



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**FADIGA MULTIAXIAL EM PEÇAS FABRICADAS  
VIA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO VIA CMT**

**André Luiz Brito Novelino**

**Brasília, 18 de Dezembro de 2023**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**



UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
Faculdade de Tecnologia  
Departamento de Engenharia Mecânica

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**FADIGA MULTIAXIAL EM PEÇAS FABRICADAS  
VIA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO VIA CMT**

**André Luiz Brito Novelino**

*Dissertação de mestrado submetido ao Departamento de Engenharia  
Mecânica como requisito parcial para obtenção  
do grau de Mestre em Ciências Mecânicas*

Banca Examinadora

Prof. Dr. José Alexander Araújo, ENM/FT-UnB  
*Orientador*

Prof. Dr. Maksym Ziberov, ENM/FT-UnB  
*Coorientador*

Profa. Dra. Déborah de Oliveira, ENM/FT-UnB  
*Examinadora interna*

Prof. Dr. Raimundo Carlos Silverio Freire Jr., UFRN  
*Examinador externo*

## FICHA CATALOGRÁFICA

NOVELINO, ANDRÉ LUIZ BRITO

FADIGA MULTIAXIAL EM PEÇAS FABRICADAS VIA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO VIA CMT [Distrito Federal] 2023.

xvi, 88 p., 210 x 297 mm (ENM/FT/UnB, Mestre, Engenharia Mecânica, 2023).

Dissertação de mestrado - Universidade de Brasília, Faculdade de Tecnologia.

Departamento de Engenharia Mecânica

1. Manufatura Aditiva

2. WAAM-CMT

3. Fadiga Multiaxial

4. Previsão de vida à fadiga

I. ENM/FT/UnB

## REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

NOVELINO, A.L.B. (2023). *FADIGA MULTIAXIAL EM PEÇAS FABRICADAS VIA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO VIA CMT*. Dissertação de mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 88 p.

## CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: André Luiz Brito Novelino

TÍTULO: FADIGA MULTIAXIAL EM PEÇAS FABRICADAS VIA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO VIA CMT .

GRAU: Mestre em Ciências Mecânicas ANO: 2023

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte dessa dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

---

André Luiz Brito Novelino

Depto. de Engenharia Mecânica (ENM) - FT

Universidade de Brasília (UnB)

Campus Darcy Ribeiro

CEP 70919-970 - Brasília - DF - Brasil

## **Dedicatória**

*A Deus, minha família e amigos que sempre me apoiaram e ajudaram nessa caminhada.  
Gratidão!*

*André Luiz Brito Novelino*

## **Agradecimentos**

*Agradeço imensamente a Deus, por me dar saúde e a oportunidade de estar aqui, aos meus pais Mauro e Maria por serem minha base e me apoiarem incondicionalmente. A minha companheira Tatiane e a família dela por sempre me apoiarem, e aos meus amigos de longa data Thallyson, Ícaro e Gabriel pela parceria.*

*À Universidade de Brasília, a faculdade de Tecnologia e ao Departamento de Engenharia Mecânica e Programa de Pós Graduação em Ciências Mecânicas (PCMEC) pela excelência do ensino e instalações providos neste mestrado.*

*À Fundação de Apoio à Pesquisa do Distrito Federal (FAPDF), a Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq processo 402730/2023-2) pelo apoio e provimento das bolsas de estudos e pesquisa que ajudaram a custear a continuidade dessa pesquisa.*

*Aos meus orientadores Prof. Dr. José Alexander de Araújo e Prof. Dr. Maksym Ziberov pelo apoio e amparo na pesquisa, além dos professores Dr. Fábio Comes, Dr. Guilherme Caribé de Carvalho, Dra. Deborah de Oliveira e Dr. Alysson Martins Almeida Silva pelas sugestões e colaborações com a pesquisa.*

*Aos meus colegas de faculdade Lucas Araújo, Danilo Rangel, Rodrigo Gomes, Giorgio André, Miguel Garcia, Natália Torres, Nathália Manes, Karoline Sales, Catarina Claudino e Matheus André pela companhia durante o mestrado e por toda a cooperação que tivemos.*

*Aos técnicos do SG9, Wesley Silva e Rafael Barros, pelo apoio operacional durante a pesquisa.*

*Sem vocês, não seria possível.*

*André Luiz Brito Novelino*

---

## RESUMO

Esse trabalho tem como objetivo avaliar a vida em fadiga de espécimes fabricados pelo processo de Manufatura Aditiva com Deposição a Arco por Transferência de Metal a Frio (Wire and Arc Additive Manufacturing - Cold Metal Transfer – WAAM-CMT). Utilizou-se a liga de aço ER70S-6 para a produção do bloco/ peça matriz, fabricados a partir da superposição de camadas nas orientações 0° e 90°. A partir dessa peça, foram fabricados os corpos de prova, posteriormente submetidos aos ensaios sob carregamentos uniaxiais e multiaxiais (tração-torção em fase) considerando a influência da orientação dos corpos de prova extraídos na direção normal ao plano de deposição (verticais) e as amostras extraídas ao longo do plano de deposição (horizontal). Quatro curvas S-N foram obtidas para os carregamentos de tração-compressão e torção para as direções horizontal e vertical de fabricação dos espécimes. Para os ensaios de tração-compressão, a curva S-N dos corpos retirados na direção vertical ficou bastante abaixo para a obtida com os corpos extraídos na direção horizontal. Nos ensaios de torção, houve um comportamento misto, estando a curva S-N para os corpos na vertical abaixo da curva para os corpos na horizontal até um determinado número de ciclos (em torno de  $10^5$  ciclos) e, após esta faixa de vida, os espécimes verticais apresentaram um comportamento superior as amostras horizontais para o carregamento de torção. Para estimar o impacto dos defeitos de fabricação sobre a resistência em fadiga para os carregamentos de tração-compressão e torção, utilizou-se o método da raiz quadrada de área de Murakami. Modelos de fadiga multiaxial baseados na abordagem de plano crítico (Matake, Findley e MWCM) foram então calibrados e implementados para avaliar sua aderência/acuracidade na previsão da vida de componentes fabricados por este processo. Os resultados mostraram que, para os ensaios uniaxiais, o método da raiz quadrada de área forneceu estimativas não conservadoras dos limites de fadiga à tração e à torção para ambas as direções de fabricação. As estimativas de vida para os ensaios multiaxiais em corpos extraídos na direção vertical revelaram que o critério de Matake obteve o melhor desempenho, entretanto com valores excessivamente conservadores, com índice de erro maior que 100%. Para os corpos retirados na direção horizontal, o modelo de MWCM forneceu as melhores estimativas, com índice de erro entre -4,4% e 41,71%. Também foram obtidas estimativas do plano de iniciação das trincas nos ensaios multiaxiais. As análises das superfícies de fratura, por meio de microscopia confocal laser e eletrônica de varredura, mostraram boa concordância com os planos de iniciação estimados pelos modelos multiaxiais.

**Palavras-chaves:** Manufatura Aditiva; WAAM-CMT; Fadiga Multiaxial; Previsão de vida à fadiga

---

## ABSTRACT

This work aims to evaluate the fatigue life of specimens manufactured through Wire and Arc Additive Manufacturing process with Cold Metal Transfer (WAAM-CMT). The ER70S-6 steel alloy was used to produce the main part, manufactured from the layers in the 0° and 90° orientations. From this part, test specimens were produced and subjected to uniaxial and multiaxial loading tests (tension-torsion in phase), considering the influence of the orientation of the specimens extracted, considering the samples extracted in the normal direction from the deposition plane (vertical) and the samples extracted along the deposition plane (horizontal). Four S-N curves were obtained for tension-compression and torsion loadings in horizontal and vertical specimen manufacturing directions. In tension-compression tests, the S-N curve for specimens extracted vertically was significantly lower than that obtained for specimens extracted horizontally. In torsion tests, there was a mixed behavior, with the S-N curve for vertically extracted specimens below the curve for horizontally extracted specimens up to a certain number of cycles (around  $10^5$  cycles) and, after this lifespan, the vertical specimens exhibited superior performance compared to the horizontal samples for the torsion case. To estimate the impact of manufacturing defects on fatigue strength for tension-compression and torsion loadings, the square root area method (or Murakami method) was used. Multiaxial fatigue models based on the critical plane approach (Matake, Findley, and MWCM) were then calibrated and implemented to assess their accuracy in predicting the life of components manufactured by this process. The results showed that, for uniaxial tests, the square root area method provided non-conservative estimates of fatigue limits for both tension and torsion in the manufacturing directions. Life estimates for multiaxial tests on vertically extracted specimens revealed that the Matake criterion performed the best, although the model presented excessively conservative values, with error index above 100%. For horizontally extracted specimens, the MWCM model provided the best estimates from the methods analyzed, with error index between -4,4% and 41,71%. Crack initiation planes were also estimated for multiaxial tests. Fracture surface analyses, through confocal laser and scanning electron microscopy, showed good agreement with the crack initiation planes estimated by the multiaxial models.

**Keywords:** Additive Manufacturing; WAAM-CMT; Multiaxial Fatigue; Fatigue life prediction



# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>1</b>
1.1	ESTADO DA ARTE.....	2
1.2	OBJETIVO PRINCIPAL.....	3
1.3	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	4
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>5</b>
2.1	MANUFATURA ADITIVA METÁLICA.....	5
2.1.1	PROCESSOS NA MANUFATURA ADITIVA METÁLICA.....	5
2.1.2	TECNOLOGIAS DE DEPOSIÇÃO PARA O PROCESSO WAAM.....	7
2.2	FADIGA DOS MATERIAIS.....	9
2.2.1	CONCEITOS.....	9
2.2.2	MODELOS DE PREVISÃO DE VIDA À FADIGA MULTIAXIAL.....	21
2.2.3	PREVISÃO DE RESISTÊNCIA À FADIGA EM MATERIAIS COM MICRO- DEFEITOS/INCLUSÕES.....	25
2.3	RESPOSTA PARA FADIGA E FRATURA EM PEÇAS METÁLICAS FABRICADAS POR MANUFATURA ADITIVA.....	29
2.3.1	ESTUDO DE FADIGA E FRATURA EM PEÇAS FABRICADAS POR PBF....	29
2.3.2	ESTUDO DE FADIGA E FRATURA EM PEÇAS FABRICADAS POR L-DED	30
2.3.3	ESTUDOS DE FADIGA E FRATURA EM PEÇAS FABRICADAS POR WAAM	30
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>36</b>
3.1	FLUXOGRAMA DE ATIVIDADES.....	36
3.2	METODOLOGIA DE DEPOSIÇÃO.....	37
3.3	FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	38
3.4	METODOLOGIA ANALÍTICA - PREVISÃO DO LIMITE DE FADIGA.....	40
3.5	METODOLOGIA EXPERIMENTAL - ENSAIOS MONOTÔNICOS E CÍCLICOS.....	41
3.6	METODOLOGIA EXPERIMENTAL - FRACTOGRAFIA.....	43
3.7	METODOLOGIA EXPERIMENTAL - MICROTOMOGRAFIA.....	43
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>44</b>
4.1	PREVISÃO DE FADIGA - MÉTODO DE MURAKAMI.....	44
4.1.1	PREVISÃO DO LIMITE DE FADIGA OBTIDO PELA PAREDE DE 100 CA- MADAS.....	44
4.1.2	PREVISÃO DO LIMITE DE FADIGA OBTIDA PELAS AMOSTRAS DA PEÇA MATRIZ.....	46
4.2	CURVAS S-N E T-N EXPERIMENTAIS.....	50
4.3	CALIBRAÇÃO DOS MODELOS MULTIAXIAIS.....	52

4.4	ENSAIOS MULTIAXIAIS .....	55
4.5	FRACTOGRAFIA .....	57
4.5.1	ORIENTAÇÃO DA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS E FRATURA .....	57
4.5.2	ANÁLISE NO MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV) ...	61
4.6	ANÁLISE MICROTOMÓGRAFO .....	68
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>70</b>
5.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	71
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>74</b>
	<b>APÊNDICES .....</b>	<b>82</b>
I.1	CÓDIGO <b>MATLAB</b> - DETERMINAÇÃO DOS PLANOS CRÍTICOS E PREVISÃO DA VIDA PARA OS MODELOS MULTIAXIAIS .....	82

## LISTA DE FIGURAS

2.1	(a) Esquemática do processo de fabricação pelo leito do pó; (b) Exemplo de componente fabricado pelo processo PBF. . . . .	5
2.2	(a) Esquemática do processo de fabricação pelo processo L-DED; (b) Processo de fabricação de um tubo . . . . .	6
2.3	(a) Esquemática do processo de fabricação pelo processo GMAW-WAAM; (b) Fabricação de uma hélice para motor de embarcações através do processo GMAW-WAAM. . . . .	6
2.4	Curva característica de tensão e corrente, representando as etapas do ciclo para o processo CMT. . . . .	8
2.5	(a) Componente submetido a um histórico de carregamento multiaxial; (b) Vetor tensão $t$ e suas componentes normal e cisalhante associados ao ponto O no plano material $\Gamma$ . . . . .	10
2.6	Vetor tensão $t$ decomposto em componentes de tensão normal e cisalhante, além da definição dos ângulos $\phi$ e $\theta$ para caracterização do plano. . . . .	10
2.7	Ciclo de carregamento representado ao longo do tempo para (a) tensão média $\sigma_m$ maior que zero e (b) $\sigma_m$ igual a zero. . . . .	12
2.8	Históricos de deformação para (a) um carregamento em fase e (b) carregamento fora de fase $90^\circ$ . . . . .	13
2.9	Métodos para cálculo da máxima amplitude da tensão cisalhante . . . . .	14
2.10	Relação entre a tensão nominal e a atuante para um corpo com a presença de um entalhe. As curvas relacionam a tensão real $\sigma$ e a distância $x$ do entalhe. . . . .	15
2.11	Curva tensão-vida S-N para um aço mediante diferentes condições de ambiente . . . . .	15
2.12	Curvas deformação-vida e-N para a deformação elástica, plástica, e total . . . . .	17
2.13	Processo de iniciação e propagação de trincas com; (a) Nucleação da trinca devido a deslocamento de planos cristalográficos e discordâncias; (b) Estágio I na propagação das trincas representando a etapa de iniciação e; (c) Estágio II na propagação das trincas, representando um crescimento gradual controlado do comprimento da trinca. . . . .	18
2.14	Modos de carregamento de uma trinca; (a) Modo de abertura; (b) Modo de cisalhamento puro; (c) Modo de rasgamento. . . . .	18
2.15	Gráfico representativo da taxa de crescimento da trinca para o aço A533B-1, apresentando as três regiões de comportamento da trinca:(a) Taxa de crescimento da trinca lenta próximo ao valor do fator intensidade de tensão limiar $\Delta K_{th}$ ; (b) Região de crescimento intermediária seguindo os princípios da MFLE e da equação de Paris; (c) Região de crescimento rápido e instável da trinca. . . . .	19
2.16	Configurações de modelos de trinca com os respectivos parâmetros geométricos $a$ , $b$ e $h$ da trinca definidos para os casos (a), (b) e (c). . . . .	20

2.17	Diagrama modificado de Wöhler, representando a curva para o plano submetido a tensões uniaxiais ( $\rho = 1$ ) e outra curva para o plano submetido apenas por tensões cisalhantes devido a torção ( $\rho = 0$ ). . . . .	23
2.18	Relação adotada entre (a) a área do defeito na direção de máxima tensão e (b) o comprimento da trinca. . . . .	25
2.19	Exemplo de inspeção dos defeitos/inclusões ao longo da área da amostra do material.	27
2.20	Exemplo de aplicação do método dos extremos para uma amostra de aço classe C, apresentando o gráfico $y - \sqrt{area}$ . . . . .	28
3.1	Fluxograma das atividades . . . . .	36
3.2	Sistema WAAM-CMT utilizado para a deposição da amostra, juntamente com a estratégia de deposição alternada em 0-90° utilizada para cada rotina. . . . .	37
3.3	Peça matriz resultante da deposição. . . . .	38
3.4	Corpo de prova cilíndrico de acordo com a norma para ensaios de fadiga . . . . .	39
3.5	(a)Peça matriz fabricada pelo processo WAAM, com o volume útil destacado em amarelo. (b) Disposição dos corpos de prova retirados da peça retangular. . . . .	39
3.6	Seção transversal analisada pelo microscópio confocal e a análise da área do defeito para um quadrante analisado . . . . .	40
3.7	Medição da área para (a) defeitos com contornos regulares, seguindo a geometria normalmente; (b) defeitos que possuem contornos irregulares, incluindo as regiões fragilizadas e; (c) defeitos subsuperficiais, considerando o material entre o defeito e a superfície na contabilidade da área. . . . .	41
3.8	Bancada de teste de tração com o uso do extensômetro axial . . . . .	42
4.1	Mapeamento dos defeitos para a amostra de 100 camadas . . . . .	45
4.2	Previsões de fadiga obtidas para a amostra de 100 camadas através do Método de Murakami. . . . .	46
4.3	Estrutura da amostra V1 e os planos analisados para avaliação dos defeitos. . . . .	47
4.4	Análise de defeito e inclusões pelo método dos extremos e determinação do limite de fadiga pelo método de Murakami para os defeitos nos planos 2 e 3 da amostra V1. . . . .	47
4.5	Estrutura da amostra H1 e os planos analisados para avaliação dos defeitos. . . . .	48
4.6	Análise de defeito e inclusões pelo método dos extremos e determinação do limite de fadiga pelo método de Murakami para os defeitos nos planos 1, 2 e 3 da amostra H1. . . . .	49
4.7	Curva S-N para ensaios tração-compressão de amostras horizontais e verticais . . . . .	50
4.8	Curva T-N para ensaios de torção pura de amostras horizontais e verticais . . . . .	51
4.9	Índice de Erro (EI) determinado para cada modelo multiaxial em relação a previsão da vida para a fadiga do material. . . . .	56
4.10	Orientação da seção de fratura de amostras submetidas a fadiga uniaxial Tração-Compressão . . . . .	58
4.11	Orientação da seção de fratura de amostras submetidas a fadiga uniaxial Torcional . . . . .	58

