
da/dN	Taxa de propagação de trincas
ΔK	Varição do fator de intensidade de tensões
K_{max}	Fator de intensidade de tensão máxima
K_{min}	Fator de intensidade de tensão mínima
φ_{FGA}	Diâmetro estimado da FGA
σ_y	Limite de escoamento
HV	Dureza Vickers
$\sqrt{area_{FGA}}$	Tamanho estimado da FGA
E	Módulo de Elasticidade
ρ	Massa específica

“It's the time you spent on your rose that makes your rose so important.”

Antoine de Saint-Exupéry

1. Introdução

O crescente desenvolvimento tecnológico decorrente das últimas décadas resultou em uma forte demanda por processos com maior eficiência, produtividade e, conseqüentemente, equipamentos com longas vidas em serviço. Partindo deste princípio, as tecnologias de manufatura aditiva têm despertado grande interesse em diversos setores da indústria, onde muitas das vezes os componentes são projetados para apresentarem uma vida em fadiga que exceda 10^7 ciclos. Por este motivo, para estas aplicações a análise do comportamento em fadiga no regime de fadiga de altíssimo ciclo (VHCF) se tornou um dos principais critérios de projeto [1, 2].

Entende-se por manufatura aditiva (MA) o conjunto de tecnologias de fabricação caracterizadas pela adição de material em forma de sucessivas camadas (abordagem “camada por camada”) até se obter o componente físico desejado, partindo de um modelo geométrico 3D [3]. Atualmente existem diversas técnicas de MA disponíveis no mercado, apesar de distintas, seus equipamentos se baseiam na mesma abordagem “camada por camada”. De acordo com o padrão ISO/ASTM 52900:2015 [4], os processos de manufatura aditiva são classificados em sete categorias distintas: Jateamento de aglutinantes (BJ), Jateamento de material (MJ), Extrusão de material (ME), Fusão em leito de pó (PBF), Laminação em folhas (SL), Fotopolimerização em cuba (VP) e Deposição direta por aplicação de energia (DED). Dentre estas categorias, apenas quatro (BJ, PBF, SL e DED) são aplicáveis à produção de materiais metálicos [5]. A tecnologia L-DED (Deposição por energia direcionada a laser), por sua vez, foi utilizada para a fabricação dos corpos de prova analisados neste trabalho.

Esta tecnologia vem se tornando muito promissora para uma série de aplicações nas indústrias aeroespaciais, automotivas e médicas. Além de ser um processo que apresenta uma grande flexibilidade quanto ao material de alimentação (pó metálico ou arame de adição), também possibilita a fabricação de componentes 3D multifuncionais a partir de distintos materiais simultaneamente [1, 2, 6, 7, 8]. Uma gama de materiais pode ser utilizada neste processo, porém o

aço inoxidável AISI 316L é um dos mais estudados e processados por estas técnicas devidas as excelentes propriedades que são preservadas nas peças finais (soldabilidade, resistência à corrosão e propriedades de tração) [8].

Por ser uma tecnologia extremamente sensível aos parâmetros de processo (potência do laser, distância entre o laser e a superfície de deposição, velocidade de varredura, taxa de alimentação do pó metálico, padrão de deposição, atmosfera de construção, entre outros) há uma forte influência destes parâmetros nas propriedades finais das peças, onde uma combinação indesejada pode gerar defeitos internos no material manufaturado [2, 7, 8]. Defeitos típicos de peças metálicas produzidas por este processo são poros, inclusões metálicas, falta de fusão (partículas não fundidas), entre outros [8]. Foi relatado por diversos autores que todos os defeitos mencionados favorecem a iniciação de trinca no regime de VHCF [8-14].

No regime de VHCF, diferente do que é visto nos regimes convencionais, a trinca tende a se iniciar preferencialmente na região interna ou em regiões subsuperficiais a partir de defeitos presente no material. Esse fato leva a formação de uma morfologia característica na superfície de fratura, conhecida como *fish-eye*. O *fish-eye* corresponde à área circular, geralmente de diâmetro variando entre (0,5 a 1 mm), concêntrica a origem da falha, formada a partir da propagação radial da trinca. A formação desta morfologia é considerada um parâmetro de avaliação do processo de falha por fadiga no regime de VHCF, já que neste caso o processo de evolução da trinca ocorre em quatro etapas: nucleação/ iniciação da trinca, crescimento dentro do *fish-eye*, crescimento fora do *fish-eye* e fratura final [9, 12, 13].

Outro fenômeno também observado na superfície de fratura, mais especificamente dentro da região do *fish-eye*, é a formação de uma camada fina granular (FGA) ao redor dos sítios de iniciação de trincas. A FGA apresenta uma rugosidade característica e distinta do restante da superfície de fratura [9, 10, 12]. Alguns pesquisadores apresentaram modelos para caracterizar a formação da FGA, assim como equações empíricas para quantificar suas dimensões [15, 16, 17].

Apesar do aço inoxidável AISI 316L ser um dos mais abordados, ainda não há na literatura dados a respeito da vida em fadiga e dos mecanismos de iniciação de trincas predominantes no regime de VHCF deste material processado pelas

distintas técnicas de MA. Por este motivo, o objetivo principal deste trabalho foi avaliar a vida em fadiga no regime de altíssimo ciclo do aço AISI 316L processado por L-DED. Sendo assim, esta pesquisa destinou-se a um estudo experimental para investigar os mecanismo de iniciação de trincas e estudar a aplicabilidade dos modelos para quantificação da FGA. Com intuito de também se verificar o efeito das etapas de pós-processamento no comportamento em fadiga, duas condições do material, como construído (AB - *as-built*) e tratado termicamente (HT - *heat treated*), foram avaliadas.

O presente trabalho é composto por sete capítulos, organizados da seguinte maneira: No capítulo 2 se encontra a revisão bibliográfica apresentando os principais conceitos sobre manufatura aditiva e fadiga de altíssimo ciclo. O terceiro capítulo é dividido em três tópicos: O material utilizado, histórico do material explicando os parâmetros e etapas do processo de fabricação e a metodologia a ser utilizada. No quarto capítulo são analisados e discutidos os dados coletados. As conclusões finais são expostas no quinto capítulo. E no sexto, indicam-se sugestões para trabalhos futuros. Por fim, no sétimo capítulo, encontram-se as referências bibliográficas utilizadas como base para as informações e discussões referenciadas neste trabalho.

2. Revisão Bibliográfica

Neste capítulo serão apresentados os principais conceitos sobre manufatura aditiva contendo informações mais abrangentes sobre as tecnologias de deposição por energia direcionada a laser (L-DED) com propósito de apresentar suas características, funcionamento, aplicações e influência dos parâmetros de processo. Em contrapartida, também serão abordados conceitos gerais de fadiga com enfoque no comportamento em VHCF e seus respectivos fenômenos. Por fim, será dissertado sobre a influência dos defeitos provenientes do processo de manufatura em relação ao comportamento em fadiga do aço AISI 316L.

2.1. Manufatura Aditiva

Manufatura aditiva (MA), traduzida do inglês *Additive Manufacturing*, pode ser definida como um processo de fabricação caracterizado pela adição de material em forma de sucessivas camadas, utilizando uma abordagem “camada por camada” durante todo o processo até se obter o componente físico desejado. Estes componentes podem ser protótipos visuais, funcionais ou até mesmo peças finais prontas para utilização [3, 4, 18]. De forma geral, a MA consiste em converter em camadas um modelo geométrico 3D, proveniente de um sistema CAD (*Computer Aided Design*), através de um processo de “fatiamento” deste modelo em “curvas de nível” 2D, as quais determinam onde será, ou não, adicionado material em cada camada respectivamente, conforme demonstrado na Figura 1. Com a definição das estruturas de suporte e parâmetros de deposição de material, estas camadas são empilhadas e são aderidas sequencialmente (da base ao topo) formando a peça física [3, 18].

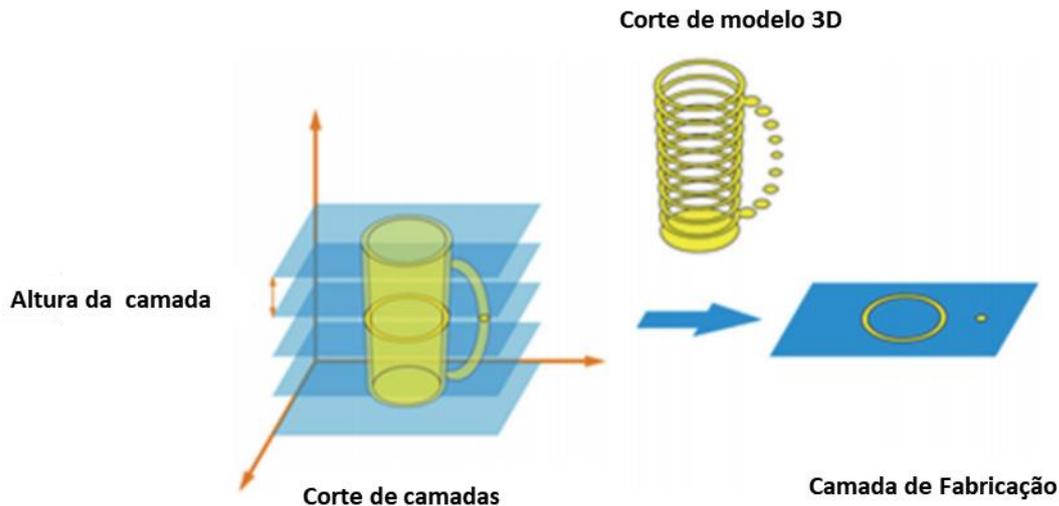


Figura 1 - Princípio de funcionamento das tecnologias de MA. Adaptado de [19].

2.1.1.

Classificação dos processos de MA

Atualmente existem diversas técnicas de MA disponíveis no mercado, apesar de distintas, seus equipamentos se baseiam na mesma abordagem “camada por camada” descrita acima [3]. De acordo com os padrões ISO/ASTM [4], os processos de manufatura aditiva são classificados em sete categorias, as quais estão descritas abaixo. Dentre estas categorias, apenas quatro (BJ, PBF, SL e DED) são aplicáveis à produção de materiais metálicos [5].

- Jateamento de aglutinantes (BJ, abreviação do inglês para *binder jetting*): Neste processo de MA um agente aglutinante líquido é aplicado de maneira seletiva a um material em pó, incluindo pós metálicos. Este agente atua na aglutinação do pó para formar a peça 3D. São pertencentes a esta categoria a impressão colorida por jato (*ColorJet printing – CJP*), tecnologias da *VoxelJet* e da *ExOne*, entre outras [4, 18]. Vale ressaltar que o uso de técnicas BJ para fabricação de peças metálicas só é possível com a utilização de processos de pós-processamento (infiltração e sinterização), já que é necessário remover o agente aglutinante após a impressão 3D e

simultaneamente obter uma peça metálica com boa resistência mecânica [20].

- Jateamento de material (MJ, abreviação do inglês para *material jetting*):
No jateamento de material são depositadas seletivamente na plataforma de construção gotículas do material, as quais são curadas por radiação ultravioleta ou calor camada por camada até formar o objeto final. Algumas tecnologias desta categoria são: *PolyJet*, impressão por múltiplos jatos (*MultiJet printing* – MJP), jateamento de nanopartículas (*NanoParticle jetting* – NPJ), entre outras [4, 18].
- Extrusão de material (ME, abreviação do inglês para *material extrusion*):
Como o próprio nome sugere neste processo o material (termoplástico ou material compósito) é extrudado através de um bocal ou orifício, onde é aquecido e depositado na plataforma de construção. Podem-se citar o método de modelagem por fusão de material fundido (*fused deposition modeling* – FDM) e as tecnologias *MakerBot* e *RepRap* como exemplos desta categoria [4, 18].
- Fusão em leito de pó (PBF, abreviação do inglês para *powder bed fusion*):
Processo no qual se utiliza uma fonte de energia térmica (laser ou feixe de elétrons) para fundir seletivamente regiões do leito de pó [4, 18]. As três principais técnicas que utilizam os princípios de PBF para manufaturar aditivamente materiais metálicos são: Sinterização direta do metal a laser (*direct metal laser sintering* – DMLS), fusão seletiva a laser (*selective laser melting* – SLM) e fusão por feixe de elétrons (*electron beam melting* – EBM) [5].
- Laminação em folhas (SL, abreviação do inglês para *sheet lamination*):
Processo de fabricação no qual “folhas” do material são sobrepostas unindo-se por meio de adesivos, produtos químicos, brasagem ou solda ultrassônica para criar uma peça 3D. Dentre as técnicas SL, pode-se mencionar as técnicas de manufatura laminar de objetos (*lamination*

object manufacturing – LOM), deposição seletiva de laminados (*selective deposition lamination* – SDL), manufatura aditiva ultrassônica (*ultrasonic additive manufacturing* - UAM), entre outras [4, 18]. A tecnologia UAM por sua vez, é uma das mais relevantes para a produção de componentes metálicos [5].

- Fotopolimerização em cuba (VP, abreviação do inglês para *vat photopolymerization*): Na fabricação pela tecnologia VP, um fotopolímero líquido é curado seletivamente por meio de um procedimento de polimerização ativada por energia luminosa (exposição à radiação ultravioleta). A peça é então formada pela cura e endurecimento do fotopolímero durante este processo. As técnicas de estereolitografia (*stereolithography* – SL) e produção contínua com interface líquida (*continuous liquid interface production* – CLIP) são exemplos de tecnologias desta categoria [4, 18].
- Deposição direta por aplicação de energia (DED, abreviação do inglês para *directed energy deposition*): Neste processo de MA, é utilizado uma fonte de energia térmica concentrada (por exemplo, laser, feixe de elétron ou arco de plasma) para fundir o material sólido à medida que este é depositado sob a superfície de um substrato [4, 18]. O material analisado neste estudo foi fabricado em um equipamento baseado na tecnologia L-DED (*laser directed energy deposition*), por esse motivo esta tecnologia será apresentada com mais detalhes no tópico 2.1.3.1.

2.1.2.

Vantagens e Limitações

De acordo com diversos autores [1, 6, 18, 19 e 21] quando comparada a processos convencionais de manufatura subtrativa, como por exemplo, a usinagem CNC, a MA de maneira geral apresenta algumas vantagens. As principais vantagens compreendem:

- Possibilidade de fabricação de peças com formas livres incluindo geometrias complexas jamais obtidas por técnicas convencionais. Este

atributo abre margem para otimizações de projeto já que se podem fabricar peças que integram funções de outros componentes com maior resistência e menor peso (otimização de forma e estrutura);

- Referente ao sistema de manufatura, o componente físico é produzido em um único equipamento, ou seja, em uma etapa única. Contudo, existem algumas tecnologias que necessitam de etapas de pós-processamentos para reforçar propriedades mecânicas da peça ou melhorar alguma característica necessária para sua finalidade. O equipamento utilizado para o processo, por sua vez, não requer troca de ferramenta durante a fabricação e não se faz necessário a existência de dispositivos de fixação na plataforma de construção (a fixação das peças se dá por meio dos materiais depositados pela própria tecnologia);
- O planejamento do processo é relativamente simples, já que por se trabalhar com camadas planas (plano 2D) não são empregados cálculos complexos para se obter as trajetórias das ferramentas;
- Algumas tecnologias além de fornecer a possibilidade de fabricar peças utilizando diversos tipos de materiais simultaneamente em um mesmo sólido, também apresentam a capacidade de variar a densidade do material durante o processo de fabricação, permitindo a produção de materiais com gradiente funcional (variação de propriedades mecânicas ao longo da peça);
- Processo de fabricação mais sustentável (desperdício de material consideravelmente menor e uso eficiente de energia).

Como limitações e algumas restrições dos processos de MA, são citadas:

- A grande maioria das tecnologias de MA possuem restrições quanto à escolha do material que pode ser empregado;
- Materiais fabricados por MA, em geral, apresentam propriedades anisotrópicas devido ao princípio de fabricação “camada por camada”.

Além disso, suas propriedades mecânicas, em alguns casos, são similares, mas não exatamente igual a dos materiais obtidos por processos tradicionais. Isto pode limitar a utilização destas peças para determinadas aplicações;

- A precisão e o acabamento superficial das peças manufaturadas são inferiores aos alcançados pelos processos de usinagem. Algumas peças podem ser produzidas com problemas como distorções, desvios na geometria e empenamento. Este fato se deve a natureza térmica ou química do princípio de adesão utilizado no processo. Contudo, estes problemas vêm sendo minimizados cada vez mais com o aperfeiçoamento das tecnologias;
- A porte industrial, a aquisição e operação de equipamentos de MA ainda dispõe um elevado custo. Para produção de grandes lotes são considerados processos lentos e caros quando comparados aos tradicionais. Entretanto, em aplicações de baixa produção e alta customização, como nas indústrias aeronáutica, automobilística e médica, este cenário vem se alterando e os processos de MA vêm sendo cada vez mais utilizados para produção de componentes e peças finais de alto valor agregado.

2.1.3.

DED

Como citado anteriormente a categoria DED compreende um grupo de tecnologias de manufatura que utilizam uma fonte de energia focalizada (tipicamente um feixe de elétrons ou laser) para fundir o material de alimentação conforme é depositado. Este material geralmente é utilizado na forma de pó, mas também há tecnologias desta categoria que utilizam o material de alimentação em forma de arame [2, 6, 7, 8, 22]. Este processo de manufatura aditiva é aplicável a materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos, sendo mais utilizado para fabricação de peças metálicas [6].

De acordo com diversos autores [2, 6, 7, 8, 22], as técnicas DED são empregadas em três áreas distintas: manufatura aditiva direta, adição de funções ou recursos e reparo ou remanufatura. A Figura 2 ilustra as três áreas de aplicação destas tecnologias. A manufatura aditiva direta (Figura 2a) compreende a construção de uma peça ou componente 3D a partir do “zero” através do processo DED. A Figura 2b representa o processo de adição de funções a um componente já existente (uma helicoidal é adicionada camada por camada a um tubo). E por fim, a Figura 2c exemplifica um processo de reparo.



Figura 2 - Três áreas de uso das tecnologias DED. Adaptado de [2].

Há uma grande diversidade de tecnologias deste grupo e apesar de serem baseadas em um mesmo princípio apresentam suas respectivas peculiaridades. Uma delas é a utilização de distintas fontes de energia para fundir o material de alimentação. Assim, são encontrados sistemas DED baseados em laser, feixe de elétrons, plasma ou arco elétrico [2, 7, 8, 22].

De acordo com padronizações ISO/ASTM [4], os processos baseados a laser recebem a denominação L-DED, porém também são encontrados na literatura por distintas denominações, como LENS (*Laser Energy Net Shapping*), LMD (*Laser Metal Deposition*), LC (*Laser Cladding*), DMD (*Direct Metal Deposition*), LAMP (*Laser aided manufacturing process*), DLF (*Direct Laser Fabrication*), LPF (*Laser Powder Fusion*), entre outras [2, 6, 7, 8, 22].

2.1.3.1.

L-DED

Os processos L-DED são tecnologias que utilizam como fonte de energia um laser direcionado. Tais tecnologias vêm se tornando cada vez mais promissoras para uma série de aplicações nas indústrias aeroespaciais, automotivas e médicas. Apresentam uma grande flexibilidade quanto ao material de alimentação (pó metálico ou arame de adição) e possibilitam a fabricação de componentes 3D multifuncionais a partir de distintos materiais simultaneamente [1, 2, 6, 7, 22].

O processo de manufatura por L-DED é relativamente simples e semelhante às demais técnicas de MA. Inicia-se a partir de um modelo 3D CAD, o modelo é então dividido em camadas e a informação é fornecida a um equipamento L-DED. Este equipamento, por sua vez, geralmente é constituído por um sistema de alimentação de pó metálico e de gás de proteção, laser, bocal provedor do pó e uma máquina CNC multiaxial ou um robô industrial [2]. O CNC multiaxial ou o robô industrial é utilizado para guiar o feixe do laser e o fluxo de alimentação do pó metálico sobre a superfície de deposição (superfície de um substrato metálico). Quando o feixe do laser entra em contato com a superfície deste substrato, uma poça de fusão é criada e o material em pó é conduzido pelo sistema diretamente para esta região. O transporte do pó metálico se dá pelo fluxo de gás de proteção (tipicamente Argônio (Ar) ou Hélio (He)) no interior do bocal, aplicado na mesma região por onde é incidido o laser. À medida que o material é depositado, vão se formando camadas (constituídas por inúmeros cordões adjacentes) e este processo prossegue camada por camada até a construção do componente 3D se completar. Após a finalização das peças, elas são removidas e limpas e se necessário passam por operações de acabamento e tratamento térmico [2, 6, 7, 22]. A Figura 3 ilustra esquematicamente o funcionamento de um sistema L-DED.

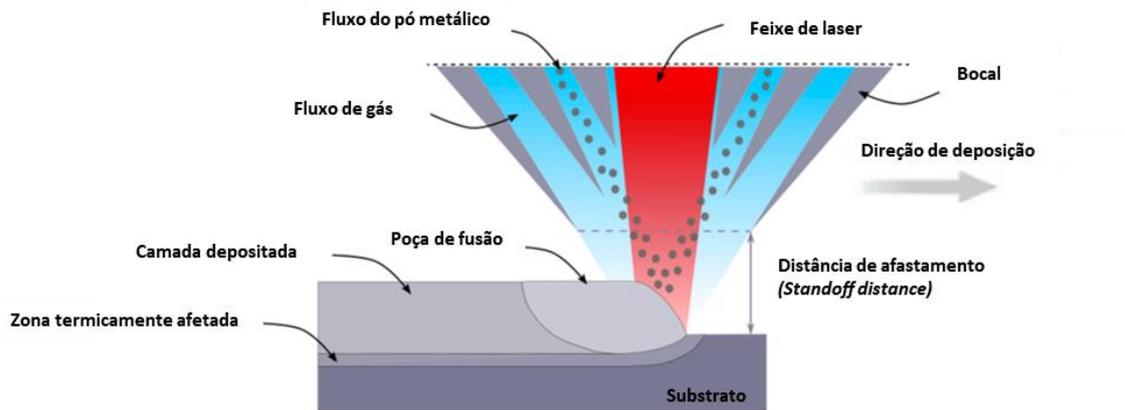


Figura 3 - Princípio básico do processo L-DED. Adaptado de [23].

Vale ressaltar que o padrão de deposição é definido pelo deslocamento relativo entre o substrato e o bocal de deposição (bocal provedor do pó metálico). Este deslocamento pode ser gerado somente pelo movimento do substrato, apenas pelo movimento do bocal de deposição ou pelo movimento simultâneo de ambos [8].

Apesar deste processo de MA ser aplicável a uma gama de materiais metálicos e apresentar diversas vantagens, o que a torna muito atrativa, as tecnologias L-DED são consideradas extremamente sensíveis aos parâmetros de processo. Tais parâmetros, assim como as características do pó metálico e do substrato, influenciam diretamente as características e propriedades mecânicas das peças finais [2, 22].

De acordo com Segerstark [22] os parâmetros de maior influência são a potência do laser, a velocidade de varredura, a taxa de alimentação do pó metálico e a distância de afastamento do pó metálico (*standoff distance powder*), os quais afetam termicamente o material e influenciam significativamente a microestrutura (estrutura do grão e transformações de fases) e a suscetibilidade a trincas. Outros aspectos relacionados à influência dos parâmetros do processo de manufatura na formação de defeitos metalúrgicos nos materiais serão detalhados no capítulo 2.4.

2.2.

Fadiga

A fadiga é o mecanismo de falha dominante em sistemas de engenharia, correspondendo a aproximadamente 90% de todas as falhas reportadas da indústria metal-mecânica. A falha por fadiga está fortemente presente em estruturas mecânicas que ao longo de sua vida em serviço são submetidos a tensões dinâmicas e variáveis que produzem tensões cíclicas ou ciclos de deformação [24].

Sendo assim, a fadiga pode ser compreendida como um processo progressivo e localizado que ocorre em materiais submetidos a condições que geram tensões e deformações cíclicas. Estas condições possibilitam a nucleação e propagação de trincas que conseqüentemente após um determinado número de ciclos podem culminar na fratura final dos componentes.

2.2.1.

Tensões Cíclicas

Os carregamentos são originados por tensões aplicadas de natureza axial (tração - compressão), de flexão (dobramento) ou torcional (torção). Os valores de tensão máxima e mínima variando em função do tempo determinam os ciclos de carregamento. A Figura 4 apresenta esquematicamente três modos distintos de tensão variável ao longo do tempo. No caso (a) está representado um ciclo de tensões alternadas onde o carregamento é totalmente reversível, ou seja, a tensão alterna entre uma tensão máxima de tração (σ_{max}) e uma tensão mínima de compressão (σ_{min}) de igual magnitude. Logo, por apresentarem essa simetria em relação a um nível médio de tensão, a tensão média é nula ($\sigma_m = 0$). Já o caso (b) esquematiza um ciclo de tensões repetidas onde a tensão máxima de tração e a mínima de compressão são assimétricas em relação ao nível zero de tensão ($\sigma_m \neq 0$). E por fim, o caso (c) ilustra um ciclo de carregamento puramente trativo ($\sigma_{min} = 0$).

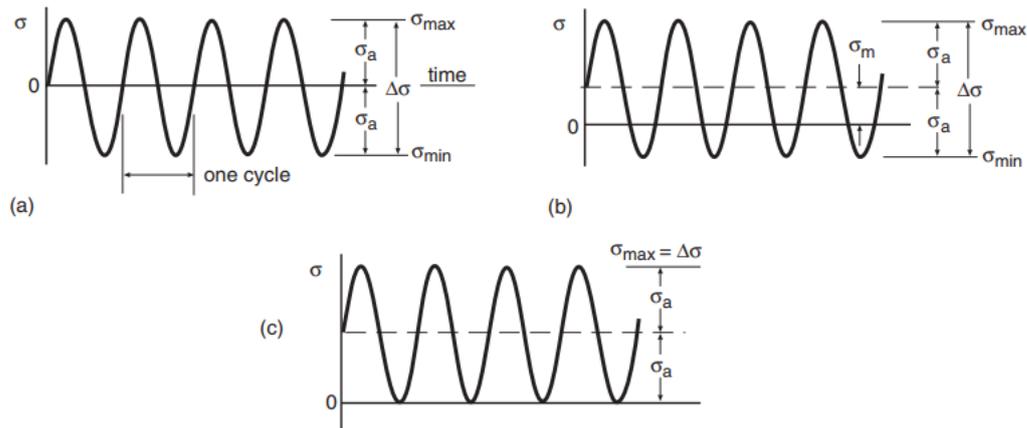


Figura 4 - Ciclos de carregamento (tensão variável em função do tempo) [25].

A partir da análise destes ciclos é possível obter dados e avaliar parâmetros relevantes para o estudo de fadiga, como por exemplo, a variação de tensão ($\Delta\sigma$), amplitude de tensão (σ_a), tensão média (σ_m), razão de carregamento (R) e a razão de amplitude (A). Expressões matemáticas para estes parâmetros se encontram nas equações 1, 2, 3, 4 e 5.

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (1)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (2)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (3)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4)$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (5)$$

Vale ressaltar que carregamentos totalmente reversíveis ($R = -1$) são aplicados na grande maioria dos dados experimentais encontrados na literatura. Nestes casos, as tensões máximas de tração e tensões mínimas de compressão são especificamente iguais para se gerar condições em que a tensão média é nula e

consequentemente para que a vida em fadiga do material seja maior, já que a propagação da trinca de fadiga nestas condições ($\sigma_m = 0$) é mais lenta. Porém, essa condição de carregamento não pode ser generalizada para todas as situações reais de serviço. Em geral, os componentes e estruturas estão submetidos há uma grande flutuação de cargas e os níveis de tensão variam aleatoriamente em amplitude e frequência, caracterizando assim, um ciclo de carregamento randômico [24-27].

2.2.2.

Métodos de Dimensionamento em Fadiga

As metodologias tradicionais para dimensionamento em fadiga são baseadas em três relações distintas: tensão-vida, deformação-vida ou propagação de trinca pré-existent. Com base nestas relações há três métodos bem estabelecidos, são eles:

- 1) Método S-N: Geralmente é o método mais utilizado para prever vidas em fadiga. Além de ser computacionalmente e conceitualmente mais simples, possui um vasto banco de dados empíricos sobre o comportamento de inúmeros materiais. Este método correlaciona a amplitude das tensões cíclicas atuantes com o número de ciclos até a falha. Supõe-se também que as tensões macroscópicas que atuam nos pontos críticos são tensões de ordem elástica (abaixo do limite de escoamento do material) [25, 26].
- 2) Método ϵN : Também conhecido como método de Coffin-Manson. Este método é considerado mais recente e menos conservador quando comparado aos demais. Por sua vez, se baseia na relação deformação-vida em fadiga e desta maneira relaciona as deformações elastoplásticas macroscópicas cíclicas com o número de ciclos para falha (N_f). Sua principal vantagem é poder ser empregado para a previsão de qualquer vida de iniciação de trincas de fadiga [25, 26].
- 3) Método da/dN: Elaborado pelo pesquisador Paris, baseia-se nos princípios da Mecânica da Fratura Linear Elástica. Este método é

aplicado a casos em que se deseja prever a vida residual à fadiga de estruturas trincadas através do levantamento das conhecidas curvas ($da/dN \times \Delta K$), as quais relacionam a taxa de propagação da trinca (da/dN) em função da variação do fator de intensidade de tensões ($\Delta K = K_{max} - K_{min}$). Portanto, é imprescindível para modelar e prever as etapas de propagação das trincas e fratura final do processo de fadiga [25, 26].

Como a metodologia adotada deste trabalho para dimensionar e prever o comportamento em fadiga no regime de altíssimo ciclo foi a S-N, esta será detalhada a seguir.

2.2.2.1.

Metodologia S-N (ou de Wöhler)

O método S-N foi desenvolvido a partir dos trabalhos pioneiros do pesquisador alemão August Wöhler em meados do século XIX. Naquela época, Wöhler iniciou diversos ensaios a fim de descobrir a causa das falhas prematuras em eixos ferroviários e observou que quando os eixos eram submetidos a condições de carregamento cíclicas, sua resistência era fortemente comprometida já que a resistência do material era menor quando comparada com a resistência do mesmo em condições estáticas. Seus estudos possibilitaram a caracterização do comportamento em fadiga em termos de curvas que correlacionavam a amplitude de tensão com a vida-fadiga do material. Estas curvas ficaram popularmente conhecidas como curvas S-N (*Stress-Number of cycles*) ou meramente como curvas de Wöhler. Um exemplo destas curvas se encontra na Figura 5. Outra contribuição relevante de seus estudos foi a introdução do conceito do limite de resistência à fadiga (*endurance limit*). Este conceito propõe a possível existência de um valor limite, geralmente correspondente a 35-50% do LRM do material, para o qual os componentes não falhariam em serviço caso fossem submetidos a amplitudes de tensões inferiores a este, apresentando assim, uma vida infinita em fadiga caracterizada pelo comportamento assintótico da curva [25, 26, 28]. Esta questão de vida infinita em fadiga será abordada mais detalhadamente nos subcapítulos posteriores.

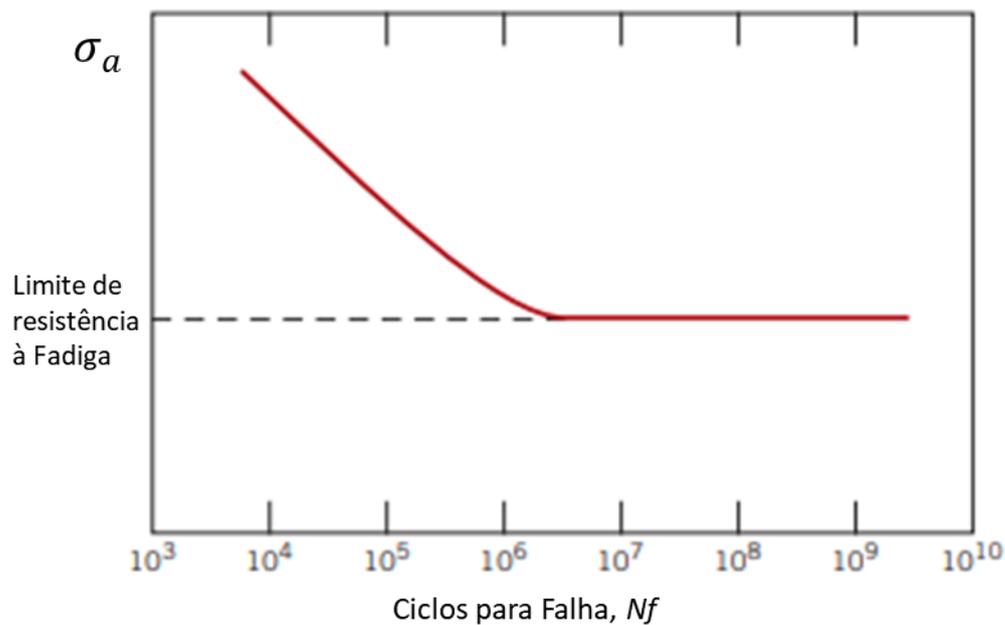


Figura 5 - Curva S-N. Adaptado de [24].

Para a construção de uma curva S-N, é necessária a realização de inúmeros ensaios com corpos de prova submetidos a cargas que resultam em $\Delta\sigma$ constantes até que a falha ocorra após certo número de ciclos. Deste modo, a amplitude de tensão (σ_a) é plotada versus o número de ciclos até a falha (N_f).

Normalmente, essa curva é modelada segundo a equação de Basquim (equação 6) encontrada através do ajuste de uma reta compreendendo os pontos experimentais plotados em escala logarítmica. Esta equação também pode ser expressa por sua forma equivalente apresentada na equação 7 [25].

$$\sigma_a = A N_f^B \quad (6)$$

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (7)$$

Onde, N_f é o número de ciclos até a falha e A, B, σ'_f e b são parâmetros constantes para cada material. Estas constantes de ajuste presentes nas duas equações se relacionam entre si da seguinte forma:

$$A = 2^b \sigma'_f \quad \text{e} \quad B = b$$

Vale mencionar que a constante σ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga e corresponde aproximadamente ao valor da resistência real à fratura do material ($\tilde{\sigma}'_f$) obtida no ensaio de tração. No caso de materiais dúcteis esse valor é consideravelmente superior ao limite de resistência à tração (σ_u) [25, 28].

Em suma, o dimensionamento da resistência à fadiga dos materiais pelo método S-N é vastamente utilizado. Porém, por este método não quantificar explicitamente o efeito plástico e nem sequer reconhecer a presença de trincas, somente deve ser utilizado para evitar ou prever iniciações de trincas de fadiga em regimes de vidas longas ou de superlonga duração, onde as tensões macroscópicas atuantes no ponto crítico da peça são de ordem elástica [26].

2.2.3.

Regimes de Fadiga

Ao longo dos anos o comportamento em fadiga foi classificado em dois domínios distintos. O primeiro deles é chamado de fadiga de baixo ciclo ou LCF (*Low Cycle Fatigue*) e está associado a vidas curtas em fadiga, onde os níveis de tensão são elevados e geralmente estão entre o valor do limite de resistência mecânica (LRM) e o limite de escoamento (LE) do material. Estas tensões produzem não só deformações elásticas, como também deformações plásticas significativas durante cada ciclo de carregamento. Portanto, a falha é controlada por deformação. Já o segundo compreende o regime de fadiga de alto ciclo ou HCF (*High Cycle Fatigue*). Este por sua vez, é caracterizado por vidas longas em fadiga onde os níveis de tensões são mais baixos (inferiores ao LE do material) e as deformações a cada ciclo são puramente elásticas. Neste caso, a falha passa a ser controlada por tensão [24, 25, 26, 28]. Geralmente é adotado pela literatura que a fronteira entre estes dois regimes ocorre em aproximadamente 10^4 a 10^5 ciclos [10, 24, 26].

Contudo, com o avanço das tecnologias e com o aprimoramento das técnicas experimentais diversos pesquisadores puderam avaliar o comportamento de diversos materiais para vidas de super longa duração, dando origem a uma nova abordagem no estudo de fadiga, o regime de fadiga de altíssimo ciclo ou VHCF (*Very High Cycle Fatigue*), o qual compreende número de ciclos superiores a 10^7 ciclos ($N_f > 10^7$). Para este regime constatou-se que na grande

maioria dos casos a resistência à fadiga dos materiais tende a diminuir e, portanto, as curvas S-N perdem seu formato assintótico e passam a apresentar um decaimento contínuo acima de 10^7 ciclos [9, 10, 25, 28]. A Figura 6 ilustra este comportamento e esquematiza os três distintos regimes de fadiga.

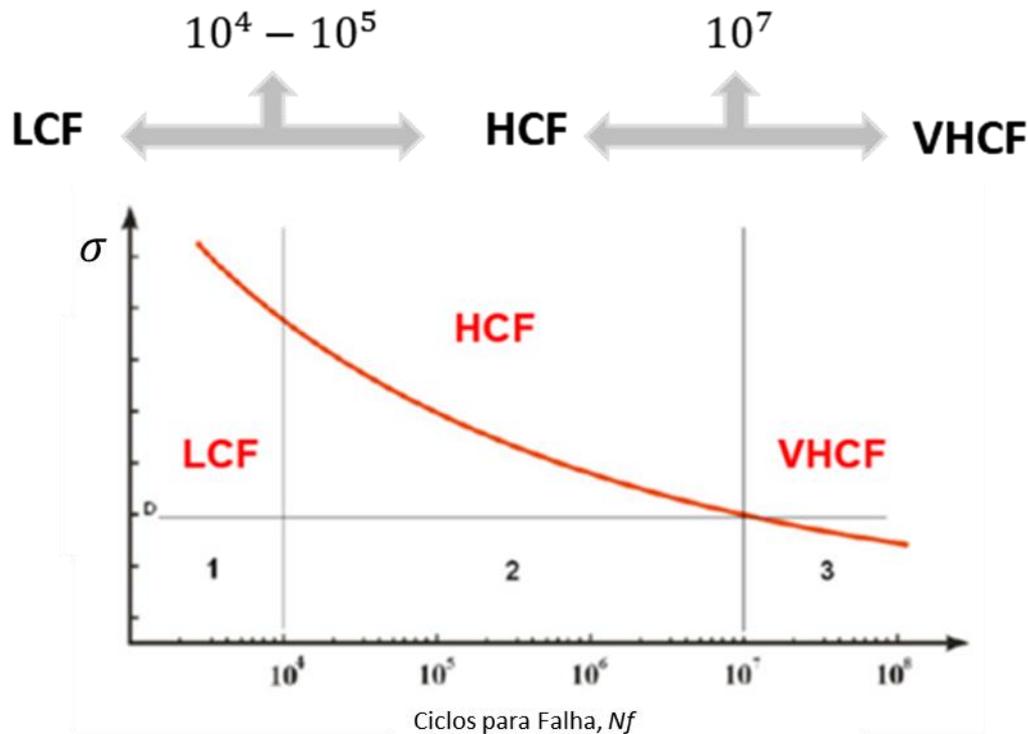


Figura 6 - Curva S-N apresentando os três distintos regimes de fadiga e suas respectivas fronteiras. Adaptado de [29].

2.3.

Fadiga de Altíssimo Ciclo (VHCF)

Falhas por fadiga em números altíssimos de ciclos tiveram sua menção pioneira nos estudos de pesquisadores japoneses [30-32] nos anos de 1984-1997, onde pela primeira vez foi observado que alguns materiais, no caso metais, quando ensaiados mesmo com tensões abaixo do *endurance limit* poderiam falhar por fadiga em números superiores a 10^7 ciclos, região que até o presente momento era considerada como região de vida infinita. A década de 1990 também foi marcada pelas investigações do francês Bathias, considerado um dos principais nomes e precursores desta área, que em conjunto com demais pesquisadores

estabeleceram experimentalmente o conceito de falha por fadiga no regime de VHCF [9, 14].

O levantamento dos dados para a análise do comportamento em fadiga no regime de VHCF só foi possível através do desenvolvimento de técnicas de ensaio ultrassônicas. Atingir números altíssimos de ciclos utilizando técnicas convencionais se torna inviável pelo excessivo tempo de duração do ensaio e conseqüentemente pelo custo que ele acarretaria. Nos ensaios convencionais, os equipamentos servo-hidráulicos alcançam frequências de 100 Hz enquanto nos ultrassônicos os sistemas piezoelétricos são capazes de atingir frequências na faixa de 15 a 30 kHz (tipicamente utilizam 20 kHz) [9, 12]. Uma comparação entre o tempo de ensaio para se alcançar um número alvo de ciclos por meio de ambas as técnicas se encontra na Tabela 1.

Tabela 1: Comparação em relação ao tempo de ensaio utilizando técnicas convencionais e ultrassônicas. Adaptada de [12].

Número de ciclos	Convencional (100 Hz)	Ultrassônico (20 kHz)
10^7 ciclos	1 dia	9 minutos
10^9 ciclos	4 meses	14 horas
10^{10} ciclos	3 anos	6 dias

2.3.1.

Equipamentos Ultrassônicos

O uso de técnicas ultrassônicas nos ensaios de fadiga começou no início do século XX, até então a maior frequência alcançada nos ensaios era 33 Hz. Em 1911 o inglês Bertram Hopkinson desenvolveu um sistema pioneiro de ressonância eletromagnética de 116 Hz. Utilizando técnicas similares, em 1925 o pesquisador Jenkin alcançou em seu equipamento de ensaio frequências de 2,5 kHz. Nos anos seguintes, mais precisamente em 1929, com a colaboração de Lehmann, Jenkin desenvolveu um sistema de ressonância de ar pulsante que alcançava frequências em torno de 10 kHz [9]. O aprimoramento das técnicas ultrassônicas continuou por algumas décadas, seu grande marco foi a criação de um sistema piezoelétrico por Manson no ano de 1950. Este sistema traduzia um sinal elétrico recebido de 20 kHz em um sinal mecânico (vibrações mecânicas controladas por deslocamento) de mesma magnitude, utilizando assim, ondas ultrassônicas de alta potência (20 kHz) para induzir o corpo de prova à falha por fadiga. Frequências ainda mais elevadas foram alcançadas por outros

pesquisadores nos anos posteriores, como Girard (1959, 92 kHz) e Kikukawa (1965, 199 kHz). Porém, até hoje o protótipo de Manson é utilizado como base para a fabricação de equipamentos ultrassônicos modernos [9, 12, 13].

Os equipamentos ultrassônicos modernos são formados por quatro componentes principais: gerador ultrassônico, conversor piezoelétrico, amplificador ultrassônico (*horn*) e uma unidade de controle [9]. A Figura 7 esquematiza o funcionamento destes equipamentos junto com o papel de cada componente.

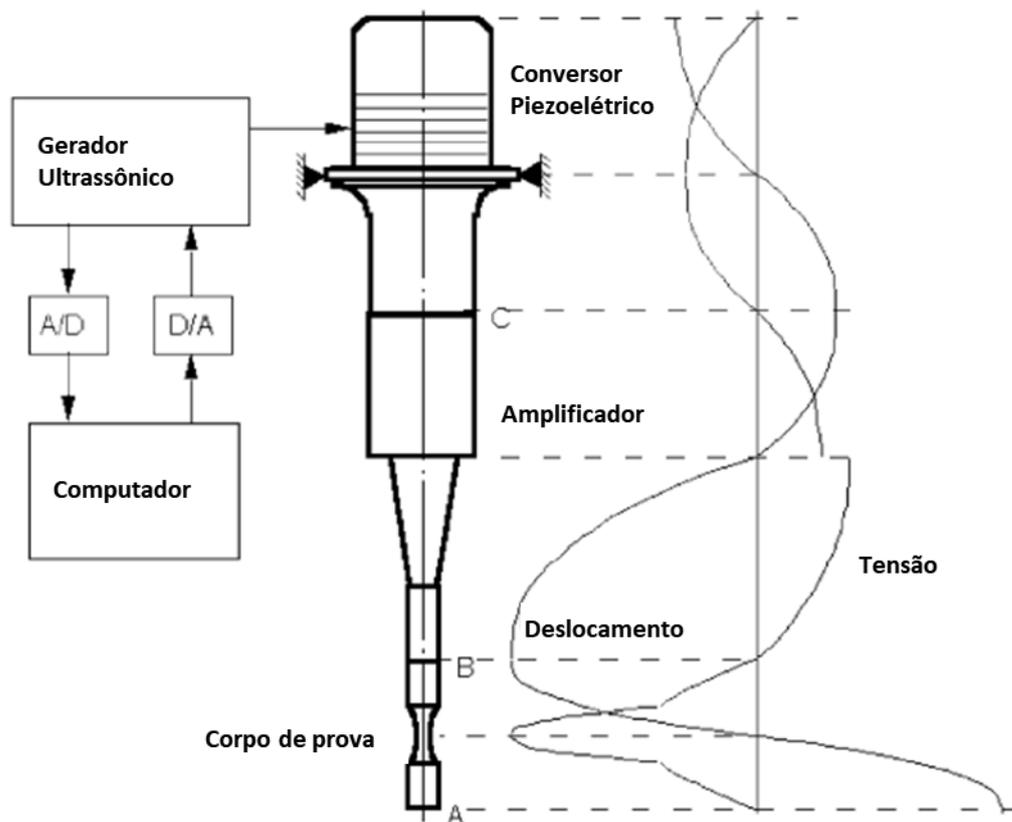


Figura 7 - Sistema utilizado para o ensaio ultrassônico de fadiga com a distribuição da tensão e deslocamento ao longo da direção de carregamento. Adaptado de [9].

O gerador ultrassônico recebe um sinal elétrico de 50 ou 60 Hz e o transforma em um sinal elétrico ultrassônico senoidal de 20 kHz. O conversor piezoelétrico, excitado pelo gerador ultrassônico, converte este sinal elétrico (20 kHz) em ondas ultrassônicas longitudinais e vibrações mecânicas de mesma frequência. Em seguida, o *horn* amplifica a vibração proveniente do conversor para se gerar a amplitude de deformação requerida na região central do corpo de prova. E por fim, a unidade de controle é responsável pela aquisição e

monitoramento dos dados (via computador) durante o decorrer do ensaio. Sistemas de resfriamento, normalmente utilizando ar comprimido, também são vistos nestes equipamentos. Estes sistemas se tornam necessários pelo aumento significativo da temperatura dos corpos de prova durante a execução dos ensaios, causado pela influência do atrito interno [9, 12, 13, 29].

Salienta-se que todo o trem de carga, incluindo o conversor piezoelétrico, o *horn* e o corpo de prova são projetados para apresentarem uma mesma frequência de ressonância (20 kHz) e vibram em ressonância a $20 \pm 0,5$ kHz. [9].

2.3.2.

Fundamentos de fadiga ultrassônica

Como mencionado acima, nos ensaios ultrassônicos a frequência fornecida pelo equipamento deve ser uma das frequências naturais da amostra. Em virtude desta condição, os corpos de prova são dimensionados de maneira que apresentem sua frequência fundamental, ou seja, sua menor frequência de ressonância correspondente a mesma frequência fornecida pela máquina durante a execução do ensaio, diferente do que ocorre em ensaios convencionais onde a amostra está submetida a uma vibração forçada (frequência fornecida pelo equipamento é diferente da frequência natural do corpo de prova). De acordo com Bathias e Paris [9] este fenômeno pode ser mais bem compreendido pela teoria da onda elástica, esta teoria será detalhada a seguir.

Como nos ensaios de VHCF assume-se que os materiais são homogêneos, isotrópicos e apresentam comportamento elástico durante toda a execução do ensaio, as equações diferenciais são definidas para um corpo elástico isotrópico. Portanto, as equações diferenciais para um corpo elástico isotrópico tridimensional no sistema de coordenadas cartesianas são:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E}{(1 + \nu)} \left(\frac{1}{1 - 2\nu} \frac{\partial e}{\partial x} + \nabla^2 u \right) \quad (8)$$

$$\rho \frac{\partial^2 v}{\partial t^2} = \frac{E}{(1 + \nu)} \left(\frac{1}{1 - 2\nu} \frac{\partial e}{\partial y} + \nabla^2 v \right) \quad (9)$$

$$\rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = \frac{E}{(1 + \nu)} \left(\frac{1}{1 - 2\nu} \frac{\partial e}{\partial z} + \nabla^2 w \right) \quad (10)$$

Onde, (u, v e w) representam o deslocamento ao longo dos eixos x, y e z; E é o Módulo de Elasticidade, ν o coeficiente de Poisson, ρ a densidade específica, ∇^2 Laplaciano e, e o volume de dilatação também definido pela equação 11.

$$e = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} \quad (11)$$

Baseado na teoria da onda elástica para um corpo elástico isotrópico e infinito pode existir dois tipos de ondas, a onda elástica longitudinal e a transversal. Para o dimensionamento dos corpos de prova é analisada somente a onda elástica longitudinal que atua ao longo do comprimento do corpo de prova. Esta situação está representada simplificada na Figura 8. Nela, foi considerado um corpo de prova unidimensional cilíndrico reto. A onda elástica se inicia em uma das extremidades e percorre o comprimento total até alcançar a outra extremidade, onde é refletida e retorna ao local inicial de entrada. Pode-se notar que nas extremidades a amplitude de vibração é máxima e a deformação é nula, já na região central ocorre o inverso, a amplitude de vibração é nula e a deformação é máxima.

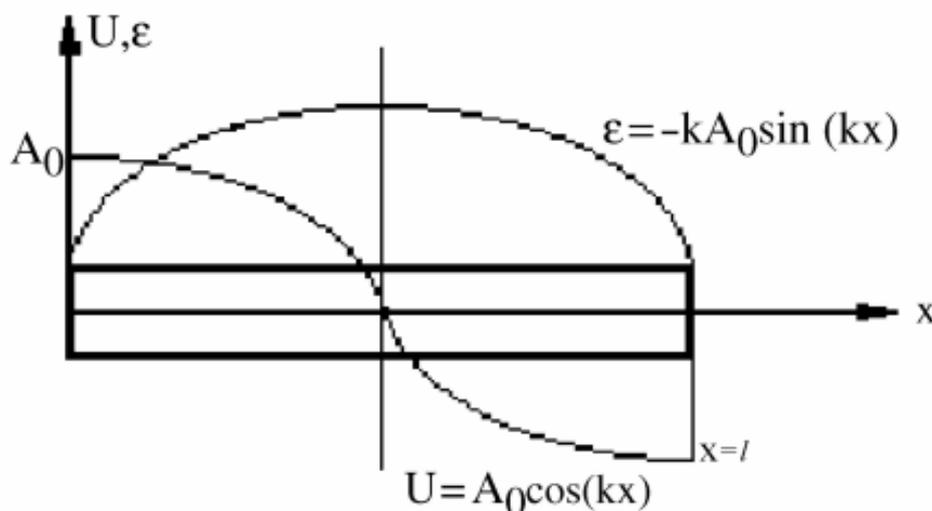


Figura 8 - Representação da propagação de onda [9].

Para a onda elástica longitudinal, a velocidade de propagação (c) é dada pela equação 12. Assumindo uma barra unidimensional, considerando assim ($\nu = 0$), a equação 12 tem sua forma simplificada como apresentado na equação 13.

$$c = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)\rho}} \quad (12)$$

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (13)$$

Utilizando estas mesmas considerações, as equações diferenciais (8, 9 e 10) são reduzidas para a equação 14.

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E}{\rho} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \quad (14)$$

A solução da equação 14 é dada por:

$$u = \sum_{n=1}^{\infty} u_n(x, t) = \sum_{n=1}^{\infty} \left(A_{n-1} \cos \frac{n\pi ct}{l} + B_{n-1} \sin \frac{n\pi ct}{l} \right) \cos \frac{n\pi x}{l} \quad (15)$$

As condições de contorno para os ensaios ultrassônicos de fadiga determinam que nas extremidades do corpo de prova a amplitude seja máxima e a deformação nula. Isto é:

$$\left(\frac{\partial u}{\partial x} \right)_{x=0,l} = 0 \quad (16)$$

Então, a equação 15 para o primeiro modo de vibração se torna:

$$u(x, t) = A_0 \cos(kx) \sin(\omega t) \quad (17)$$

Onde,

$$k = \frac{\pi}{l} \quad \omega = \frac{\pi c}{l} = 2\pi f \quad (18)$$

O deslocamento da amplitude de vibração e a deformação em cada ponto da barra são dados pelas equações 19 e 20.

$$U(x) = A_0 \cos(kx) \quad (19)$$

$$\varepsilon(x, t) = -kA_0 \sin(kx) \sin(\omega t) \quad (20)$$

Além disso, associando as equações (13 e 18) e levando em consideração efeitos dinâmicos obtêm-se uma relação para o comprimento de ressonância (l) dos corpos de prova para o primeiro modo de vibração, a qual está apresentada na equação 21. Neste caso, é utilizado na equação o módulo de elasticidade dinâmico do material (Ed).

$$l = \frac{1}{2f} \sqrt{\frac{Ed}{\rho}} \quad (21)$$

Observa-se que na equação 21 há uma limitação importante. Como l é inversamente proporcional a f , conseqüentemente, quanto maior a frequência de ensaio menor será o comprimento de ressonância dos corpos de prova. Este fato justifica e invalida a utilização de frequências mais altas como as citadas anteriormente (92 kHz e 199 kHz) já que se tornaria inviável a usinagem dos corpos de prova de forma que atendessem as dimensões necessárias [9].

2.3.3.

Comportamento dos materiais em VHCF

O comportamento no regime de VHCF não é o mesmo para todos os materiais e conseqüentemente a sua previsão por meio de modelos teóricos se torna inviável. Por essa razão nas últimas décadas a literatura foi enriquecida com importantes dados experimentais, os quais descrevem o comportamento em fadiga de diversos materiais. A partir destes dados constatou-se que, os materiais, quando ensaiados a números de ciclos superiores aos dos regimes tradicionais, tendem a apresentar uma redução gradual da resistência à fadiga [9, 10, 11, 12, 14, 33].

Baseado nesta característica, uma categorização foi proposta por [9]. Referente ao comportamento em fadiga no regime de VHCF, os materiais foram divididos em duas classes distintas: materiais do tipo I e do tipo II. O que difere estas classes é a diferença da resistência à fadiga apresentada pelo material no intervalo entre 10^6 à 10^9 ciclos, representada por $\Delta\sigma_D$.

Para os materiais tipo I, Figura 9a, a diferença entre a resistência à fadiga no intervalo de 10^6 à 10^9 ciclos é equivalente a um valor menor que 50 MPa ($\Delta\sigma_D < 50 \text{ MPa}$). A esta classe pertencem os metais monofásicos dúcteis, algumas ligas, aços de baixo carbono, alguns aços inoxidáveis e ferros fundidos com grafites esféricos. Já os materiais tipo II, Figura 9b, apresentam uma diferença da resistência à fadiga em um valor que varia de 50 a 300 MPa ($50 \text{ MPa} \leq \Delta\sigma_D \leq 300 \text{ MPa}$). Esta classe abrange alguns aços de alta resistência e materiais que apresentam heterogeneidades microestruturais que possam atuar como sítios iniciadores de trincas, tais como poros, inclusões e partículas de segunda fase grosseiras [9, 10, 12, 14, 33].

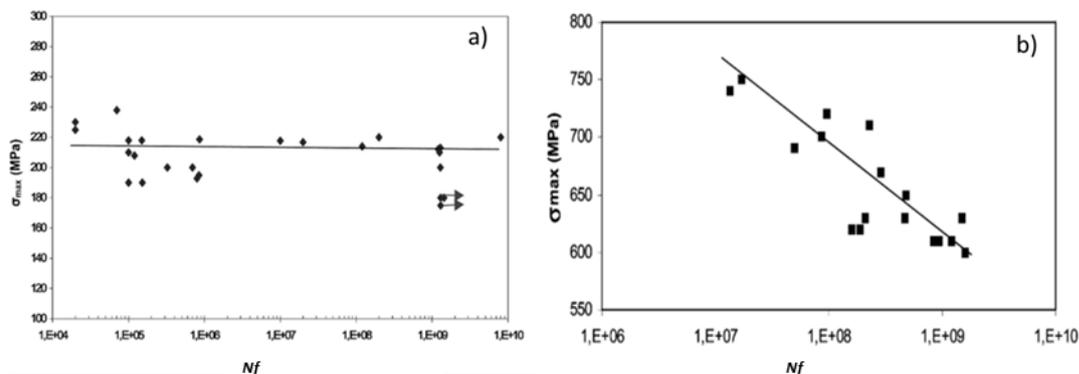


Figura 9 - comportamento em VHCF; a) Curva S-N para o aço inoxidável austenítico 304 (Material tipo I) [11]; b) Curva S-N para o aço inoxidável martensítico 17-4PH (Material tipo II) [14].

2.3.4.

Iniciação e crescimento de trinca em VHCF

2.3.4.1.

Curva duplex S-N

Como mencionado anteriormente os dados obtidos com os ensaios ultrassônicos viabilizaram a extensão da curva S-N para número de ciclos superiores aos alcançados pelas técnicas convencionais. Para alguns materiais o conceito de vida infinita em fadiga se tornou inadequado. E as curvas S-N convencionais que apresentavam um limite de resistência à fadiga assintótico foram modificadas e passaram a ser chamadas de Curvas S-N duplex ou Curvas S-N multi-estágios. Esta nova abordagem consiste em um par de curvas plotadas

simultaneamente. A primeira curva descreve a resistência à fadiga superficial, esta por sua vez, diminui com o aumento da rugosidade da superfície ou com o aumento do fator de entalhe. Já a curva 2 representa a resistência à fadiga no volume do material e é reduzida pelo aumento das dimensões das heterogeneidades metalúrgicas presentes no material [10, 12, 33].

A curva S-N duplex geralmente apresenta quatro regiões distintas, como representado esquematicamente na Figura 10.

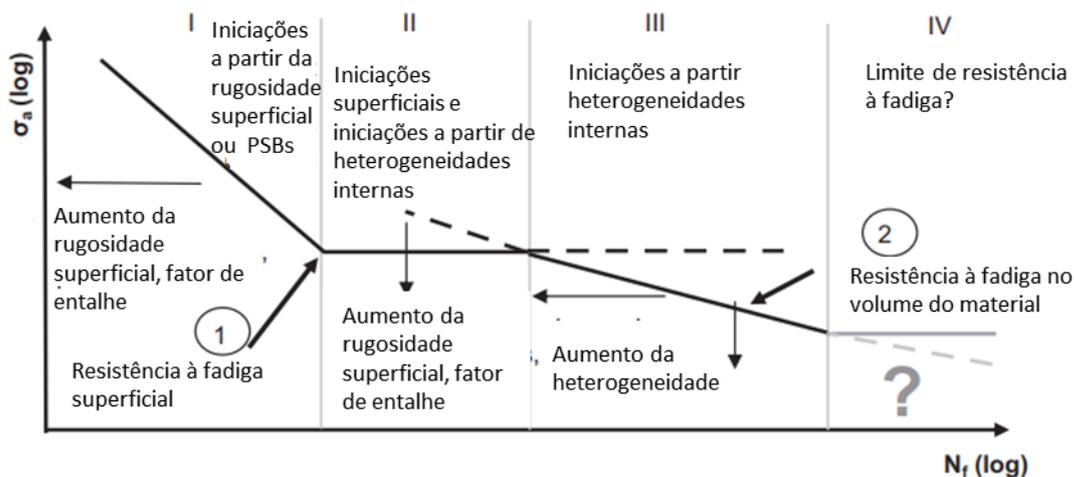


Figura 10 - Curva S-N duplex. Adaptado de [10].

Cada região corresponde a um dos domínios do regime de fadiga e suas características estão relacionadas aos seus respectivos mecanismos dominantes para falha e sítios preferenciais para iniciação das trincas. As regiões I e II representam uma curva S-N convencional. A região I corresponde ao regime de fadiga de baixo ciclo e descreve falhas que se iniciam na superfície devido aos mecanismos de deslizamentos de bandas persistentes, também chamados de PSD (*persistent slip bands*) ou pela rugosidade superficial. E a região II descreve o convencional limite de resistência à fadiga no regime de alto ciclo. As trincas geralmente são iniciadas superficialmente, porém, também podem ser nucleadas internamente. Já as regiões III e IV compreendem o regime de altíssimo ciclo. A região III abrange aproximadamente o intervalo entre 10^7 à 10^{10} ciclos, onde as tensões estão abaixo do *endurance limit* (35 a 50% do LRM) e desta maneira por serem tão baixas não iniciam a formação de PSB. Nesta região, há uma mudança no mecanismo de falha e as trincas passam a ser iniciadas preferencialmente na parte interna ou nas regiões subsuperficiais do material. E por fim, a região IV

propõe que existe ou não um limite de resistência à fadiga para número de ciclos superiores a 10^{10} [10, 12, 33].

2.3.4.2.

Mecanismos de Falha

Segundo as observações de Bathias [9] e demais autores [11, 34], no regime de altíssimo ciclo, caso existam defeitos internos, a iniciação das trincas ocorre habitualmente no interior e não na superfície do material. Geralmente, mas não sempre, as trincas são iniciadas de um defeito metalúrgico (poro ou inclusão). Em alguns casos sua iniciação está relacionada à presença de anomalias microestruturais, tais como longas plaquetas ou colônias de perlita.

Dessa forma, de acordo com [9], o fenômeno de iniciação das trincas no campo de VHCF se deve a três principais fatores, são eles:

- **Concentração de tensão:** Defeitos metalúrgicos (poros, inclusões e efeitos de tamanho de grãos) atuam como concentradores de tensão. Estes defeitos internos criam uma plasticidade, alterando os campos de tensão e elevando o nível de tensão na ponta destes defeitos.
- **Condições estatísticas:** Diante das circunstâncias impostas ao material no regime de VHCF (baixos níveis de tensão e deformação plástica quase inexistente), estatisticamente falando, é mais provável a presença de um concentrador de tensão que será suficiente para iniciar uma trinca internamente do que na superfície.
- **Anisotropia do material:** Como mencionado, o nível de deformação plástica é muito baixo. E para que a plasticidade se torne evidente é necessário que a orientação e o tamanho do grão estejam de acordo com as discordâncias que deslizam na superfície ou no interior do material. Portanto, anomalias microestruturais como plaquetas alongadas e grãos anormais evidenciam esta característica.

Sendo assim, foi proposto por estes pesquisadores um modelo para a previsão dos sítios de iniciação das trincas de acordo com o número de ciclos até a falha, apresentado esquematicamente na Figura 11.

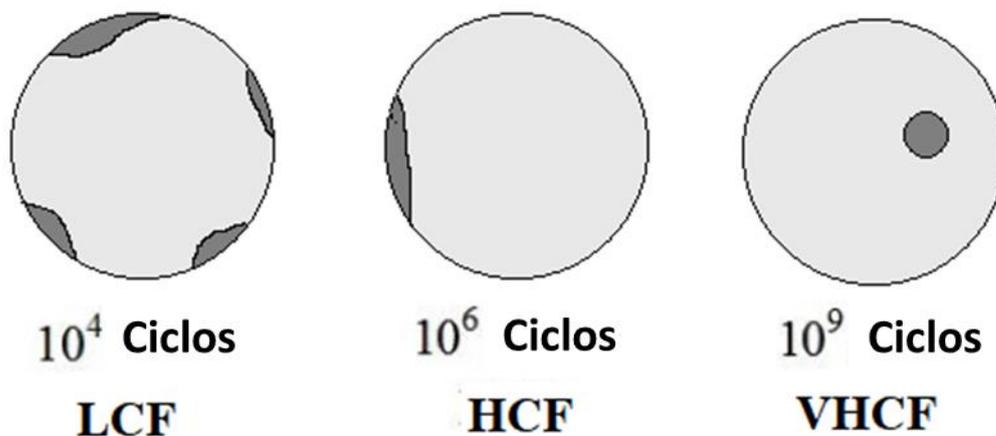


Figura 11 - Representação esquemática do mecanismo de iniciação de acordo com o número de ciclos para falha. Adaptado de [9].

Como demonstrado na Figura 11, as trincas podem ser iniciadas de três formas distintas. Para menores números de ciclos (regime de LCF), a iniciação das trincas ocorre preferencialmente a partir de múltiplos locais ao longo da superfície. Já, para vidas em fadiga que abrangem o regime de HCF a trinca permanece propendendo a ser superficial, porém restrita a apenas um sítio de iniciação. E para vidas muito longas, campo da VHCF, tendem a ser nucleada na região interna ou subsuperficial do material [9, 11].

Deve ser mencionado que há grandes evidências na literatura que comprovam a coerência deste modelo [9, 10, 11, 12, 13, 29, 33, 34], porém o mesmo não pode ser considerado como regra geral para todos os materiais. Há casos específicos como os reportados por Bathias et al. [11] onde para alguns materiais que não apresentavam inclusões ou defeitos microestruturais e falharam entre o intervalo de 10^6 à 10^9 ciclos, as trincas não se iniciaram no interior e sim na superfície do material.

2.3.4.3.

Aspectos da Microestrutura

Devido à transição gradual dos sítios preferenciais para iniciação das trincas, os materiais que falham em altíssimo número de ciclos também apresentam modificações em suas superfícies de fratura.

2.3.4.3.1.

Fish eye

Um dos principais fenômenos observados é a formação de uma região com aspecto de um olho de peixe (*fish-eye*), como demonstrado nas Figuras 12 e 13. O *fish-eye* pode ser definido como uma área circular, geralmente de diâmetro variando entre (0,5 a 1 mm), concêntrica a origem da falha, formada a partir da propagação radial da trinca [9, 11, 12, 13].