4.12	Orientação da seção de fratura de amostras submetidas a fadiga multiaxial ( $\sigma_a, \tau_a$ )	60
4.13	Seção de fratura para corpo de prova H11, submetido a fadiga uniaxial ( $R = -1$ ; $\Delta S = 185,28 \text{ MPa}$ ; $N_f = 137630$ ciclos)	61
4.14	Seção de fratura para corpo de prova V9, submetido a fadiga uniaxial ( $R = -1$ ; $\Delta S = 150 \text{ MPa}$ ; $N_f = 26435$ ciclos)	62
4.15	Seção de fratura para corpo de prova H14, submetido a fadiga multiaxial ( $R = -1$ ; $\Delta S = 90 \text{ MPa}$ ; $\Delta\tau = 90 \text{ MPa}$ ; $N_f = 755844$ ciclos)	64
4.16	Seção de fratura para corpo de prova H2, submetido a fadiga multiaxial ( $R = -1$ ; $\Delta S = 100 \text{ MPa}$ ; $\Delta\tau = 100 \text{ MPa}$ ; $N_f = 221732$ ciclos)	65
4.17	Seção de fratura para corpo de prova V4, submetido a fadiga multiaxial ( $R = -1$ ; $\Delta S = 50 \text{ MPa}$ ; $\Delta\tau = 50 \text{ MPa}$ ; $N_f = 303765$ ciclos)	66
4.18	Seção de fratura para corpo de prova V4, submetido a fadiga multiaxial ( $R = -1$ ; $\Delta S = 100 \text{ MPa}$ ; $\Delta\tau = 100 \text{ MPa}$ ; $N_f = 23234$ ciclos)	67
4.19	Imagens da amostra V4 obtidas pelo microtomógrafo para identificação dos defeitos.	68

## LISTA DE TABELAS

2.1	Ensaio de fadiga em peças fabricadas por PBF. . . . .	32
2.2	Ensaio de fadiga em peças fabricadas por L-DED. . . . .	33
2.3	Trabalhos relacionados a fadiga em peças fabricadas por WAAM. . . . .	34
2.4	Trabalhos relacionados a fadiga/fratura em peças fabricadas por WAAM (continuação). . . . .	35
3.1	Composição química e propriedades físicas do arame ER70S-6 utilizado para a deposição . . . . .	37
3.2	Parâmetros médios utilizados para a deposição da peça matriz . . . . .	38
3.3	Propriedades de resistência a carregamentos monotônicos para as amostras fabricadas. . . . .	42
3.4	Razões de carregamento aplicadas nos ensaios multiaxiais tração-torção. . . . .	43
4.1	Previsões do limite a fadiga para os grupos avaliados na parede de 100 camadas . . . . .	45
4.2	Previsões da resistência à fadiga para o plano 1 das amostras H1 e V1, representando, respectivamente, os grupos de fabricação na horizontal e vertical à direção de deposição. . . . .	49
4.3	Resistência à fadiga uniaxial Tração-Compressão e Torcional para $1,2 \times 10^6$ ciclos e carregamento totalmente alternado ( $R = -1$ ). . . . .	51
4.4	Calibração dos modelos multiaxiais para os corpos de prova horizontais e verticais. . . . .	52
4.5	Previsão da vida à fadiga pelo modelo de Matake para os grupos de amostras Horizontais. . . . .	53
4.6	Previsão da vida a fadiga pelo modelo de Matake para os grupos de amostras Verticais. . . . .	53
4.7	Previsão da vida a fadiga pelo modelo de Findley para os grupos de amostras Horizontais. . . . .	54
4.8	Previsão da vida a fadiga pelo modelo MWCM para os grupos de amostras Horizontais. . . . .	54
4.9	Previsão da vida a fadiga pelo modelo MWCM para os grupos de amostras Verticais. . . . .	55
4.10	Comparativo dos resultados para os ensaios multiaxiais com as previsões dos modelos para as amostras Horizontais e Verticais. . . . .	55
4.11	Orientação dos planos de fratura para as amostras verticais e horizontais submetidas ao carregamento uniaxial TC . . . . .	57
4.12	Orientação dos planos de fratura para as amostras verticais e horizontais submetidas ao carregamento uniaxial torcional . . . . .	59
4.13	Comparativo dos planos de fratura em relação aos planos críticos previstos por Findley, Matake e MWCM para carregamentos uniaxiais TC (Tração-Compressão) e Torção pura. . . . .	59

4.14 Comparativo dos planos de fratura em relação aos planos críticos previstos por Findley, Mataka e MWCM para carregamentos multiaxiais em fase . . . . .	60
5.1 Ensaios multiaxiais conduzidos para amostras diagonais extraídas 45° no plano de deposição da peça matriz. . . . .	72

# LISTA DE SÍMBOLOS

## SÍMBOLOS

$\mathbf{t}$	Vetor Tensão
$\Gamma$	Representação do Plano material
$\sigma_{ii}$	Tensão normal na direção $ii$
$\varepsilon_{ii}$	Deformação normal na direção $ii$
$\Upsilon_{ij}$	Deformação cisalhante na direção $ij$
$\tau_{ij}$	Tensão cisalhante na direção $ij$
$\sigma$	Tensor de tensões de Cauchy
$\theta, \phi$	Ângulos de caracterização do plano material
$\delta$	Ângulo de fase para o carregamento
$\sigma_a, \tau_a$	Amplitude de tensão normal e cisalhante
$\sigma_m, \tau_m$	Tensão média (normal e cisalhante)
$\sigma_u$	Tensão de resistência a tração
$\sigma_y$	Tensão de resistência ao escoamento
$\sigma_w$	Tensão de resistência a fadiga
$\Delta\sigma$	Razão entre tensões
$R$	Razão de carregamento
$S$	Tensão Nominal
$\Delta S$	Amplitude da tensão nominal
$E$	Modulo de elasticidade
$G$	Modulo de cisalhamento
$\nu$	Coefficiente de Poisson
$k_t$	Fator concentrador de tensão
$N_f$	Ciclos para a falha
$\sigma'_f$	Coefficiente de Resistência a fadiga
$b$	Expoente de Basquin
$\varepsilon'_f$	Coefficiente de ductilidade para a fadiga
$c$	Expoente de ductilidade para a fadiga



$\frac{da}{dN}$	Taxa de crescimento da trinca
$\Delta K$	Fator intensidade de tensão
$C, m$	Constantes Curva de Paris
$K$	Fator intensidade de tensão
$a$	Comprimento efetivo da trinca
<b>I</b>	Corrente de trabalho
<b>U</b>	Tensão de trabalho

## **SOBRESCRITOS**

<b>xyz</b>	Sistema de coordenadas cartesiano
<b>n</b>	Vetor unitário normal
<b>xx, yy, zz</b>	Relativo à componente do tensor tensão
<b>xy, xz</b>	Relativo à componente do tensor tensão
<b>yx, yz</b>	Relativo à componente do tensor tensão
<b>zx, zy</b>	Relativo à componente do tensor tensão

## **SIGLAS**

<b>MA</b>	Manufatura aditiva
<b>MAM</b>	Manufatura aditiva metálica
<b>MADA</b>	Manufatura Aditiva por Deposição a Arco
<b>WAAM</b>	<i>Wire and Arc Additive Manufacturing</i>
<b>WLAM</b>	<i>Wire-Laser Additive Manufacturing</i>
<b>CMT</b>	<i>Cold Metal transfer</i>
<b>GMAW</b>	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
<b>P-GMAW</b>	<i>Pulsed Gas Metal Arc Welding</i>
<b>GTAW</b>	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
<b>P-GTAW</b>	<i>Pulsed Gas Tungsten Arc Welding</i>
<b>PAW</b>	<i>Plasma Arc Welding</i>
<b>PBF</b>	<i>Powder Bed Fusion</i>
<b>L-PBF</b>	<i>Laser Powder Bed Fusion</i>
<b>EB-PBF</b>	<i>Electron Beam Powder Bed Fusion</i>
<b>L-DED</b>	<i>Laser Directed Energy Deposition</i>
<b>EB-DED</b>	<i>Electron Beam Directed Energy Deposition</i>
<b>MBJ</b>	<i>Metal Binder Jetting</i>
<b>NPJ</b>	<i>NanoParticle Jetting</i>

## TABELA DE TERMOS RELACIONADOS A TESTES E RESULTADOS

<b>CP</b>	Corpo de prova
<b>MFLE</b>	Mecânica da fratura Linear elástica
<b>MCC</b>	Método da Mínima Circunferência Circunscrita
<b>MRH</b>	Método da Máxima Envoltória Retangular
<b>MCE</b>	Método da Mínima Elipse circunscrita
<b>MWCM</b>	Método da Curva modificada de Wohler
<b>LCF</b>	Fadiga de baixo ciclo
<b>HCF</b>	Fadiga de alto ciclo
<b>DBCP</b>	Distância Bico de Contato – Peça
<b>TC</b>	Ensaio de fadiga uniaxial Tração-Compressão
<b>H1 - H18</b>	Numeração para os corpos de prova horizontais
<b>V1 - V18</b>	Numeração para os corpos de prova verticais
$R_{exp}$	Resultados experimentais
$R_p$	Resultados obtidos pelos modelos de previsão
<b>EI</b>	Faixa de erro ou índice de erro

## TABELA DE SIGLAS INSTITUCIONAIS

<b>ASTM</b>	American Society for Testing and Materials
<b>SAE</b>	Society of Automotive Engineers
<b>ISO</b>	International Organization for Standardization

# 1 INTRODUÇÃO

A evolução da tecnologia trouxe a automatização de diversos processos em variados segmentos da indústria nas últimas décadas. Isso permitiu expandir linhas de produções e otimizar diversas etapas de produção, de forma a reduzir os custos. Em meio a essa evolução, permitiu-se a aplicação da manufatura aditiva (MA) de forma efetiva, cujo conceito permite fabricar componentes com geometrias complexas de difícil reprodução em outros processos, trazendo ainda uma economia de material, tornando o processo mais sustentável que diversos outros.

As diversas tecnologias baseadas para a manufatura aditiva podem ser categorizadas em 3 tipos, sendo sistemas por leito do pó, adição de pó e alimentação de arame [1]. Sistemas baseados no leito e na alimentação do pó apresentam maior precisão e controle dimensional quando comparados com sistemas baseados pela alimentação de arame, porém este permite a fabricação de peças maiores e com equipamento mais acessível economicamente [2].

Dentre as tecnologias baseadas na alimentação de arame, o processo MADA (Manufatura Aditiva por Deposição a Arco), intitulado também internacionalmente como WAAM (*Wire and Arc Additive Manufacturing*), que se baseia na fusão do arame a partir da abertura do arco elétrico por uma fonte de energia. Este processo que apresenta grande potencial de implementação para fabricação de componentes de larga escala e utilização de equipamentos e tecnologias já aplicadas no setor da soldagem.

Porém, por se tratar de uma tecnologia aplicada recentemente, os processos por MA ainda precisam de mais estudo e pesquisa para uma compreensão mais clara de todas as variáveis e a influência durante a deposição de material e nas propriedades mecânicas obtidas pela peça final. Como mencionado por Biswal *et al.* [3], o processo de manufatura aditiva pode induzir a presença de poros de gás e regiões de falta de fusão nas peças produzidas, além de outros efeitos deletérios que afetam a performance para a vida à fadiga dos componentes. Aldalur *et al.* [4] também mencionam que o aporte térmico durante o processo induz a formação de uma microestrutura heterogênea, gerando uma anisotropia nas propriedades mecânicas da peça.

Para isso, estudos são conduzidos como o de Sanaei e Fatemi [5], que realizam uma previsão da vida à fadiga para o Ti-6Al-4V baseado na caracterização e mapeamento dos defeitos, para que seja possível adquirir um controle de qualidade adequado para a aplicação em larga escala da tecnologia. Além do mapeamento dos defeitos, Yadollahi *et al.* [6] também estudaram o efeito da rugosidade superficial na vida à fadiga do Inconel 718, utilizando para a previsão um modelo de propagação de trincas, a fim de considerar o rendimento em peças usinadas e com acabamento *as-built*.

As características de peças fabricadas por manufatura aditiva também buscam ser parametrizadas a fim de facilitar a aplicação de modelos de fadiga uniaxial e multiaxial. Uematsu *et al.* (7) propuseram a previsão de curvas do limite à fadiga para o regime de alto ciclo em peças de

Ti-6Al-4V fabricadas por MA a partir do ensaio de corpos de prova com defeitos artificiais. Os autores utilizaram uma modelagem baseada na equação de Murakami [8] para a determinação da curva de previsão da vida à fadiga e realizou-se a comparação com os dados experimentais para  $10^7$  e  $10^8$  ciclos na determinação das curvas de limite para fadiga.

Com o objetivo de agregar conhecimento e ajudar no desenvolvimento da MA, este trabalho apresenta uma análise do comportamento para a fadiga uniaxial e multiaxial em peças fabricadas utilizando o arame ER70S-6 depositado pelo processo WAAM. Modelos de previsão também foram aplicados, avaliando a aplicabilidade e efetividade do modelo de Murakami e outros modelos de fadiga multiaxiais para o processo.

## 1.1 ESTADO DA ARTE

A manufatura aditiva já é um conceito explorado desde o início do século XX. A primeira patente registrada sobre o assunto foi em 1925 por Ralph Baker [9] onde registrava um método de realizar ornamentos baseado na manipulação de eletrodos de fusão. Já ao final do século XX, pesquisas acadêmicas a cerca do conceito da MA de metais começaram a se difundir, como a pesquisa de Kunieda, *et al.* [10] que realizou a eletrodeposição de nitrato de cobre para a deposição de camadas.

Com a evolução das tecnologias, atualmente as possibilidades de aplicação se ampliaram, abrindo caminho para diferentes métodos de deposição como o processo WAAM. Esse método de deposição atraiu interesse pela acessibilidade econômica e pela adaptabilidade para diversos equipamentos e possibilidade de deposição de grandes geometrias com altas taxas de deposição de material [11].

Dado as vantagens do processo WAAM, estudos são conduzidos com o intuito de aperfeiçoar os métodos de deposição, compreender os efeitos físicos envolvidos e melhorar a qualidade e resistência das peças fabricadas. Wu, *et al.* [11] listam diferentes tipos de defeitos/descontinuidades que o processo WAAM está sujeito, como porosidade, trincas, regiões de falta fusão, tensões residuais e oxidações. Esses defeitos fragilizam a peça, tornando necessário um estudo e análise de forma a prever a resistência.

Aspectos termomecânicos também tornam-se importantes na pesquisa do processo, como mostrado por Ding [12]. No trabalho, o autor a liga de titânio Ti-6Al-4V pelo processo WAAM com o auxílio de simulações com elementos finitos. Comparativos foram feitos entre a variação da temperatura pelo ciclo térmico presente na deposição de material e as tensões residuais longitudinais e distorções provenientes da solidificação do material depositado.

Matheus *et al.* [13] também avaliaram o efeito dos parâmetros de deposição e temperatura na geometria da amostra depositada. Para isso, os autores avaliaram os parâmetros de deposição adequados do processo *Cold Metal Transfer* (CMT) aplicado ao WAAM para deposição de paredes finas utilizando o aço inoxidável 410NiMo. O estudo apresentou a influência dos parâmetros

na geometria das amostras e também compararam o aporte térmico com o processo *Gas Metal Arc Welding* tradicional.

Seow, *et al.* [14] analisaram o comportamento do defeitos de trincas na fratura do material, avaliando a orientação e região de maior incidência de trincas. Os autores determinaram que a incidência dos defeitos está associado ao reaquecimento do material devido a deposição oscilatória adotada. Em uma análise microestrutural, constatou-se que os defeitos são originados nas regiões interdendríticas, indicando características similares a trincas quentes que são ocasionadas pelo escorrimento de material ainda na fase líquida, gerando vazios nessas regiões.

Ermakova, *et al.* [15] estudaram as propriedades mecânicas para componentes fabricados utilizando os arames ER70S-6 e ER100S-1, aços de baixo carbono. Os autores depositaram as peças utilizando o processo *Cold Metal Transfer* (CMT) e avaliaram a resistência a tração, microdureza, além da tenacidade a fratura dos corpos de prova fabricados nas direções horizontal e vertical. Na comparação dos resultados, ambos materiais apresentaram resistência inferior que o indicado pelo fabricante, com o ER70S-6 indicando um limite de escoamento de 390 MPa (horizontal) e 365 MPa (vertical) para um valor base do fabricante de 450 MPa. O arame ER100S-1 apresentou um limite de escoamento de 538 MPa (horizontal) e 536 MPa (vertical) comparado com o valor base do fabricante de 717 MPa.

Em outros trabalhos realizados pelos autores, foi avaliado o crescimento de trincas para o ER70S-6 [16] e ER100S-1 [17] em corpos de prova do tipo *Compact Tension* (CT) nas direções horizontal e vertical. Para o ER70S-6, as amostras horizontais apresentaram uma vida para a fadiga duas vezes maior para a carga de 10 kN em relação às amostras submetidas a 11 kN, enquanto para as amostras verticais a relação entre às vidas é de 1,3 vezes. Para as análises realizadas para o ER100S-1, foram comparados corpos de prova retirados nas regiões superior e inferior da parede inicial depositada. Os autores mencionam que, devido às microestruturas e defeitos diferentes para cada região, as amostras superiores apresentaram uma vida para fadiga em média 3,9 vezes maior quando comparados com as amostras inferiores. As amostras superiores também apresentaram uma grande variação entre elas, enquanto a performance para as amostras inferiores foi similar para todos os corpos de prova retirados ao longo do comprimento.

## 1.2 OBJETIVO PRINCIPAL

O objetivo principal deste trabalho é avaliar a resistência à fadiga uniaxial e multiaxial em peças fabricadas pelo processo WAAM-CMT e desenvolver uma análise de previsão da resistência à fadiga destes materiais utilizando como base o método proposto por Murakami [8] para materiais defeituosos e os modelos de fadiga multiaxiais.