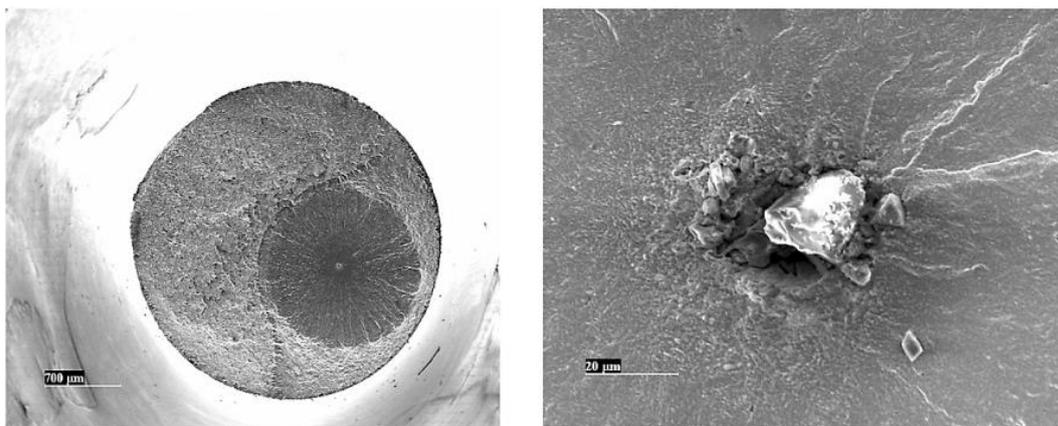


Figura 12 - Formação de *fish-eye* observada no aço 4240 devido à iniciação interna a partir de uma inclusão de Alumínio [9].

A borda do *fish-eye* marca a mudança do mecanismo de propagação da trinca [13]. Geralmente essa borda tangencia a superfície do corpo de prova (Figura 13a), porém, há casos em que pode não alcançar a superfície (Figura 13b).

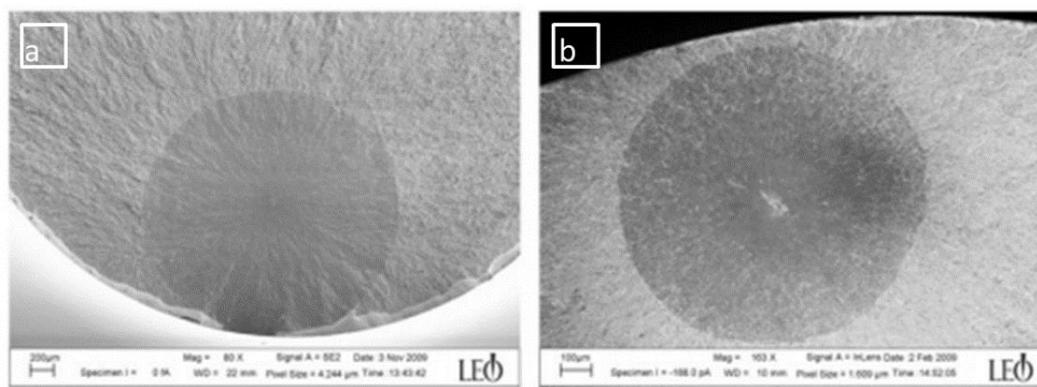


Figura 13 - Formação de *fish-eye* na superfície de fratura. a) borda do *fish-eye* alcançou a superfície; b) *fish-eye* tangenciando a superfície [13].

A formação desta morfologia na superfície de fratura é considerada um parâmetro de avaliação do processo de falha por fadiga no regime de VHCF [13]. Este processo por sua vez, pode ser dividido em quatro estágios distintos, os quais estão indicados esquematicamente na Figura 14.

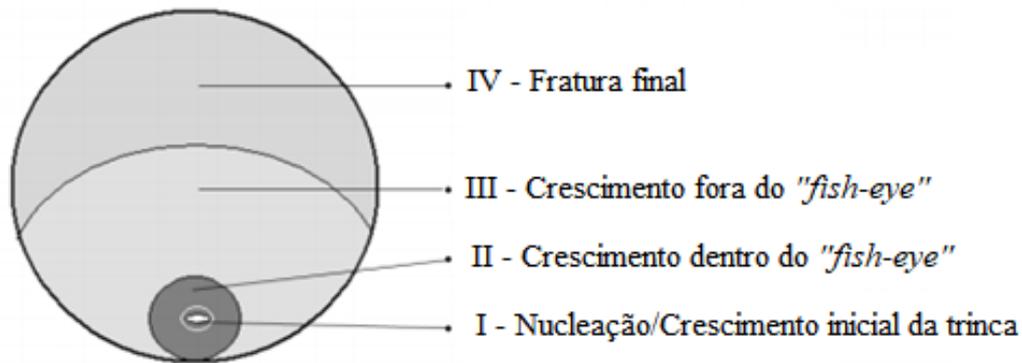


Figura 14 - Representação esquemática da superfície de fratura representando os quatro estágios do processo de falha em VHCF. Adaptado de [13].

Inicialmente a trinca é nucleada a partir de um defeito interno do material. Dependendo do tipo de defeito microestrutural, a trinca de fadiga pode ser formada a partir da cavidade gerada pela decoesão deste defeito da matriz. A trinca já nucleada passa então pela etapa de crescimento inicial. Esta etapa pode consumir mais de 99% da vida total em VHCF e é governada por um mecanismo de crescimento extremamente lento que resulta na formação de uma área rugosa adjacente ao sítio de iniciação da trinca, a qual será abordada com mais detalhes posteriormente. Conforme a etapa de crescimento inicial é concluída, a trinca alcança um tamanho representativo e o *threshold* do intervalo do fator de intensidade de tensão (ΔK_{th}) para propagação de trincas é atingido. A partir deste ponto a trinca começa a se propagar de maneira estável dentro do *fish-eye* (estágio II). Sendo assim, a taxa de propagação da trinca aumenta lentamente à medida que se aproxima da borda. E por fim, ao entrar no estágio III (crescimento fora do *fish-eye*), a trinca continua seu processo de crescimento na região subsequente a borda do *fish-eye* até atingir seu tamanho crítico, ao atingi-lo ocorre a fratura final do corpo de prova (estágio IV) [12, 13, 35].

2.3.4.3.2.

Superfície rugosa

A presença desta área ao redor do sítio de iniciação da trinca apresentando esta rugosidade característica foi relatada por diversos pesquisadores, sendo referenciada como FGA (*Fine Granular Area*) por Sakai et al. [36], ODA (*Optically Dark Area*) por Murakami et al. [37], GBF (*Granular Bright Area*) por Shiozawa et al. [38] e como RSA (*Rough Surface Area*) por Ochi et al. [39]. Todas estas denominações se referem à mesma área, porém sua formação é explicada por modelos distintos [40]. Por exemplo, o modelo proposto por Murakami et al. explica a formação da ODA pelo crescimento da trinca assistido pelo fenômeno de fragilização por hidrogênio enquanto o modelo proposto por Sakai sugere que a FGA é formada devido ao intenso processo de poligonização das discordâncias na região ao redor da inclusão ao longo dos ciclos de carregamento [36, 37, 40]. A Figura 15 apresenta a superfície de fratura de um corpo de provas que falhou em $9,4E + 08$ ciclos, onde é possível observar a presença desta superfície rugosa, aqui denominada FGA. Esta denominação também será adotada para se referir a esta região ao longo do presente trabalho.

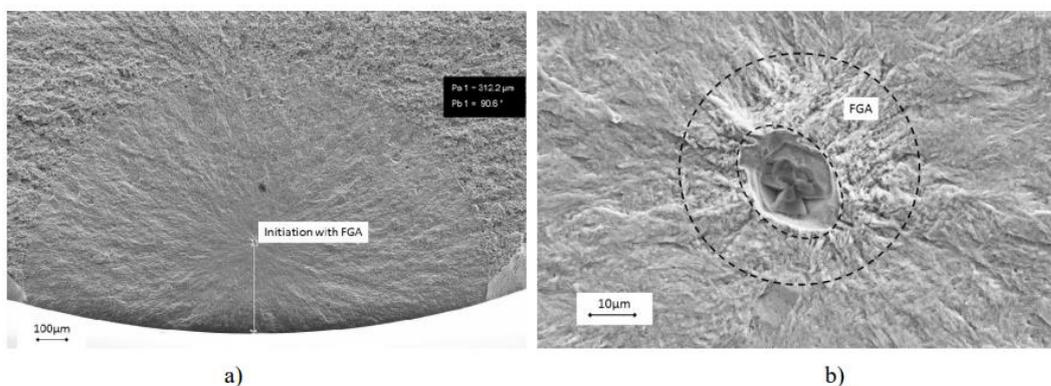


Figura 15 - Superfície de fratura de um aço HSM (*high strength martensitic*). a) *fish-eye* b) ampliação da região de iniciação da trinca mostrando FGA ao redor da inclusão [41].

Muitos estudos foram realizados para uma melhor compreensão dos mecanismos de formação da FGA. Alguns pesquisadores, por sua vez, se dedicaram a deduzir equações empíricas para quantificar as dimensões desta região. Estas equações propõem que o tamanho da FGA é influenciado tanto pela amplitude de tensão aplicada quanto por propriedades características do material (módulo de elasticidade e dureza). Yang et al. [17] definiram a seguinte equação:

$$\varphi_{FGA} = 1240 \frac{1}{\sigma_y^{0,533}} \frac{1}{\sigma_a} \quad (22)$$

Onde φ_{FGA} é o diâmetro estimado da FGA em metros, σ_y o limite de escoamento e σ_a a amplitude de tensão aplicada, ambos em MPa.

Outra equação para o tamanho da FGA foi sugerida por Murakami [16], Equação 23, em termos da dureza em escala Vickers (HV), σ_a e uma constante C. Nela, o tamanho da FGA é representado por $\sqrt{area_{FGA}}$, onde a $area_{FGA}$ corresponde à área projetada (em μm^2) na superfície de fratura perpendicular a tensão aplicada. Vale ressaltar que nesta equação σ_a é dada em MPa, HV em kg/mm^2 e a constante C é equivalente a 1,43 para iniciações de trincas superficiais e 1,56 para iniciações internas.

$$\sqrt{area_{FGA}} = \left[\frac{C (HV + 120)}{\sigma_a} \right]^6 \quad (23)$$

Adaptando a proposta de Murakami, Liu et al. [15] também propuseram uma expressão para o dimensionamento da FGA, a qual está representada na equação 24. Neste caso, o valor da constante C foi definido como 2.

$$\sqrt{area_{FGA}} = \left[\frac{2 (HV + 120)}{\sigma_a} \right]^6 \quad (24)$$

Há na literatura estudos que comparam os valores previstos por estes três modelos distintos com a real dimensão da FGA medida nas superfícies de fratura, como o trabalho de Pereira et al. [42]. Nele, foram analisadas superfícies de fratura de corpos de prova do aço DIN34CrNiMo6 que falharam no regime de altíssimo ciclo e desta maneira, para este caso, verificou-se que os valores encontrados pelo modelo proposto por Liu et al. apresentava resultados mais condizentes aos que foram medidos nas superfícies de fratura.

2.4.

Comportamento em fadiga de materiais processados por manufatura aditiva

2.4.1.

Aço AISI 316L manufaturado por DED

Ao longo dos anos os aços inoxidáveis vêm sendo alvo de grande interesse industrial. Por suas excelentes propriedades mecânicas aliadas à resistência a corrosão e boa soldabilidade, esta classe de materiais tornou-se muito propícia a diversas aplicações nas indústrias automotivas, aeroespaciais, médicas, petroquímicas, entre outras. Como nestes grandes setores a implementação das tecnologias de MA vêm demonstrando um grande potencial intensificaram-se as pesquisas direcionadas a fabricação de peças processadas a partir desta liga metálica.

Dentre esta classe de materiais, o aço inoxidável AISI 316L é um dos mais processados e abordados na literatura [8]. Nos últimos anos, a utilização de equipamentos baseados nas tecnologias DED para fabricação de peças deste material tem sido muito estudada e abordada por diversos pesquisadores. Muitos deles estudaram a influência dos parâmetros deste processo nas características, propriedades e microestrutura das peças finas. Como por exemplo, Yadollahi et al. [43], que em seus estudos investigaram a influência do intervalo de tempo entre a deposição das camadas nas propriedades mecânicas e evolução microestrutural. A relação entre as propriedades mecânicas e evolução microestrutural com os parâmetros de processo também foi abordada por Sun et al. [44], porém considerando o efeito da potência do laser, taxa de alimentação do pó metálico, velocidade de varredura e composição química de distintos pós-metálicos.

Também se pode citar os trabalhos de Ribeiro et al. [45], Zeng et al. [46], Tan et al. [47], Majumdar et al. [48] e Zietala et al. [49]. Ribeiro et al. por sua vez, verificaram a influência de distintas estratégias de deposição e espaçamentos entre os cordões de deposição na rugosidade superficial, densidade e dureza do material. Zeng et al. investigaram a variação da potência do laser e distância de trabalho na qualidade superficial, propriedades mecânicas, microestrutura e defeitos internos. Tan et al. estudaram a correlação entre porosidade, densidade e

microestrutura final. Já Majumdar et al. e Zietala et al. avaliaram o efeito dos parâmetros de processo (potência do laser, velocidade de varredura, taxa de alimentação do pó e direção de deposição) nas propriedades mecânicas, microestrutura e resistência à corrosão.

Assim como mencionado anteriormente e conforme relatado por estes autores o processo DED é extremamente sensível aos parâmetros de processo e as características finais dos componentes e peças manufaturados dependem fortemente tanto da combinação entre estes parâmetros quanto das características do pó metálico (composição química e tamanho de partículas) [8, 43-49]. Deste modo, defeitos inerentes ao processo podem ser comuns, como poros, vazios, defeitos por falta de fusão e presença de inclusões não metálicas [8, 50, 51].

2.4.2.

Influência dos defeitos no comportamento em fadiga

Todos os defeitos mencionados acima podem atuar como concentradores de tensão e conseqüentemente são facilitadores ao processo de fadiga. Por este motivo também há na literatura pesquisas que associam a presença de defeitos metalúrgicos provenientes do processo de manufatura com o comportamento em fadiga. Smith et al. [50] avaliaram a influência de duas populações distintas de defeitos (pequenos poros equiaxiais e defeitos por falta de fusão) nas propriedades mecânicas e vida em fadiga (etapas de iniciação e propagação de trincas) de um aço inoxidável austenítico após manufatura aditiva pelo processo L-DED, onde constatou-se que grandes defeitos por falta de fusão (geralmente acima de 1 mm) reduzem drasticamente o limite de resistência mecânica e a ductilidade do material, assim como aceleram a etapa de iniciação de trinca enquanto pequenos poros esféricos ($< 100 \mu\text{m}$) não apresentam um efeito muito significativo.

Em relação ao comportamento em fadiga no regime de VHCF, a influência destes defeitos é ainda mais severa. Visto que as trincas são iniciadas a partir dos mesmos, para eventuais otimizações dos processos de manufatura é de suma importância conhecer qual destes defeitos atua mandatoriamente como sítio de nucleação de trincas. Foi constatado por Voloskov et al. [51] que para o aço inoxidável AISI 316L manufaturado pela técnica PBF, inclusões não metálicas e defeitos por falta de fusão atuam como sítios iniciadores de trincas. A Figura 16

apresenta as duas superfícies de fratura de um mesmo corpo de prova que foi ensaiado com $\sigma_a = 270 \text{ MPa}$ e falhou em $4\text{E} + 07$ ciclos. Também foi verificada a formação de *fish-eye* e FGA.

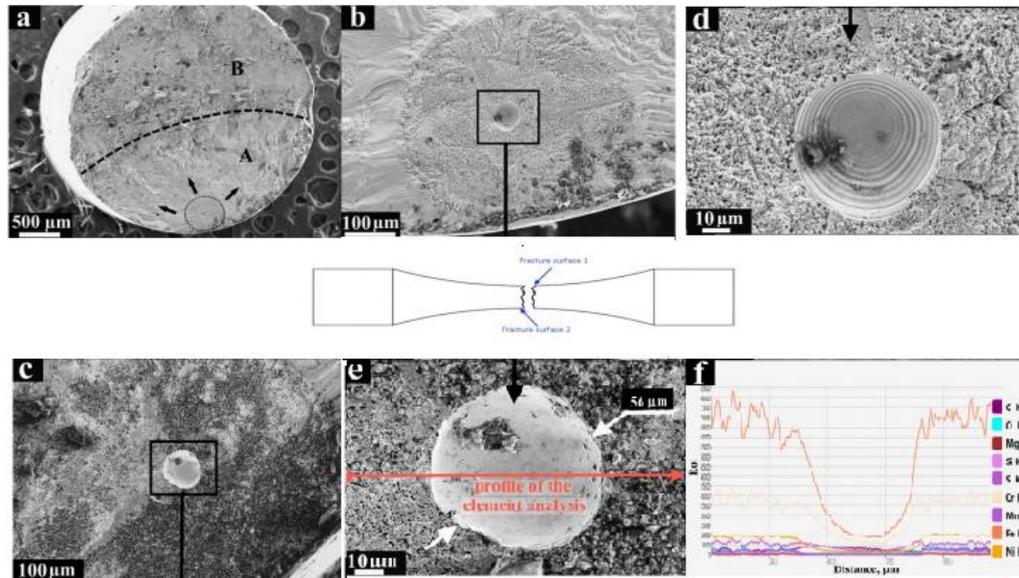


Figura 16 - Superfície de fratura de um CP do aço 316L manufactured por PBF. a) Superfície de fratura 1; b) Formação de *fish-eye* e destaque do sítio de iniciação da trinca; c) Ampliação do sítio de iniciação da trinca; d) Sítio de iniciação da trinca observado na superfície de fratura 2; e) Ampliação do defeito observado na superfície de fratura 2; f) Distribuição de elementos químicos na região do defeito [51].

3. Materiais e Métodos

As amostras do aço AISI 316L foram produzidas no Instituto de Inovação em Sistemas de Manufatura e Processamento a Laser - SENAI/SC e dispostas para a realização do presente trabalho. Inicialmente será apresentada a caracterização e composição química do pó metálico e em seguida, serão discriminados o processo de fabricação, pós-processamento e análise das propriedades mecânicas. Estas informações foram concedidas e detalhadas por Thiesen Jr [52]. Posteriormente será discutida a metodologia adotada nesse trabalho.

3.1. Materiais

3.1.1. Caracterização do pó metálico

O material de adição utilizado para a confecção das amostras pelo processo de manufatura aditiva foi o pó metálico do fabricante Höganäs (Código 316L-5520), em lote único, obtido por atomização a gás e certificado por IPT 98 [53]. A Tabela 2 apresenta a composição química do pó 316L-5520, assim como a concentração máxima e mínima para cada elemento químico segundo especificações da ASTM A276 [54].

Tabela 2: Composição química (wt%) do pó metálico - Código 316L-5520 [54, 55].

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Fe
Lote 2963068	0,019	0,7	1,5	16,9	2,5	12,7	65,68
Mínimo	-	-	1,0	16,0	2,0	10,0	Bal
Máximo	0,030	1,0	2,0	18,0	3,0	14,0	Bal

A Figura 17 apresenta registros no microscópio eletrônico de varredura das partículas contidas no pó metálico, cuja distribuição granulométrica compreende o intervalo de 53 a 150 μm . Observa-se que as partículas são predominantemente esféricas, porém verifica-se a presença de morfologias assimétricas assim como partículas irregulares semelhantes a “satélites”. Estas partículas são formadas pela aderência de uma partícula menor a uma partícula maior durante o processo de solidificação, esse fenômeno é resultante do processo de atomização [51, 56].

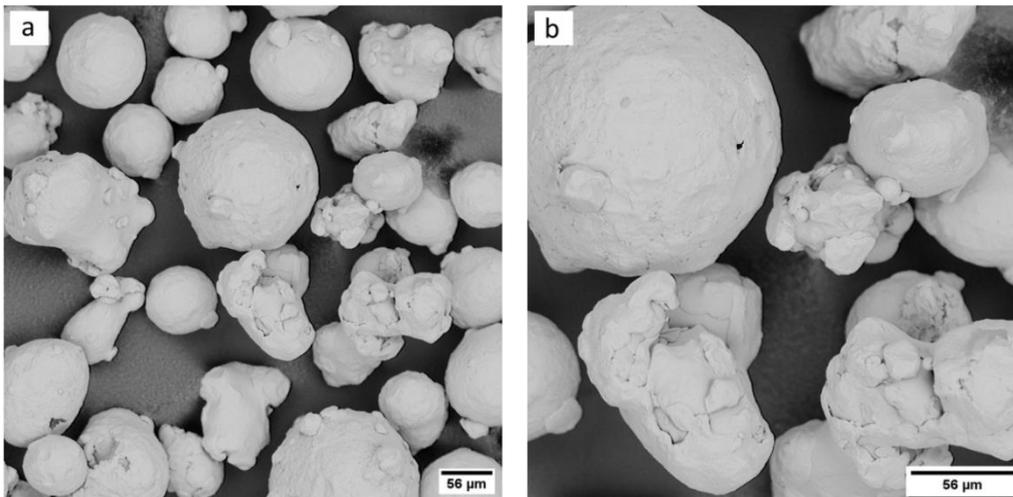


Figura 17 - Partículas contidas no pó metálico 316L-5520; a) MEV ampliação 500x; b) Ampliação 1000x. Adaptado de [52]

3.2.

Histórico do Material

3.2.1.

Processo de Fabricação

No processo de manufatura das amostras do aço inoxidável AISI 316L utilizou-se o equipamento RPMI 535®, do fabricante RPM Innovations Inc., com cabeçote coaxial descontínuo de 25° (modelo de bocal padronizado para utilização neste estudo). A Figura 18 apresenta o equipamento utilizado e ampliações do bocal padronizado.

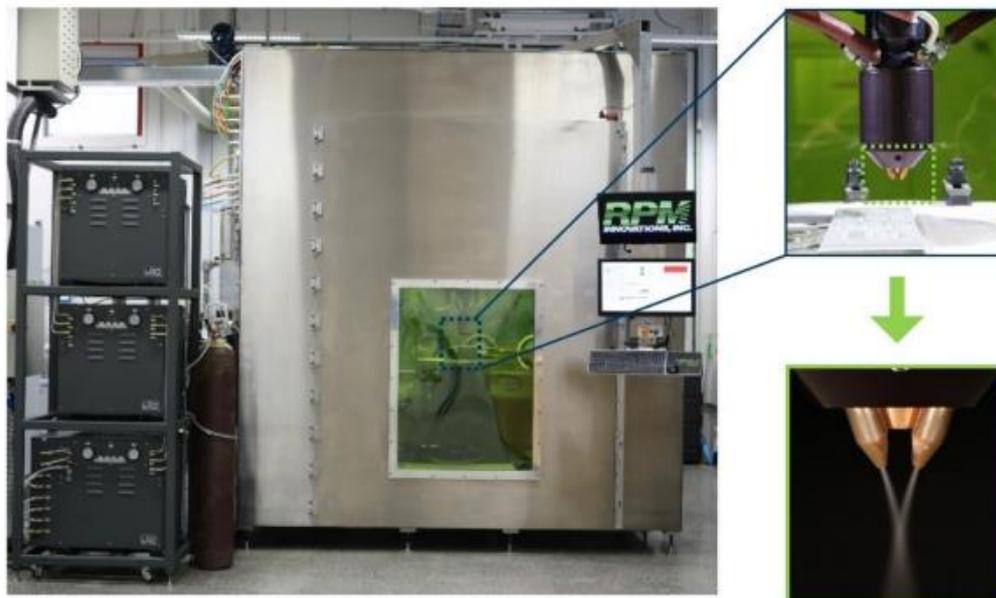


Figura 18 - RPMI 535 com cabeçote coaxial descontínuo de 25° [52].

Este equipamento, por sua vez, baseia-se na tecnologia L-DED e conta como fonte focalizada de energia um laser de fibra de Itérbio (Yb) de 300 μm de diâmetro e potência nominal equivalente a 3000 W (IPG Photonics YLS-3000-CT). Outra de sua característica marcante é o controle da atmosfera de processo, sendo possível alcançar teores de O_2 inferiores a 5 ppm. A conservação destes baixos teores de O_2 só é possível graças à alta estanqueidade da máquina e a utilização de dois filtros regeneradores de Argônio, os quais são responsáveis por purificar o gás alimentado no sistema de maneira contínua.

Os parâmetros de processo utilizados no procedimento de manufatura foram definidos por conhecimentos prévios do equipamento e processamento desta liga. Todas as amostras foram fabricadas na direção de construção vertical utilizando os mesmos parâmetros, os quais estão indicados na tabela 3. O Argônio (Ar) foi utilizado como gás de purga e como gás de processo (gás de arraste e gás central). Vale ressaltar que o diâmetro do feixe na posição focal (*spot size*) é resultante da relação entre o diâmetro da fibra e as distâncias focais da lente de foco e da lente de colimação no sistema óptico.

Tabela 3: Parâmetros utilizados no processo de MA [52].

Potência do laser (W)	Diâmetro do feixe (mm)	Velocidade de varredura (mm/min)	Vazão mássica (pó) (g/min)	Fluxo de gás de arraste (L/min)	Fluxo de gás de proteção (L/min)	Espaçamento entre cordões (mm)	Teor de O_2 (ppm)
1300	1,78	1446	30	6	40	1,223	< 50

A deposição do material foi realizada em rotas constituídas de três blocos de construção, conforme representado na Figura 19. O bloco 1 (à esquerda) é composto por 8 amostras destinadas a ensaios de fadiga (principal foco deste trabalho) e 3 a ensaios de tração manufaturadas na direção de construção vertical, 3 à ensaios Charpy construídas horizontalmente e as demais à análises de microestrutura e de dureza. O bloco 2 (central) inclui 3 amostras de tração construídas horizontalmente e 3 de Charpy depositadas na direção de construção vertical. Já o bloco 3 (à direita) apresenta a mesma quantidade e condição de amostras do bloco 1. Todas elas foram identificadas conforme a nomenclatura estabelecida por [52], onde: T = tração, F = Fadiga, C = Charpy, H = direção de construção horizontal e V = direção de construção vertical.

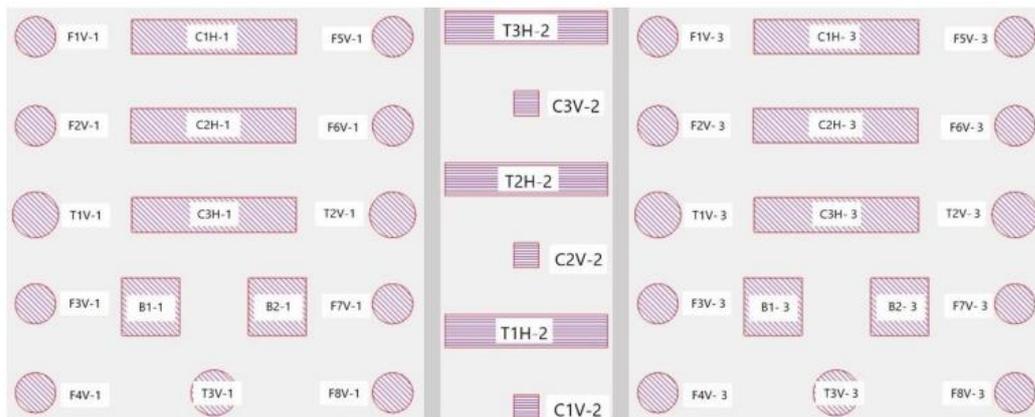


Figura 19 - Nomenclatura das amostras divididas em três blocos de construção [52].

Ressalta-se que neste trabalho foi investigado somente o comportamento e propriedades das amostras manufaturadas na direção de construção vertical. Todas as amostras foram fabricadas considerando uma camada de 1 mm de sobrematerial em cada direção, extraída posteriormente nas etapas de usinagem. A Figura 20 apresenta o bloco de construção 1 e 2 após o processo de MA.

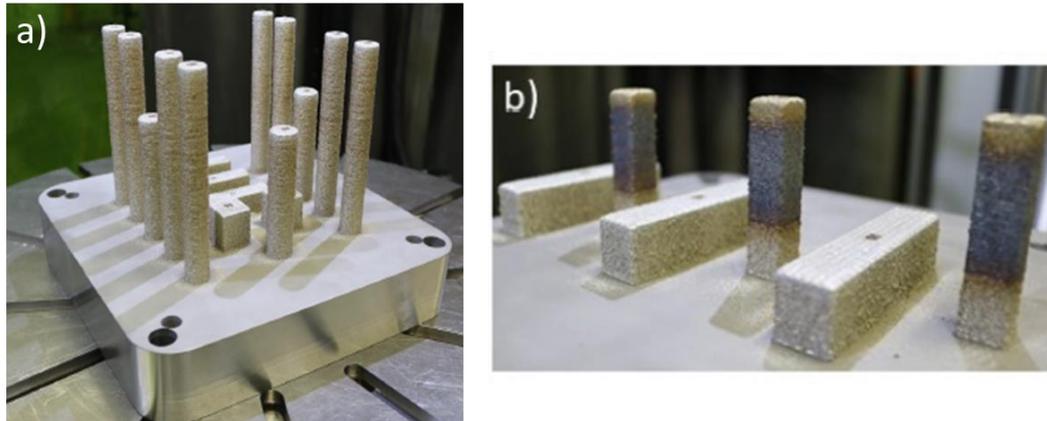


Figura 20 - Blocos de construção das amostras após MA. a) Bloco 1; b) Bloco 2. Adaptado de [52].

Como forma de entender a influência das etapas de pós-processamento, algumas amostras foram selecionadas e conduzidas a um tratamento térmico de alívio de tensões seguido de um tratamento de solubilização. No tratamento de alívio de tensões as amostras foram mantidas a 550 °C por 6 horas, e em seguida, resfriadas ao ar. Já no tratamento de solubilização foram mantidas a 1070 °C durante 2 horas, considerando 1 hora para o tempo de encharque e 1 hora para o tratamento, e posteriormente foram resfriadas em duas etapas: inicialmente em solução salina até 260 °C e logo após ao ar até a temperatura ambiente.

Portanto, o material foi avaliado em duas condições distintas: como construído (*as-built* ou AB) e tratado termicamente (*Heat treated* ou HT).

3.2.2.

Análise de propriedades mecânicas e densidade

Seis amostras construídas verticalmente (3 da condição AB e 3 da condição HT) foram submetidas a ensaios de tração. Os ensaios foram executados no equipamento Instron 5988 conforme a ASTM A370 [57]. A média dos resultados dos ensaios com respectivos desvios padrões para as duas condições distintas do material se encontram resumidas na Tabela 4.

Tabela 4: Resultados dos ensaios de tração [52]

Condição	LRM (MPa)	LE (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)
<i>As-built</i>	604,7/1,25	380,7/1,89		45,7/6,85
<i>As-built</i> + HT	575,3/1,25	298/0,82	203,3/32,27	53,7/0,47
ASTM A276 [52]	485	170	-	40

Observa-se que todos os resultados para ambas as condições foram superiores aos mínimos valores estabelecidos pela ASTM A276. Comparando os resultados das propriedades mecânicas para as duas condições do material, o material tratado termicamente apresentou um aumento de 17,5% no percentual de alongamento. Em contrapartida, apresentaram uma redução de 4,96% no LRM e 21,72% no LE.

Posteriormente, avaliou-se a densidade do material pelo método de Arquimedes e obteve-se o valor de 7,91 g/cm³ para esta propriedade física. Como os tratamentos térmicos conduzidos não são específicos para aumento de densidade, esta propriedade se manteve inalterada para ambas as condições.

3.3.

Métodos

Com o intuito de analisar o comportamento em VHCF e verificar a influência dos parâmetros de processo e pós-processamento na formação de defeitos metalúrgicos inerentes do procedimento de manufatura, adotou-se neste trabalho a metodologia esquematizada na Figura 21, a qual será descrita ao decorrer deste subcapítulo. Como mencionado, foram analisadas duas condições distintas do material (AB e HT).



Figura 21 - Etapas do procedimento experimental.

3.3.1.

Caracterização microestrutural

3.3.1.1.

Extração das amostras

Foram extraídas das barras cilíndricas amostras transversais, conforme apresentado na Figura 22. O procedimento de corte das amostras seguiu a posição representada em A-A para posterior análise da superfície transversal.

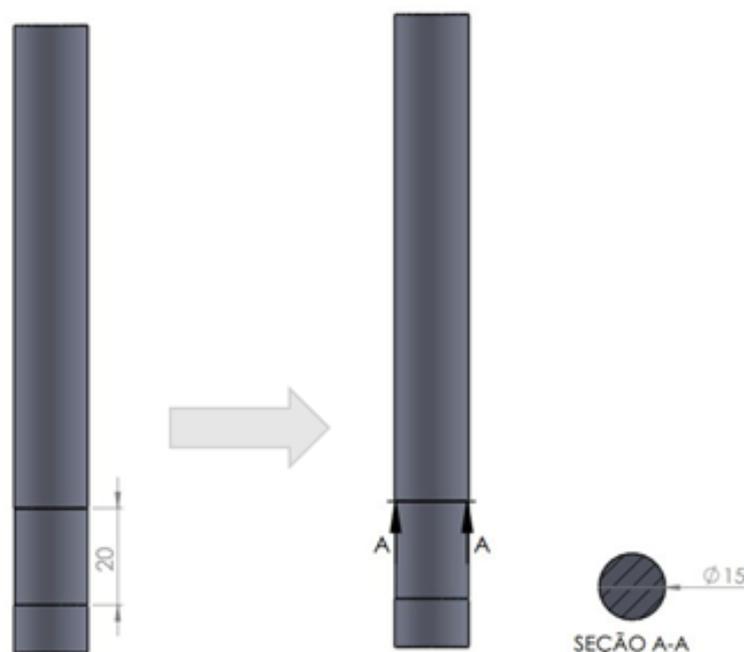


Figura 22 - Posição de extração das amostras para caracterização microestrutural e ensaio de dureza

3.3.1.2.

Preparação das amostras

As amostras passaram pelo mesmo procedimento de preparação, executado nas seguintes etapas: lixamento, polimento e ataque químico. Inicialmente as amostras passaram por lixas de granulometria 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200. Em seguida, foi realizado o polimento mecânico com pasta de diamante de 6 μm , 3 μm e 1 μm e, por fim, as amostras foram atacadas por imersão no reagente Marble (4g CuSO_4 + 20 ml HCl + 20 ml H_2O) por 15 segundos para revelar a

microestrutura constituinte. Também foi utilizado o ataque por imersão durante 5 minutos no reagente Villela (5 ml HCl + 2 g ácido pícrico + 100 ml álcool etílico).

Para aquisição das imagens foi utilizado microscópio óptico modelo Olympus BX60M.

3.3.2.

Ensaio ultrassônicos

Os ensaios ultrassônicos foram executados no equipamento USF - 2000A, do fabricante Shimadzu, localizado no laboratório de fadiga de altíssimo ciclo (LABFADAC) da PUC-Rio. A Figura 23 apresenta o equipamento ultrassônico com a ampliação da imagem do corpo de prova e do software (*Super sonic*), utilizado para a execução do ensaio.

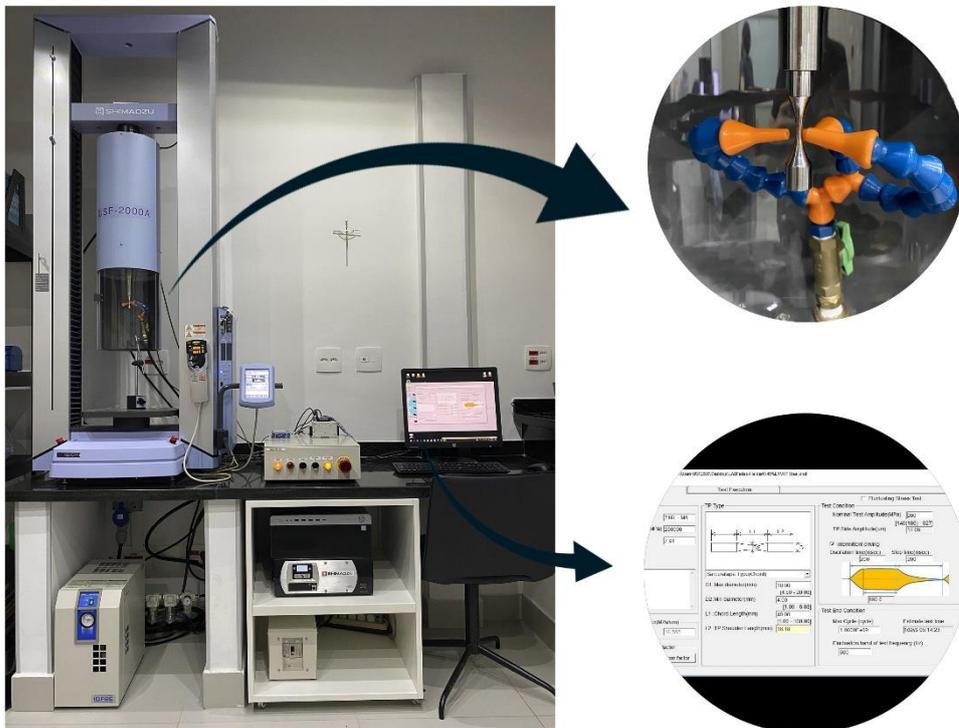


Figura 23 - Equipamento ultrassônico (modelo USF-2000A, Shimadzu) com ampliações do CP amпуlheta e tela do *software* (*Super sonic*).

3.3.2.1.

Geometria do Corpo de provas

A geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios ultrassônicos foi a de amпуlheta. Esta geometria recebe esse nome por apresentar uma redução de

seção na região central, como demonstrado na Figura 24. Esta variação de seção permite com que a tensão seja concentrada nesta região, acelerando os ensaios e direcionando a falha para esta seção. Embora os princípios da teoria da onda elástica, descritos no tópico 2.3.2, sejam definidos para um corpo de prova reto cilíndrico, eles se aplicam de maneira semelhante a esta geometria. Portanto, seu dimensionamento também segue as equações propostas por Bathias [9].

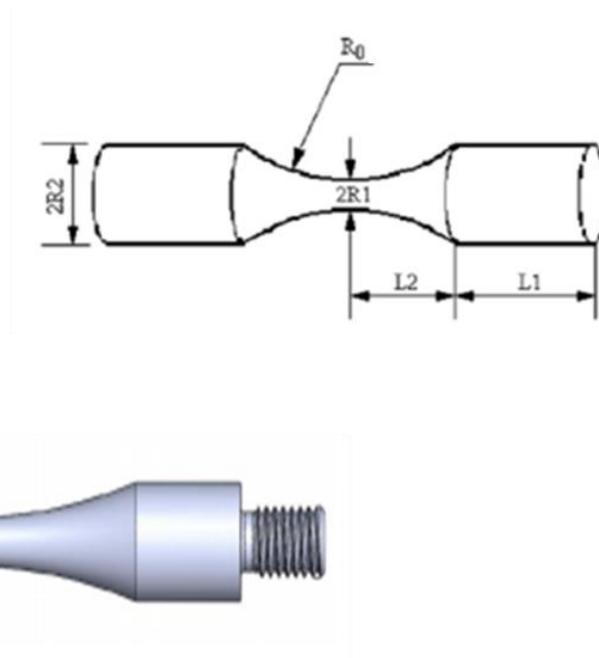


Figura 24 - Representação 2D e 3D da geometria dos corpos de prova (ampulheta).

As dimensões R_0 , R_1 , R_2 e L_2 dos corpos de prova são predefinidas e mantidas fixas e o comprimento de ressonância (L_1) é calculado analiticamente para o primeiro modo de vibração segundo a equação 25.

$$L_1 = \frac{1}{k} \arctan \left\{ \frac{1}{k} [\beta \coth(\beta L_2) - \alpha \tanh(\alpha L_2)] \right\} \quad (25)$$

Onde:

$$k = \frac{\omega}{c} = \frac{2\pi f}{c}$$

$$c = \sqrt{\frac{Ed}{\rho}}$$

$$\alpha = \frac{1}{L_2} \operatorname{arc} \cosh \left(\frac{R_2}{R_1} \right)$$

$$\beta = \sqrt{\alpha^2 - k^2}$$

Pela equação 25 observa-se que o comprimento de ressonância é dependente tanto das dimensões predefinidas para os corpos de provas quanto da frequência de ensaio e propriedades intrínsecas do material (módulo de elasticidade dinâmico e densidade). Como o módulo de elasticidade estático é muito similar ao valor do módulo de elasticidade dinâmico, usualmente, é adotado para o dimensionamento.

Sendo assim, dado que $E = 203 \text{ GPa}$ e $\rho = 7,91 \text{ g/cm}^3$ (obtidos por Thiesen Jr [52]) e considerando que o intervalo de frequências aceito pelo equipamento é de $20 \pm 0,5 \text{ KHz}$ obteve-se a geometria apresentada na Figura 25. Checou-se também a distribuição da tensão e deslocamento ao longo do CP comprovando que a geometria era válida.

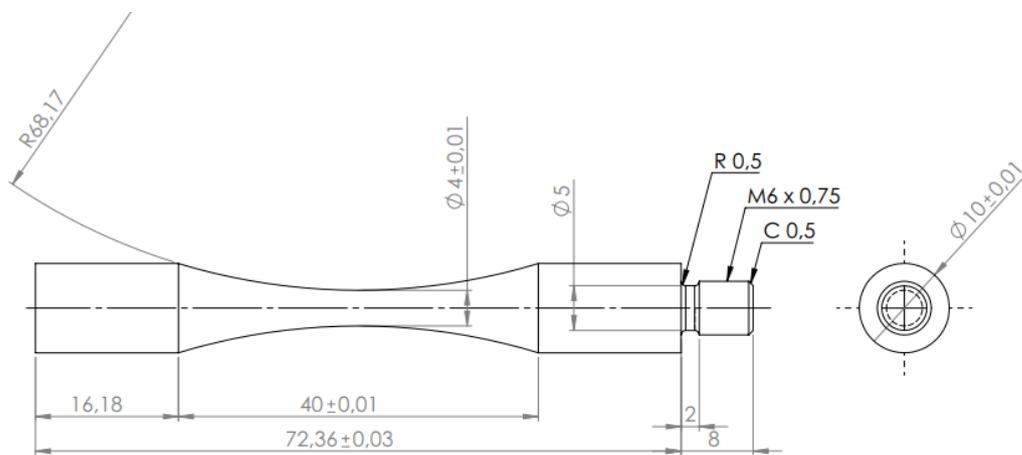


Figura 25 - Geometria utilizada nos ensaios de VHCF (dimensões em mm).

Os corpos de prova nesta geometria foram usinados a partir das barras cilíndricas construídas verticalmente (117 mm de comprimento e 18 mm de diâmetro), conforme mencionado anteriormente.

3.3.2.2.

Condições de ensaio

Ao total foram ensaiados 27 CPs divididos em duas amostragens distintas abrangendo cada uma das condições do material (15 CPs da condição AB e 12 CPs da condição HT). Todos os ensaios foram executados sob carregamentos totalmente reversíveis ($R = -1$) com número alvo de 10^9 ciclos mantendo os

mesmos parâmetros de oscilação (110 ms pulse e 300 ms pause), os quais foram predefinidos para mitigar o superaquecimento e queima do CP durante o ensaio.

Para garantir que a temperatura dos CPs se mantivesse próxima a temperatura ambiente e não influenciar no desempenho quanto à vida em fadiga, mediu-se a temperatura ao longo do corpo de prova durante a execução dos ensaios. Para isso, utilizou-se uma câmera termográfica (modelo FLIR A655SC). A temperatura média da região central do CP (região de máxima tensão) durante os ensaios foi de aproximadamente 36,1° C. A Figura 26 apresenta o perfil de variação da temperatura ao longo do corpo de provas. Nota-se que os CPs foram pintados com uma tinta spray de cor preta. O intuito da aplicação desta tinta é elevar a emissividade ($\varepsilon = 1$) e melhorar a aferição da temperatura.

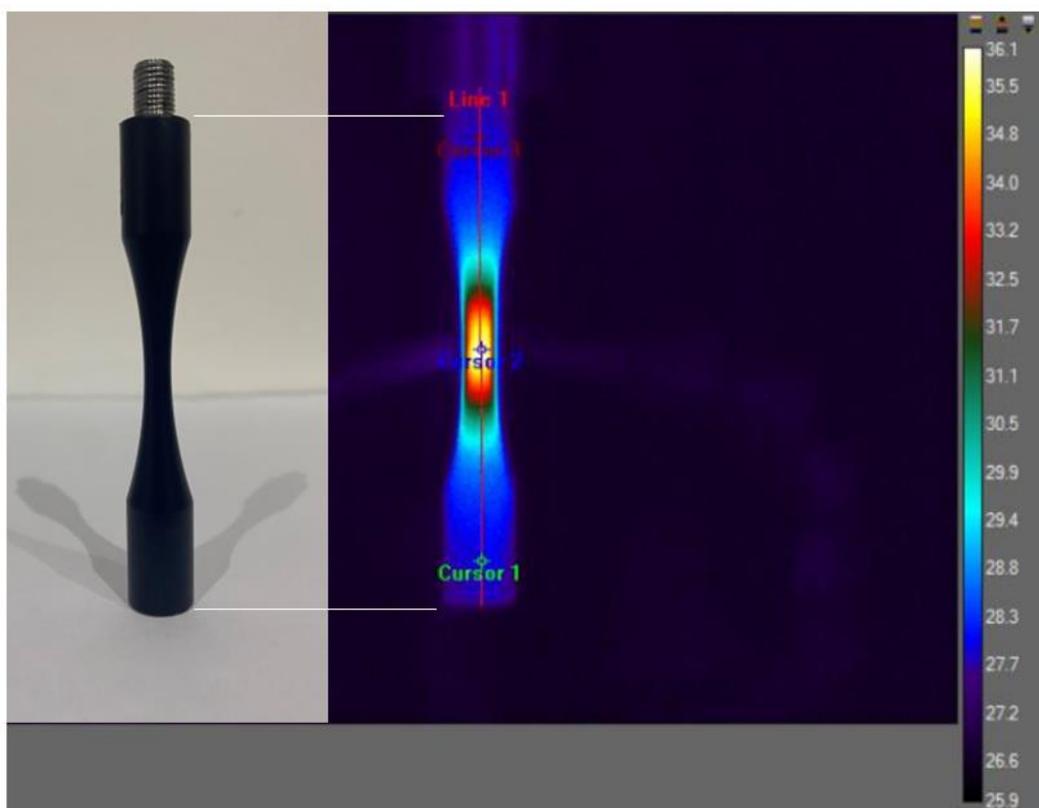


Figura 26 - Perfil de distribuição da temperatura (°C) ao longo do CP.

As amplitudes de tensão utilizadas nos ensaios foram relativizadas a percentuais do limite de resistência mecânica de cada condição, variando entre valores correspondentes ao intervalo de (30 - 45%) do LRM.

3.3.3.

Ensaio de Dureza

Para o levantamento dos parâmetros de dureza foram realizados ensaios de microdureza Vickers HV (0,1) em 1 amostra de cada uma das condições do material, extraídas da seção transversal das mesmas barras cilíndricas (Figura 27) destinadas a usinagem dos CPs dos ensaios de VHCF. Para isso, utilizou-se um durômetro modelo HMV- 2000 Shimadzu com aplicação de carga de 0,1 kgf por 15 segundos em 15 pontos distribuídos conforme demonstrado na Figura 27. Esses pontos foram divididos em 3 linhas (uma na região central e outras duas com espaçamento de 2 mm), cada uma delas composta por 5 pontos com espaçamento de 1,5 mm entre eles.

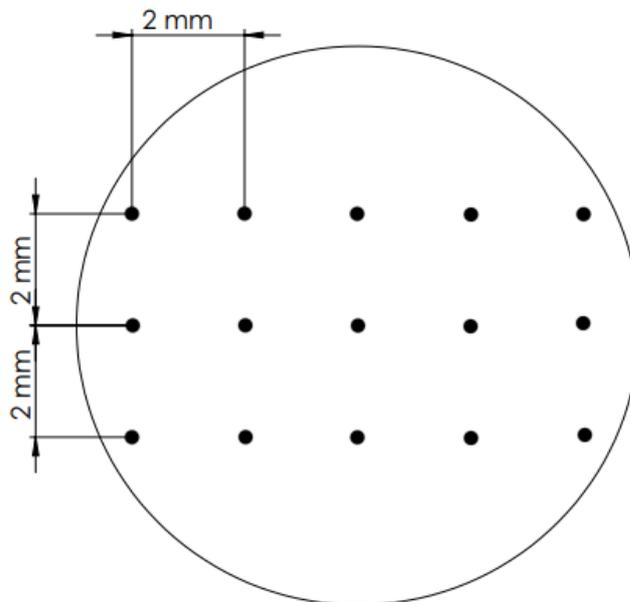


Figura 27 - Esquema de distribuição dos pontos para ensaio de microdureza.

3.3.4.

Análise Fractográfica

Os corpos de provas que falharam durante os ensaios ultrassônicos foram estaticamente rompidos para posterior análise da superfície de fratura. Dentre os 27 CPs, foram analisadas 18 superfícies de fratura (9 CPs de cada condição).

3.3.4.1.

Aquisição e processamento das imagens

Para aquisição das imagens e análise das superfícies de fratura foram utilizados equipamentos de microscopia óptica (microscópio modelo Olympus BX60M com aumento de 5, 20 e 50 vezes) e microscopia eletrônica de varredura (MEV modelo JSM-6510LV acoplado com espectroscopia de raios x por dispersão de energia) com aumento para ampliações necessárias a análise proposta. A análise por espectroscopia de raios x por dispersão de energia (EDS) é imprescindível na identificação da composição química dos defeitos atuantes como sítios de iniciação das trincas de fadiga.

Todas as imagens foram processadas e segmentadas com o auxílio das ferramentas do *software* FIJI. As superfícies de fratura que apresentaram formação de FGA tiveram o parâmetro $\sqrt{area_{FGA}}$ igualmente mensuradas.

4. Resultados e Discussões

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os dados obtidos para a caracterização microestrutural e análise fractográfica, assim como serão demonstrados os resultados experimentais provenientes dos ensaios de fadiga e ensaio de dureza. Além disso, será apresentada uma comparação entre os valores de $\sqrt{area_{FGA}}$ medidos nas superfícies de fratura com os valores estimados pelos modelos presentes na literatura.

4.1.

Caracterização Microestrutural

Através das análises microestruturais pôde-se verificar algumas características típicas de cada condição do material e associá-las a anisotropia observada em relação às propriedades mecânicas. A grande variação entre a taxa de resfriamento que ocorreu na superfície e a que ocorreu no interior somada a outros parâmetros de processo (direção de construção, tamanho, estratégia de deposição, entre outros) resultaram em diferentes morfologias de grãos, formadas durante a solidificação.

De acordo com a composição química tem-se que o material é um aço austenítico, porém utilizando o diagrama de Schaeffler (Figura 28) para previsão de fases, a fase ferrita também pode existir em sua microestrutura. Conforme a relação Ni_{eq} ; Cr_{eq} mostrada pela localização do ponto vermelho.

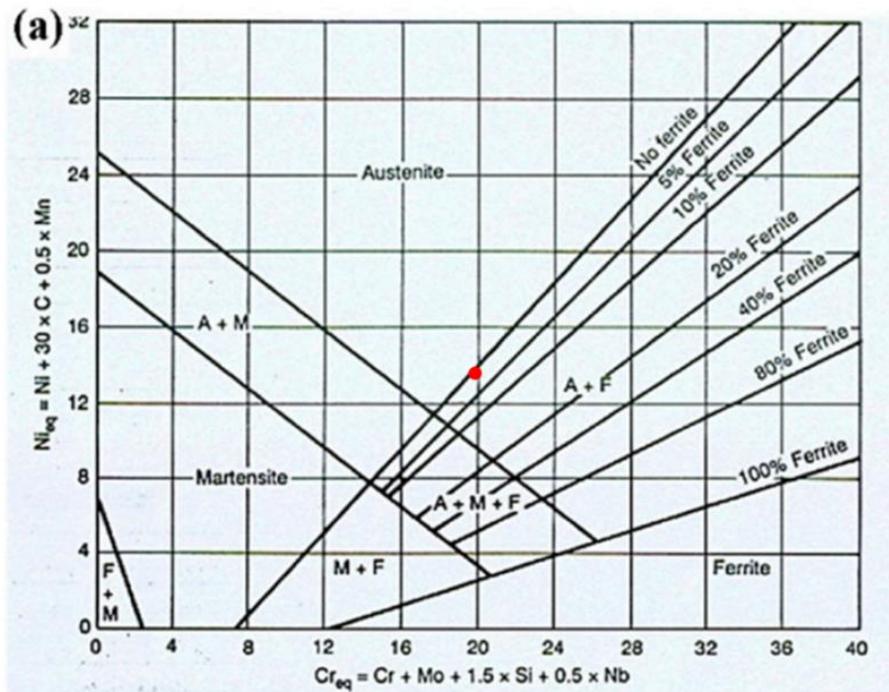


Figura 28 - Diagrama de Schaeffler. Adaptado de [8]

As amostras analisadas da condição AB apresentaram uma estrutura de grão com grande refinamento em morfologias celulares, porém também foram observadas morfologias colunares dendríticas. A figura 29 apresenta a microestrutura típica da condição AB enumerando algumas regiões que são apresentadas ampliadas na Figura 30. A região 1 apresenta a formação de um defeito metalúrgico inerente ao processo de manufatura. Neste caso, trata-se de um poro esférico. A esfericidade observada neste poro sugere que o mesmo foi originado por aprisionamento de gases provenientes do processo de evaporação ou fusão incompleta. As regiões 2 e 3 destacam a microestrutura formada nas bordas da poça de fusão, onde geralmente é observado a formação de morfologias colunares dendríticas. Já as regiões 1 e 5 referem-se a microestrutura celular mais facilmente formada nas regiões centrais da poça de fusão. E por fim, a região 4 representa a microestrutura formada nas regiões entre os passes. Nessa região a heterogeneidade microestrutural se deve fortemente a influência dos altos gradientes térmicos resultantes do processo de manufatura [8].



Figura 29 - Microestrutura da condição AB, atacada com reagente Villela (Ampliação 5x).

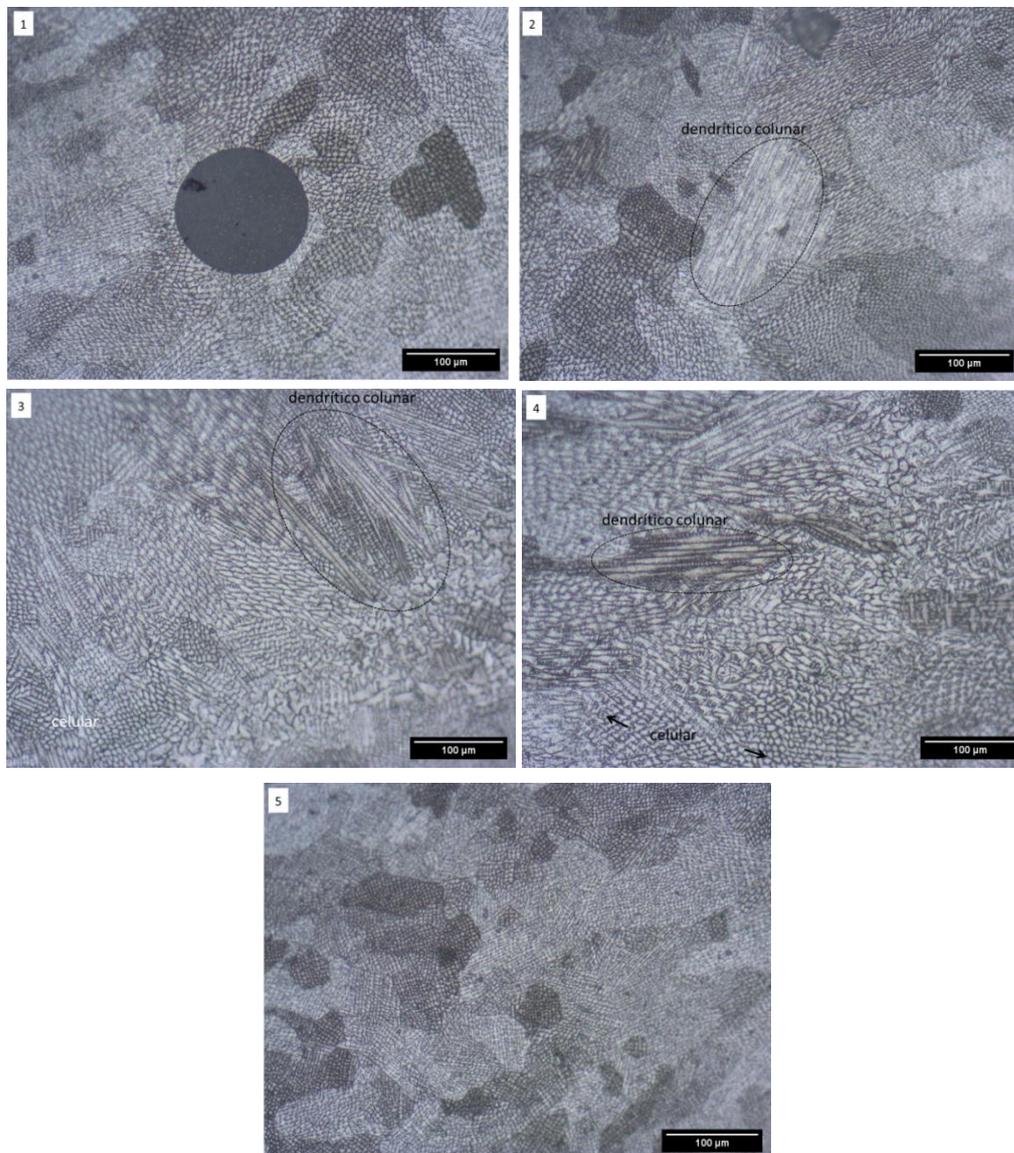


Figura 30 - Ampliação das regiões enumeradas na Figura 29 destacando a morfologia dos grãos (Atacadas com o reagente químico Marble). 1, 2, 4 e 5 Ampliação 20x; 3 Ampliação 10x.

Já a Figura 31 apresenta a microestrutura da condição tratada termicamente, onde verifica-se que o tamanho de grão é consideravelmente maior quando comparado a morfologia dos grãos da condição AB, o que é justificado pela permanência do material em altas temperaturas durante os tratamentos térmicos.



Figura 31 - Microestrutura da condição HT, atacada com reagente Marble (Ampliação 50 x).

4.2.

Ensaio Ultrassônicos

As tabelas 5 e 6 resumem os resultados obtidos experimentalmente para cada corpo de prova de ambas as condições do material. Neste caso, a vida em fadiga é analisada em relação ao número de ciclos até a falha (N_f). Observa-se que alguns CPs estão indicados com “*run out*”, ou seja, atingiram o número de ciclos ($1,00E+09$) determinado como alvo para os ensaios e não falharam.

Tabela 5: Resultados obtidos nos ensaios de VHCF para os CPs da condição AB.

AB			
CP	LRM	σ_a (Mpa)	Nf (ciclos)
CP 1.1	45%	272	2,82E+06
CP 1.2			1,89E+07
CP 1.3	40%	242	2,89E+05
CP 1.4			6,12E+05
CP 1.5			2,91E+06
CP 1.6			2,53E+06
CP 1.7	39%	236	1,11E+08
CP 1.8			2,10E+08
CP 1.9			2,17E+08
CP 1.10	38%	230	2,11E+08
CP 1.11			1,00E+09
CP 1.12			1,00E+09
CP 1.13	35%	212	1,00E+09
CP 1.14			1,00E+09
CP 1.15	30%	182	1,00E+09

(run out)
(run out)
(run out)
(run out)
(run out)

Tabela 6: Resultados obtidos para os CPs da condição HT.

HT			
CP	LRM	σ_a (Mpa)	Nf (ciclos)
CP 2.1			3,99E+05
CP 2.2	40%	230	1,61E+07
CP 2.3			1,28E+06
CP 2.4			1,45E+06
CP 2.5	39%	224	2,22E+07
CP 2.6			1,36E+06
CP 2.7			4,49E+07
CP 2.8			1,00E+09
CP 2.9	38%	219	2,34E+07
CP 2.10			3,25E+06
CP 2.11	35%	201	1,00E+09
CP 2.12			1,00E+09

(run out)
(run out)
(run out)

Pode-se verificar que houve uma grande dispersão nos resultados relacionados ao número de ciclos para falha dos CPs ensaiados em uma mesma amplitude de tensão, tal dispersão já era esperada por se tratar de ensaios de fadiga.

De uma maneira geral, analisando todos os dados experimentais em que a comparação entre as condições se deu por relativizações de percentuais do LRM a valores correspondentes a amplitudes de tensão, observou-se que a condição AB

apresentou melhores resultados. Por exemplo, para tensões correspondentes a 39% do LRM, os CPs da condição HT apresentaram uma vida fadiga em torno de $(1,0E+06 - 1,0E+07)$ ciclos, enquanto para a condição AB a vida fadiga compreendeu predominantemente $1,0E+08$ ciclos. Essa comparação também pode ser executada em relação a tensões de trabalho, tomando como exemplo 230 MPa tem-se que a vida fadiga dos CPs da condição HT apresentaram grande dispersão e o ponto de falha de maior número de ciclos foi $1,6E+07$, já para os CPs AB constatou-se que um atingiu *run-out* e o outro falhou precocemente pela influência de defeitos metalúrgicos (mais detalhes serão apresentados no subtópico de resultados da análise fractográfica), porém mesmo assim alcançou $1,0E+08$ ciclos.

Além disso, pode-se dizer que resistência à fadiga para $1,0E+09$ corresponde a tensões de valores equivalentes a 35% do LRM para ambas as condições. Consequentemente, para aplicações que visam este número alvo de ciclos as tensões seguras de trabalho correspondem a valores abaixo a 201 MPa (HT) e 212 MPa (AB), respectivamente.

Os dados apresentados possibilitaram o levantamento das curvas S-N (Figuras 32 e 33) para cada condição do material, modeladas segundo a equação de Basquim (equação 6) obtida por meio do ajuste de uma reta compreendendo os pontos experimentais de falha plotados em escala logarítmica.

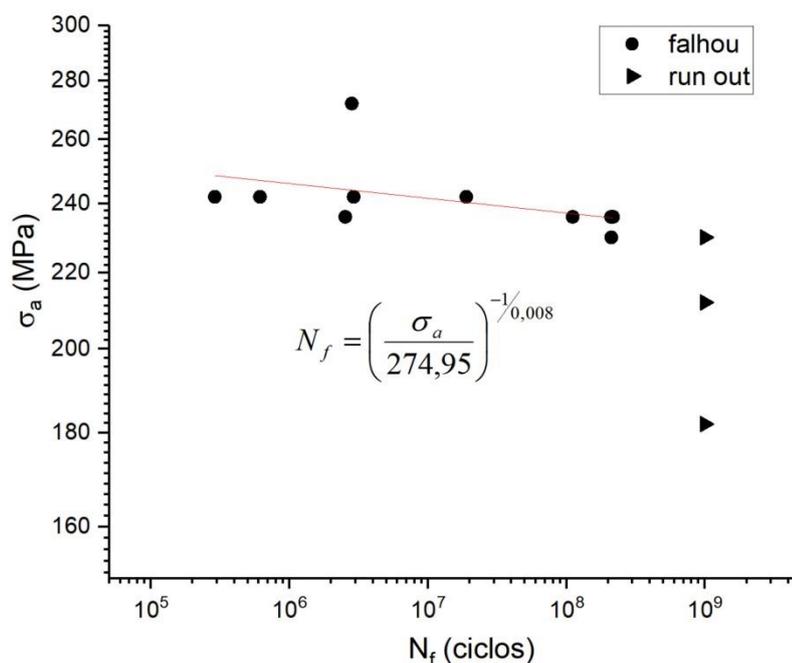


Figura 32 - Curva S-N para o aço inoxidável 316L na condição AB.

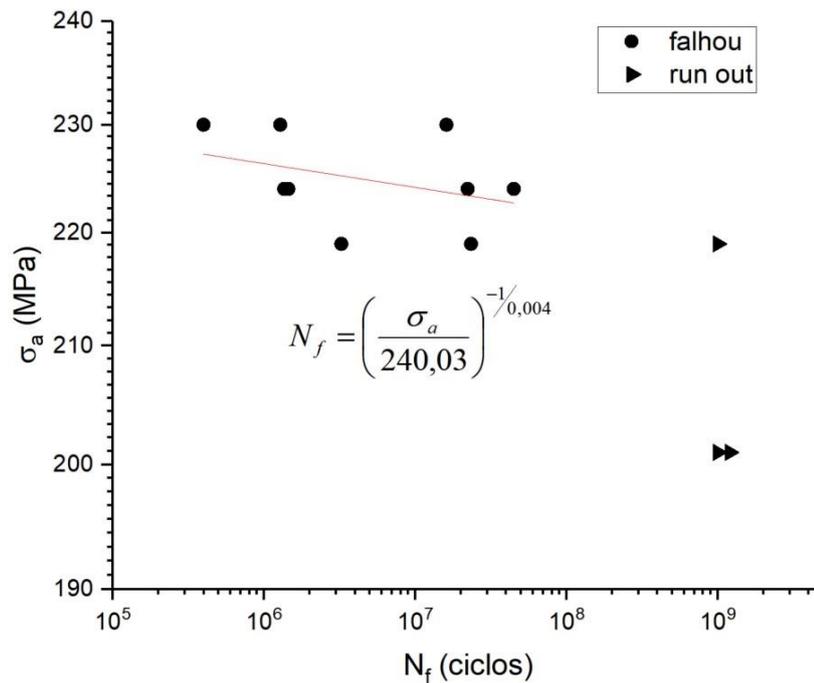


Figura 33 - Curva S-N para o aço inoxidável 316L na condição HT.