### 1.3 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Quanto aos objetivos específicos definidos que estão definidos ao trabalho, tem-se:

- Avaliar a estratégia de deposição para fabricação dos corpos de prova "zig-zag" com orientação de deposição 0-90 graus;
- Avaliar a performance a fadiga para as peças depositadas a partir de ensaios de fadiga uniaxial em corpos de prova retirado nas direções normal (vertical), paralelo (horizontal) na direção de deposição e 45 graus no plano de deposição, identificando o grau de anisotropia das propriedades ao longo da peça;
- Aplicação do método de Murakami para previsão do tamanho dos defeitos e avaliação da efetividade em peças fabricadas por manufatura aditiva. O método tem como objetivo prever a resistência à fadiga do material com base em tamanho máximo do defeito, expresso pela variável  $\sqrt{area}$ , utilizado na Equação de Murakami [8].
- Avaliação da efetividade dos modelos de fadiga multiaxial de Matake, Findley e Curva modificada de Wöhler (MWCM) para previsão da vida a fadiga dos componentes fabricados via WAAM.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 MANUFATURA ADITIVA METÁLICA

#### 2.1.1 Processos na Manufatura Aditiva Metálica

A Manufatura Aditiva Metálica (MAM) apresenta diversos processos de deposição desenvolvidos e selecionados para diferentes tipos de materiais e aplicações. É possível nomeá-los em 3 modos de deposição de material diferentes, sendo esses a fusão do leito do pó, o jateamento de pó e/ou deposição de arame/filamento (ISO-52900:2018 [18]).

A deposição via fusão do leito do pó, denominada *Powder Bed Fusion* (PBF), utiliza uma fonte de energia direcionada em uma região do leito já com o material de adição em formato de pó para a fusão das partículas da região, como apresentado na Fig. 2.1 . A fonte de energia utilizada pode ser um feixe de elétrons (EB-PBF) ou laser (L-PBF).

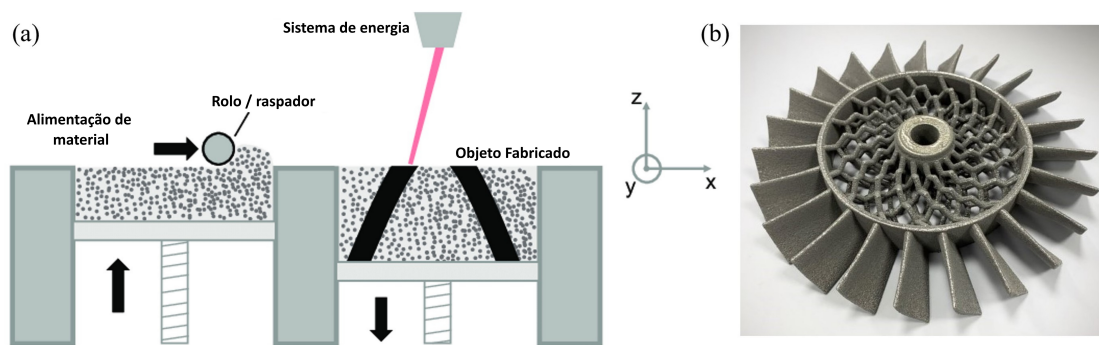


Figura 2.1: (a) Esquemática do processo de fabricação pelo leito do pó; (b) Exemplo de componente fabricado pelo processo PBF.

Fonte: (a) Adaptado de Wiberg [19]; (b) Richardson, Automotive Industries [20]

Similar ao processo do leito de pó, o processo de jateamento pode utilizar das mesmas fontes de energia para deposição. O processo com uma fonte laser, denominado *Laser Directed Energy Deposition* (L-DED), presente na Fig. 2.2, e o feixe de elétrons denominado *Electron Beam Directed Energy Deposition* (EB-DED) [21]. Porém algumas variantes podem ser utilizadas, como o jateamento com aglutinante, chamado *Metal Binder Jetting* (MBJ) [22], ou ainda o uso de uma solução com partículas de materiais de adição e de suporte, como o processo *NanoParticle Jetting* (NPJ) criado e patentado pela XJet [23].

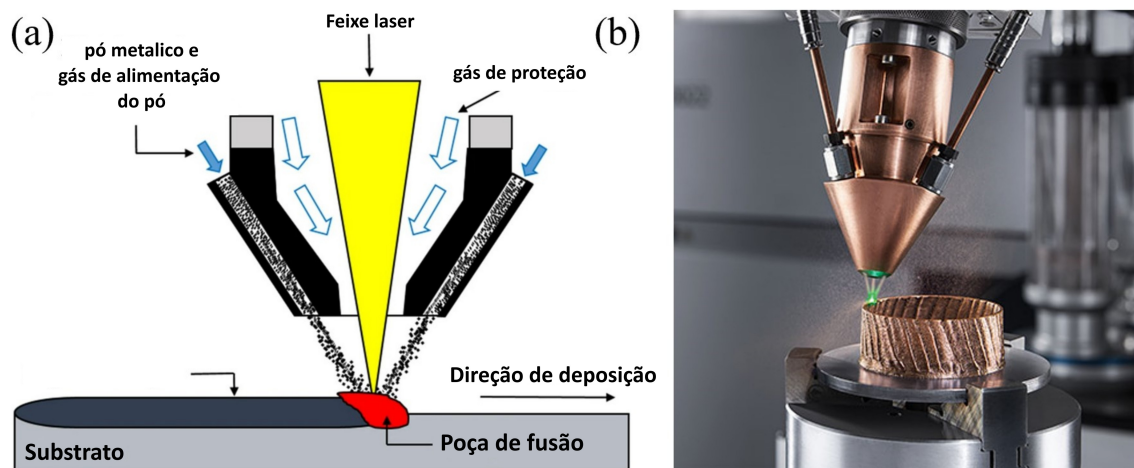


Figura 2.2: (a) Esquematização do processo de fabricação pelo processo L-DED; (b) Processo de fabricação de um tubo

Fonte: (a) Adaptado de Lim, *et. al.* [24]; (b) TRUMPF *apud* Schlett, Photonics Media [25]

Quanto aos processos relacionados ao uso de arame, além da fonte a laser, denominado para para essa configuração como *Wire-Laser Additive Manufacturing* (WLAM) [26], também utiliza-se o sistema *Wire and Arc Additive Manufacturing* (WAAM), baseado na abertura do arco elétrico para a fusão do material. O processo WAAM, presente na Fig. 2.3 permite utilizar tecnologias de deposição e equipamentos provenientes da soldagem, como os processos *Gas Metal Arc Welding* (GMAW), *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) e *Plasma Arc Welding* (PAW) [11].

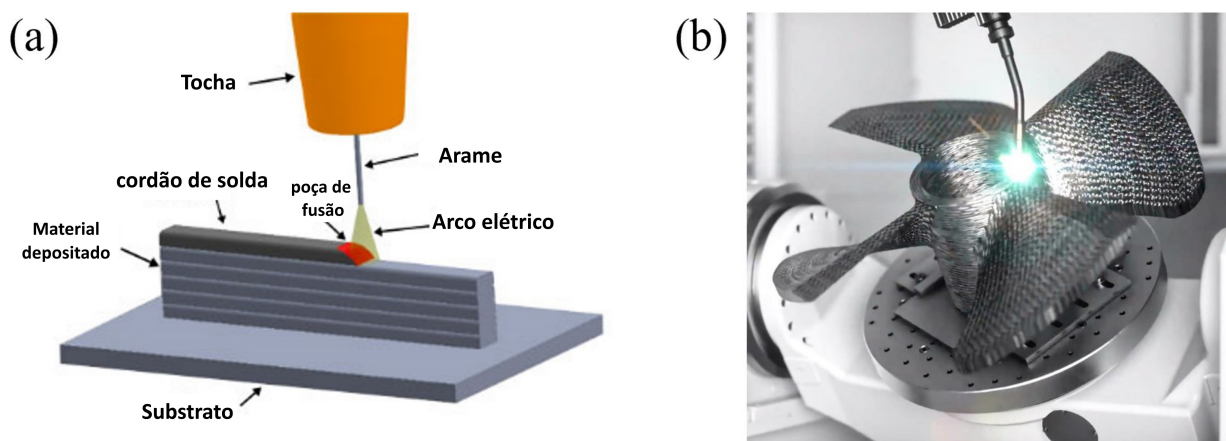


Figura 2.3: (a) Esquematização do processo de fabricação pelo processo GMAW-WAAM; (b) Fabricação de uma hélice para motor de embarcações através do processo GMAW-WAAM.

Fonte: (a) Adaptado de LORTEK S.COOP. [27]; (b) ALL3DP [28]

Para os processos que realizam a fusão do material depositado através de um aporte de energia direcionada, como os processos L-DED, EB-DED ou WAAM, é importante determinar parâmetros da fonte de energia e alimentação de material, estratégia de deposição, taxa de resfriamento e ambiente de deposição (gás de proteção ou vácuo), de forma a garantir qualidade na deposição. Para isso, utiliza-se como parâmetro de análise o aporte térmico (H), determinado através da Eq.



2.1, onde tais parâmetros podem ser variados de acordo com a taxa de deposição de material, de forma a garantir a fusão completa do material, sendo este medido através do fluxo de material em pó ou a velocidade de alimentação de arame [29].

$$H [J/mm] = \eta \left[ \frac{V \cdot I \cdot 60}{v_d} \right] \quad (2.1)$$

Onde:

- $H$  - Aporte térmico do processo [ $J/mm$ ];
- $V$  - Tensão aplicada pela fonte [ $V$ ];
- $I$  - Corrente aplicada pela fonte [ $A$ ];
- $v_d$  - Velocidade de deslocamento do material [ $mm/min$ ];
- $\eta$  - Eficiência energética do processo.

### 2.1.2 Tecnologias de deposição para o processo WAAM

Baseado na deposição de arame e fusão por arco elétrico, o processo WAAM apresenta compatibilidade com equipamentos utilizados na soldagem, enquanto os demais processos de MAM necessitam de equipamentos específicos. Isso permite a utilização e adaptação de produtos presentes no setor de soldagem para aplicação no processo WAAM.

Porém, o processo WAAM apresenta uma faixa de aporte térmico menor que o normalmente utilizado em processos de soldagem, a fim de obter maior controle da poça de fusão, e consequentemente, garantir um maior reforço e melhor geometria das camadas na manufatura aditiva, enquanto os processos de soldagem em sua maioria, priorizam para a união de peças uma maior penetração do cordão. Diante à necessidade de controle do aporte térmico, é priorizado o uso de processos de deposição que permitem o maior controle da energia depositada, como os processos pulsados variantes como o *Pulsed Gas Metal Arc Welding* (P-GMAW), *Pulsed Gas Tungsten Arc Welding* (P-GTAW) e ainda o processo variante *Cold Metal Transfer* (CMT).

#### 2.1.2.1 Processo CMT

Dentre os diferentes processos de deposição utilizados na manufatura aditiva a arco, atualmente o processo CMT, desenvolvida pela empresa Fronius *International GmbH*, sendo variante GMAW, apresenta grande potencial de aplicação na área, devido ao baixo aporte térmico necessário, maior estabilidade do arco e sem geração de respingos.

A dinâmica do processo, presente na Fig. 2.4, consiste com uma corrente de pico para a ignição do arco elétrico seguida por uma fase de baixa corrente, objetivando reduzir o aporte térmico e evitar uma transferência globular do material depositado até o momento do curto circuito. O momento do curto circuito é onde a tensão do arco é levada próximo ao zero e o arame é retraído

para que haja o corte da gota de material fundido e a transferência seja feita para a poça de fusão [30]. Com isso, o processo permite uma deposição de material com um menor aporte térmico, garantindo uma deposição mais controlada de material e resultando em um cordão mais contínuo e com melhor geometria.

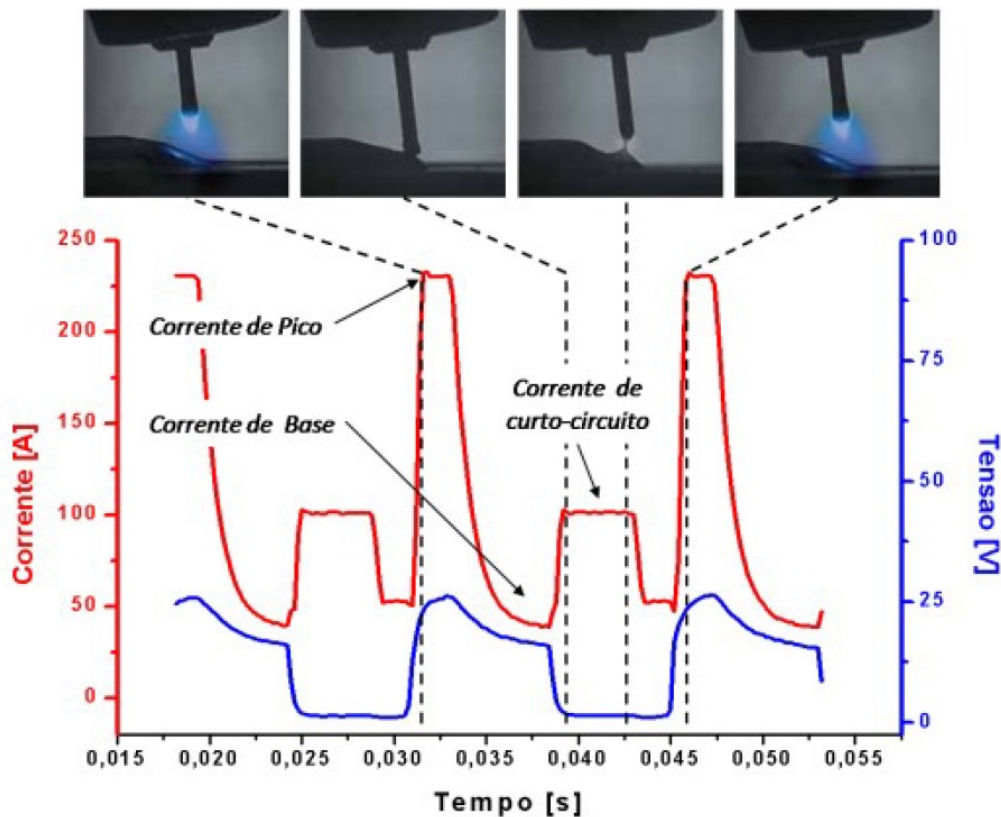


Figura 2.4: Curva característica de tensão e corrente, representando as etapas do ciclo para o processo CMT.

Fonte: Costa [31].

O processo CMT ainda possui algumas variantes, destinadas a aplicações e necessidades específicas. Dentre essas variantes estão:

- *CMT Advanced*: Princípio que utiliza a polarização da corrente no processo de forma a gerar um maior controle, pois os ciclos positivos e negativos introduzidos alternadamente durante o processo de deposição resultam em um processo de deposição com aplicação de calor mais eficiente, quando comparado com o CMT convencional. Além disso, pelo fato da gota de material gerada pelo ciclo negativo ser maior, o processo CMT-Advanced permite maior taxa de deposição de material [32, 33];
- *CMT Pulse*: Processo que combina o ciclo CMT com pulsos de corrente, aumentando o aporte térmico e velocidade de deposição. O conceito pode ser aplicado em conjunto com outras variantes do processo, como o CMT Pulse Advanced;

- *CMT Cycle Step*: Processo que permite a modulação de propriedades presentes nos ciclos de deposição CMT, como tempo entre ciclos e o número de gotas de material em uma região da poça de fusão, sendo possível a modulação e permitindo um menor aporte térmico, ideal para soldagem de chapas finas [34];
- *CMT Dynamic*: Processo variante que apresenta um aumento na frequência de retração do arame, trabalhando em uma faixa de 130 Hz, permitindo um aumento da velocidade de deposição. Além disso, o processo permite maior penetração do cordão de solda [33, 35].

Além desses processos, ainda é possível a utilização de processos híbridos, como o processo Laser-CMT que utiliza os processos CMT e L-DED em paralelo de forma a garantir um maior aporte térmico e, em consequência, permitindo maior velocidade de deposição.

## 2.2 FADIGA DOS MATERIAIS

Diversos componentes mecânicos projetados são submetidos a carregamentos cíclicos constantes, como motores, turbinas e elementos de transmissão, ou ainda carregamentos aleatórios como linhas de transmissão de energia que sofrem ação de ventos, e estruturas em plataformas de petróleo imersas no mar que podem ser submetidas a forças geradas pela maré ou outras perturbações.

Tais carregamentos podem induzir danos na microestrutura e, conseqüentemente, gerar trincas cuja propagação pode resultar na falha dos componentes, mesmo estes submetidos a tensões abaixo do limite de escoamento do material. Este processo é denominado fadiga e trata-se de um dos meios de falha em metais mais comum [36].

Essas análises podem ser realizadas para um carregamento uniaxial, como carregamentos de tração-compressão ou torção pura, ou ainda multiaxial, como carregamentos tração-torção. A previsão do comportamento do material para fadiga avaliado pode ser obtida através do uso de metodologias/modelos desenvolvidos para cada tipo de material e/ou história de carregamento.

### 2.2.1 Conceitos

#### 2.2.1.1 Vetor tensão

Considerando um corpo submetido a um histórico de carregamento multiaxial, como presente na Fig. 2.5a, de acordo com o Teorema de Cauchy (equação 2.2) é possível representar para um ponto um vetor tensão  $t$  para um dado plano de corte  $\Gamma$  com vetor unitário normal  $n$ , como visto na Fig. 2.5b. Este vetor tensão pode ser representado com uma componente normal  $\sigma_n$  e uma componente cisalhante  $\tau$  [36].

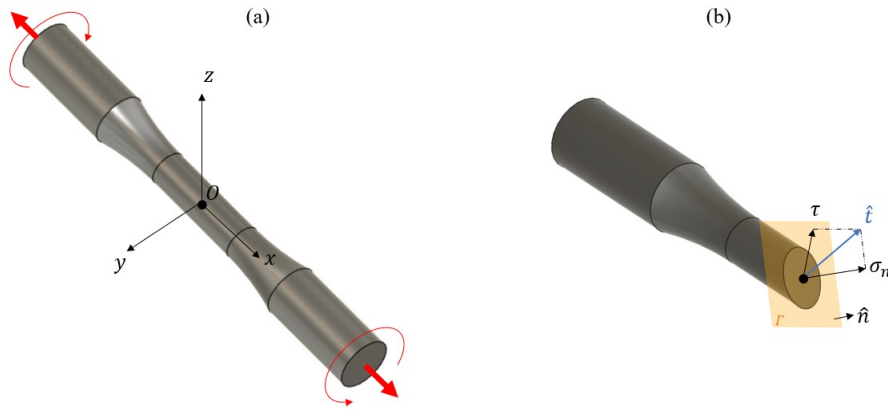


Figura 2.5: (a) Componente submetido a um histórico de carregamento multiaxial; (b) Vetor tensão  $t$  e suas componentes normal e cisalhante associados ao ponto O no plano material  $\Gamma$ .

Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 2.6 também apresenta a decomposição das tensões normais e cisalhantes para o sistema de coordenadas  $x'y'z'$ , além dos ângulos  $\phi$  e  $\theta$  para caracterização do plano material.

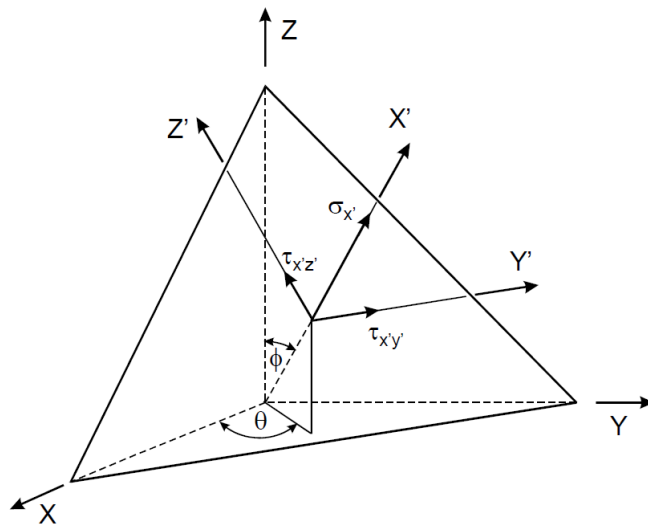


Figura 2.6: Vetor tensão  $t$  decomposto em componentes de tensão normal e cisalhante, além da definição dos ângulos  $\phi$  e  $\theta$  para caracterização do plano.

Fonte: Socie e Marquis [37]

$$t = \sigma \cdot n \quad (2.2)$$

Onde:

- $t$  - vetor tensão;
- $\sigma$  - Tensor de tensões de Cauchy;

- $n$  - vetor unitário normal ao plano de corte.

A componente  $\sigma$  refere-se ao tensor de tensões de Cauchy, associando as componentes de tensão para cada direção (eq. 2.3) [36].

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \quad (2.3)$$

### 2.2.1.2 Deformações no regime elástico

As deformações também permitem uma representação de um histórico de carregamento através de uma associação com a lei de Hooke. Com isso, é possível relacionar, para o regime elástico do material, as componentes de tensão normal e cisalhante de um componente através das deformações normais e cisalhantes presentes no ponto material em análise. Para carregamentos monotônicos, é possível expressar tais deformações pela equação 2.4.

$$\varepsilon_{ii} = \frac{\sigma_{ii}}{E} \quad ; \quad \gamma_{ij} = \frac{\tau_{ij}}{G} \quad (2.4)$$

Onde:

- $\varepsilon_{ii}$  - deformação normal na direção  $ii$ ;
- $\sigma_{ii}$  - tensão normal na direção  $ii$ ;
- $E$  - Modo de Elasticidade;
- $\gamma_{ij}$  - Deformação cisalhante na direção  $ij$ ;
- $\tau_{ij}$  - tensão cisalhante na direção  $ij$ ;
- $G$  - Modo de cisalhamento.

Para o caso de um carregamento multiaxial, as deformações totais resultantes em cada direção apresentam uma dependência das componentes presentes nas outras direções normais. Essa relação está presente através do coeficiente de Poisson ( $\nu$ ), e pode ser definido através da equação 2.5 [36].

$$\varepsilon_{ii} = \frac{1}{E} [\sigma_{ii} - \nu(\sigma_{jj} + \sigma_{kk})] \quad ; \quad \nu = -\frac{\varepsilon_{ii}}{\varepsilon_{jj}} \quad (2.5)$$

Com isso, análogo ao tensor de tensões, o tensor de deformações pode ser representado de acordo com a equação 2.6, e também pode ser utilizado para analisar o fenômeno de fadiga de um material, indicando as regiões que apresentaram maior acúmulo de dano e, conseqüentemente, a nucleação das trincas [36].

$$\varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \frac{\gamma_{xy}}{2} & \frac{\gamma_{xz}}{2} \\ \frac{\gamma_{yx}}{2} & \varepsilon_{yy} & \frac{\gamma_{yz}}{2} \\ \frac{\gamma_{zx}}{2} & \frac{\gamma_{zy}}{2} & \varepsilon_{zz} \end{bmatrix} \quad (2.6)$$

### 2.2.1.3 Carregamento cíclico

Para descrever os esforços cíclicos submetidos em um componente para um estudo de fadiga, é comum admitir como um problema modelo uma função senoidal para representar o histórico de carregamento em modelos de fadiga. Sendo assim, a curva de tensão representada de um ponto e plano de corte do componente também adquire a forma senoidal, como indicado na Fig. 2.7, estando representado as tensões normais máximas ( $\sigma_{max}$ ) e mínima ( $\sigma_{min}$ ) para histórias de carga trativa e/ou compressiva ou ainda tensões cisalhantes máxima ( $\tau_{max}$ ) e mínima ( $\tau_{min}$ ) para histórias de cargas de torção.

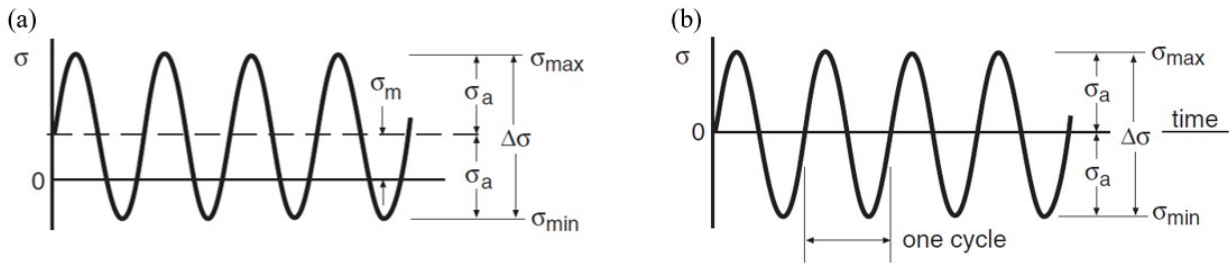


Figura 2.7: Ciclo de carregamento representado ao longo do tempo para (a) tensão média  $\sigma_m$  maior que zero e (b)  $\sigma_m$  igual a zero.

Fonte: Adaptado de Dowling [36].

A tensão média ( $\sigma_m, \tau_m$ ) e a amplitude de tensão ( $\sigma_a, \tau_a$ ) submetidos pelo histórico de carregamento, como apresentados na equação 2.7. A razão entre tensões é definido por  $\Delta\sigma$ , presente na equação 2.8.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad ; \quad \sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (2.7)$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (2.8)$$

Outro parâmetro importante para uma análise de fadiga é a razão do histórico de carregamento ( $R$ ), sendo representado pela equação 2.9. Para carregamentos alternados de tração-compressão com tensão média maior que zero, como apresentado na Fig. 2.7a, a razão  $R$  está entre 0 e -1. Para o caso da tensão média igual a zero, presente na Fig 2.7b, a razão de carregamento  $R = -1$ .

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (2.9)$$

Para carregamentos multiaxiais, além dos dados apresentados, ainda é necessário descrever um fator de proporcionalidade entre as histórias de carregamento relacionadas às tensões/deformações normais e cisalhantes relacionadas ao ponto e plano em análise. Apresenta-se na Fig. 2.8 as histórias de carregamentos, representados em função da deformação normal ( $\varepsilon$ ) e cisalhante ( $\gamma$ ), definindo um carregamento proporcional (em fase) ou não proporcional (fora de fase) [36].

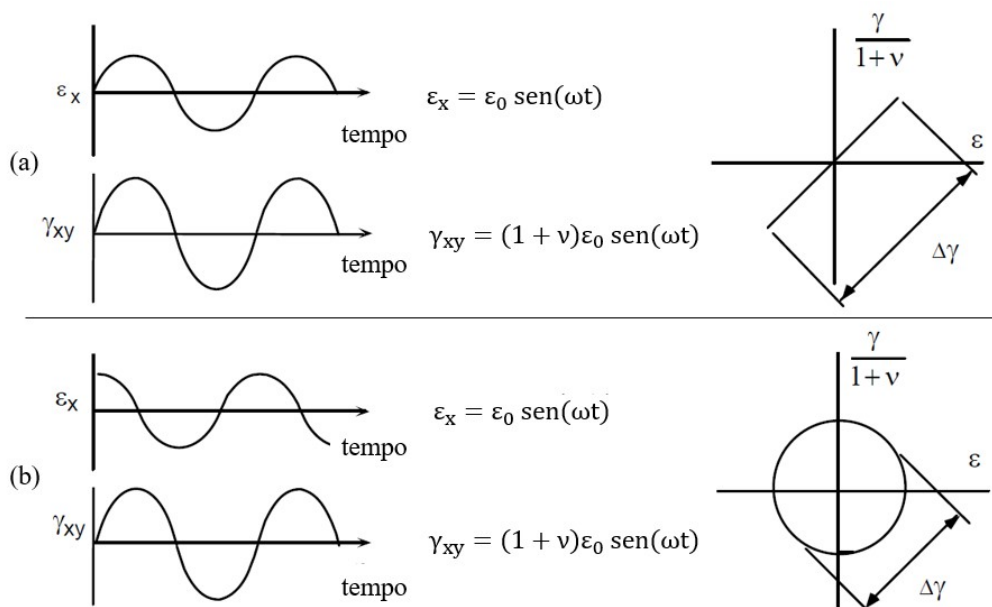


Figura 2.8: Históricos de deformação para (a) um carregamento em fase e (b) carregamento fora de fase  $90^\circ$

Fonte: Adaptado de Socie e Marquis [37].

#### 2.2.1.4 Modelos de cálculo da amplitude de tensão cisalhante para um estado de tensões multiaxial

Em diversos casos, a história de carregamento aplicado em um componente apresenta uma periodicidade complexa, sendo difícil determinar os valores médios e as amplitudes de tensão cisalhante. Para isso, algumas metodologias foram elaboradas para que seja viável a determinação dos parâmetros de tensão para a determinação dos planos críticos e aplicação dos modelos de fadiga. Alguns exemplos são:

- Método da Mínima Circunferência Circunscrita (MCC): Figura 2.9a - Define a amplitude de tensão cisalhante como sendo o raio da menor circunferência circunscrita ao gráfico que representa o comportamento da amplitude de tensão ao longo da variação dos ângulos  $\theta$  e  $\phi$  que representam os planos materiais [38].
- Método da máxima envoltória retangular (MRH): Figura 2.9b - Define a amplitude da tensão cisalhante máxima a partir da máxima envoltória retangular que abrange a representação gráfica da história de carregamento ao longo de  $\theta$ , variando o sistema de coordenadas ao

longo do ângulo  $\phi$  [39].

- Método da Mínima Elipse circunscrita (MCE): Figura 2.9c - Define a maior amplitude da tensão cisalhante como sendo a relação entre os raios mínimo e máximo da mínima elipse circunscrita.

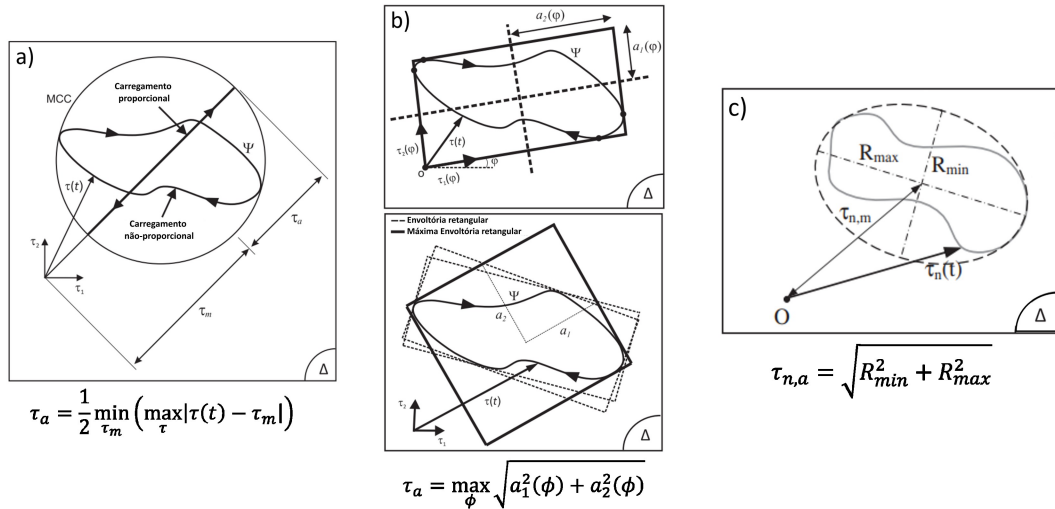


Figura 2.9: Métodos para cálculo da máxima amplitude da tensão cisalhante

Fonte: Adaptado de Araújo, *et al.* [39] e Susmel [40]

### 2.2.1.5 Tensões nominais x Tensões pontuais

Dado os esforços aplicados em um corpo por um carregamento, as tensões provenientes e apresentadas nas equações 2.7 e 2.8 são consideradas tensões nominais, calculados mediante ao carregamento submetido. Porém, para uma análise pontual, as tensões podem apresentar valores distintos, devido a descontinuidades geométricas, ou ainda tensões residuais.

Para o caso de descontinuidades geométricas, como entalhes ou defeitos, tais pontos apresentam concentradores de tensão, que são representados por um fator de concentração de tensão, relacionando a tensão no entalhe e a tensão nominal, como apresentado na equação 2.10.

$$k_t = \frac{\sigma}{S} \quad (2.10)$$

Onde:

- $k_t$  - Fator concentrador de tensão;
- $\sigma$  - Tensão no entalhe;
- $S$  - Tensão nominal.

Considerando o perfil de tensões para um componente que possui entalhe, a Fig. 2.10 apresenta a curva de tensão ao longo da peça em função da distância para o entalhe, onde a curva



contínua representa a tensão real, e a linha tracejada representa a tensão nominal.

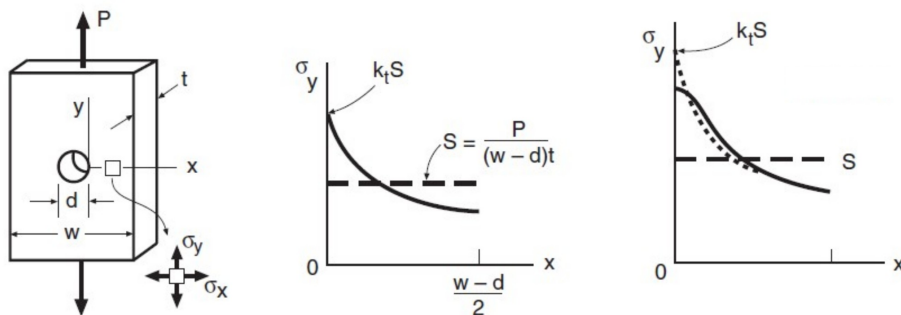


Figura 2.10: Relação entre a tensão nominal e a atuante para um corpo com a presença de um entalhe. As curvas relacionam a tensão real  $\sigma$  e a distância  $x$  do entalhe.

Fonte: Dowling [36].

Para diferentes tipos de entalhe, a literatura apresenta uma curva de tensão definida pelo fator de concentração  $k_t$  para cada geometria de entalhe. Para o caso de defeitos, existe uma aproximação da geometria para um modelo já conhecido de entalhe, ou ainda o uso de simulações computacionais para determinação do gradiente de tensão para uma análise mais refinada do entorno [36].

### 2.2.1.6 Curvas S-N e T-N

Uma abordagem para analisar a resistência do material mediante um carregamento uniaxial é a geração de uma curva tensão-vida, chamada curva S-N do material ou curva de Wöhler, através de ensaios experimentais de fadiga para diferentes amplitudes de carga. Essa curva leva em consideração a amplitude de tensão nominal  $\sigma_a$  para um caso de tensão média nula e avalia a vida do componente mediante os ciclos de carregamento antes da falha do componente. Um exemplo de curva S-N para um aço em diversas atmosferas está presente na Fig. 2.11.

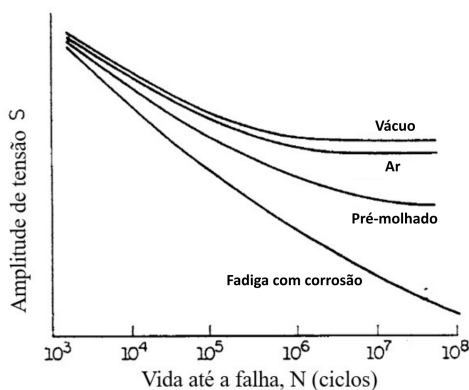


Figura 2.11: Curva tensão-vida S-N para um aço mediante diferentes condições de ambiente

Fonte: Adaptado, Fuchs e Stephens *apud* Bannantine *et al.* [41].

Através da curva é possível determinar a amplitude de tensão máxima para uma faixa de vida para que não haja falha do componente. O ponto de estabilização da curva é dado na amplitude de tensão que é o limite de fadiga, cujo componentes submetidos a tensões abaixo desse valor apresentaram vida infinita. Para materiais metálicos livres de defeitos, normalmente adota-se um vida para a resistência a fadiga de  $10^6$  ciclos.

Esse comportamento foi inicialmente analisado por Basquin [42], e descrito através da equação 2.11, chamada equação de Basquin, atingindo uma relação linear entre a amplitude de tensão e a vida para a falha para a escala Log-Log.

$$\sigma_a = A (N_f)^B \quad (2.11)$$

Porém, torna-se conveniente utilizar a relação de acordo com a eq. 2.12, onde relaciona-se as constantes da curva de potência como propriedades do material.

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (2.12)$$

Onde:

- $N_f$  - Ciclos para a falha;
- $\sigma'_f$  - Coeficiente de resistência à fadiga;
- $b$  - Expoente de resistência à fadiga ou expoente de Basquin.