Sendo assim, como demonstrado nas figuras acima, obtiveram-se as equações 26 e 27 para previsão da vida em fadiga da condição AB e HT, respectivamente.

$$N_f = \left(\frac{\sigma_a}{274,95}\right)^{\frac{-1}{0,008}} \quad (26)$$

$$N_f = \left(\frac{\sigma_a}{240,03}\right)^{\frac{-1}{0,004}} \quad (27)$$

Deste modo, a partir destas equações pode-se estimar o número de ciclos para a falha em relação a distintos valores de amplitude de tensão. Por exemplo, para a amplitude de tensão equivalente a 220 MPa a vida em fadiga estimada para o material da condição AB é de aproximadamente $1,3E+12$, enquanto para a condição HT é $2,9E+9$.

Ressalta-se que não foi possível comparar o comportamento deste material com dados da literatura, pois ainda não há estudos sobre o comportamento em fadiga no regime de altíssimo ciclo do respectivo material produzido por L-DED. Sendo assim, aqui foram apresentados os dados obtidos experimentalmente e

somente realizada uma comparação de desempenho em relação as duas condições do material.

4.3.

Ensaio de Dureza

O mapeamento de dureza através do ensaio de microdureza Vickers HV (0,1) possibilitou uma análise mais sensível e abrangente deste critério para ambas as condições do material, gerando os resultados apresentados nas tabelas 7 e 8.

Tabela 7: Mapeamento de microdureza Vickers HV (0,1) para a condição AB.

Sequência de indentação	1	2	3	4	5	Média	DP	DP (%)
Superior	198	223	216	233	236	221,2	15,2	6,9
Centro	181	194	199	208	206	197,6	10,8	5,5
Inferior	208	234	233	241	208	224,8	15,8	7,0
Médias						214,5	13,9	6,5

Tabela 8: Mapeamento de microdureza Vickers HV (0,1) para a condição HT.

Sequência de indentação	1	2	3	4	5	Média	DP	DP (%)
Superior	158	162	173	184	162	167,8	10,64	6,3
Centro	140	154	175	170	162	160,2	13,83	8,6
Inferior	137	154	161	152	154	151,6	8,85	5,8
Médias						159,9	11,1	6,9

Apesar do desvio padrão para as duas condições do material ser bem próximo, houve uma dispersão entre os valores de dureza medidos ao longo da sequência de indentação. Ressalta-se que esta dispersão entre os valores obtidos para cada região se deve a heterogeneidade microestrutural apresentada por ambas condições. Sendo assim, a dureza média foi calculada sendo equivalente a 215 HV para a condição AB e 160 HV para a HT, respectivamente. Os valores de dureza para cada ponto também são dispostos graficamente nas Figuras 34 e 35. Pode-se dizer também que o tratamento térmico promoveu uma redução de aproximadamente 25,48% na dureza do material. Fato este, condiz com o que foi observado em relação à redução nos valores das propriedades mecânicas (redução de 4,96% no LRM e 21,72% no LE) e caracterização microestrutural (crescimento de grãos) do material após o tratamento térmico.

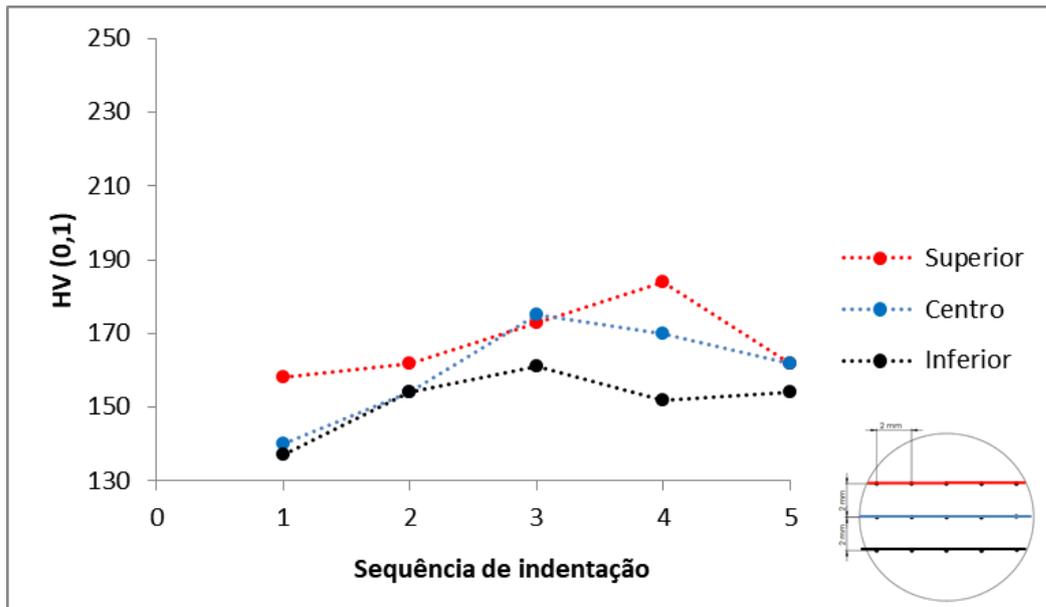


Figura 34 - Gráfico de microdureza Vickers HV (0,1) para mapeamento de dureza da condição HT.

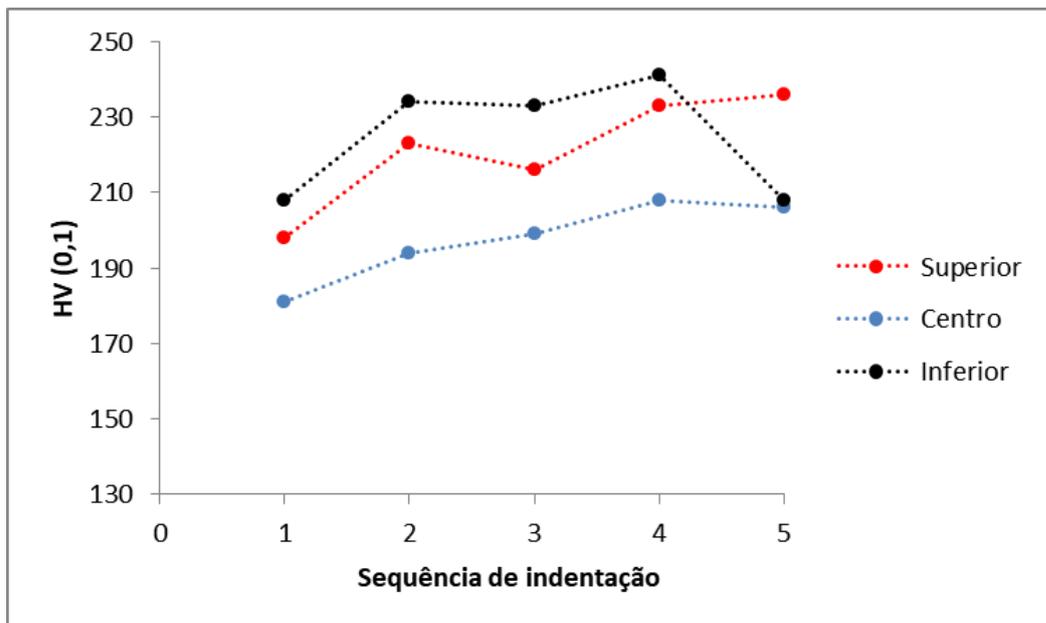


Figura 35 - Gráfico de microdureza Vickers HV (0,1) para mapeamento de dureza da condição AB.

4.4.

Análise Fractográfica

Como mencionado, ao todo foram analisadas 18 superfícies de fratura. Para cada superfície de fratura foram analisadas as duas faces correspondentes, representadas na Figura 36 por A e B. Como foi gerado um volume muito grande de imagens, neste tópico serão apresentadas apenas algumas das principais

análises que contribuíram para a identificação dos mecanismos dominantes de nucleação das trincas. Contudo, todas as imagens geradas para análise fractográfica dos demais CPs se encontram no Anexo A.

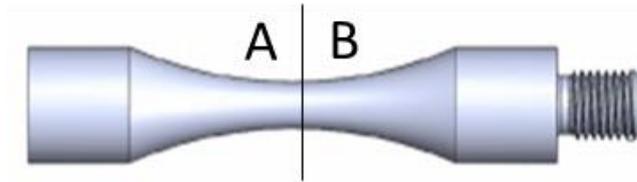


Figura 36 - Representação esquemática do CP com a denominação adotada para lado da superfície de fratura.

Para os CPs da condição AB foi observado que todas as trincas se iniciaram superficialmente por poros (Figura 37) ou inclusões superficiais (Figuras 40 e 43). Tais inclusões foram observadas tanto em regiões subsuperficiais quanto em regiões internas do material.

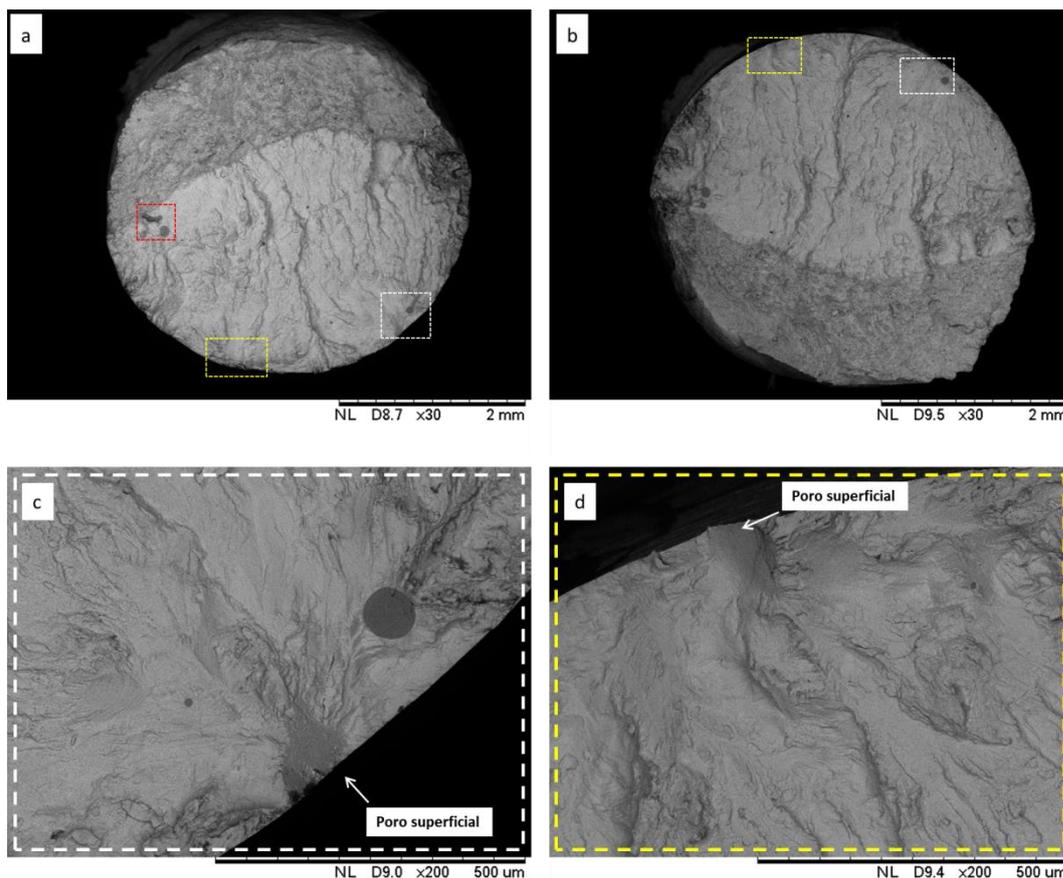


Figura 37 - Superfície de fratura do CP 1.4 ($\sigma_a = 240 \text{ MPa}$, $N_f = 6,12E+05$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova); c) Ampliação (200x) da região destacada em branco da superfície de fratura A; d) Ampliação (200x) da região destacada em amarelo da superfície de fratura B.

Pode-se observar na figura 37 que as trincas se iniciaram a partir de poros, porém foram encontradas inclusões e possíveis partículas não fundidas em regiões internas do material, conforme demonstrado pela Figura 38.

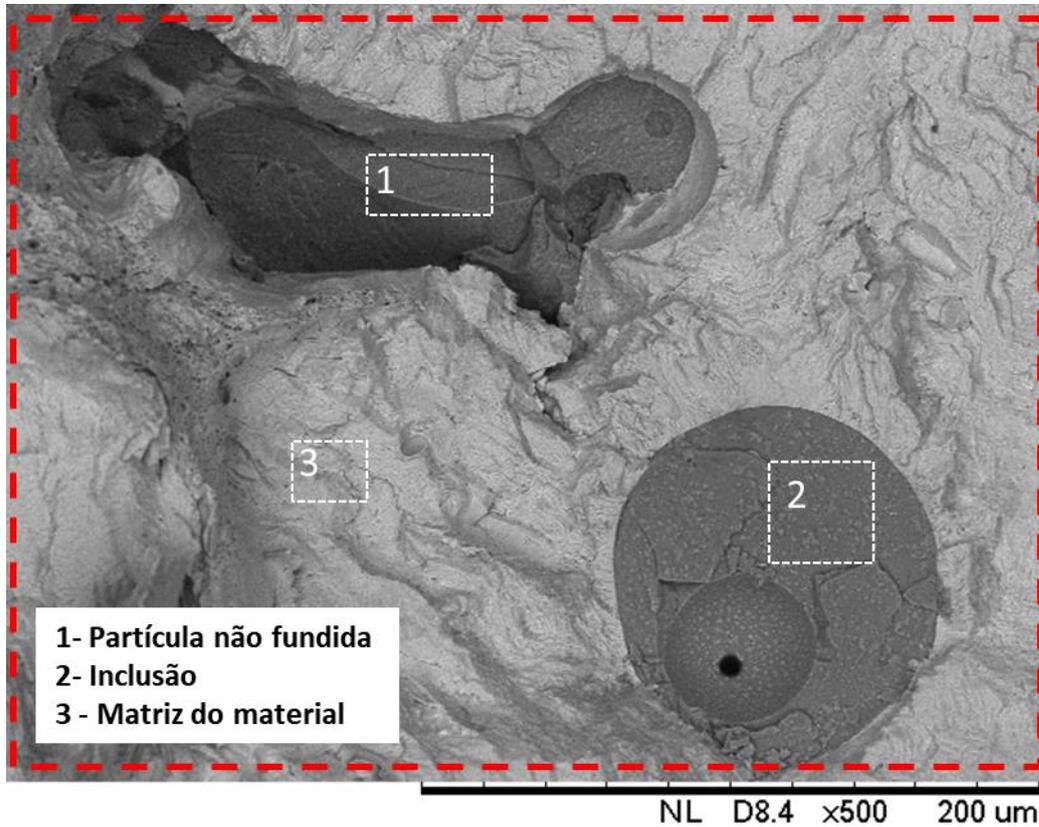
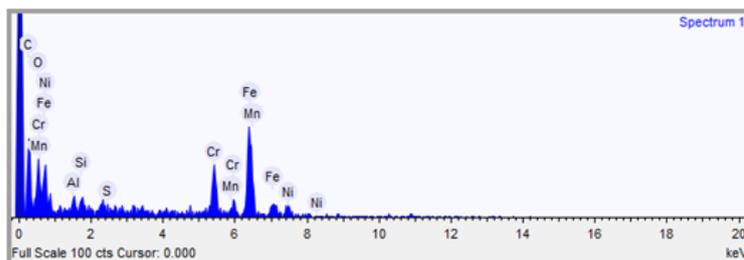


Figura 38 - Ampliação (500x) da região destacada em vermelho da superfície de fratura A do CP 1.4 ($\sigma_a = 240 \text{ MPa}$, $N_f = 6,12\text{E}+05$ ciclos) com identificação das regiões analisadas via EDS.

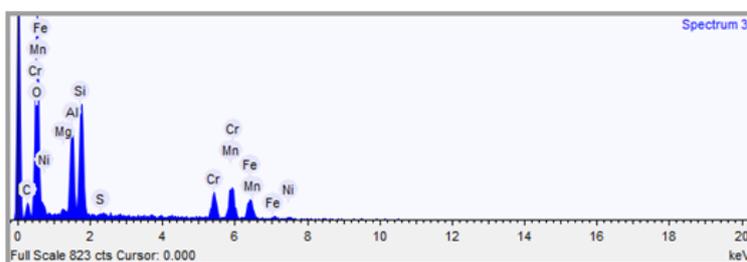
Na tentativa de se identificar as inclusões relatadas utilizou-se o EDS nas três regiões destacada na Figura 38. A composição química com os principais elementos identificados nas três regiões distintas se encontra na Figura 39. Portanto, supõem-se que na região 1 trate-se de uma partícula não fundida, devido a sua morfologia e a sua composição estar muito similar a da região 3 (matriz do material). E a região 2 pelo alto percentual de Oxigênio, Alumínio, Manganês e Silício refere-se a uma partícula de um óxido ligado a algum destes elementos.

1)



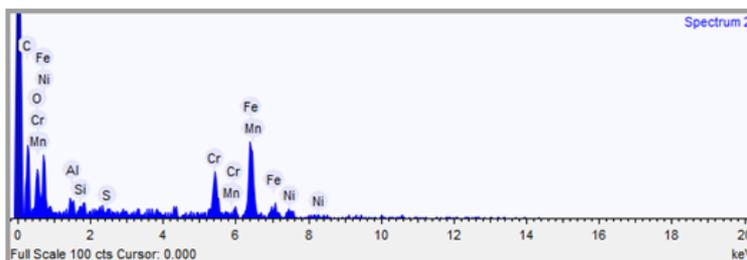
Elemento	Peso (%)
Carbono	31,966
Oxigênio	10,798
Alumínio	0,991
Silício	0,649
Enxofre	0,355
Cromo	11,178
Manganês	0,947
Ferro	36,668
Níquel	6,447

2)



Elemento	Peso (%)
Carbono	10,220
Oxigênio	42,313
Alumínio	7,054
Silício	9,683
Enxofre	0,043
Cromo	7,835
Manganês	11,989
Ferro	8,908
Níquel	1,370
Magnésio	0,585

3)



Elemento	Peso (%)
Carbono	32,360
Oxigênio	12,196
Alumínio	1,304
Silício	0,154
Enxofre	0,542
Cromo	11,841
Manganês	0,105
Ferro	36,264
Níquel	5,232

Figura 39 - EDS das regiões identificadas na Figura 38 com os principais elementos.

A Figura 40 apresenta um CP que falhou em regime de VHCF. Percebe-se que a iniciação de trincas se deu de maneira superficial a partir de inclusões não metálicas, conforme observado na Figura 41.

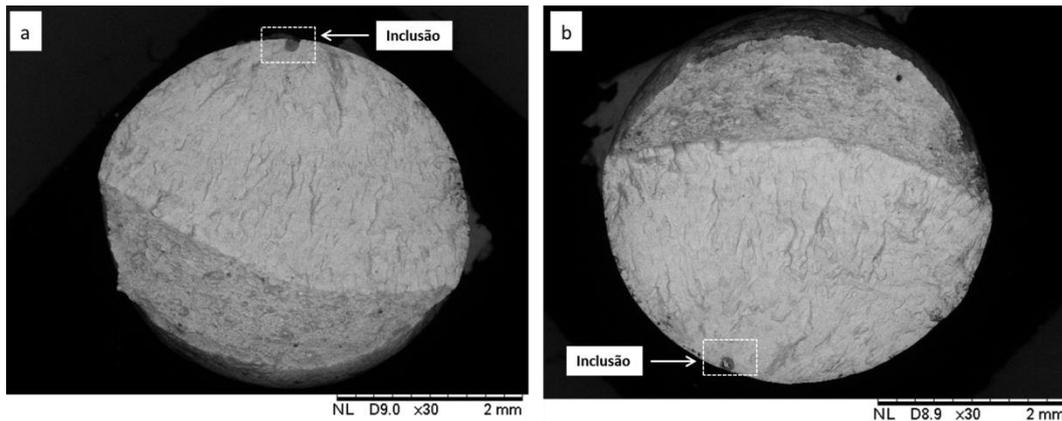


Figura 40 - Superfície de fratura do CP 1.7 ($\sigma_a = 236 \text{ MPa}$, $N_f = 1,11\text{E}+08$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova).

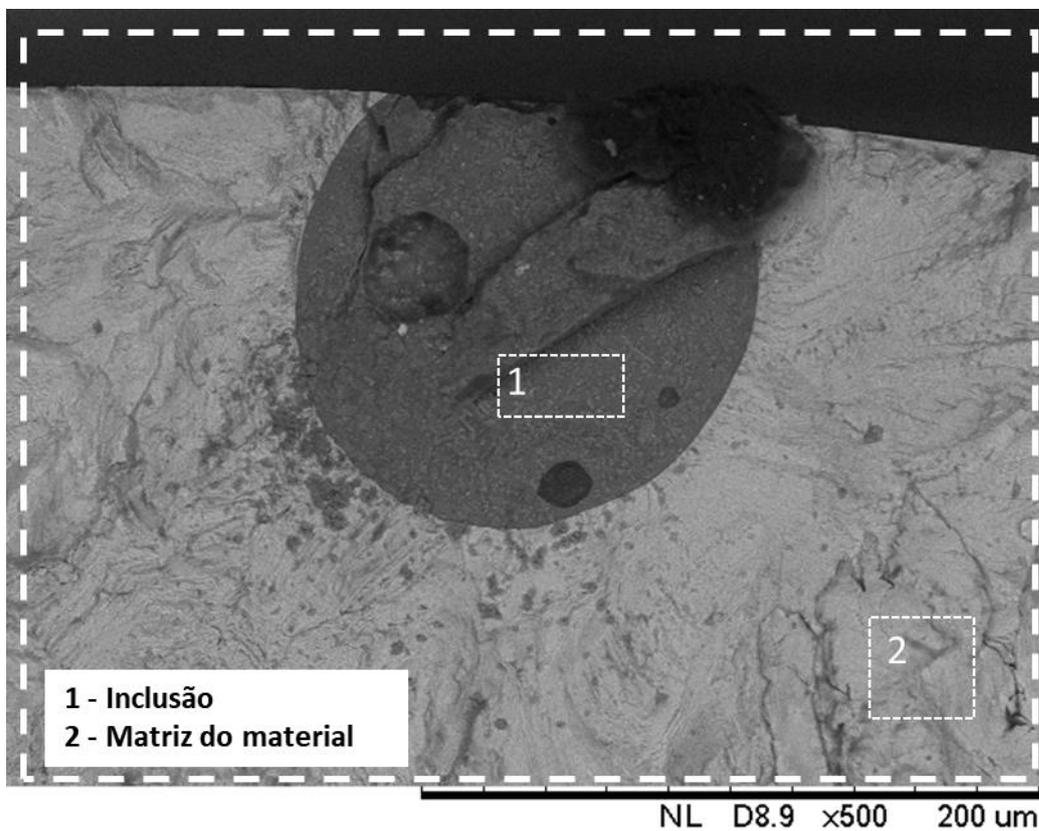
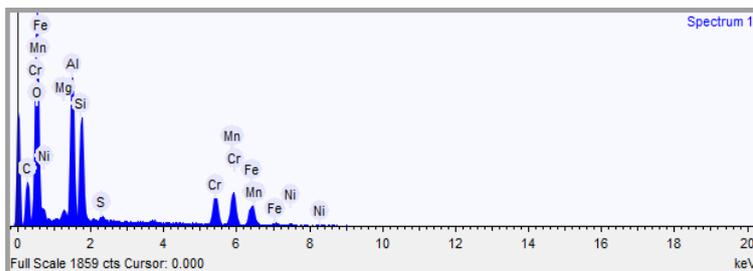


Figura 41 - Ampliação (500x) da região destacada em branco da superfície de fratura A do CP 1.7 ($\sigma_a = 236 \text{ MPa}$, $N_f = 1,11\text{E}+08$ ciclos) com identificação das regiões analisadas via EDS.

A composição química da inclusão foi verificada via EDS (Figura 42) e constatada ser muito similar a da inclusão de morfologia esférica encontrada no CP 1.4 (Figura 39). Tais inclusões, por apresentarem uma morfologia com maior esfericidade, não apresentam um efeito tão deletério ao comportamento em fadiga

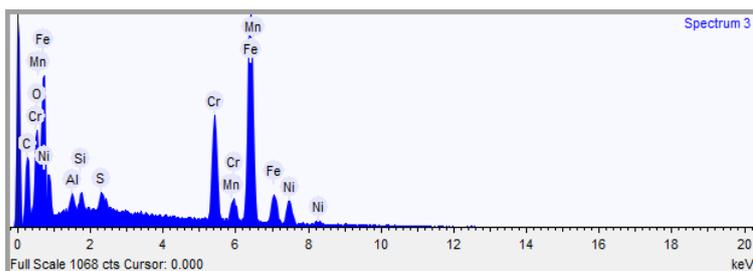
(comparado a morfologias irregulares, os defeitos esféricos produzem concentradores de tensão consideravelmente mais baixos). Para fins de comparação, também foi realizado o EDS na matriz do material (a região 2).

1)



Elemento	Peso (%)
Carbono	19,627
Oxigênio	39,705
Alumínio	8,599
Silício	6,910
Enxofre	0,270
Cromo	7,043
Manganês	8,894
Ferro	7,208
Níquel	1,052

2)



Elemento	Peso (%)
Carbono	17,351
Oxigênio	8,351
Alumínio	0,758
Silício	0,913
Enxofre	0,556
Cromo	13,542
Manganês	1,714
Ferro	47,490
Níquel	9,324

Figura 42 - EDS das regiões identificadas na Figura 41 com os principais elementos.

O mesmo ocorreu para o CP 1.10, Figura 43, onde se observou por meio da análise via EDS que os sítios de iniciação de trincas também foram inclusões (Figuras 44 e 45). Neste caso, foram identificadas duas inclusões. Uma com alto percentual de Alumínio e de composição similar as mencionadas anteriormente e outra (inclusão 2), também esférica, rica em Carbono e Manganês.

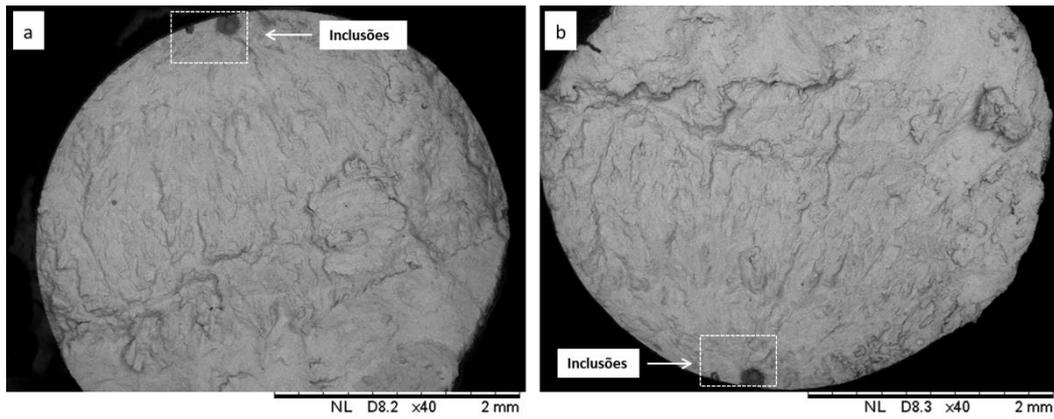


Figura 43 - Superfície de fratura do CP 1.10 ($\sigma_a = 230 \text{ MPa}$, $N_f = 2,11\text{E}+08$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova).

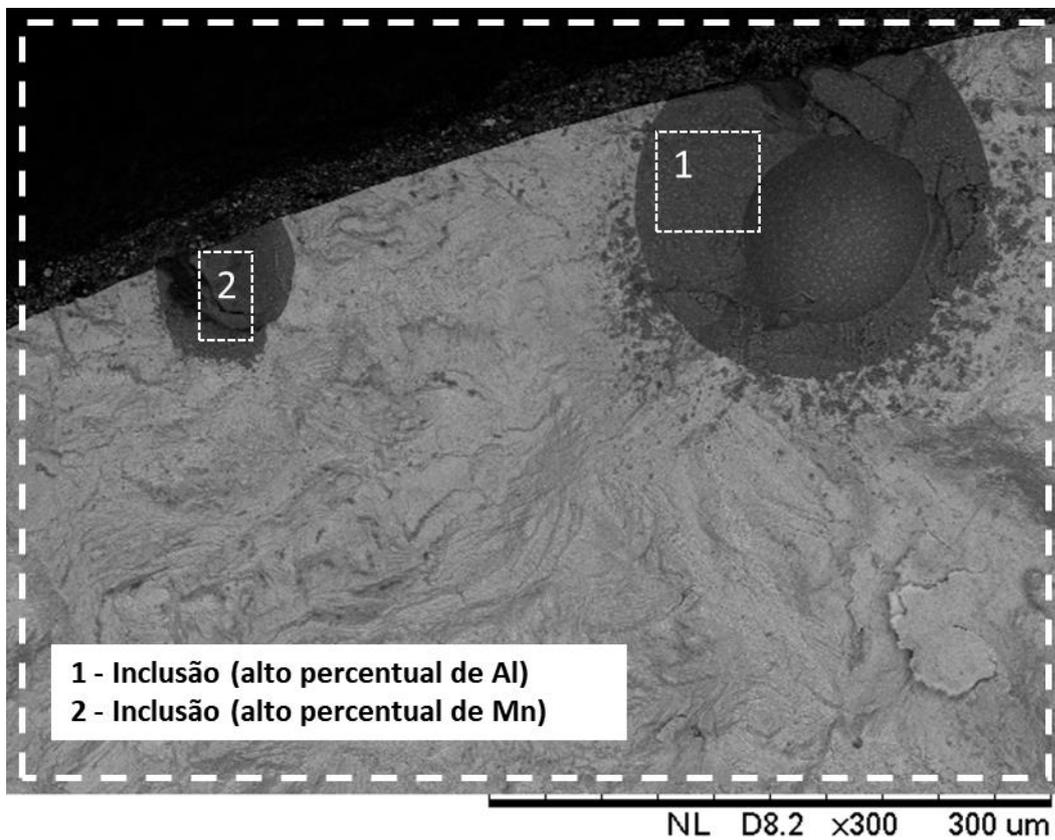
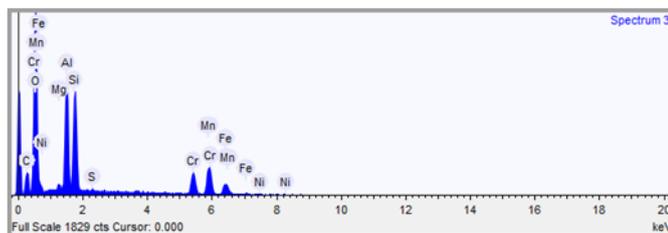


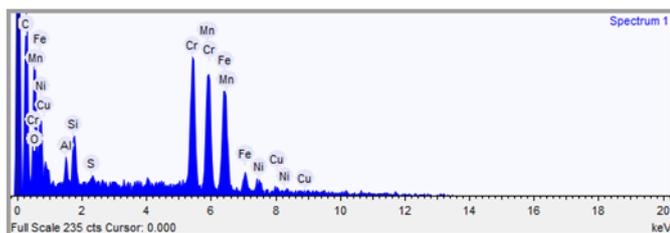
Figura 44 - Ampliação (300x) da região destacada em branco da superfície de fratura A do CP 1.10 ($\sigma_a = 230 \text{ MPa}$, $N_f = 2,11\text{E}+08$ ciclos) com identificação das regiões analisadas pelo EDS.

1)



Elemento	Peso (%)
Carbono	15,539
Oxigênio	42,493
Alumínio	8,389
Silício	9,302
Enxofre	0,167
Cromo	7,004
Manganês	11,017
Ferro	4,779
Níquel	0,759

2)



Elemento	Peso (%)
Carbono	30,334
Oxigênio	13,110
Alumínio	0,695
Silício	1,687
Enxofre	0,199
Cromo	14,367
Manganês	15,301
Ferro	18,665
Níquel	3,033

Figura 45 - EDS das regiões identificadas na Figura 44 com os principais elementos.

Já para os CPs da condição HT foram observadas iniciações de trincas superficiais (Figura 46) e internas (Figuras 49 e 53), ambas nucleadas de inclusões não metálicas. A Figura 47 apresenta a ampliação do sítio de nucleação de uma trinca superficial. Nota-se que a inclusão foi extremamente fragilizante para o material (inclusão com morfologia irregular), o que justifica a falha prematura deste corpo de prova quando comparado ao número de ciclos atingido pelos demais CPs ensaiados na mesma amplitude de tensão. Além disso, segundo análise via EDS (Figura 48), esta inclusão apresenta composição química similar às encontradas anteriormente.