A relação entre as constante se dá pela relação presente na equação 2.13

$$A = 2^b \sigma'_f \quad ; \quad B = b \quad (2.13)$$

Além da curva S-N, buscou-se também obter uma relação da deformação com a vida, o que pode favorecer alguns métodos ou abordagens selecionadas. Com isso, Coffin [43] e Manson [44] propuseram uma curva  $\varepsilon$ -N, como presente na Fig. 2.12, com uma abordagem similar ao proposto por Basquin, relacionando a deformação e a vida para uma função logarítmica, presente na equação 2.14.

$$\varepsilon_a = \varepsilon'_f (N_f)^c \quad (2.14)$$

Onde:

- $\varepsilon_a$  - Amplitude de deformação plástica;
- $\varepsilon'_f$  - Coeficiente de ductilidade para a fadiga;
- $c$  - Expoente de ductilidade para a fadiga.

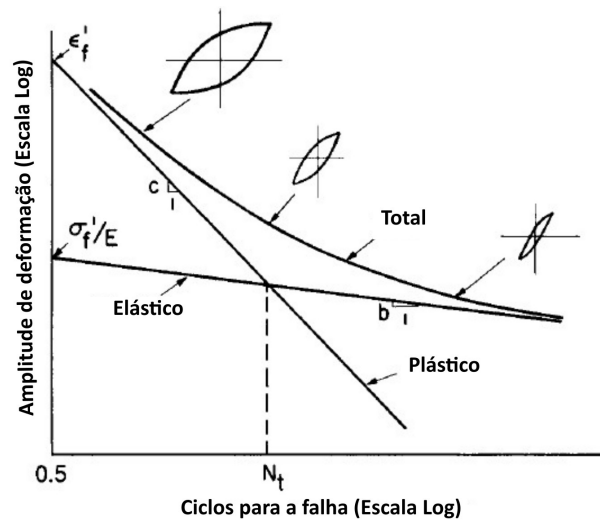


Figura 2.12: Curvas deformação-vida e-N para a deformação elástica, plástica, e total

Fonte: Landgraf *apud* Dowling [36].

### 2.2.1.7 Nucleação e propagação de trincas

No estudo da mecânica da fratura, aborda-se os modos de falha do material de acordo com o carregamento imposto. Para o caso da fadiga, sabe-se que há o surgimento de trincas mediante a história de carregamento cíclico, mesmo a magnitude de tensão do material estando dentro do regime elástico. Porém, como nenhuma material está livre de defeitos ou discontinuidades, estes apresentam pontos concentradores de tensão, gerando regiões de deformação plástica e de acúmulo de dano na região. [45]

Considerando um carregamento uniaxial trativo, a Fig. 2.13 apresenta o processo de nucleação e propagação da trinca. Para o processo de nucleação e propagação de uma trinca para um objeto submetido a um carregamento axial de tração. A primeira etapa, representada pela Fig. 2.13a representa a iniciação da trinca, que ocorre normalmente nas regiões intergranulares devido ao acúmulo de dano proveniente pelo deslocamento de discordâncias, que resultam em deformações plásticas localizadas. [45]

Após a iniciação da trinca, na fase de propagação de trincas curtas, mostrada na Fig. 2.13b, a plasticidade na ponta da trinca ai é governada pelas mesmas bandas de escorregamento que influenciaram a nucleação, seguindo a direção intergranular. A partir de um acúmulo de dano, a zona plástica se torna maior que a microestrutura, e assim a trinca passa a se propagar no plano crítico, onde a tensão normal é máxima, ou seja, perpendicular a aplicação da força para o carregamento axial, como representado na Fig. 2.13c. [45]

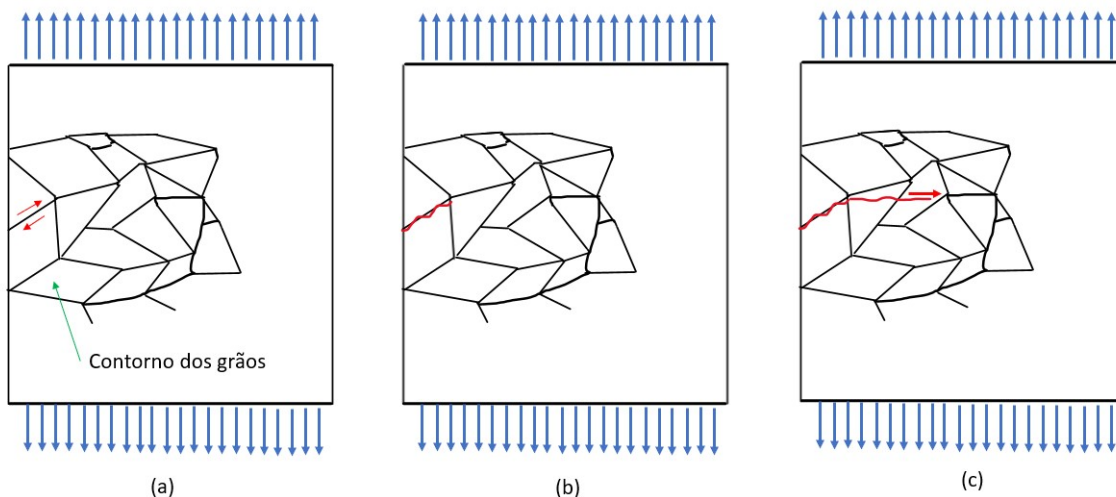


Figura 2.13: Processo de iniciação e propagação de trincas com; (a) Nucleação da trinca devido a deslocamento de planos cristalográficos e discordâncias; (b) Estágio I na propagação das trincas representando a etapa de iniciação e; (c) Estágio II na propagação das trincas, representando um crescimento gradual controlado do comprimento da trinca.

Fonte: Elaborado pelo autor

A propagação da trinca se comporta de acordo com o carregamento aplicado no material. Para o caso de um carregamento uniaxial de tração, como descrito na Fig. 2.13, a propagação acontece com a abertura das faces da trinca, chamado também modo de abertura (ou Modo I).

Além do modo I, existem ainda o modo de cisalhamento puro (II), que consiste no deslocamento das faces em um plano normal a ponta da trinca, e o modo de rasgamento (III), onde o deslizamento relativo das faces ocorre paralelamente ao plano na ponta da trinca [36]. A representação de cada modo de carregamento encontram-se na Fig. 2.14.

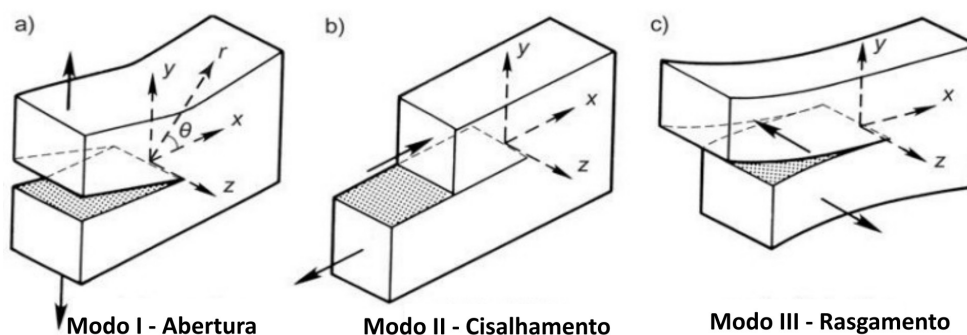


Figura 2.14: Modos de carregamento de uma trinca; (a) Modo de abertura; (b) Modo de cisalhamento puro; (c) Modo de rasgamento.

Fonte: Prabu, *et al.* [46]

Os estágios de iniciação e propagação das trincas podem ser descritos por um gráfico em escala Log-Log da taxa de crescimento da trinca em função do fator intensidade de tensão, como exemplificado na Fig. 2.15. O gráfico apresenta 3 regiões que definem os estágios de propagação

da trinca. O processo inicia-se pela propagação lenta inicial, quando a região atinge o fator intensidade de tensão limiar do material, passando para a propagação linear, adotada pela Mecânica da fratura Linear Elástica (MFLE) e definida pela equação de Paris (eq. 2.15), por último o crescimento rápido e instável, considerado em muitas abordagens como a falha do material, devido a imprevisibilidade da resistência do componente a partir desse estágio de propagação [36].

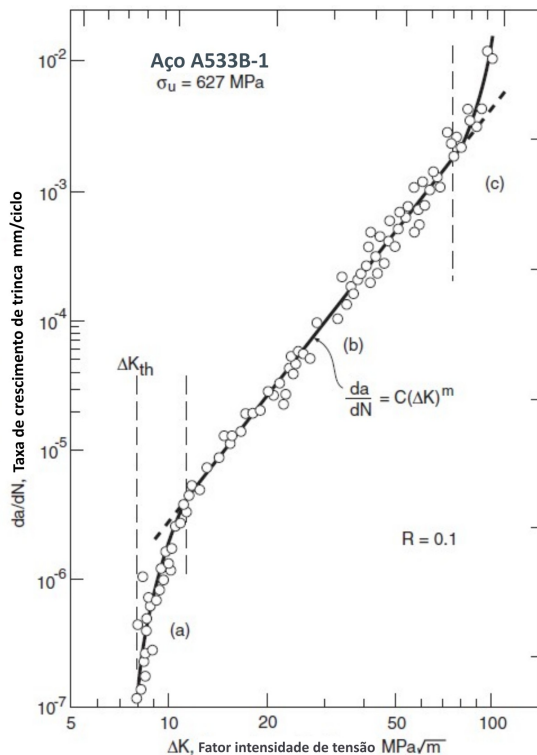


Figura 2.15: Gráfico representativo da taxa de crescimento da trinca para o aço A533B-1, apresentando as três regiões de comportamento da trinca:(a) Taxa de crescimento da trinca lenta próximo ao valor do fator intensidade de tensão limiar  $\Delta K_{th}$ ; (b) Região de crescimento intermediária seguindo os princípios da MFLE e da equação de Paris; (c) Região de crescimento rápido e instável da trinca.

Fonte: P.C. Paris, *et al.*, *apud* Dowling [36] (Adaptado).

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.15)$$

Onde:

- $\frac{da}{dN}$  - Taxa de crescimento da trinca;
- $C$ ,  $m$  - Constantes do material definidas experimentalmente;
- $\Delta K$  - Fator intensidade de tensão.

### 2.2.1.8 Fator intensidade de tensão K

O conceito de fator intensidade de tensão (K) está relacionado com a intensidade do estado de tensão aplicado na ponta da trinca, normalmente definido para um carregamento de modo I. Esse parâmetro indica se o estado de tensão aplicado pode ser capaz de induzir um dano na região que ultrapasse o limiar para propagação da trinca [36]. O fator intensidade de tensão pode ser definido pela eq. 2.16.

$$K = K_I = F\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.16)$$

Onde:

- $K$  - Fator intensidade de tensão para um estado de tensão;
- $F$  - Fator geométrico da trinca;
- $a$  - comprimento efetivo da trinca.

O fator geométrico da trinca  $F$  pode ser definido para diferentes configurações de trinca (presentes na Fig. 2.16) através das relações presentes na eq. 2.17, obtidas experimentalmente [36].

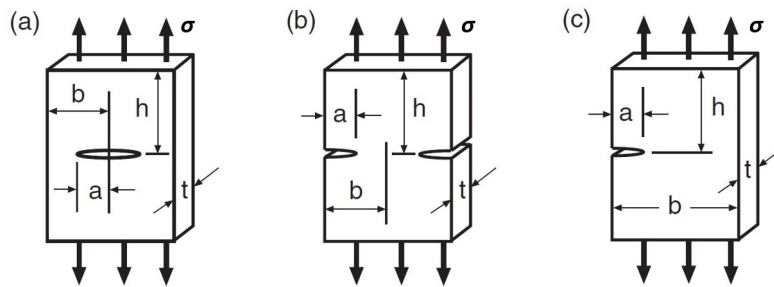


Figura 2.16: Configurações de modelos de trinca com os respectivos parâmetros geométricos  $a$ ,  $b$  e  $h$  da trinca definidos para os casos (a), (b) e (c).

Adaptado de Dowling [36].

$$\begin{aligned} &\text{Para } \alpha = a/b \\ &F = \frac{1 - 0,5\alpha + 0,326\alpha^2}{\sqrt{1 - \alpha}} \quad (h/b \geq 1,5) \\ &F = \left(1 + 0,122\cos^4\frac{\pi\alpha}{2}\right) \sqrt{\frac{2}{\pi\alpha} \tan\frac{\pi\alpha}{2}} \quad (h/b \geq 2,0) \\ &F = 0,265(1 - \alpha)^4 + \frac{0,857 + 0,256\alpha}{(1 - \alpha)^{3/2}} \quad (h/b \geq 1,0) \end{aligned} \quad (2.17)$$

Para carregamentos, normalmente utiliza-se para a análise a variação do fator intensidade de tensão ( $\Delta K$ ), onde o valor limiar para a propagação de trinca ( $\Delta K_{th}$ ) é um parâmetro definido para o material.

## 2.2.2 Modelos de previsão de vida à fadiga multiaxial

Baseados nos estudos de mecânica da fratura e resistência dos materiais mediante carregamentos cíclicos, modelos de previsão de vida à fadiga multiaxial foram criados para atender as necessidades de se compreender e prever o comportamento de diferentes materiais, utilizando como parâmetro de análise a tensão, deformação, ou ainda modelos de energia [37].

Os modelos baseados em tensão se baseiam em dados experimentais para diversos tipos de carregamento, podendo se alinhar com a teoria da máxima tensão normal, a teoria da tensão cisalhante máxima, ou ainda a teoria do octaedro de tensões cisalhantes, também chamada de Teoria de Von Misses, que considera uma tensão equivalente baseada nas tensões principais ( $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ ), presente na Eq. 2.18 [37].

$$\Delta\sigma_{eq,mises} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\Delta\sigma_1 - \Delta\sigma_2)^2 + (\Delta\sigma_2 - \Delta\sigma_3)^2 + (\Delta\sigma_3 - \Delta\sigma_1)^2]^{1/2} \quad (2.18)$$

Além disso, existe também modelos baseados em plano crítico, onde se analisa as tensões ou deformações que ocorrem em um respectivo plano de corte do material, dado um carregamento tração-torção que pode ser proporcional ou não proporcional. A abordagem, inicialmente proposta por Findley [47], busca caracterizar o plano de máxima tensão/deformação normal e/ou cisalhante, onde ocorrerá a nucleação e propagação das trincas, devido ao maior dano atribuído [37].

### 2.2.2.1 Findley

Dentre os modelos baseados em tensão, vale ressaltar o modelo de Findley [47], governado pela amplitude de tensão cisalhante, sugerindo uma relação entre o parâmetro e a tensão normal no mesmo plano de cisalhamento. Esse método introduz o conceito de plano crítico, onde a ideia do autor foi utilizar as tensões resultantes para o determinado plano onde se inicia a propagação de trincas do material. A relação final obtida pelo método de Findley está presente na Eq. 2.19.

$$\max_{\theta,\phi}(\tau_a + k\sigma_n) \leq \lambda \quad ; \quad \lambda = \frac{\sigma_{-1}}{2\sqrt{\frac{\sigma_{-1}}{\tau_{-1}} - 1}} \quad (2.19)$$

A equação relaciona o plano crítico, definido por  $\theta$  e  $\phi$  cuja combinação da amplitude de tensão cisalhante  $\tau_a$ , mais um parâmetro  $k$  aplicado à tensão normal ( $\sigma_n$ ) seja máxima. Esse parâmetro  $k$  é definido como fator de sensibilidade à tensão normal de Findley, pode ser definido pela eq. 2.20, variando normalmente entre 0,2 e 0,3 para materiais dúcteis [37]. Essa relação deve ser igual a um fator material  $\lambda$ , dependente dos parâmetros de resistência do material à fadiga torsional  $\tau_{-1}$  e trativa  $\sigma_{-1}$ , ambas para razão de carregamento  $R = -1$ .

$$k = \frac{1 - 0.5r}{\sqrt{r - 1}} \quad ; \quad r = \frac{\sigma_{-1}}{\tau_{-1}} \quad (2.20)$$

Aplicando o método para determinar a vida do material, a eq. 2.21 apresenta a relação com a vida do material, relacionando a combinação de tensão no plano crítico com um parâmetro  $\tau^*$  e o coeficiente exponencial  $b$  da curva SN para torção pura .

$$\tau_a + k\sigma_n = \tau^*(N_f)^b \quad ; \quad \tau^* = \sqrt{1 + k^2} \tau'_f \quad (2.21)$$

### 2.2.2.2 Matake

Similar ao Findley, Matake [48] também aborda o conceito do plano crítico, porém considerando apenas a amplitude de tensão cisalhante máxima para seleção do plano crítico, com uma influência da tensão normal determinada por um fator de sensibilidade  $\alpha$ . Dessa forma, o critério de fadiga de Matake pode ser representado pela eq. 2.22.

$$\tau_{a,max} + \alpha \sigma_{n,max} \leq \tau_{-1} \quad ; \quad \alpha = \frac{2 \tau_{-1}}{\sigma_{-1}} - 1 \quad (2.22)$$

Ainda pelo critério de Matake, é possível determinar uma previsão da vida do componente através da eq. 2.23. Essa relação considera as curvas S-N do material para tração-compressão e torção pura, aplicando os coeficientes de resistência à fadiga para cada tipo de carregamento ( $\sigma'_f$  e  $\tau'_f$ ) e ainda os expoentes de resistência à fadiga para torção ( $b_\tau$ ) e tração ( $b_\sigma$ ) .

$$\tau_{a,max} + \left( 2 \frac{2^{b_\sigma} \tau'_f}{2^{b_\tau} \sigma'_f} N_f^{b_\tau - b_\sigma} - 1 \right) \sigma_{n,max} = \frac{\tau'_f}{2^{b_\tau}} N_f^{b_\tau} \quad (2.23)$$

Para resolver a equação e determinar a vida  $N_f$ , utiliza-se o método da bissecção, assumindo um intervalo de 1 a  $N_0$  (vida de referência para a fadiga).