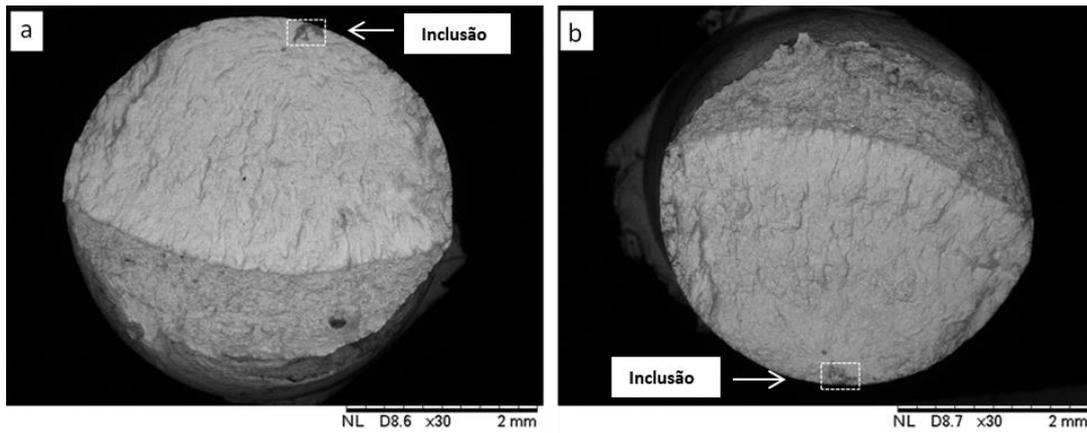


Figura 46 - Superfície de fratura do CP 2.4 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 1,45\text{E}+06$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova).

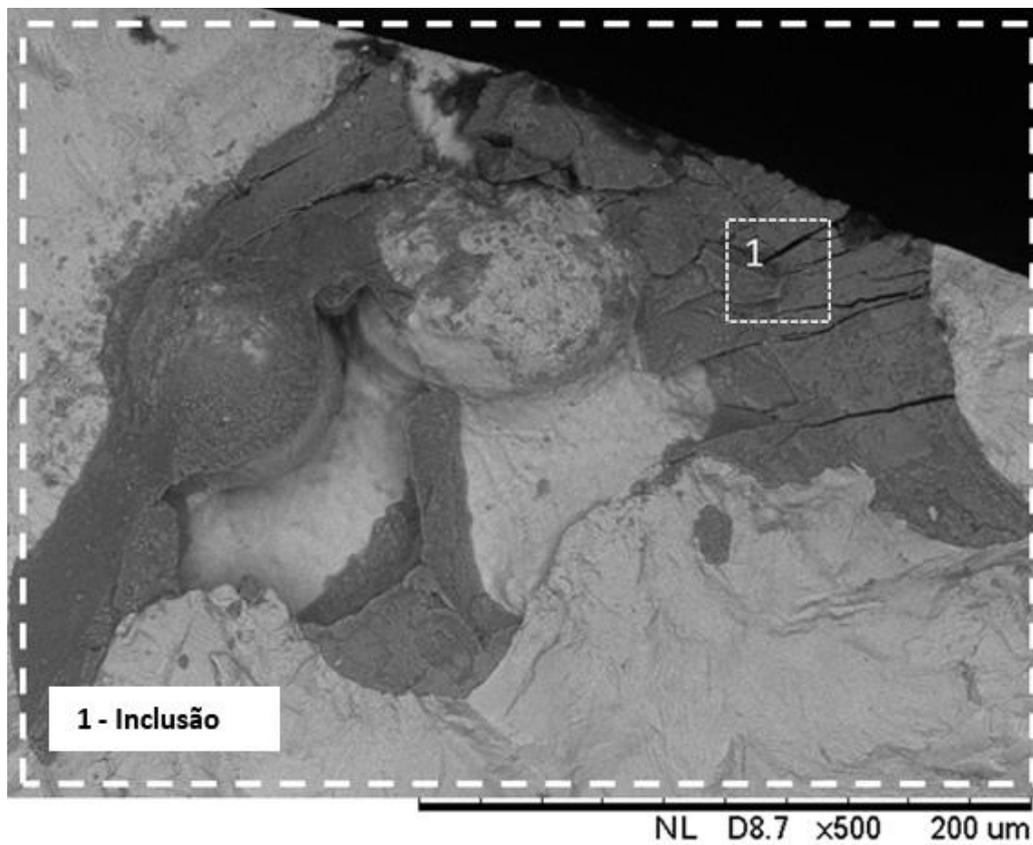


Figura 47 - Ampliação (500x) da região destacada em branco da superfície de fratura A do CP 2.4 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 1,45\text{E}+06$ ciclos) com identificação da região analisada pelo EDS.

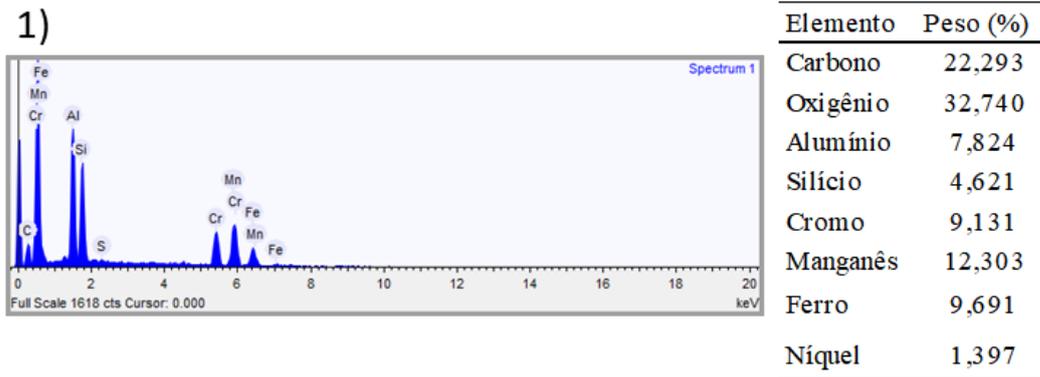


Figura 48 - EDS da região identificada na Figura 46 com os principais elementos.

A figura 49, por sua vez, apresenta a fractografia do CP 2.5. Neste caso, o processo de nucleação das trincas de fadiga se deu internamente, onde foi possível visualizar a formação do *fish-eye* e da FGA.

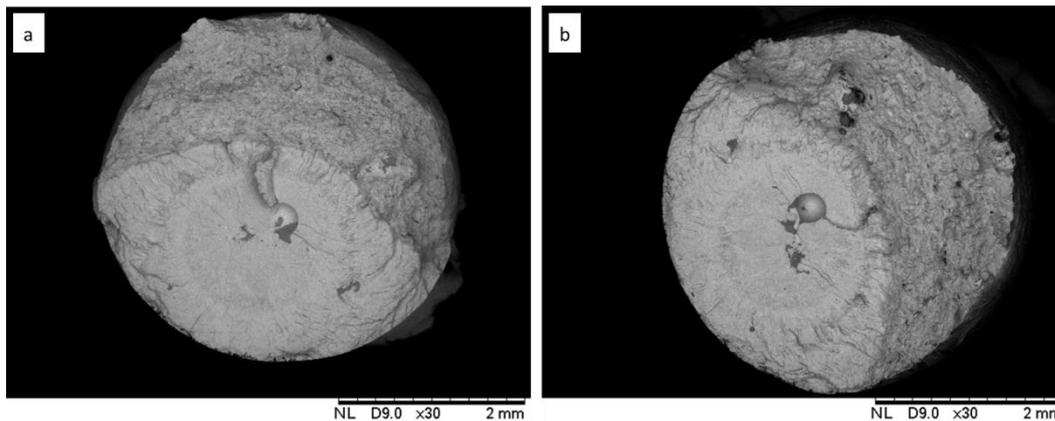


Figura 49 - Superfície de fratura do CP 2.5 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 2,22\text{E}+07$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova).

Na Figura 50 é demonstrado com mais detalhes a superfície de fratura evidenciando as quatro etapas distintas do processo de propagação de trincas em VHCF: nucleação (correspondendo a formação da FGA), crescimento dentro do *fish-eye*, crescimento fora do *fish-eye* e fratura final [9]. A representação esquemática também apresentada na Figura 50 permite a identificação das regiões e melhor visualização do aspecto da superfície de fratura ao longo do processo de propagação da trinca de fadiga. Onde neste caso, a região 1 representa uma inclusão, a região 2 a formação da FGA com uma rugosidade característica, a região 3 corresponde a propagação radial da trinca dentro da região do *fish-eye* (caracterizada por uma superfície mais plana) e a região 4 equivale a propagação

da trinca fora da região do *fish-eye*. Nesta região a trinca muda seu sentido radial de propagação, resultando novamente na formação de uma superfície mais rugosa.

Pela ampliação da FGA apresentada na Figura 51 é possível verificar a morfologia formada na superfície de fratura detalhando a rugosidade característica desta região, muito similar à proposta pela representação esquemática do modelo de Sakai et al. [36].

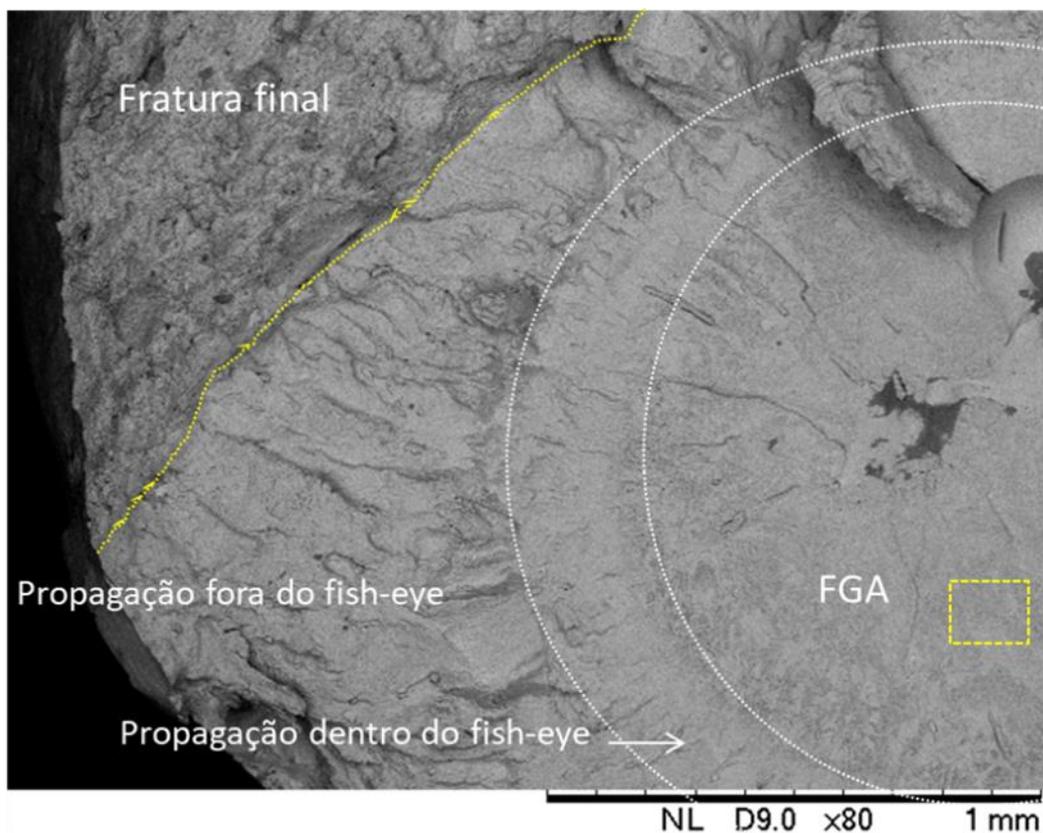
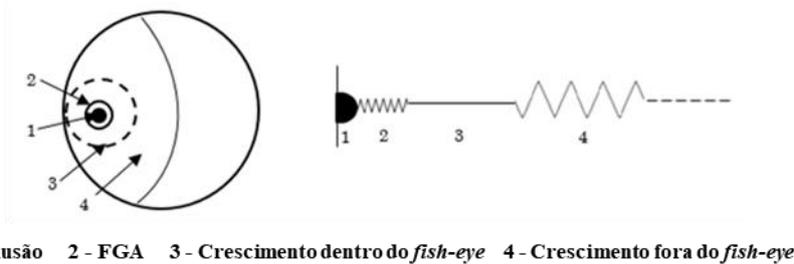


Figura 50 - Superfície de fratura do CP 2.5 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 2,22\text{E}+07$ ciclos) evidenciando as 4 etapas do processo de nucleação e propagação da trinca de fadiga normalmente vista em VHCF contextualizada pela representação esquemática.

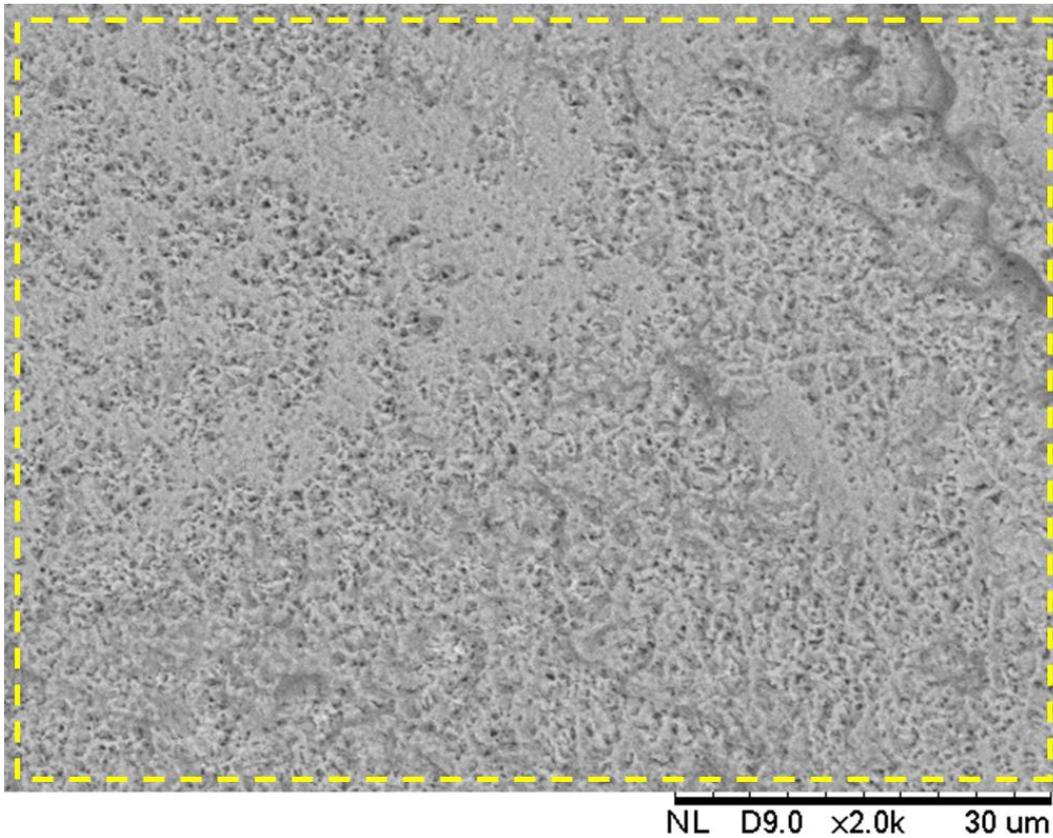
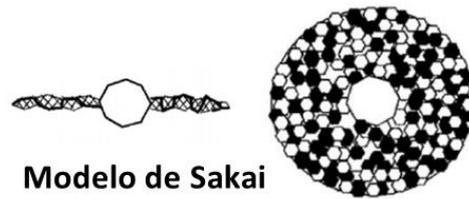
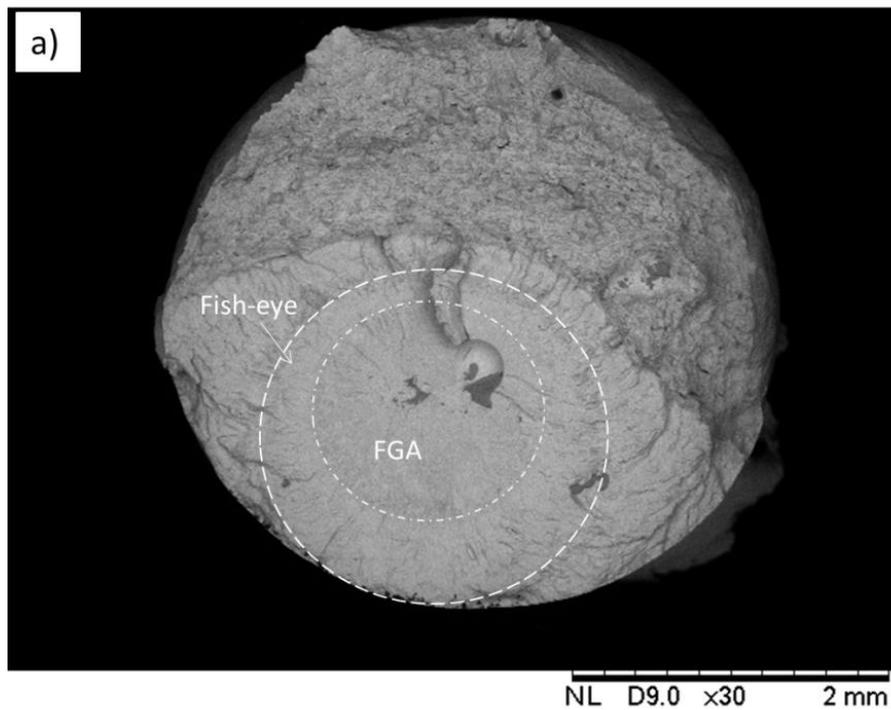


Figura 51 - Ampliação (2000x) da região destacada em amarelo do CP 2.5 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 2,22\text{E}+07$ ciclos) evidenciando a rugosidade característica da FGA comparada a representação esquemática do modelo de Sakai.

Através das técnicas de processamento de imagem (Figura 52), mediu-se as dimensões referente a área do *fish-eye* e FGA, sendo correspondentes a $3,609 \text{ mm}^2$ e $1,510 \text{ mm}^2$, respectivamente. Em relação ao parâmetro $\sqrt{\text{área}}$, obteve-se $\sqrt{\text{área}_{\text{fish-eye}}} = 1,90 \text{ mm}$ e $\sqrt{\text{área}_{\text{FGA}}} = 1,23 \text{ mm}$.



b)

	FGA	Fish-eye
$Area_{FGA}$	1,510 mm ²	$Area_{fish-eye}$ 3,609 mm ²

Figura 52 - Mensuração do *fish-eye* e tamanho da FGA encontradas no CP 2.5 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $N_f = 2,22\text{E}+07$ ciclos). a) Superfície de fratura evidenciando as bordas do *fish-eye* e FGA; b) Valores medidos referentes a dimensão da FGA e *fish-eye*.

Também foi observada a formação de *fish-eye* localizado em regiões subsuperficiais, como por exemplo, o CP 2.9 apresentado na Figura 53. Da mesma maneira, a iniciação das trincas ocorreu a partir de uma inclusão não metálica.

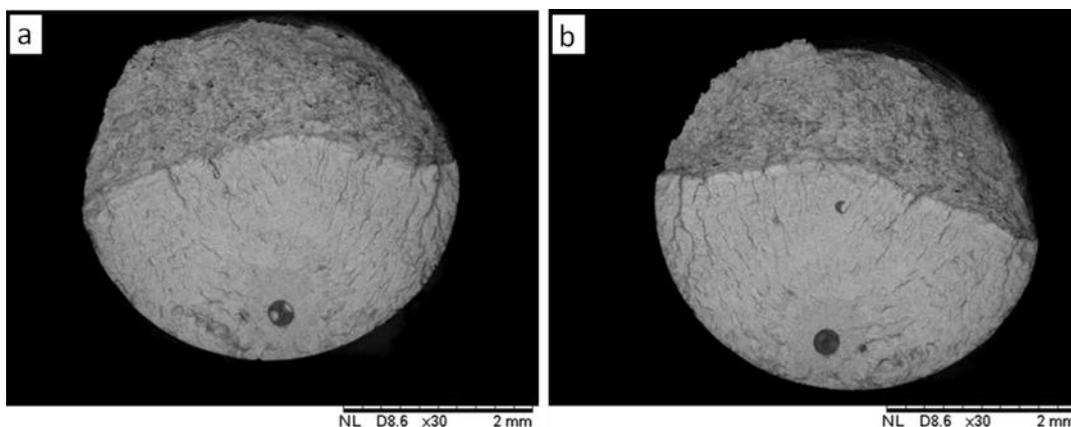


Figura 53 - Superfície de fratura do CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $N_f = 2,34\text{E}+07$ ciclos). a) Superfície de fratura A (parte inferior do corpo de prova); b) Superfície de fratura B (parte superior do corpo de prova).

A Figura 54 destaca as bordas do *fish-eye* e FGA formados, assim como evidencia o sítio de nucleação das trincas, onde foi realizado o EDS (Figura 55). Pelos dados fornecidos pelo EDS supõe-se que novamente refere-se a uma partícula de um óxido ligado ao Alumínio, Manganês ou Silício. A rugosidade característica da FGA é notada na Figura 56, novamente similar à proposta pela representação esquemática do modelo de Sakai et al. [36].

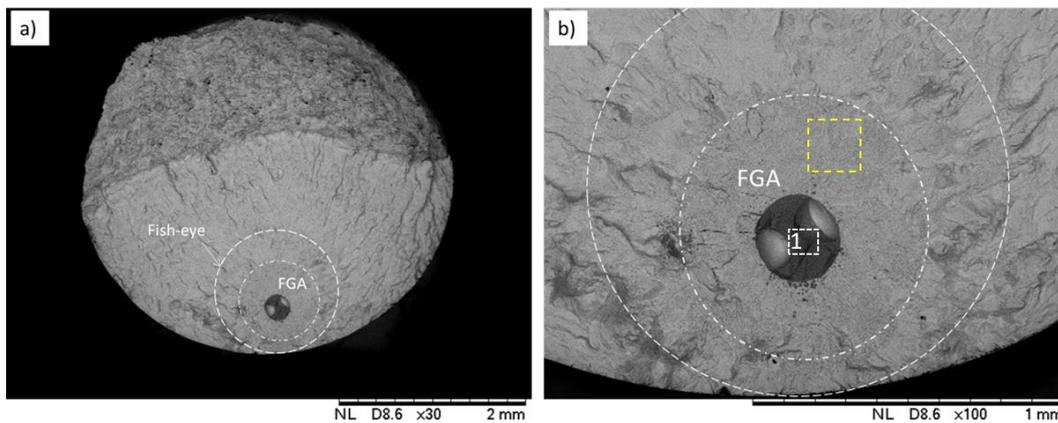


Figura 54 - Detalhes na superfície de fratura do CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $N_f = 2,34\text{E}+07$ ciclos). a) Borda do *fish-eye* e FGA. b) Ampliação (100x) evidenciando o sítio de iniciação de trincas (região 1) onde foi realizado o EDS.

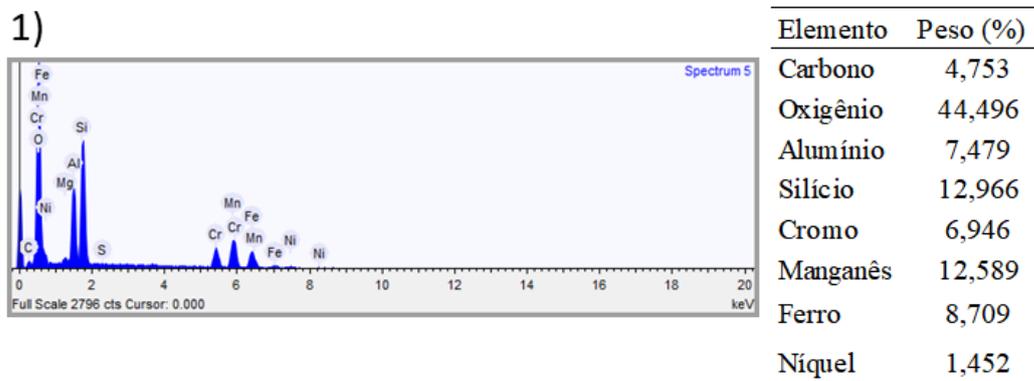


Figura 55 - EDS da região identificada na Figura 54 com os principais elementos.

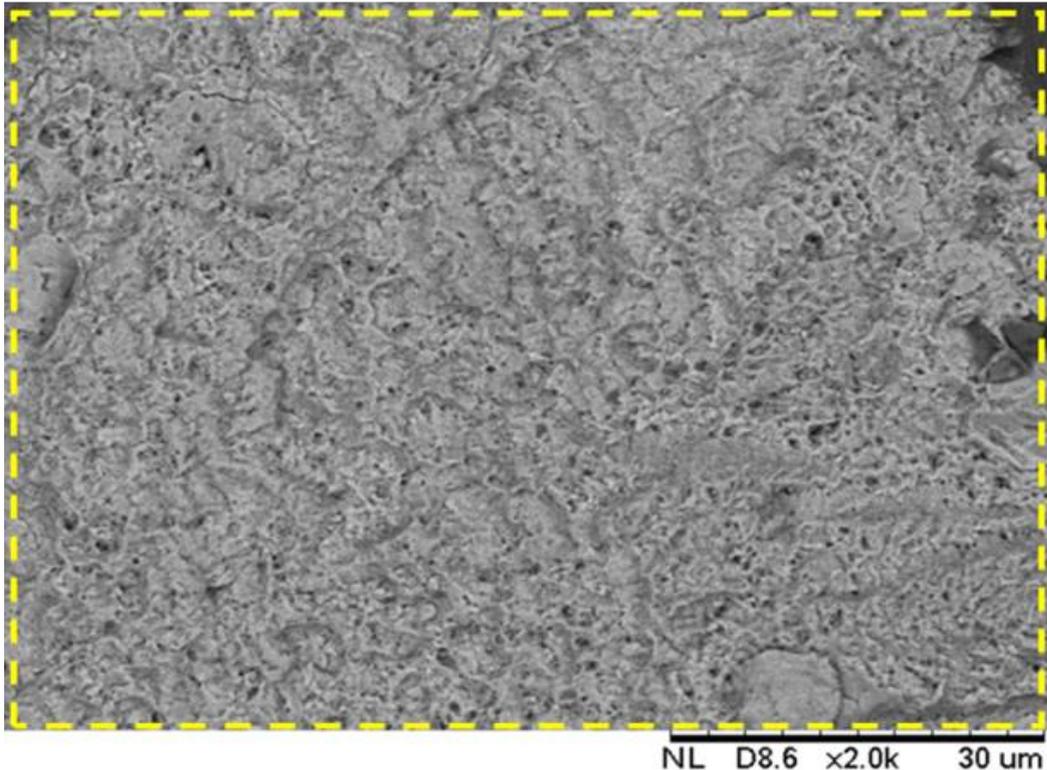
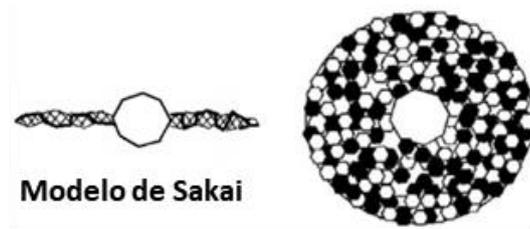


Figura 56 - Ampliação (2000x) da região destacada em amarelo do CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $N_f = 2,34E+07$ ciclos) evidenciando a rugosidade característica da FGA comparada à representação esquemática do modelo de Sakai.

A área do *fish-eye* e FGA novamente foi medida (Figura 57), sendo equivalente a $1,074 \text{ mm}^2$ e $0,584 \text{ mm}^2$. Portanto, para o tamanho do *fish-eye* e FGA medidos na superfície de fratura ($\sqrt{\text{area}}$) obteve-se $\sqrt{\text{area}_{\text{fish-eye}}} = 1,04 \text{ mm}$ e $\sqrt{\text{area}_{\text{FGA}}} = 0,76 \text{ mm}$. Este valor medido da FGA se mostrou similar com o observado por Voloskov et al. [51]. Foi verificado que para corpos de prova do mesmo material, porém manufaturado por PBF, a iniciação da trinca se deu a partir de inclusões não metálicas e partículas não fundidas, resultando na formação de um *fish-eye* subsuperficial e FGA de tamanho equivalente a $0,5 \text{ mm}$.

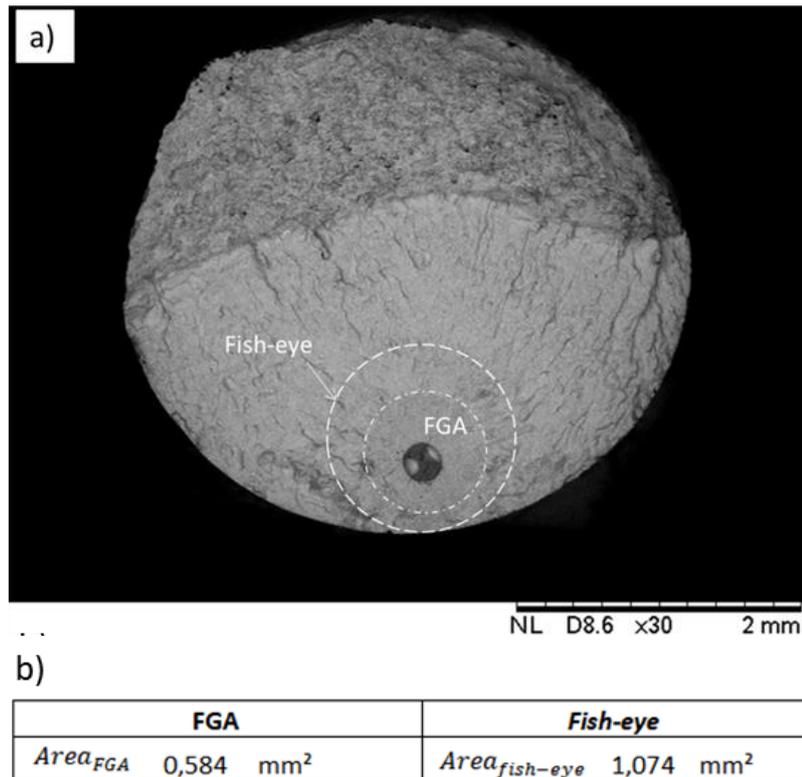


Figura 57 - Mensuração do *fish-eye* e tamanho da FGA encontradas no CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $N_f = 2,34E+07$ ciclos). a) Superfície de fratura evidenciando as bordas do *fish-eye* e FGA; b) Valores medidos referentes à dimensão da FGA e *fish-eye*.

Considerando os valores das propriedades mecânicas do material (Dureza Vickers e σ_y) e as amplitudes de tensão que os CPs foram ensaiados, foi calculado o tamanho da FGA segundo as equações de Liu [15], Murakami [16] e Yang [17]. Uma comparação entre o tamanho medido nas superfícies de fratura e o estimado pelas equações se encontram nas tabelas 9 e 10. Ressalta-se que o CP 2.5 foi considerado como *fish-eye* interno, enquanto o CP 2.9 *fish-eye* subsuperficial.

Tabela 9: Comparação entre os valores de $\sqrt{area_{FGA}}$ medidos na superfície de fratura do CP 2.5 ($\sigma_a = 224 \text{ MPa}$, $\sigma_y = 298 \text{ MPa}$, $HV = 160 \text{ HV}$ e $N_f = 2,22E+07$ ciclos) e os estimados pelos modelos de Yang, Murakami e Liu.

Medido	Yang	Murakami	Liu
$\sqrt{Area_{FGA}}$ 1,229 mm	$\sqrt{Area_{FGA}}$ 1,051 mm	$\sqrt{Area_{FGA}}$ C int 0,055 mm	$\sqrt{Area_{FGA}}$ 0,244 mm

Tabela 10: Comparação entre os valores de $\sqrt{area_{FGA}}$ medidos na superfície de fratura do CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $\sigma_y = 298 \text{ MPa}$, $HV = 160 \text{ HV}$ e $N_f = 2,34E+07$ ciclos) e os estimados pelos modelos de Yang, Murakami e Liu.

Medido	Yang	Murakami	Liu
$\sqrt{Area_{FGA}}$ 0,764 mm	$\sqrt{Area_{FGA}}$ 1,099 mm	$\sqrt{Area_{FGA}}$ C sub 0,034 mm	$\sqrt{Area_{FGA}}$ 0,279 mm

Estes dados comparativos também são exibidos graficamente nas Figuras 58 e 59, onde se observa que o tamanho da FGA estimado pela equação de Yang apresenta maior concordância com os valores medidos experimentalmente na superfície de fratura para ambos os casos. Mesmo apresentando uma variação na estimativa para o CP 2.9, ainda assim, se mostrou ser o mais adequado. Já os resultados obtidos pelo modelo de Murakami apresentaram a maior divergência para as duas situações. A diferença entre estes modelos está relacionada à propriedade mecânica utilizada para parâmetro de cálculo. Enquanto o modelo Yang considera o LE como parâmetro mandatório para o tamanho da FGA, os demais consideram a dureza. Considerando estas duas propriedades mecânicas, supõe-se que o Modelo de Yang apresentou melhores resultados devido a menor dispersão entre os valores obtidos para o LE.

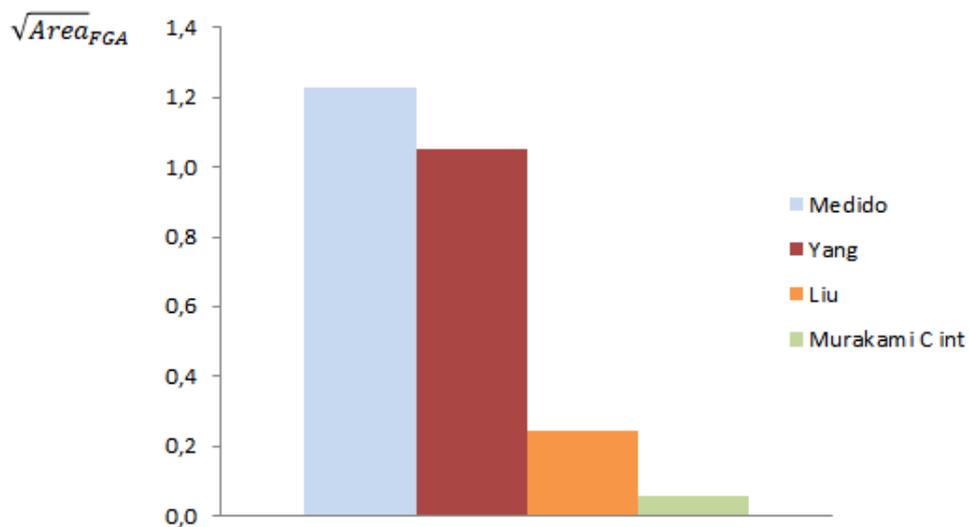


Figura 58 - Gráfico comparativo entre os valores de $\sqrt{area_{FGA}}$ medidos na superfície de fratura do CP 2.5 ($\sigma_a = 224 MPa$, $\sigma_y = 298 MPa$, $HV = 160 HV$ e $Nf = 2,22E+07$ ciclos) e os estimados pelos modelos de Yang, Murakami e Liu.

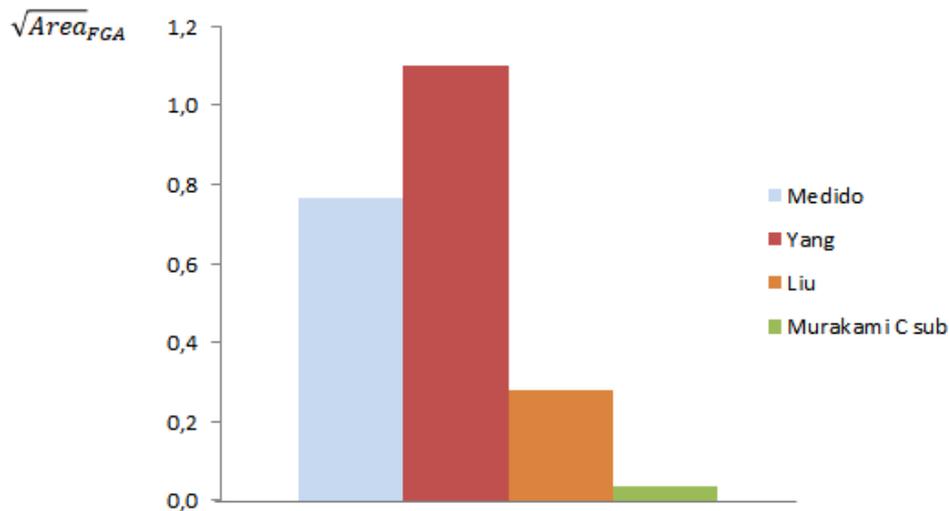


Figura 59 - Gráfico comparativo entre os valores de $\sqrt{area_{FGA}}$ medidos na superfície de fratura do CP 2.9 ($\sigma_a = 219 \text{ MPa}$, $\sigma_y = 298 \text{ MPa}$, $HV = 160 \text{ HV}$ e $Nf = 2,34E+07$ ciclos) e os estimados pelos modelos de Yang, Murakami e Liu.

Este fato pode ser mais facilmente identificado na Figura 60 em parâmetros de diferença percentual (*index error*). Onde, observa-se que os menores valores de diferença percentual foram encontrados para a comparação entre os valores medidos na superfície de fratura e os calculados pela equação de Yang.

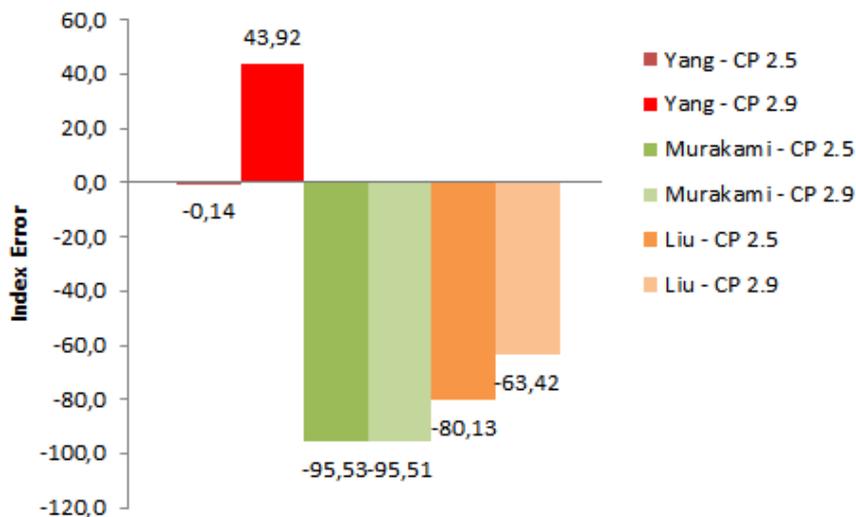


Figura 60 - Diferença percentual entre os valores medidos nas superfícies de fratura e os estimados pelas equações de Liu, Yang e Murakami para o CP 2.5 e 2.9.

Ao contrário do que foi visto para o material produzido por MA, analisado neste trabalho, Pereira et al. [16] identificou que no caso de materiais produzidos por rotas convencionais as estimativas do tamanho da FGA formada nas superfícies de fratura utilizando o modelo de Yang foram todas superestimadas e as equações de Liu e Murakami foram as que mais se adequaram.

5. Conclusões

O presente trabalho avaliou duas condições de pós-processamento, com e sem tratamento térmico, do aço AISI 316L manufaturado por L-DED. Os resultados obtidos na caracterização microestrutural, ensaios de fadiga ultrassônica, ensaio de dureza e análise fractográfica possibilitaram as seguintes conclusões:

A redução das propriedades mecânicas (dureza, LE e LRM) de uma condição para outra se deve ao refino de grão. Enquanto a condição AB é composta predominantemente por grão refinados em estrutura celular, a condição HT, como já era de se esperar, apresentou grãos mais alongados.

Em relação aos ensaios de VHCF, observou-se que a condição AB apresentou melhor desempenho. Considerando que a amplitude de tensão dos ensaios foi relativizada com percentuais do limite de resistência mecânica, todos os CPs da condição AB apresentaram maior resistência à fadiga.

Os tratamentos térmicos utilizados (alívio de tensão + solubilização) não foram eficazes para prolongar a vida em fadiga do material.

A partir dos dados experimentais, as tensões recomendadas de trabalho para a condição AB e HT são equivalentes a 212 MPa e 201 MPa, respectivamente. Nestas tensões todos os CPs atingiram *run out* em 1E+09 (não falharam durante o ensaio).

Pode-se então considerar que a resistência à fadiga para 1E+09 é correspondente a 35% do LRM para ambas as condições do material. Este fato está condizente com o que se tem na literatura a respeito da resistência à fadiga convencional para este dado número de ciclos.

A iniciação das trincas foi governada pela presença de defeitos metalúrgicos, principalmente inclusões não metálicas. Os CPs que falharam no regime de VHCF apresentaram, em sua maioria, iniciações a partir de inclusões não metálicas localizadas em regiões superficiais, subsuperficiais e internas.

Observou-se a formação de *fish-eye* interno e subsuperficial somente nos CPs da condição HT. Embora suas dimensões sejam distintas, foi possível

verificar os limites e características da FGA formada ao redor dos sítios de iniciação e comprovar que a rugosidade em ambas as situações é semelhante.

Os valores referentes ao tamanho da FGA ($\sqrt{area_{FGA}}$) medidos na superfície de fratura apresentaram maior concordância com os estimados pela equação de Yang. Em contrapartida, houve maior discordância com os estimados pelo modelo de Murakami.

6. Sugestões para trabalhos futuros

Como proposta para estudos futuros sugere-se:

- Comparar o material em estudo com uma nova condição construída na direção horizontal para se avaliar a influência da direção de construção nas propriedades mecânicas e comportamento em fadiga.
- Submeter o material a ensaios ultrassônicos com uma amostragem maior de CPs e em distintas condições de ensaio, por exemplo, em ensaios com razões de carregamento diferentes de -1 para se verificar a influência da tensão média.
- Investigar o efeito da frequência ultrassônica no aço inoxidável 316L produzido por L-DED e demais tecnologias de MA.
- Realizar a análise fractográfica também com técnicas de microscopia de força atômica (AFM) para medir a rugosidade e investigar detalhadamente as regiões do *fish-eye* e FGA.

7.

Referências bibliográficas

- 1 EPMA. **Introduction to additive manufacturing technology: a guide for designers and engineer.** Shrewsbury, UK, 1st ed., 2015.
- 2 MIEDZINSKI, MATTIAS. **Materials for Additive Manufacturing by Direct Energy Deposition – Identification of materials properties that can have an influence on the building process or the resulting component properties.** Chalmers University of Technology, 2017.
- 3 ALBERTI, E. A.; SILVA, L. J.; OLIVEIRA, A. S. C. M. **Manufatura Aditiva: o papel da soldagem nesta janela de oportunidade.** Soldagem & Inspeção. vol 19, nº 02, pp 190-198, 2014.
- 4 ISO. ISO/ASTM 52900:2015 - **Additive manufacturing - General principles - Terminology.** Disponível em: <[https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso-astm:52900:ed-1:v1:en.](https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso-astm:52900:ed-1:v1:en)> Acesso em 23 de abril de 2021.
- 5 GOMES, J. F. B., BARBOSA, L. F. **Avanços na manufatura aditiva em metais: técnicas, materiais e máquinas.** Revista Tecnologia, Vol. 41, n.1, pp 1-16, 2020.
- 6 GIBSON, I.; ROSEN, D. R.; STUCKER, B.; **Additive Manufacturing Technologies – Rapid prototyping to Direct Digital Manufacturing.** New York: Springer, 2010.
- 7 MAHAMOOD, R. M. **Laser Metal Deposition Process of Metals, Alloys and Composite materials.** Manchester, UK: Springer, 2018.
- 8 SABBORI, A.; AVERSA, A.; MARCHESE, G.; BIAMINO, S.; LOMBARDI, M.; FINO, P. **Microstructure and mechanical proprieties of AISI 316L Produced by Direct Energy Deposition-Based Additive Manufacturing: A Review.** Applied sciences, 2020.
- 9 C. BATHIAS, C.; PARIS, P. C. **Gigacycle fatigue of mechanical practice.** New York: Marcel Dekker Inc., 2005.
- 10 B. PYTTEL, D. SCHWERDT E C. Berger, **Very High Cycle Fatigue - Is there a fatigue limit?** International Journal of Fatigue, vol. 33, pp. 49-58, 2011
- 11 C. BATHIAS, L. DROUILLAC, P. LE FRANÇOIS. **How and why the fatigue SN curve does not approach a horizontal asymptote.** International Journal of Fatigue, vol. 23, pp. S143-S151, 2001

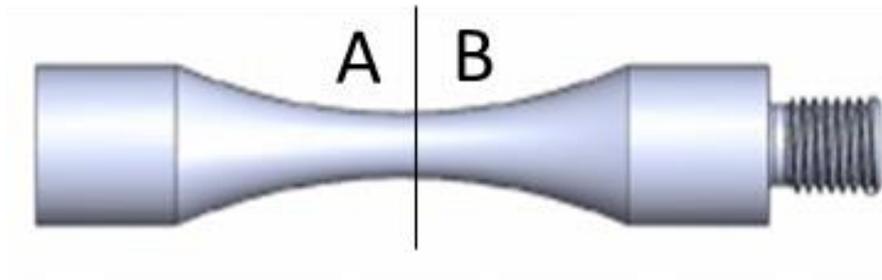
- 12 V. KAZYMYROVYCH. **Very High Cycle Fatigue of engineering materials – A literature review**. Karlstad University Studies, 2009
- 13 V. KAZYMYROVYCH. **Very High Cycle Fatigue of tool steel**. Karlstad University Studies, 2010.
- 14 I. MARINES, X. BIN, C. BATHIAS, **An understanding of very high cycle fatigue of metals**. International Journal of Fatigue, vol. 25, pp. 1101-1107, 2003
- 15 LIU, Y. B. ET AL. **Factors influencing the GBF size of high strength steels in the very high cycle fatigue regime**. Materials Science and Engineering A, 358:935–942, 2011
- 16 MURAKAMI, Y. **Metal Fatigue: Effects of small Defects and Nonmetallic Inclusions**. Elsevier, 2002.
- 17 YANG, Z. G ET AL. **Estimation of the size of GBF area on fracture surface for high strength steels in very high cycle fatigue regime**. International Journal of Fatigue, 30:1016-1023, 2008.
- 18 VOLPATO, N; ET AL. **Manufatura Aditiva: Tecnologias e Aplicações da Impressão 3D**. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 2018.
- 19 M. JIMENEZ, J. PORRAS, I. A. DOMINGUEZ, L. ROMERO, AND M. M. ESPINOSA, “**La fabricación aditiva. La evidencia de una necesidad**”, Interempresas Industria Metalmeccanica, vol. 235, no. 1047, pp. 74–82, 2013.
- 20 REDWOOD, B.; SCHÖFFER, F.; GARRET, B. **The 3D printing handbook – technologies, design and applications**. 1ª ed. Amsterdã: 3D Hubs B.V., 2017
- 21 MARIANO JIMÉNEZ, LUIS ROMERO, IRIS A. DOMÍNGUEZ, MARÍA DEL MAR ESPINOSA, MANUEL DOMÍNGUEZ, **Additive Manufacturing Technologies: An Overview about 3D Printing Methods and Future Prospects**, Complexity, vol. 2019, Article ID 9656938, 30 pages, 2019.
- 22 SEGERSTARK, A. **Laser Metal Deposition using Alloy 718 Powder: Influence of Process Parameters on Material Characteristics**. University West, 2017.
- 23 FERREIRA, E. ET AL. **Experimental and Numerical Analysis of Gas/Powder Flow for Different LMD Nozzles**. Metals 2020, 10, 667; doi:10.3390/met10050667
- 24 CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D.G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução**. 9ª ed. Rio de Janeiro: LTC, 2018.
- 25 DOWNLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. 4ª ed. England: Pearson Education, 2013.

- 26 CASTO, J. T. P.; MEGGLIOLARO, M. A. **Fadiga: Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço**. Vol I. CreateSpace, 2009.
- 27 STEPHENS, R. I.; FATEMI, A.; STEPHENS, R. R.; FUCHS, H. O. **Metal Fatigue in Engineering**, 2ª ed. New York: Wiley-Interscience, 2001
- 28 SURESH, S. **Fatigue of Materials**, New York: Cambridge University Press, 1998
- 29 PEREZ, M. R. **Study of the fatigue strength in the gigacycle regime of metallic alloys used in aeronautics and off-shore industries**. Mechanics of materials. Arts et Métiers ParisTech, 2010.
- 30 NAITO, T.; UEDA, H.; KIKUCHI, M. **Fatigue behavior of carburized steel with internal oxides and nonmartensitic microstructure near the surface**. Metallurgical Transactions A, 15(7), 1431-1436, 1984.
- 31 ASAMI, K.; SUGIYAMA, Y. **Fatigue strength of various surface hardened steels**. Japanese Heat Treatment Technology Association, pp.147-150, 1985.
- 32 KANAZAWA, K.; NISHIJIMA, S. **Fatigue fracture of low alloy steel at ultra-high cycle regime under elevated temperature conditions**. J Soc Mater Sci, vol 46- n 12, 1396-1401, 1997.
- 33 MUGHRABI H. **On ‘multi-stage’ fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue**. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, vol 25, pp 755-764, 2002
- 34 EMIN BAYRAKTAR, ISRAEL MARINES GARCIAS, CLAUDE BATHIAS. **Failure mechanisms of automotive metallic alloys in very high cycle fatigue range**. International Journal of Fatigue, vol. 28, pp. 1590-1602, 2006
- 35 V. KAZYMYROVYCH, **Very High Cycle Fatigue of High Performance Steels**. Karlstad University Studies, 2008
- 36 SAKAI T, SATO Y, OGUMA N. **Characteristic S–N properties of high-carbonchromium-bearing steel under axial loading in long-life fatigue**. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, vol 25, pp 765-773, 2002.
- 37 MURAKAMI, Y.; YOKOYAMA, N.N.; NAGATA, J. **Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime**. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 25:735-746, 2002.
- 38 SHIOZAWA, K.; LU, L.; ISHIHARA, S. **S–N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra-long-life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel**. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, vol 24, pp 781-790, 2001.

- 39 OCHI Y, MATSUMURA T, MASAKI K, YOSHIDA S. **High-cycle rotating bending fatigue property in very long-life regime of high-strength steels.** Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, vol 25, pp 823-830, 2002
- 40 LI Y. ET AL. **On the formation mechanisms of fine granular area (FGA) on the fracture surface for high strength steels in the VHCF regime.** International Journal of Fatigue, 82:402-410, 2016.
- 41 MUHAMMAD WAQAS TOFIQUE, Jens Bergstrom, Christer Burman. **Very high cycle fatigue crack initiation mechanisms in different engineering alloys.** Procedia structural Integrity 2, pp 1181-1190, 2016
- 42 PEREIRA, M. V.; TEIXEIRA, M. C.; DARWISH, F. A. **Correlation Between fractographic aspects and stress intensity factor in very high cycle fatigue.** Procedia Structural Integrity.17:105-114, 2019.
- 43 YADOLLAHI, A.; SHAMSAEI, N.; THOMPSON, S. M.; SEELY, D. W. **Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel.** Materials Science and Engineering A, 644:171-183, 2015.
- 44 SUN, G. F.; SHEN, X.; WANG, Z.; ZHAN, M.; YAO, S.; ZHOU, R.; NI, Z. **Laser metal deposition as repair technology for 316L stainless steel: Influence of feeding powder compositions on microstructure and mechanical properties.** Optics and Laser Technologies, 109:71-83, 2019.
- 45 RIBEIRO, K. S. B.; MARIANI, F. E.; COELHO, R. T. **A study of different deposition strategies in direct energy deposition.** Procedia Manufacturing, 48:663-670, 2020.
- 46 ZHENG, B.; HALEY, J. C.; YANG, N.; YEE, J.; TERRASSA, K. W.; ZHOU, Y.; LAVERNIA, E. J.; SCHOENUNG, J. M. **On the evolution of microstructure and defect control in 316L SS components fabricated via directed energy deposition.** Materials Science and Engineering A, 764:138243, 2019.
- 47 TAN, Z.E.; PANG, J. H. L.; KAMINSKI, J.; PEPIN, H.; ZHI'EN, E. T. **Characterisation of porosity, density, and microstructure of directed energy deposited stainless steel AISI 316L.** Additive Manufacturing, 25:286-296, 2019.
- 48 MAJUMDAR, J. D.; PINKERTON, A.; LIU, Z.; MANNA, I.; LI, L. **Mechanical and electrochemical properties of multiple-layer diode laser cladding of 316L stainless steel.** Applied Surface Science, 247(1-4):373-377, 2005.
- 49 ZIETALA, M. ET AL. **The microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of 316L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping.** Materials Science and Engineering A, 677: 1-10, 2016.

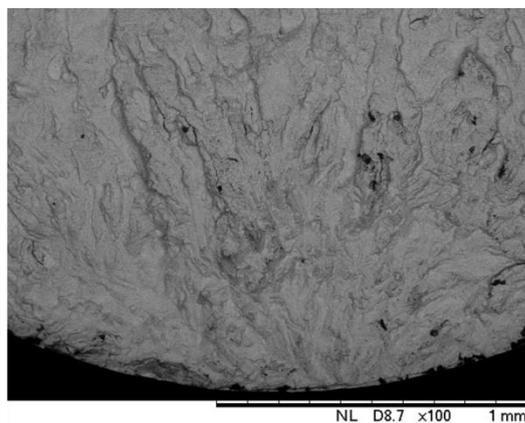
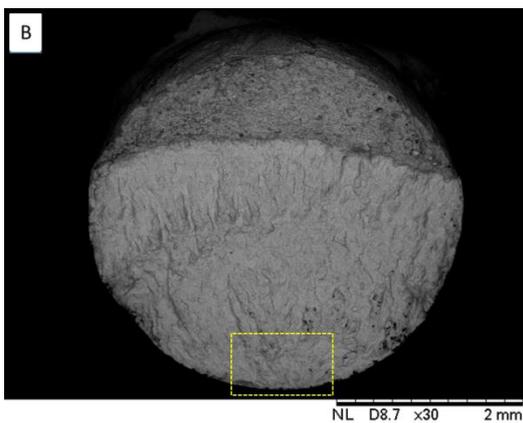
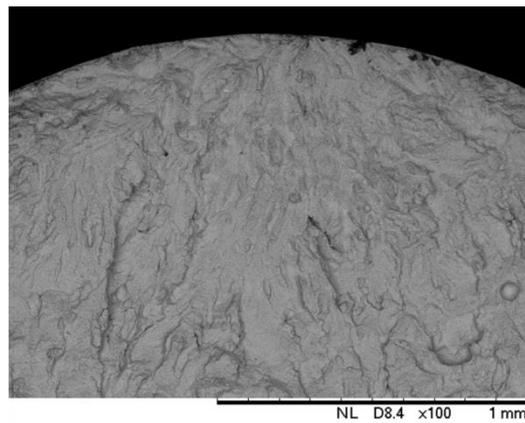
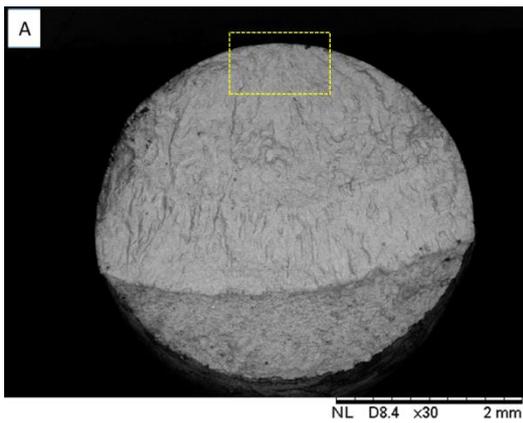
- 50 SMITH, T. R.; SUGAR, J.D.; SCHOENUNG, J.M.; MARCHI, C.S. **Relationship between manufacturing defects and fatigue properties of additive manufactured austenitic stainless steel.** Materials Science and Engineering A, 765:138268, 2019.
- 51 VOLOSKOV, B.; EVLANSHIN, S.; DAGESYAN, S.; ABAIMOV, S.; AKHATOV, I.; SERGEICHEV, I. **Very high cycle fatigue behavior of additively manufactured 316L stainless steel.** Materials, 13:3293, 2020.
- 52 THIESEN JR, A. **Selection of processing parameters for the laser directed energy deposition process applied to additive manufacturing: a methodological proposal.** [Dissertation]. Joinville: UFSC; 2021.
- 53 INSTITUTO DE PESQUISAS TECNOLÓGICAS, “**Certificado De Material De Referência IPT 98.**” São Paulo, p. 3, 2011.
- 54 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. “**Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes, ASTM A276**”. p. 2, 2013.
- 55 HÖGANÄS. **Metal powders for serial production of Additive Manufacturing components - AM 316L Sieve Code 5.** Disponível em: <https://www.hoganas.com/globalassets/downloadmedia/sharepoint/brochures-and-datasheets---all-documents/additive-manufacturing_am-316l-sievecode-5_1747hog.pdf?mode=brochure#page=2>. Acesso em 23 de abril de 2022.
- 56 L. MARKUSSON. “**Powder Characterization for Additive Manufacturing Processes,**” Luleå. University of Technology, 2017.
- 57 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. “**Mechanical Testing of Steel Products1, ASTM A370**”. 2019.

APÊNDICE A

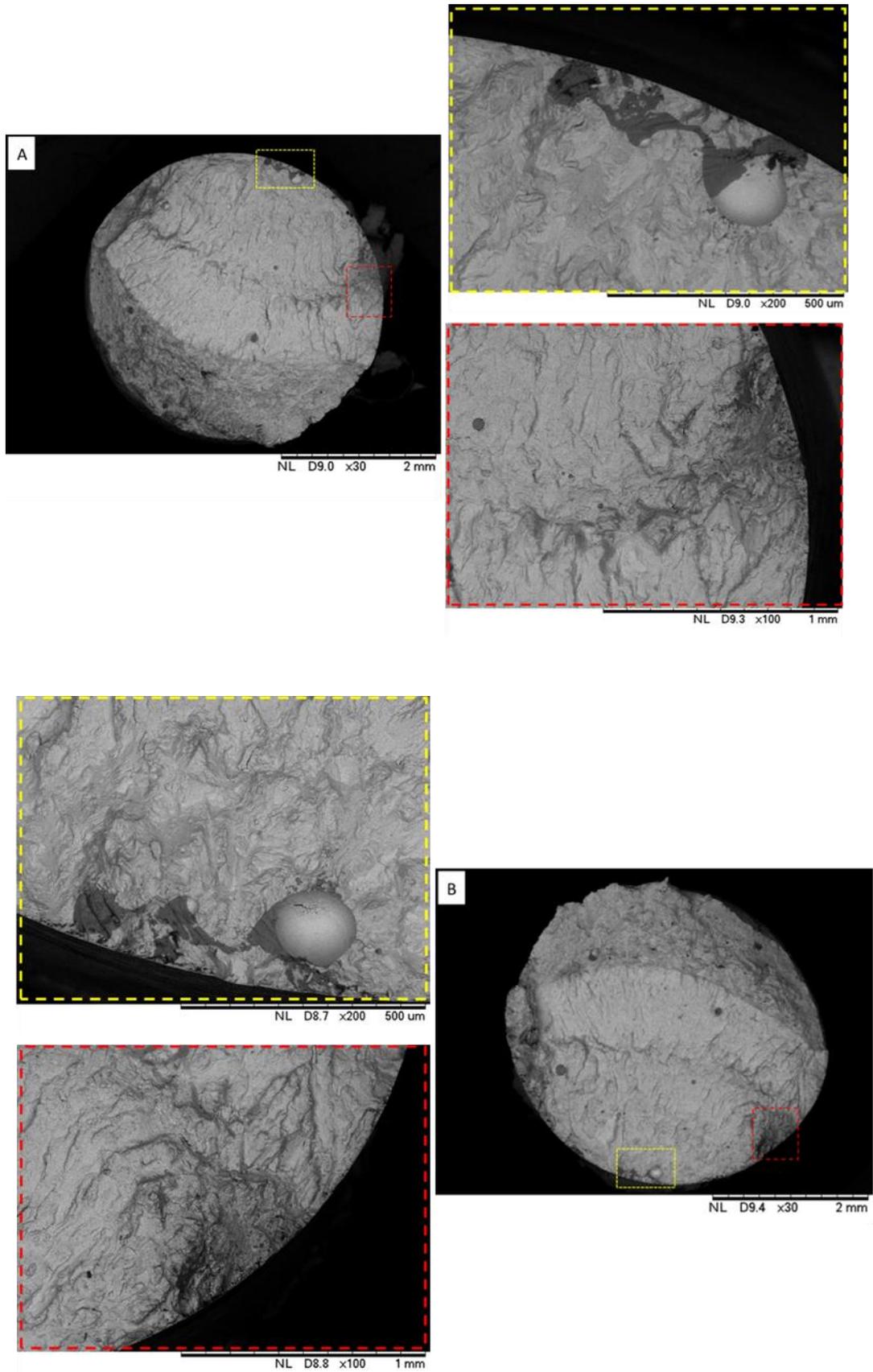


Condição AB:

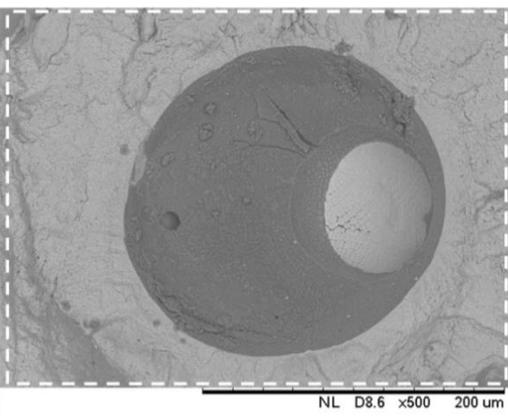
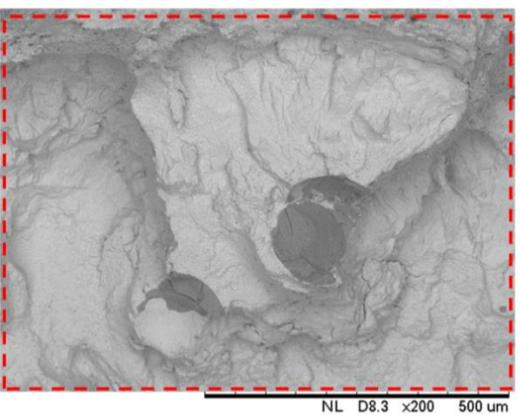
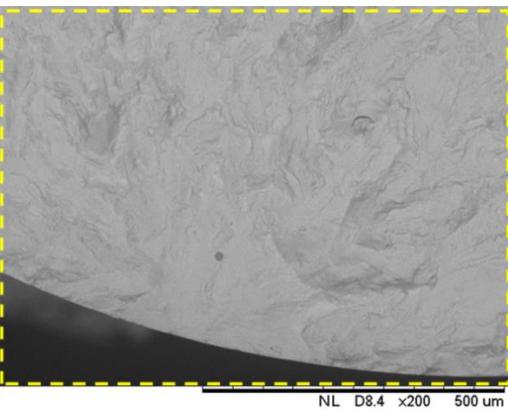
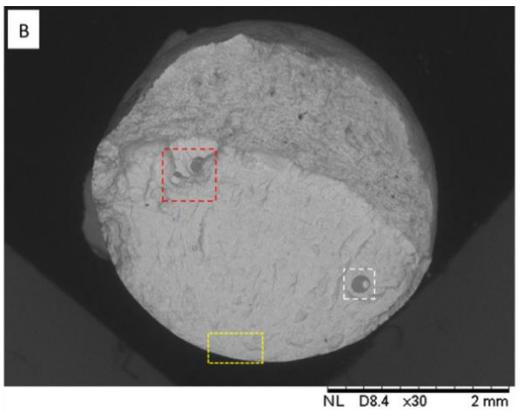
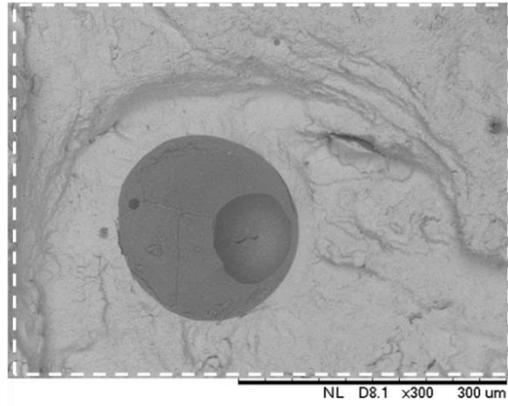
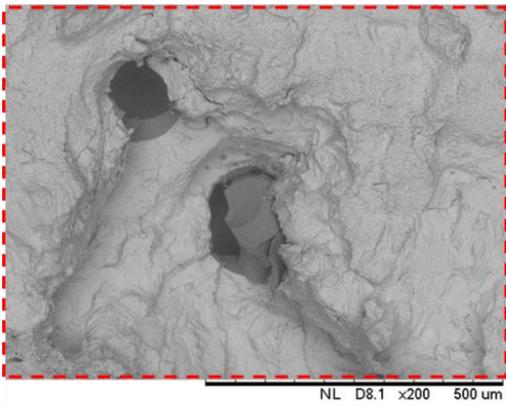
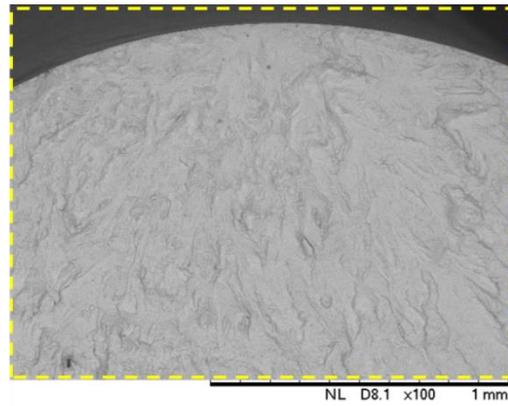
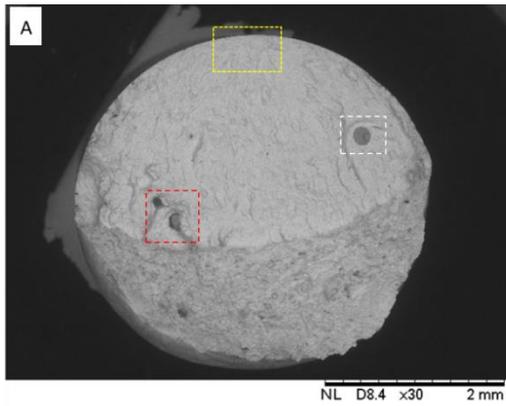
- CP 1.2