### 2.2.2.3 Curva modificada de Wöhler (*Modified Wöhler Curve Method* - MWCM)

O método da curva modificada de Wöhler, introduzido por Susmel e Lazzarin [49], é um modelo de estimativa de vida a fadiga multiaxial de alto ciclo, onde a máxima amplitude de tensão cisalhante é o fator governante para a determinação do plano crítico, considerando ainda um fator de tensão  $\rho$  (eq. 2.24 a), que se trata de uma razão entre a máxima tensão normal ao plano crítico ( $\sigma_{n,max}$ ) e a amplitude da tensão cisalhante ( $\tau_a$ ).

Posteriormente, essa relação foi adaptada em outro trabalho de Susmel [50], considerando um fator de tensão efetivo  $\rho_{eff}$  (eq. 2.24 b), onde aplica-se um fator de sensibilidade do material  $m$  para a parcela da tensão normal média ( $\sigma_{n,m}$ ), admitindo para os cálculos o efeito atenuador da



componente na propagação das trincas, baseado nos estudos de Kaufman e Topper [51].

$$(a) \rho = \frac{\sigma_{n,max}}{\tau_a}(\phi^*, \theta^*) \quad ; \quad (b) \rho_{eff} = \frac{m\sigma_{n,m} + \sigma_{n,a}}{\tau_a}(\phi^*, \theta^*) \quad (2.24)$$

Com isso, dado uma vida para fadiga de referência  $N_0$ , o diagrama modificado de Wöhler busca relacionar a amplitude de tensão presente no plano, com a vida a fadiga correspondente, para um dado fator de tensão, representado na Fig. 2.17.

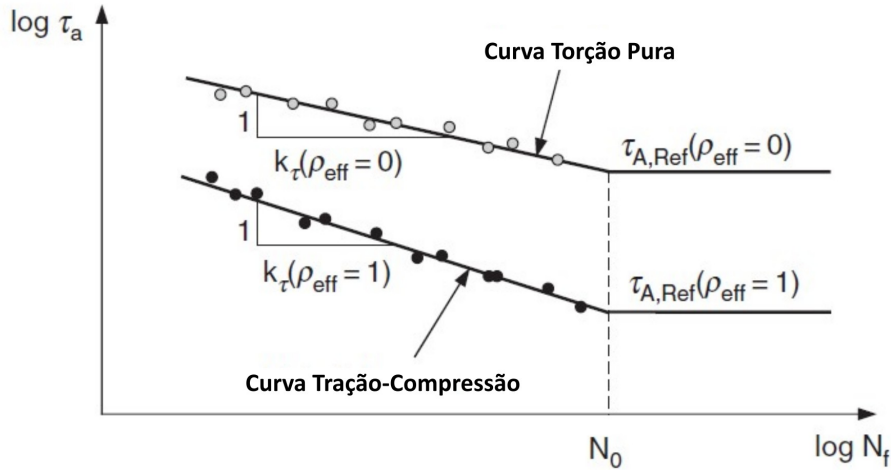


Figura 2.17: Diagrama modificado de Wöhler, representando a curva para o plano submetido a tensões uniaxiais ( $\rho = 1$ ) e outra curva para o plano submetido apenas por tensões cisalhantes devido a torção ( $\rho = 0$ ).

Fonte: Susmel (2009) [50]

Susmel [50] também apresenta uma relação explícita do modelo, relacionando os limites de resistência à fadiga, presente na eq. 2.25. Essa equação propõe determinar se o componente irá falhar, se submetido a uma história de carregamento determinada pela faixa de variação da tensão cisalhante e o fator de tensão efetivo.

$$\tau_a + \left( \tau_{-1} - \frac{\sigma_{-1}}{2} \right) \rho_{eff} \leq \tau_{-1} \quad (2.25)$$

A partir do diagrama da fig. 2.17, é possível obter a inclinação inversa da curva  $k_t$  para um dado fator de tensão. Com esse parâmetro, é possível determinar a vida para qualquer história de carregamento  $e$ , através da relação presente na eq. 2.26

$$N_e = N_0 \left[ \frac{\tau_{a,ref}(\rho_{eff})}{\tau_a} \right]^{k_\tau(\rho_{eff})} \quad (2.26)$$

A previsão de vida  $N_e$  é definida a partir da amplitude de tensão de referência ( $\tau_{a,ref}$ ), definida para um fator de tensão  $\rho_{eff}$ , calculado de acordo com a eq. 2.27. O termo  $k_\tau$  se trata da inclinação da curva modificada referente ao fator de tensão, definida pela eq. 2.28.

$$\tau_{a,ref} = \left( \frac{\sigma_{-1}}{2} - \tau_{-1} \right) \rho_{eff} + \tau_{-1} \quad (2.27)$$

$$k_{\tau}(\rho_{eff}) = [k_{\tau}(\rho_{eff} = 1) - k_{\tau}(\rho_{eff} = 0)] \rho_{eff} + k_{\tau}(\rho_{eff} = 0) \quad (2.28)$$

#### 2.2.2.4 Fatemi-Socie (FS)

O modelo de Fatemi-Socie (FS) foi adaptado do trabalho de Brown and Miller [52], que sugeria um modelo de plano crítico de máxima tensão cisalhante, onde a amplitude de deformação cisalhante governaria a nucleação de trincas e a deformação normal fosse atuante para a propagação da trinca. Porém na abordagem de Fatemi e Socie, os autores propuseram que as tensões normais no plano de máxima tensão cisalhante seriam atuantes na propagação de trincas, uma vez que tais tensões reduziram as forças de fricção entre as faces da trinca, reduzindo assim o efeito de retardo que tais forças atuam no crescimento da trinca [37].

Assim, o modelo de dano atribuído ao final pelos autores, incluindo o efeito da tensão normal para a abertura ou fechamento da trinca, está apresentado na Eq. 2.29.

$$\frac{\Delta\gamma}{2} \cdot \left( 1 + \frac{k \sigma_{n,max}}{\sigma_y} \right) = \frac{\tau_f'}{G} \cdot (2N_f)^{b_o} + \gamma_f' \cdot (2N_f)^{c_o} \quad (2.29)$$

Os coeficientes  $b_o$  e  $c_o$  são, respectivamente, o expoente de resistência à fadiga torsional e o expoente de ductilidade para a fadiga torsional. Para uma primeira aproximação do modelo para calibração, é válido considerar esses expoentes como os definidos para fadiga axial  $b$  e  $c$ , além de considerar o fator de sensibilidade  $k$  como 1 e o limite de resistência à fadiga como o limite de escoamento do material [37]. Partindo dessas aproximações, o parâmetro de sensibilidade  $k$  pode ser relacionado em função da vida para fadiga do material, regido pela eq. 2.30.

$$k = \left[ \frac{\frac{\tau_f'}{G}(2N_f)^{b_o} + \gamma_f'(2N_f)^{c_o}}{(1 + \nu_e)\frac{\sigma_f'}{E}(2N_f)^b + (1 + \nu_p)\varepsilon_f'(2N_f)^c} - 1 \right] \frac{2\sigma_y}{\sigma_f'(2N_f)^b} \quad (2.30)$$

#### 2.2.2.5 Smith, Watson and Topper (SWT)

O modelo desenvolvido por Smith, Watson e Topper [53] foi desenvolvido para materiais em cenários cujo a tensão/deformação normal máxima é dominante para a falha do material, ao contrário do modelo de Fatemi-Socie, que considerava as falhas dominadas pela tensão cisalhante.

Com isso, o parâmetro SWT [53] apresenta uma relação que inclui a amplitude de deformação normal e a máxima tensão normal, criado originalmente para carregamentos uniaxiais. Porém este modelo pode também ser utilizado para carregamentos multiaxiais proporcionais ou não proporcionais, que apresentem a falha por fadiga pelo modo I de abertura da trinca [37]. O

modelo para fadiga multiaxial do parâmetro SWT é descrito pela eq. 2.31.

$$\sigma_{n,max} \frac{\Delta\varepsilon_1}{2} = \frac{\sigma_f'^2}{E} \cdot (2N_f)^b + \sigma_f' \varepsilon_f' (2N_f)^{b+c} \quad (2.31)$$

A direção principal 1 apresentada pela amplitude de deformação normal  $\Delta\varepsilon_1$  se refere ao plano onde atua a máxima deformação principal, e o termo  $\sigma_{n,max}$  se refere à máxima tensão normal nesse plano.

### 2.2.3 Previsão de resistência à fadiga em materiais com microdefeitos/inclusões

Materiais com microdefeitos e/ou inclusões mostravam ser difíceis para aplicações estruturais submetidas a carregamentos alternados, por apresentarem muitas vezes uma microestrutura irregular, com os defeitos atuando como pontos de concentração de tensão. Com isso, tais materiais resultam em propriedades mecânicas inferiores para a fadiga e tornam-se imprevisíveis para aplicações que apresentem a fratura por fadiga como modo de falha principal.

Para prever o limite de resistência à fadiga considerando o efeitos dos defeitos e inclusões, Murakami e Endo [54] apresentaram um modelo de previsão da resistência à fadiga baseado no parâmetro  $\sqrt{\text{área}}$  do maior defeito para a fadiga uniaxial.

O modelo baseou-se inicialmente em abordagens utilizadas na MFLE, propondo o parâmetro geométrico do defeito/inclusão como a raiz quadrada da área na direção de máxima tensão do corpo [55], similar ao comprimento de uma trinca, mostrado na Fig. 2.18. Essa aproximação partiu de duas observações dos autores: As falhas de materiais defeituosos pelos autores são geradas predominantemente pela propagação de trincas, e ainda foi determinado uma forte relação entre o parâmetro  $\sqrt{\text{área}}$  e o fator intensidade de tensão máxima, avaliado a partir um defeito arbitrário de formato tridimensional [56].

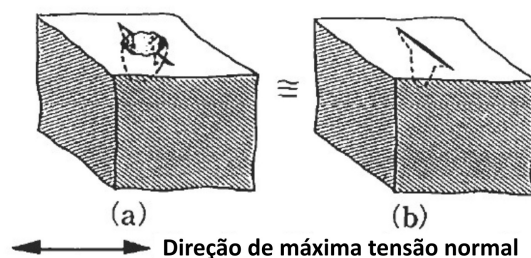


Figura 2.18: Relação adotada entre (a) a área do defeito na direção de máxima tensão e (b) o comprimento da trinca.

Fonte: Murakami [8]

Partindo da teoria da MFLE que define um fator intensidade de tensão para uma trinca (eq. 2.16), encontrou-se que o máximo valor para um defeito interno e um defeito superficial estão definidos na eq. 2.32 [8].

$$K_{I,max} = C_i \sigma \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \quad (2.32)$$

Onde:

- $K_{I,max}$  - Fator intensidade de tensão máxima;
- $C_i = 0,5$  (defeitos internos) ou  $0,65$  (defeitos superficiais);

Através de uma análise experimental com diferentes materiais, constatou-se que essa definição comparada com o fator intensidade de tensão limiar à propagação da trinca nos defeitos ( $t_h$ ) apresentava uma proporcionalidade válida para maioria dos aços (exceto os aços inoxidáveis) e algumas ligas de alumínio testados, porém limitado para um tamanho de defeito cujo parâmetro  $\sqrt{\text{area}}$  seja de até  $1000 \mu\text{m}$  [8].

Além disso, foi considerado um parâmetro do material, a fim de diferenciar o comportamento para os diferentes materiais. Após análises experimentais, foi definido que a dureza Vickers ( $H_v$ ) do material seria utilizado, onde também foi constatado uma relação entre o parâmetro e o fator intensidade de tensão limiar [8].

Com isso, Murakami e Endo definiram uma equação relacionando o limite de fadiga ao parâmetro  $\sqrt{\text{area}}$  e a propriedade mecânica de microdureza, apresentada na escala Vickers. Essa relação foi intitulada de Equação de Murakami e está representada na eq. 2.33 para defeitos superficiais, subsuperficiais e internos.

$$\sigma_w = \frac{C_j (H_v + 120)}{(\sqrt{\text{area}_{max}})^{1/6}} \quad (2.33)$$

Onde:

- $\sigma_w$  - resistência à fadiga uniaxial;
- $C_j = 1,56$  (defeitos internos);  $1,41$  (defeitos subsuperficiais) ou  $1,43$  (defeitos superficiais);
- $H_v$  - Dureza Vickers do material.

### 2.2.3.1 Determinação do parâmetro $\sqrt{\text{area}_{max}}$ pelo Método do valor extremo

Para a obtenção do parâmetro  $\sqrt{\text{area}_{max}}$ , Murakami propõe o uso de um método estatístico dos extremos, onde se realiza a medição de um número de defeitos no material em um volume de controle, de forma a estimar o maior defeito para o volume total da peça submetida a previsão do limite de fadiga [8].

O processo inicial de medição dos defeitos é realizado de acordo com a Fig. 2.19, onde é registrado o maior defeito para cada área de inspeção na amostra. Para a aplicação do Método do valor extremo, após a atribuição de uma função distributiva cumulativa (eq. 2.34) e uma variável

reduzida (eq. 2.35) para os dados obtidos para cada área de inspeção, Murakami recomenda remoção dos valores associados a função cumulativa que sejam inferiores a 10% e superiores a 85%, caso esses segmentos não sigam a linearidade no comportamento [8].

$$F_j = \frac{j \cdot 100}{(n + 1)} (\%) \quad (2.34)$$

$$y_j = -\ln \left[ -\ln \left[ \frac{j}{(n + 1)} \right] \right] \quad (2.35)$$

Onde:

- $j$  - Dado associado a área de inspeção  $S_j$ ;
- $F_j$  - Função distributiva cumulativa (%);
- $y_j$  - Variável reduzida;
- $n$  - Número de áreas de inspeção analisadas.

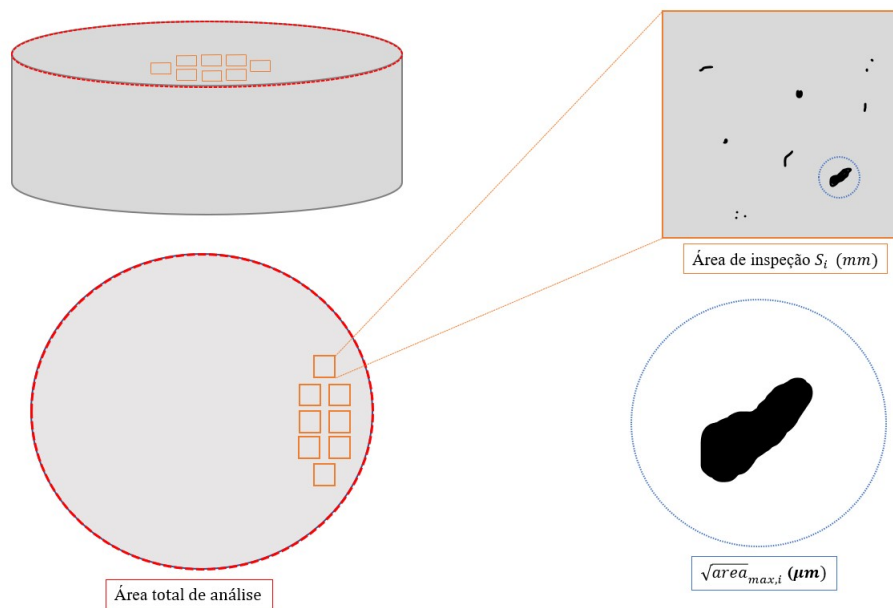


Figura 2.19: Exemplo de inspeção dos defeitos/inclusões ao longo da área da amostra do material.

Fonte: Elaborado pelo autor baseado em Murakami (2002) [8]

Considera-se também uma espessura equivalente  $h$  (eq. 2.36) para a aproximação da área para um volume equivalente. Dessa forma, torna-se possível relacionar através de uma variável de tamanho  $T$  (eq. 2.37) o volume total da peça a ser avaliada com o volume equivalente de inspeção.

$$h = \left( \sum \sqrt{\text{área}_{max,j}} \right) / n \quad (2.36)$$

$$T = V / V_i \quad (2.37)$$

Onde:

- $V$  - Volume da peça;
- $V_i$  - Volume equivalente obtido para a área de inspeção  $S_i$  e a espessura equivalente  $h$ .

Baseado na variável de tamanho  $T$ , a variável reduzida do parâmetro  $\sqrt{\text{área}}$  máximo previsto para o volume da peça pelo método dos extremos é calculado através da eq. 2.38.

$$y_{max} = -\ln \left[ -\ln \left[ \frac{T - 1}{T} \right] \right] \quad (2.38)$$

A reta ajustada com os dados das áreas de inspeção em um gráfico  $y$ -  $\sqrt{\text{área}}$  apresentará o parâmetro  $\sqrt{\text{área}}_{max}$  no valor da variável reduzida  $y_{max}$  prevista, como presente na Fig. 2.20.

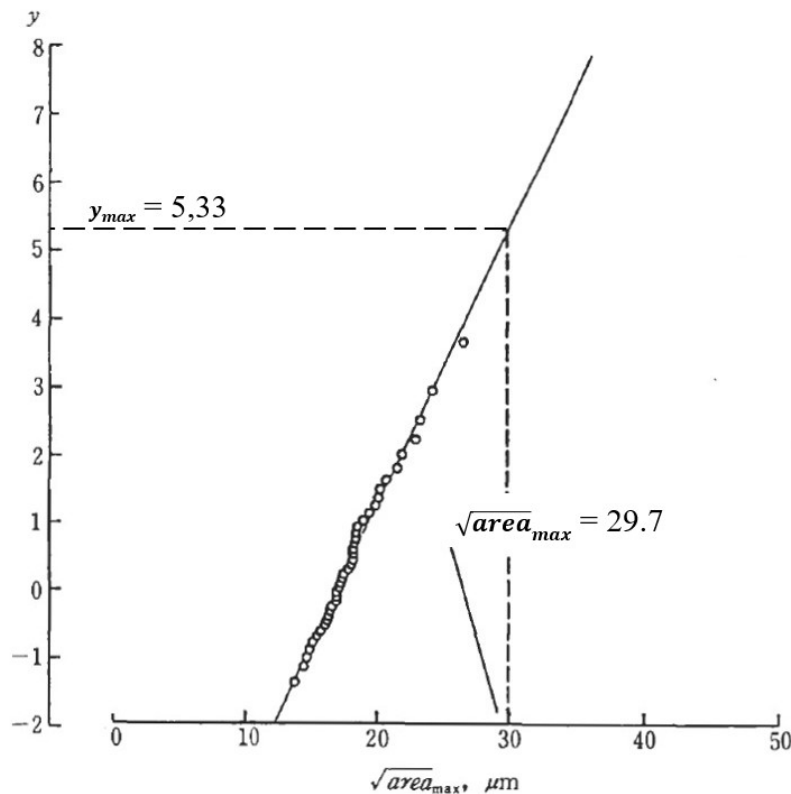


Figura 2.20: Exemplo de aplicação do método dos extremos para uma amostra de aço classe C, apresentando o gráfico  $y$  -  $\sqrt{\text{área}}$

Fonte: Adaptado de Murakami (2002) [8]

## 2.3 RESPOSTA PARA FADIGA E FRATURA EM PEÇAS METÁLICAS FABRICADAS POR MANUFATURA ADITIVA

Considerando o processo de fabricação por manufatura aditiva de componentes metálicos, é admitido que as peças fabricadas vão apresentar descontinuidades e defeitos em um determinado grau, com o tipo e intensidade destes previstos para a tecnologia e procedimento utilizados. O aporte térmico para cada processo também determina a microestrutura resultante, a presença de tensões residuais ou vazios, e o grau de anisotropia presente na peça final fabricada. A trajetória de deposição e a qualidade superficial também são alguns fatores relevantes para a presença de pontos concentradores de tensão.

Com isso, essa seção tem como objetivo apresentar um resumos dos resultados obtidos em ensaios de fadiga em peças metálicas fabricadas por diferentes métodos, apresentando as características e resultados presentes para cada tipo de fabricação e material.

### 2.3.1 Estudo de fadiga e fratura em peças fabricadas por PBF

A fabricação do leito do pó é um processo que requer uma deposição de energia pontual de forma a realizar a fusão local das partículas do pó, usando um feixe laser ou de elétrons. Porém peças fabricadas pelo processo estão sujeitas a defeitos de fabricação, sendo os mais comuns para o PBF a presença de vazios, poros e regiões com falta de fusão [57].

Molaei e Fatemi [57] realizaram uma análise para a liga de titânio Ti6Al4V e a liga de aço inoxidável 17-PH, ambas fabricadas pelo processo L-PBF utilizando duas configurações de equipamentos, onde os parâmetros de potência da fonte laser e velocidade de deslocamento eram alteradas. Algumas das amostras analisadas também foram submetidas ao prensamento isostático a quente, denominado HIP (*Hot Isostatic Pressed*), de forma a reduzir vazios e poros na peça, assemelhando-se a constituição do material forjado, como constatado em estudos anteriores dos autores [58].

As amostras em aço inoxidável apresentaram defeitos com seção transversal inferior a  $80 \mu\text{m}$ , enquanto as amostras em Ti6Al4V resultaram em defeitos maiores que  $200 \mu\text{m}$ . Mediante ensaios de fadiga multiaxial axial-torsional em fase e fora de fase, Molaei e Fatemi [57] relataram a forte influência dos defeitos internos e microestrutura para a propagação das trincas e o mecanismo de falha das amostras, com o tratamento HIP atuando positivamente para a redução da anisotropia e aumento da resistência à fadiga. O controle da rugosidade superficial, através do ajuste dos parâmetros de deposição também atuaram no controle da iniciação das trincas e o aumento da vida [57].

Fatemi, *et al.* [59] também avaliaram o rendimento de amostras fabricadas em Ti6Al4V pelo processo L-PBF para fadiga multiaxial, comparando os resultados com amostras tradicionais forjadas. Os autores também relataram a presença de poros e vazios, sendo a maioria com diâmetro externo entre  $5$  e  $80 \mu\text{m}$ . Entretanto, devido a anomalias ocorridas na interação laser-pó, além de

contaminantes, os autores comentam que algumas amostras podem apresentar defeitos pontuais irregulares e de maior tamanho, sendo aferido no trabalho um vazio com  $500 \mu\text{m}$ . Na análise final dos defeitos, os autores definiram uma densidade de defeitos entre 0,1% e 0,6 % para os corpos de prova fabricados pelo processo L-PBF.

Mediante os ensaios monotônicos, uniaxiais e multiaxiais de tração e torção, foi constatado a menor resistência para o escoamento e fadiga em comparação com o material fundido, com exceção para o regime de fadiga de baixo ciclo, onde o material fundido apresentou menor vida. Os autores justificaram esse efeito ao amaciamento cíclico, que foi mais evidente para as amostras do material forjado. Em relação a análise de fratura, os autores indicam uma tenacidade a fratura na faixa de  $15\text{-}50 \text{ MPa}\sqrt{m}$ , inferior ao material forjado, que apresenta valores entre 85 e  $123 \text{ MPa}\sqrt{m}$ , indicando um menor comprimento crítico para as trincas em amostras fabricadas por manufatura aditiva [59]. Um resumo do trabalho dos autores mencionados, além de outros artigos que abordam o processo PBF estão presentes na Tabela 2.1.

### 2.3.2 Estudo de fadiga e fratura em peças fabricadas por L-DED

Os processos L-DED apresentam um aporte térmico similar ao processo PBF, porém com a injeção de material, seja em formato de pó ou arame, além de um fluxo de gás de proteção. Devido a similaridade, os defeitos presentes também se assemelham, porém em um grau um pouco mais acentuado comparado com a tecnologia PBF. Yamashita, *et al.* [60] realiza a análise de peças em Inconel 718 fabricadas pelo processo L-DED, relacionando estes defeitos com a teoria de Murakami para os micro-defeitos. Os autores determinaram defeitos subsuperficiais com o parâmetro  $\sqrt{\text{área}}$  em até  $179 \mu\text{m}$ , sendo classificados como poros, e regiões com falta de fusão em formato elíptico e linear. Baseado no método de Murakami (Seção 2.2.3), o limite de fadiga uniaxial, considerando um run-out em  $2 \times 10^7$  ciclos, foi de 352 MPa [60]. Um resumo do artigo dos autores e de outros artigos que abordam o método de deposição estão presentes na Tabela 2.2.

### 2.3.3 Estudos de fadiga e fratura em peças fabricadas por WAAM

Deposições via WAAM apresentam um aporte térmico distinto aos demais processos, com o arco elétrico abrangendo uma região maior de abertura. A taxa de deposição de material e volume de trabalho são maiores que os demais processos, Porém este método pode apresentar uma maior presença de descontinuidades e defeitos, por se tratar de uma deposição no campo macroscópico.

O processo WAAM apresenta diversas pesquisas relacionadas a resposta para fadiga em diferentes tipos de material. Dentre estes, os artigos que abordam o material ER70S-6, Ermakova, *et al.* [16] realiza um estudo do comportamento de crescimento da trinca para fadiga uniaxial, apresentando a sensibilidade da orientação de deposição e carregamento para a resposta de fadiga do material depositado via WAAM. Para uma parede construída, 12 corpos de prova do tipo *Compact Tension* foram retirados na direção horizontal e vertical. Para cada amostra, foram deter-



minadas as constantes de Paris, os comprimento crítico das trincas para a fratura, e determinado a microestrutura através de uma análise fractográfica. Os autores determinaram que os espécimes extraídos na horizontal apresentaram uma vida a fadiga duas vezes maior que os mesmo extraídos na vertical para uma carga aplicada de 10 kN. Para uma carga de 11 kN, essa diferença reduziu para 1,3 vezes a vida para os espécimes na vertical. A taxa de propagação de trincas foi menor para as amostras na horizontal submetidas a 10 kN e maior para as mesmas submetidas a 11 kN de carga. Além disso o mecanismo de fratura se comportou como material dúctil para as amostras na horizontal e como material frágil para as amostras na vertical [16].

Outro artigo que estuda o material ER70S-6 foi realizado por Ayan e Kahraman [61], onde avaliaram as propriedades mecânicas e a resposta a fadiga do material mediante a um carregamento de flexão alternado, avaliando corpos de prova retirados nas direções vertical e horizontal de uma parede fabricada pelo processo WAAM. Os autores determinaram a curva tensão-deformação, obtendo uma tensão de ruptura de 480 MPa e alongamento de 22,5% para a vertical, e 491 MPa e 24,61% para a horizontal. Para as curva S-N, foi determinado um limite de resistência à fadiga para  $10^7$  ciclos de 178 MPa para as amostras verticais e 176 MPa para amostras horizontais. Os autores também relataram a presença de inclusões de óxido de manganês (MnO) na superfície de fratura e, de acordo com os autores, foram determinantes para o processo de propagação das trincas que levaram a falha [61].

Estudos com a liga de titânio Ti6Al4V também possuem grande foco para o método, abordando a tenacidade a fratura e a taxa de crescimento das trincas para peças submetidas a carregamentos cíclicos, como apresentado por Zhang, *et al.* [62], ou ainda a análise de defeitos em peças fabricadas via WAAM e a influência na resposta a fadiga, com os estudos de Biswal, *et al.* [3, 63] e Akgun, *et al.* [64], além do estudo da influência da estratégia de deposição para a resistência à fadiga pode ser verificado com o trabalho de Syed, *et al.* [65]. Além destes trabalhos, outros artigos abordando diferentes materiais estão presentes nas Tabelas 2.3 e 2.4 .

Tabela 2.1: Ensaio de fadiga em peças fabricadas por PBF.

Material	Referência	Descrição	Resultados
Ti6Al4V	Molaei e Fatemi [57]	Estudo da propagação de trincas para amostras recozidas e HIP, verificando a influência do acabamento superficial e comparando-as com valores referência do material forjado.	Falha governada por tensões cisalhantes para LCF e tensões normais para HCF (exceto amostras HIP usinadas onde a falha ocorreu por tensões cisalhantes); As amostras recozidas apresentaram boa resposta ao critério da máxima tensão principal, enquanto as amostras submetidas ao HIP apresentaram melhor correlação com o critério de Fatemi-Socie; Análise da propagação das trincas do material e planos de falha.
	Fatemi, <i>et al.</i> [59]	Estudo do comportamento de peças forjadas e fabricadas por L-PBF para fadiga multiaxial, avaliando o efeito do acabamento superficial e a presença de microdefeitos	Apresentação dos resultados para diferentes carregamentos axiais, torsionais e multiaxiais em fase e 90° fora de fase; Comparação dos resultados para os modelos de Von Mises, cujo não apresentou bons resultados, e da máxima tensão principal, que representou melhores resultados devido ao comportamento frágil do material.
	Cutolo, <i>et al.</i> [66]	Previsão de fadiga em peças fabricadas por L-PBF através de análise de defeitos, simulações de elementos finitos e <i>machine learning</i>	Avaliação de amostras as-built, usinadas e submetidas ao polimento eletro plasma; Análise de uma peça modelo a fim de comparar a região de maior sollicitação para o ensaio experimental e a simulação computacional; O uso de machine learning baseando-se em dados experimentais e computacionais mostrou-se eficaz para previsão da resposta para fadiga.
17-4 PH SS	Molaei e Fatemi [57]	Estudo da propagação de trincas para amostras recozidas e HIP, verificando a influência do acabamento superficial e comparando-as com valores referência do material forjado.	Dados experimentais correlacionam com o parâmetro de dano de Fatemi-Socie; apresentando boa previsão; Análise da propagação das trincas do material e planos de falha;
	Nezhadfar <i>et al.</i> [67]	Apresentação de dados de fadiga uniaxial com razão de carregamento reversível para peças fabricadas por L-PBF mediante diferentes condições de rugosidade superficial e tratamentos térmicos	Dados para os tratamentos térmicos de amostras submetidas com e sem passarem pelo tratamento térmico de solubilização, seguido ao envelhecimento H900, H1025 e H1150.
	Nezhadfar <i>et al.</i> [68]	Estudo da evolução da resistência à fadiga de alto ciclo através da melhoria da microestrutura e defeitos do material com o uso do gás de proteção N <sup>2</sup> , alternativamente ao Ar normalmente utilizado.	Redução significativa da porosidade com o uso do gás N <sup>2</sup> ; Maior ductilidade das peças depositadas pelo gás N <sup>2</sup> ; Definição dos parâmetros para as equações de Paris e Basquin, cujo peças convencionais apresentaram valores de resistência para LCF levemente inferiores. Para HCF, as amostras fabricadas em N <sup>2</sup> apresentaram expressiva melhoria, devido a menor quantidade e tamanho dos defeitos.
	Sepe <i>et al.</i> [69]	Análise das propriedades mecânicas para carregamentos monotônicos e para fadiga uniaxial trativa para componentes fabricados via L-PBF soldados pelo processo LBW (Sem material de adição).	Determinação da curva S-N do material para razão de carregamento R=-1 e amplitude de tensão trativa entre 266 MPa e 400 MPa, determinando um limite de resistência à fadiga de 268,5 MPa, considerando um run-out de 10 <sup>6</sup> ciclos; Todas as amostras falharam na região termicamente afetada pelo cordão.
Inconel 718	Yadollahi, <i>et al.</i> [6]	Previsão de fadiga para peças fabricadas via L-PBF, através da análise de defeitos como vazios e regiões com falta de fusão, além do efeito do acabamento superficial.	Determinação da taxa de crescimento da trinca para as amostras, determinando um valor de tenacidade a fratura de 425 MPa $\sqrt{m}$ ; caracterização dos defeitos presentes, determinando como referência para uma semicircunferência de raio 120 $\mu m$ ; Previsão obtida pelo software FASTRAN, apresentando confiabilidade ao considerar as formas e tamanhos dos defeitos gerados pelo processo.

LCF - Fadiga de baixo ciclo (*Low cycle fatigue*); HCF - Fadiga de alto ciclo (*High cycle fatigue*)

Tabela 2.2: Ensaio de fadiga em peças fabricadas por L-DED.

Material	Referência	Descrição	Resultados
Ti6Al4V	Lee, <i>et al.</i> [70]	Análise da propagação de trincas para peças L-PBF e L-DED as built e com recozimento.	As amostras depositadas por L-DED apresentaram um fator intensidade de tensão limiar ( $\Delta K_{th}$ ) entre 3,4 - 3,5 MPa $\sqrt{m}$ , 60% inferior ao comparado com o material fabricado convencionalmente (8,8 MPa $\sqrt{m}$ ), porém superior as peças L-PBF em 29,6 %, cujo apresentou valores entre 2,5 - 2,7 MPa $\sqrt{m}$ .
	Singh, <i>et al.</i> [71]	Comportamento LCF uniaxial para peças fabricadas por L-DED com deposição de camadas de larga espessura (1.2 mm) para 4 configurações diferentes, variando a potência do feix laser entre 800 e 950, e a velocidade de deposição entre 10 e 13 mm/s	A configuração de 850 W de potência e 10 mm/s apresentou a maior vida dentre as amostras, para uma tensão cíclica de 650 MPa para carregamento totalmente reversível (5 Hz), falhando em 9466 ciclos; As amostras depositadas com velocidade de deposição de 13 mm/s e potência de 900 e 950 W resultaram em grãos mais grosseiros e maior fusão do material.
Ti-6.5Al-2Zr-Mo-V	Wang <i>et al.</i> [72]	Influência dos poros internos presentes para a iniciação da propagação das trincas e a vida à fadiga uniaxial. Caracterização dos poros através de análises de microscópio de varredura MEV e a espectroscopia EDS.	Influência dos poros pequenos (abaixo 20 $\mu m$ ), médios (20-60 $\mu m$ ) e grandes (acima 60 $\mu m$ ), definidos com base no diâmetro dos grãos da fase alfa e colunar. A segregação de Alumínio na superfície dos poros contribui para o aumento da fragilidade na região, aumentando em consequência a sensibilidade para a geração de trincas. A determinação da amplitude do fator intensidade de tensão nos poros permitiu a divisão de tais defeitos entre 4 grupos relacionados quanto aos mecanismos de iniciação das trincas.
SS 316L	Liang, <i>et al.</i> [73]	Estudo numérico do efeito da microestrutura e acabamento superficial na resposta a fadiga em peças fabricadas por L-DED.	Modelagem superficial com e sem a presença de defeitos (falta de fusão) e microestrutura na superfície em 11 configurações. Determinação do limite de fadiga para modelos de microestrutura isotrópica e realística através do critério de Dang Van para tração pura e torção pura com diferentes tamanhos de defeito. Comparativo com os valores locais e não-locais de tensão variando entre 150-241 MPa para os modelos sem defeito, e 100-180 MPa para a presença de defeitos, apresentando uma redução da resistência à fadiga de até 33%. Comparativo entre o modelo puramente elástico e um modelo plástico através da análise das tensões determinadas em um ponto não-local.
	Andrade, <i>et al.</i> [74]	Análise de vida para VHCF e os modos de falha para componentes fabricados por manufatura aditiva via L-DED.	Análise de amostras as-built e com tratamento térmico para redução das tensões residuais, apresentando as tensões de limite para fadiga de 212 MPa e 201 MPa aproximadamente. Análise das regiões de fratura dos corpos de prova, identificado os pontos de iniciação da trinca e a microestrutura presente.
AlSi10Mg	Qian <i>et al.</i> [75]	Análise de microtomografia in situ para o crescimento de trincas por fadiga uniaxial a partir de múltiplos defeitos para diferentes tipos de corpos de prova fabricados via L-DED.	Os defeitos do tipo falta de fusão localizados próximos a superfície mostraram como dominantes para a formação de trincas. Múltiplas trincas foram frequentemente identificados para regiões com múltiplos defeitos para amostras submetidas a altas amplitudes de tensão. Avaliação dos modelos de crescimento de trinca única e crescimento sinérgico de múltiplas trincas, onde ambos mostraram-se efetivos, mas com abordagens não conservativas e conservativas respectivamente.
Inconel 718	Yamashita <i>et al.</i> [60]	Análise de defeitos e design para fadiga em peças fabricadas via L-DED através do modelo utilizando o $\sqrt{\text{area}}$ .	Avaliação de dois materiais depositados, com amostras na transversal e longitudinal. O maior parâmetro $\sqrt{\text{area}}$ foi determinado como 179 $\mu m$ . Determinação do limite para fadiga em 352 MPa, seguindo as estimativa previstas no modelo utilizado.