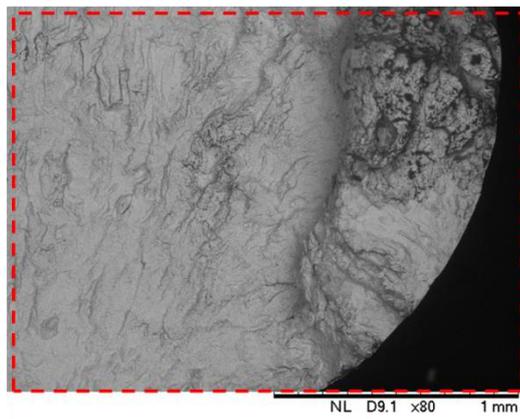
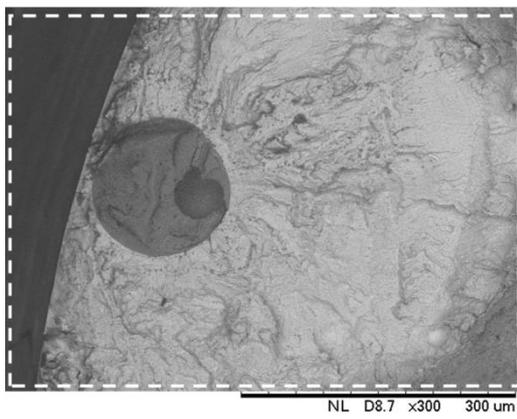
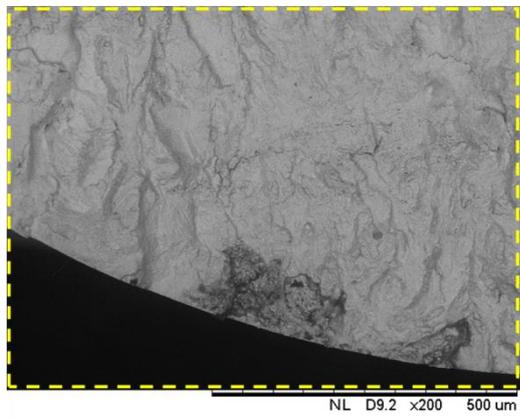
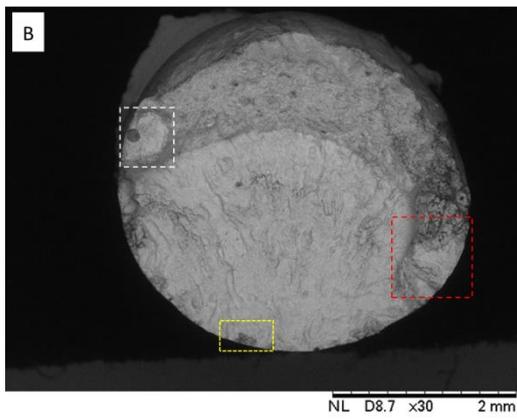
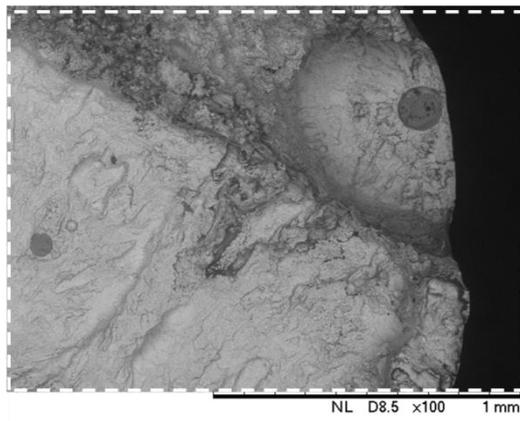
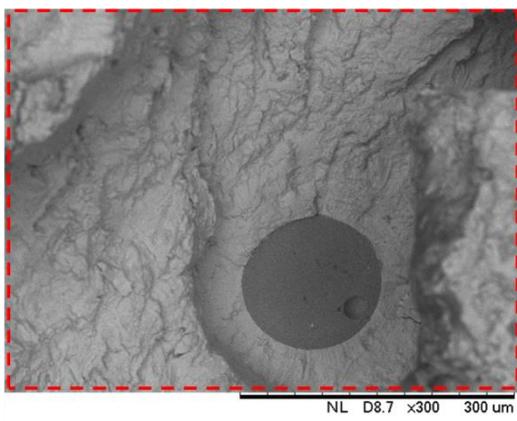
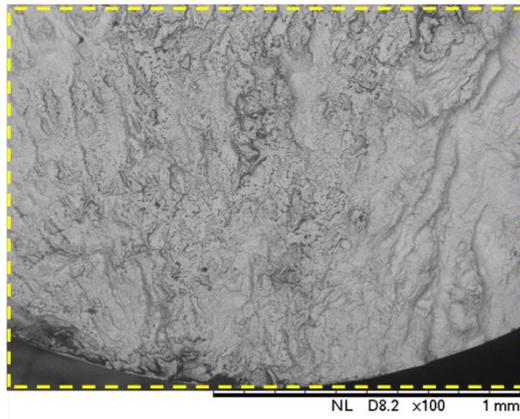
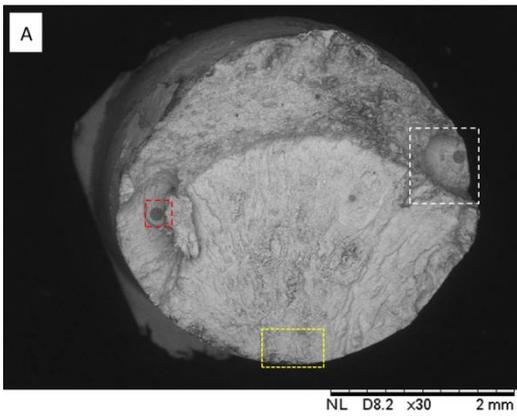
• CP 1.3



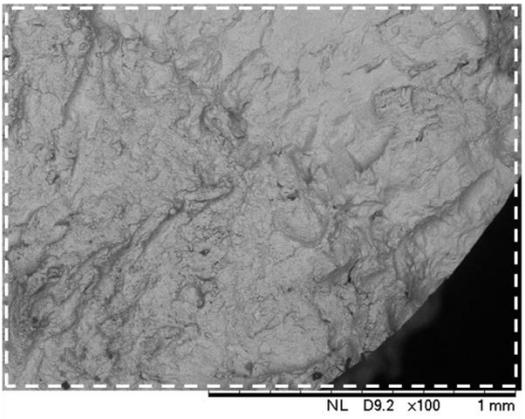
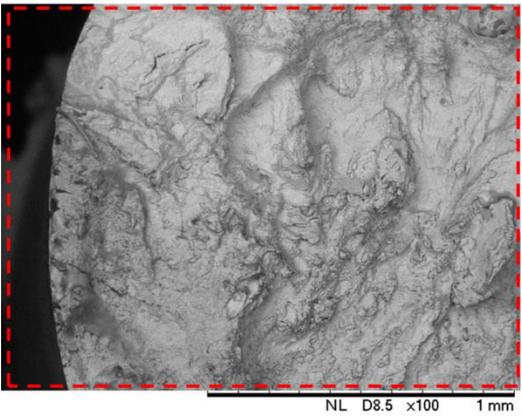
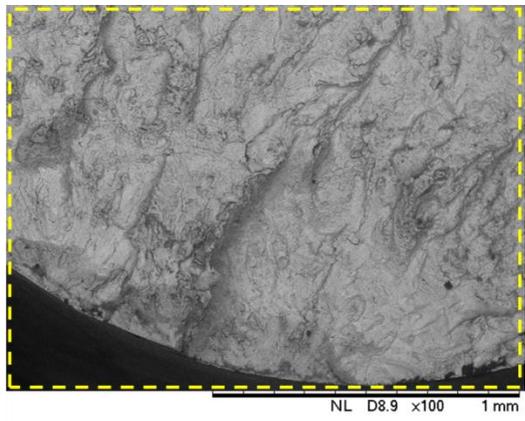
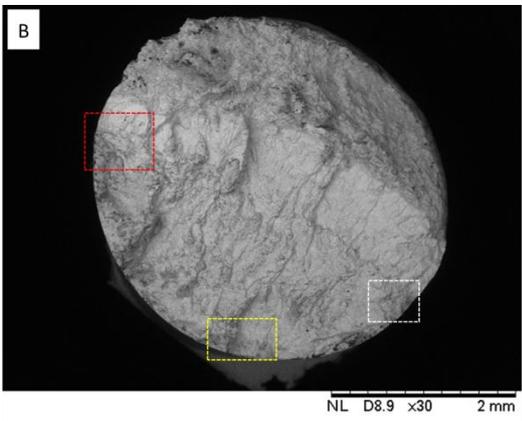
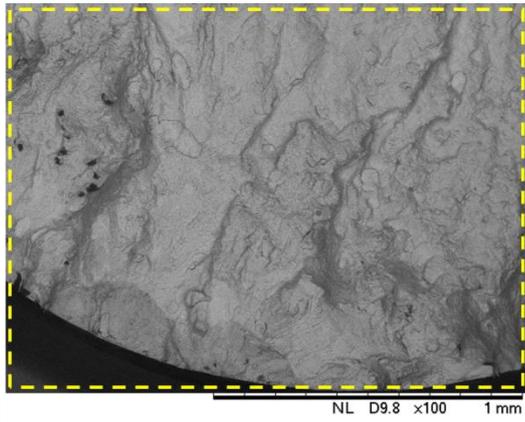
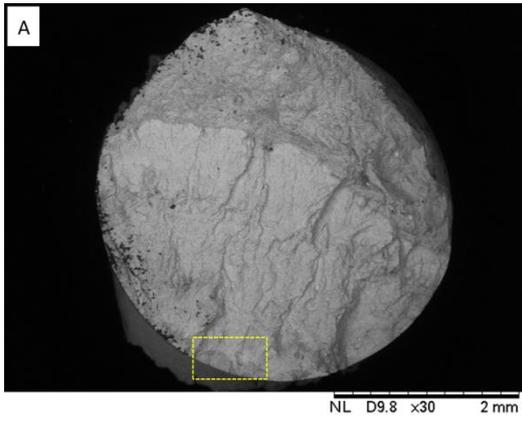
- CP1.5



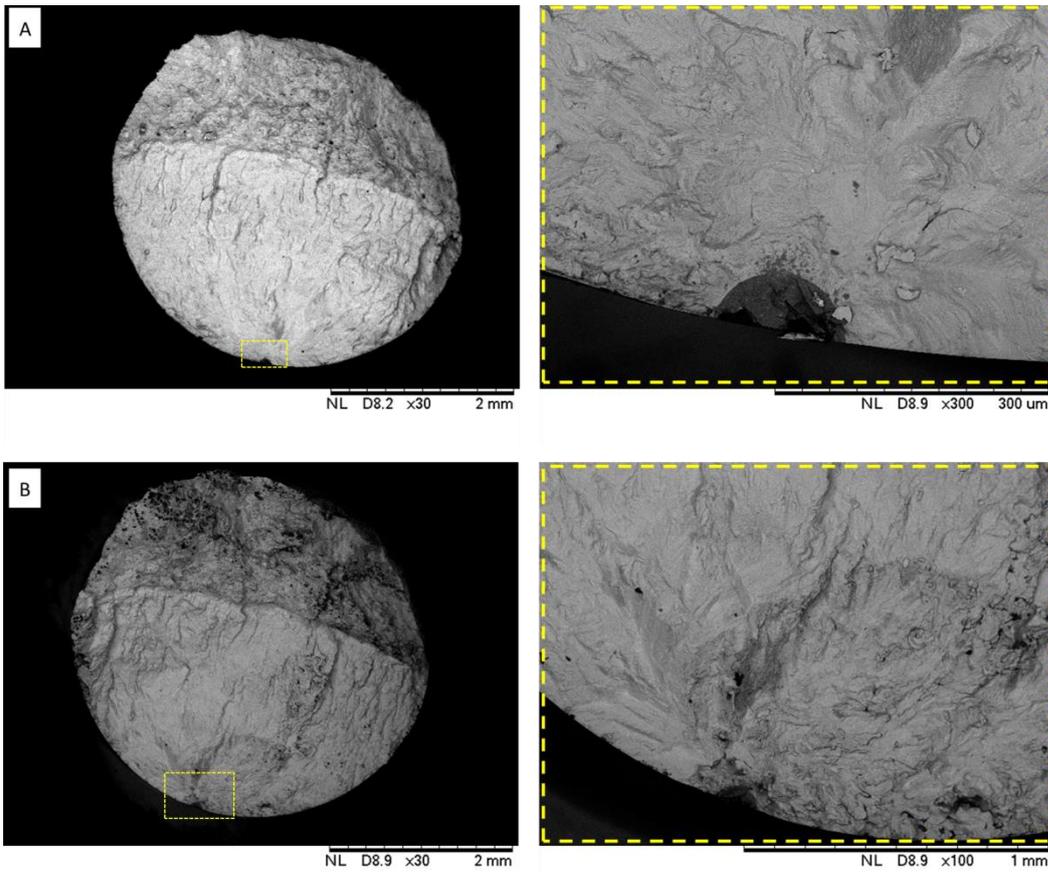
- CP 1.6



• CP 1.8

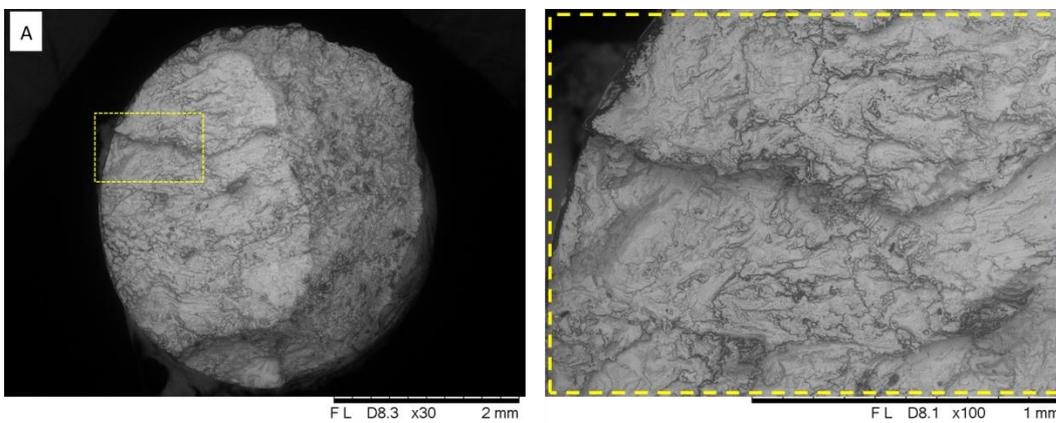


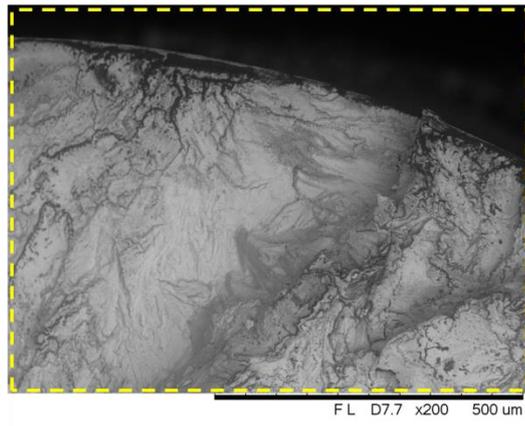
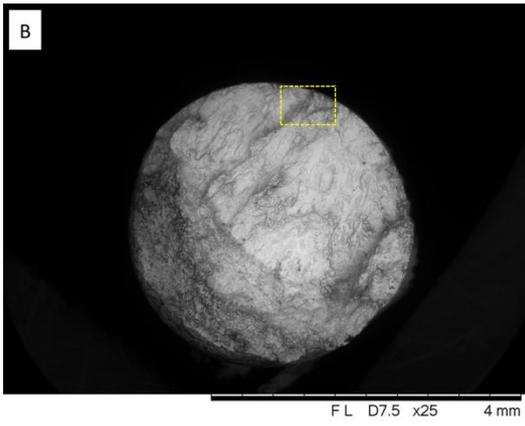
- CP 1.9



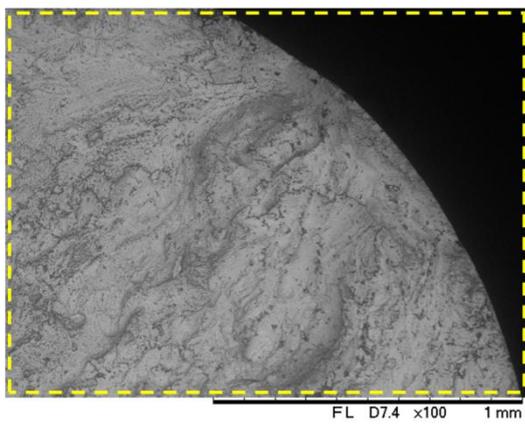
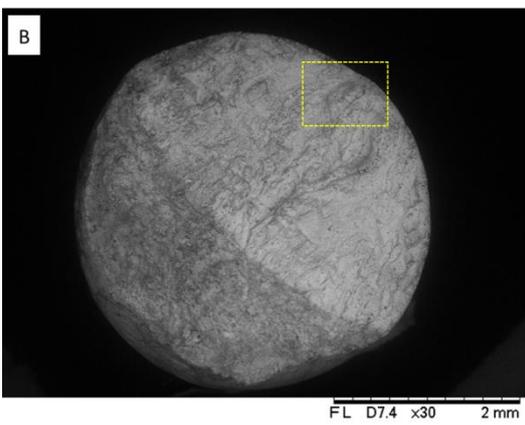
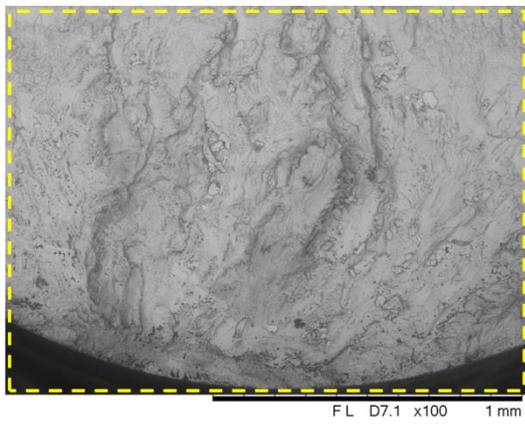
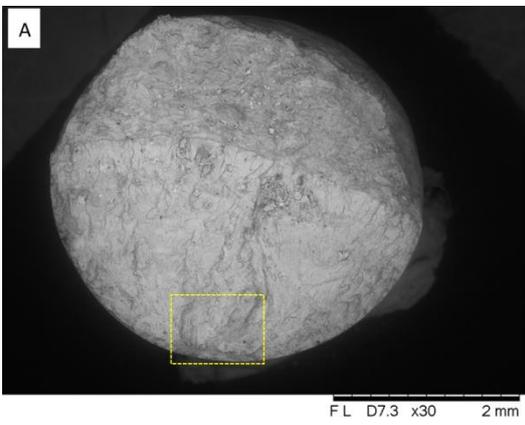
Condição HT:

- CP 2.1

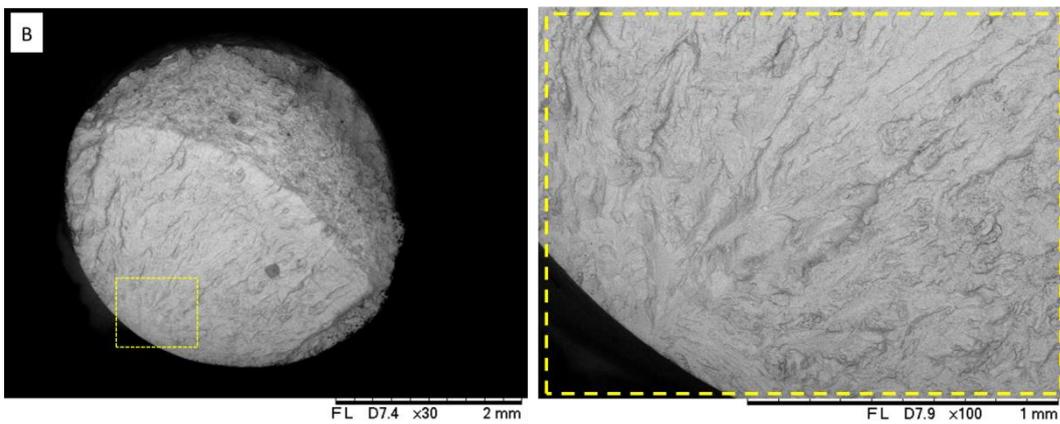
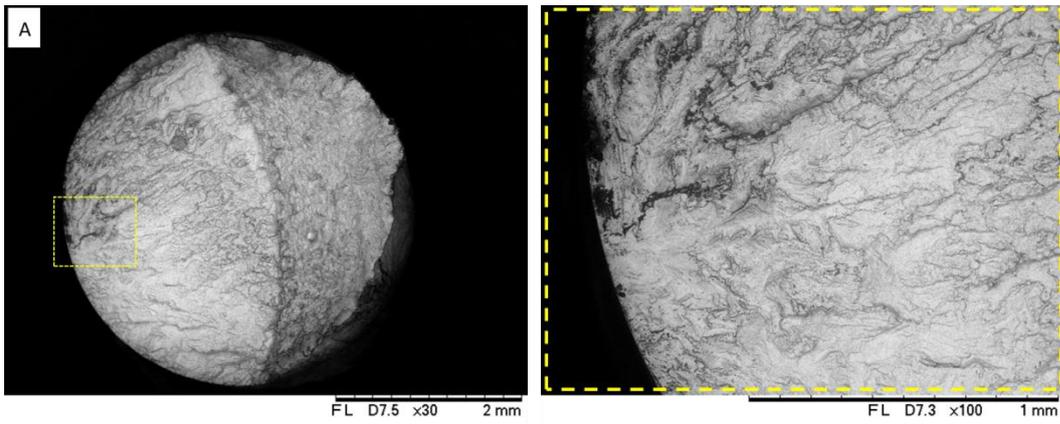




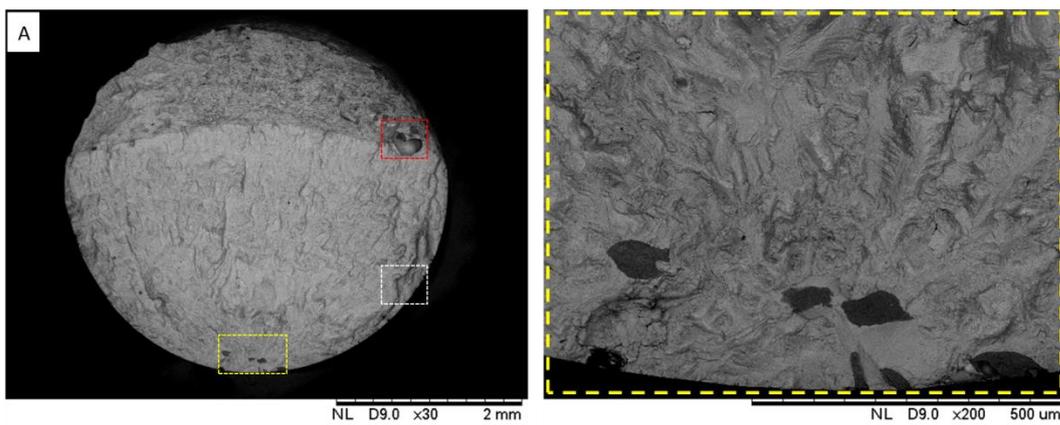
• CP 2.2

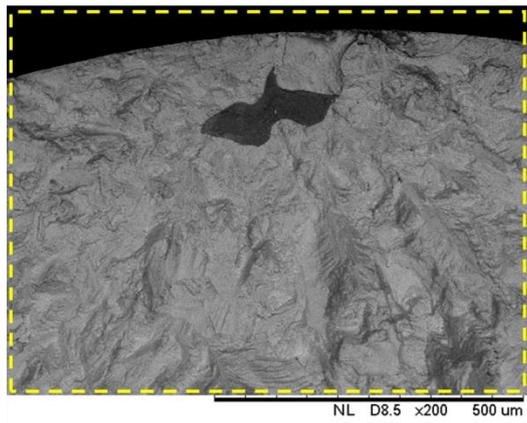
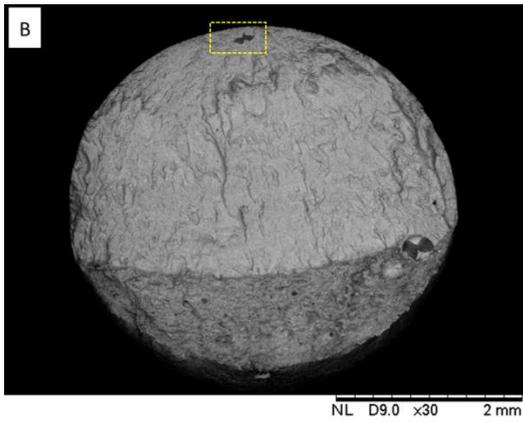
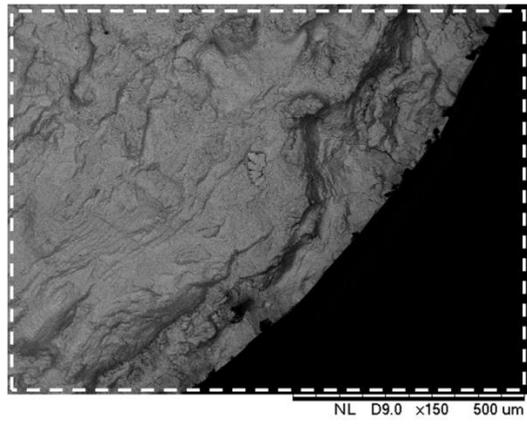
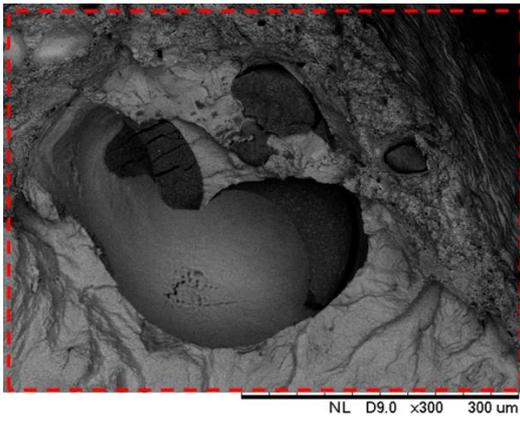


- CP 2.3

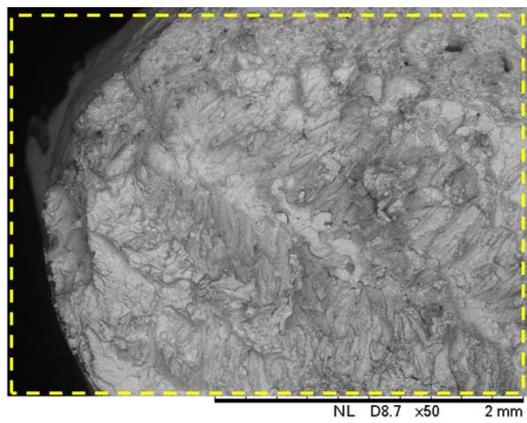
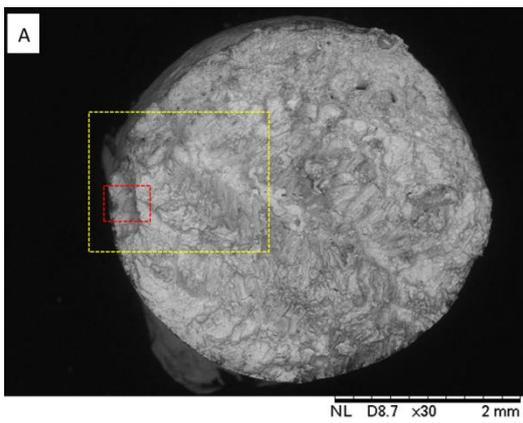


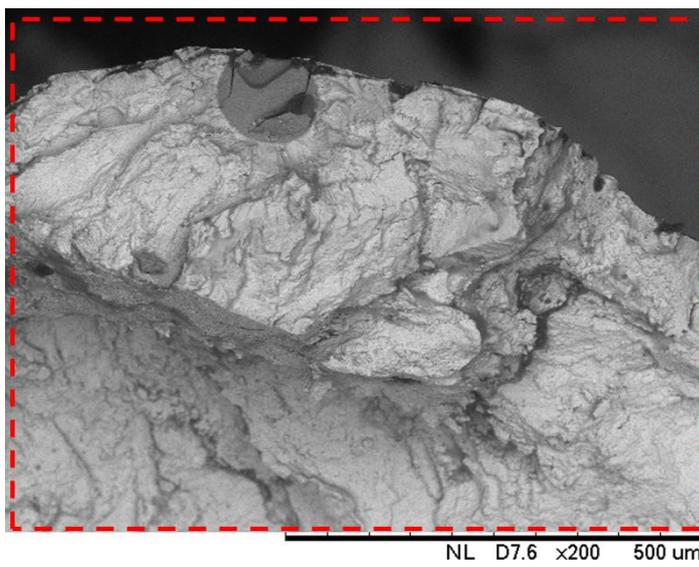
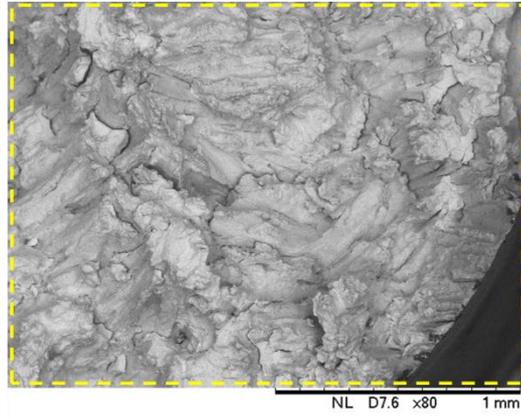
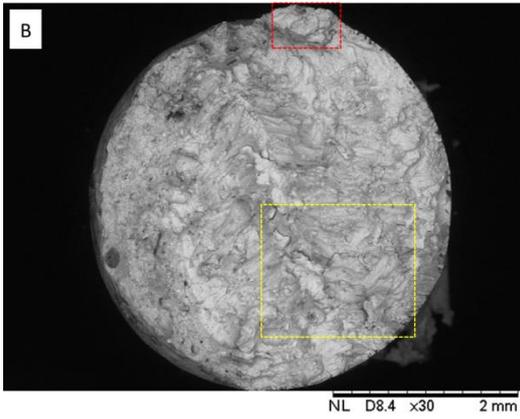
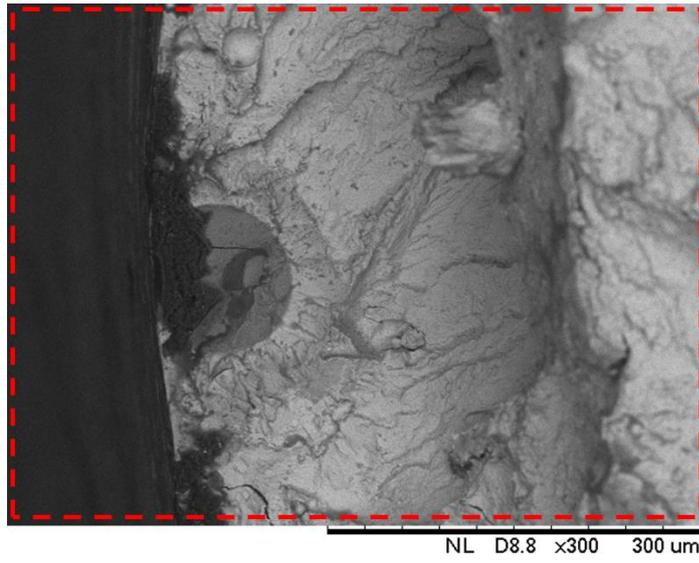
- CP 2.6





• **CP 2.7**





• CP 2.10