VHCF - Fadiga de altíssimo ciclo (*Very High cycle fatigue*)

Tabela 2.3: Trabalhos relacionados a fadiga em peças fabricadas por WAAM.

Material	Referência	Descrição	Resultados
Ti6Al4V	Zhang, <i>et al.</i> [62]	Análise da fratura e das propriedades de crescimento da trinca em peças fabricadas via WAAM utilizando os arames de Ti6Al4V com graduação 5 e 23.	Determinação da tenacidade à fratura do material para as direções horizontal e transversal para as peças fabricadas em passe único, passe com oscilação e passes paralelos, onde as peças fabricadas com passe com oscilação na direção transversal aos cordões apresentam maior tenacidade à fratura que os demais. Quanto a taxa de propagação das trincas, a diferença mostrou-se mínima entre as orientações.
	Biswal, <i>et al.</i> [3]	Investigação do efeito de poros internos para a resistência à fadiga em peças fabricadas via WAAM	Análise da morfologia dos defeitos, comparando um grupo de referência e um grupo com arame contaminado para identificar a influência na formação dos poros. Caracterização dos poros através de análises de tomografia por raios-X. Determinação de curvas S-N baseado no tamanho dos poros. Determinação do diagrama K-T modificado para determinação do limite de fadiga baseado no diâmetro da porosidade, onde este apresentou um limite de fadiga de 600 MPa para o material referência e 400 MPa para o material com porosidade devido a contaminação.
	Biswal, <i>et al.</i> [63]	Monitoramento do comportamento de defeitos de porosidade para carregamentos de fadiga através de análises periódicas de tomografia.	Utilizando a mesma metodologia de fabricação dos corpos de prova em [3], com uma amplitude de tensão de 315 MPa e razão de carregamento de 0.1, foi determinado a curva tensão-deformação dos materiais e realizado a caracterização dos defeitos e geração de uma modelagem por elementos finitos utilizando a curva calibrada de endurecimento cinemático do material. De acordo com os autores, utilizando-se desses métodos, foi possível obter uma previsão da vida para fadiga com um erro de aproximadamente 10%.
	Akgun, <i>et al.</i> [64]	Análise de fadiga uniaxial em peças fabricadas com defeitos de porosidade produzidos intencionalmente para determinação da influência dos poros para a vida do material.	Determinação da curva S-N baseado do tipo de defeito iniciador da propagação das trincas, podendo ser poros na superfície ou poros internos. Determinação do diagrama de K-T relacionando o tamanho do poro de acordo com a vida à fadiga. Formulação de um método de aproximação do comportamento de poros como entalhe, apresentando uma previsão dentro de um intervalo de confiança de 95%.
	Syed, <i>et al.</i> [65]	Influência da estratégia de deposição para as propriedades de resistência a tração e fadiga para peças de Ti6Al4V.	Análise da deposição oscilatória e paralela dos cordões, avaliando a microestrutura e determinando as curvas S-N nas direções vertical e horizontal para as duas estratégias. Para a vida de $10^7$ ciclos, a resistência à fadiga foi de 500 MPa para a deposição oscilatória horizontal, e 600 MPa para as demais configurações. Análise das superfícies fraturadas para determinação dos defeitos críticos, determinado um tamanho médio de 70-75 $\mu\text{m}$ para ambas estratégias, sendo 70% da falha para as amostras.
Al-Mg4.5Mn	Xie, <i>et al.</i> [76]	Correlação entre defeitos e a resistência à fadiga para peças fabricadas pelo processo WAAM tradicional e o processo híbrido HRAM ( <i>Hybrid in situ rolled wire and arc additive manufacturing</i> )	Mapeamento e caracterização dos defeitos através de uma análise SR- $\mu\text{CT}$ . As amostras depositadas pelo processo HRAM apresentaram cerca de 1/3 de defeitos que as amostras WAAM, além do diâmetro médio equivalente reduzir de 158 $\mu\text{m}$ para 129 $\mu\text{m}$ . Determinação das curvas S-N para as amostras HRAM, apresentando um limite de fadiga de 86 MPa. Comparativo dos ensaios experimentais com os numéricos FCG, onde foi determinado que os defeitos de falta de fusão mostram ser mais críticos.

Tabela 2.4: Trabalhos relacionados a fadiga/fratura em peças fabricadas por WAAM (continuação).

Material	Referência	Descrição	Resultados
Inconel 718	Seow, <i>et al.</i> [14]	Análise de defeitos do tipo trincas formados pelo processo de deposição por manufatura aditiva para o mecanismo de falha do material.	Inspeção dos defeitos através de radiografia e ultrassom para detecção e medição das trincas. Determinação da tenacidade a fratura para as direções paralelas e perpendiculares a direção de deposição.
ER80S-D2	Wätcher, <i>et al.</i> [77]	Propriedades monotônicas e de resistência à fadiga para componentes fabricados via WAAM variando os parâmetros de temperatura de inter-passe para as temperaturas de 150 °C e 300 °C.	Comparativo entre a microestrutura, dureza e tensões residuais geradas entre as amostras depositadas com diferentes temperaturas de inter-passe. Determinação das curvas tensão-deformação e dos limites de fadiga para diferentes orientações entre 254 MPa e 267 MPa e estimativa das curvas deformação-vida para cada material.
ER100S-1	Ermakova, <i>et al.</i> [17]	Análise do comportamento da taxa de crescimento de trincas para diferentes orientações mediante a fadiga uniaxial	Comparativo entre as curvas de crescimento da trinca e análise da fractografia para determinação do comprimento crítico das trincas. Mapeamento da microdureza e análise de defeitos por microscopia eletrônica de varredura.
ER70S-6	Ayan e Kahraman [61]	Determinação de propriedades de resistência à fadiga em peças fabricadas pelo processo WAAM.	Determinação da curva S-N para fadiga uniaxial em componentes extraídos na vertical e horizontal, com os limites de fadiga para $10^7$ ciclos em 178 MPa e 176 respectivamente. Uma análise das superfícies fraturadas das amostras indicou um comportamento relacionado aos materiais frágeis, em comparativo com a resposta dúctil em ensaios de tração para ambos os corpos de prova.
	Ermakova, <i>et al.</i> [16]	Estudo do comportamento de propagação de trincas em peças fabricadas por WAAM	Determinação das curvas de crescimento de trinca e das constantes de Paris para o material em diferentes orientações e posições da peça fabricada. Fractografia das amostras para investigação da microestrutura e a influência do tamanhos dos grãos na propagação das trincas. Os autores determinaram um comportamento dúctil em peças orientadas na direção horizontal (direção de deposição) e frágil para as amostras verticais para a aplicação de uma carga de 10 kN. Comparativo da taxa de crescimento das trincas entre as amostras WAAM e o aço S355G8+M, onde o primeiro grupo apresentou taxas maiores.
	Ermakova, <i>et al.</i> [78]	Comportamento do material para fadiga em carregamentos uniaxiais e multiaxiais e a avaliação da sensibilidade da orientação para a resposta a fadiga.	Análise dos corpos de prova nas direções horizontal e vertical em ensaios de torção pura, tração-compressão e carregamentos multiaxiais. Determinação da resistência à fadiga para $2 \times 10^6$ ciclos para cada tipo de ensaio e orientação, sendo de 229 e 245 MPa para ensaios multiaxial em amostras na vertical e horizontal respectivamente. Análise de fractografia das amostras para determinação dos mecanismos de propagação das trincas e fratura. Comparativo das amostras com outros materiais convencionais da literatura, mostrando-se comportamento a fadiga multiaxial e uniaxial torsional similar ao aço carbono C40 e aço S355.

# 3 MATERIAIS E MÉTODOS

## 3.1 FLUXOGRAMA DE ATIVIDADES

Para montagem do fluxograma de atividades, as etapas foram divididas em métodos analíticos e experimentais. O método analítico se baseia na análise através do Método de Murakami, com as medidas dos defeitos realizadas em uma amostra da parede de 100 camadas. Os dados obtidos pelo método analítico foram comparados com o método experimental, que consistiu no ensaio de fadiga para corpos de prova cilíndricos, retirados da deposição de uma peça em formato de paralelepípedo, utilizando os mesmos parâmetros de deposição utilizados na parede obtidos em trabalhos anteriores [79].

Foram fabricados corpos de prova ao longo das 3 direções, sendo a horizontal, na direção da deposição, vertical, normal ao plano das camadas, e 45 graus no plano de deposição, com o intuito de avaliar o grau de anisotropia do material depositado. O fluxograma completo das atividades está presente na Fig. 3.1, onde todas as etapas foram conduzidas no Laboratório de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília.

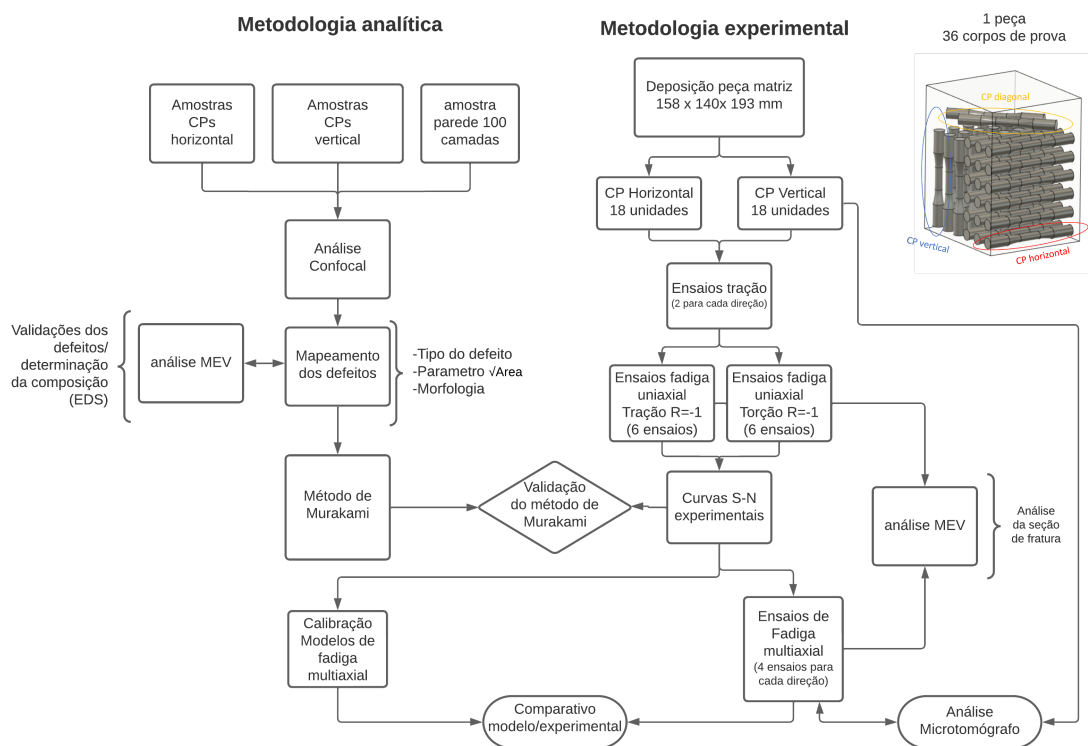


Figura 3.1: Fluxograma das atividades

Fonte: Elaborado pelo autor.

### 3.2 METODOLOGIA DE DEPOSIÇÃO

Considerando a metodologia para a fabricação da peça matriz pelo processo WAAM, foi utilizado um sistema composto por um robô cartesiano MAXR23-S42-H42-C42 da *Schneider Electric* e uma fonte *Fronius TransPuls Synergic 5000 CMT*, localizado no laboratório do Departamento de Engenharia Mecânica da UnB, que apresenta uma precisão de movimento de 0,1 mm.

O processo de deposição utilizou do processo CMT sinérgico, com uma trajetória alternada em 0-90 graus, buscando manter a homogeneidade na altura das camadas, com espaçamento de 2 mm por cordão e altura de avanço de 2,50 mm por camada depositada. O tempo total de deposição da peça foi de aproximadamente 25 h 20 min (1520 min), dividido em 15 rotinas de deposição executadas ao longo de 4 dias. Cada rotina consiste na deposição de 4 camadas, como representado na Fig. 3.2 junto com o sistema utilizado. Vale ressaltar que 4 rotinas foram realizadas para cada dia de deposição, apresentando um tempo médio de 94 min cada.

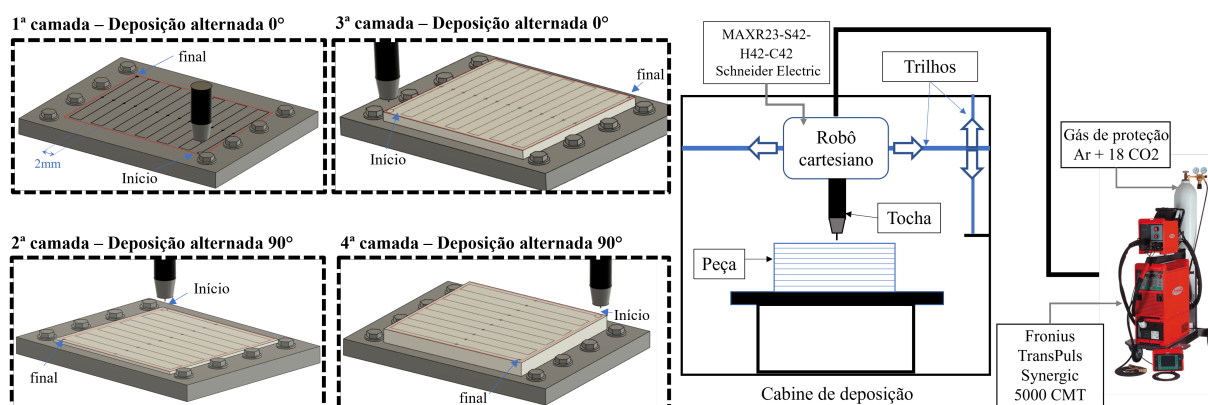


Figura 3.2: Sistema WAAM-CMT utilizado para a deposição da amostra, juntamente com a estratégia de deposição alternada em 0-90° utilizada para cada rotina.

Fonte: Elaborado pelo autor.

O material de adição utilizado foi o arame ER70S-6 com diâmetro de 1,20 mm fornecido pela ESAB, cuja composição química encontra-se registrado na Tab. 3.1.

Tabela 3.1: Composição química e propriedades físicas do arame ER70S-6 utilizado para a deposição

Composição química ER70S-6 (%)		$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	E (GPa)	$\nu$
Carbono (C)	0,070	420	500	207	0,29
Manganês (Mn)	1,500				
Silício (Si)	0,900				
Enxofre (S)	0,010				
Fósforo (P)	0,013				

Fonte: ESAB (2023) [80].

Os parâmetros utilizados foram determinados com base em deposições testes e trabalhos anteriores [79] e estão apresentados na Tab. 3.2. Para a deposição, o parâmetros de deslocamento do robô cartesiano foi configurado a partir de um arquivo de código G, e a fonte de energia foi

ajustada para uma faixa de  $\pm 5\%$  de correção da corrente e tensão de trabalho.

Tabela 3.2: Parâmetros médios utilizados para a deposição da peça matriz

Parâmetro	Unidade	Valor
Corrente média de trabalho ( $I_m$ )	A	110
Tensão média de trabalho ( $U_m$ )	V	12,8
Velocidade de deslocamento da tocha no cordão ( $V_c$ )	mm/s	8
Velocidade de deslocamento da tocha na transição entre cordões ( $V_t$ )		10
Velocidade de avanço de camada		24
Altura de avanço entre camadas	mm	2,5
DBCP		12
gás de proteção	Ar+18% CO <sub>2</sub>	
vazão de gás	l/min	15

Ao final, peça matriz presente na Fig. 3.3 apresentou as dimensões de 158 mm x 140 mm x 193 mm, totalizando 60 camadas depositadas ao longo de 15 rotinas.

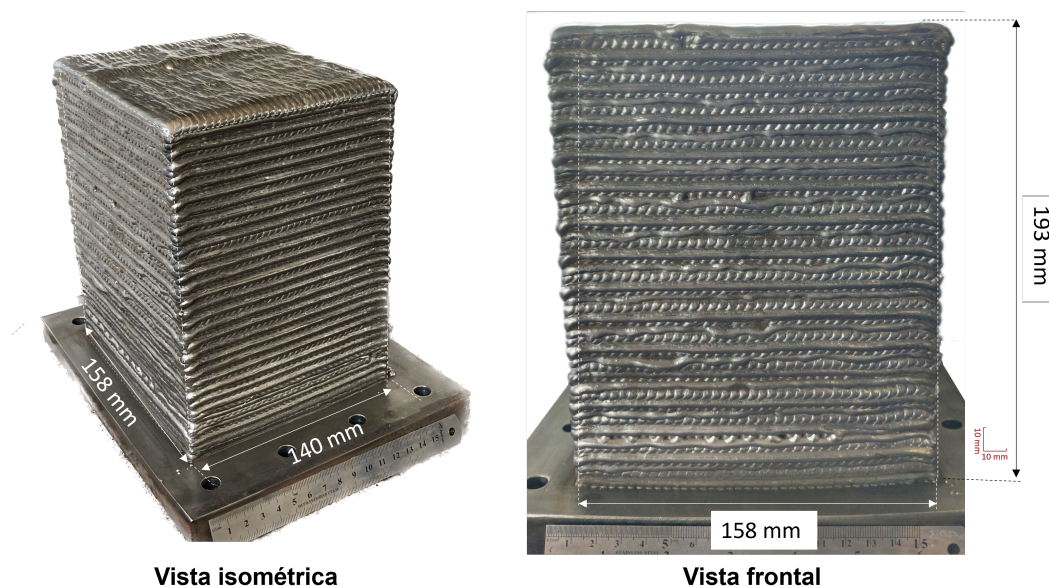


Figura 3.3: Peça matriz resultante da deposição.

Fonte: Elaborado pelo autor

### 3.3 FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova cilíndricos foram fabricados seguindo a norma presente na ASTM E-466-2021 [81], com as dimensões representadas na Fig. 3.4. No total foram 38 corpos de provas usinados a partir da peça, sendo as direções verticais e horizontais com 18 corpos de prova cada



(nomeados de H1 à H18 e V1 à V18). O mapeamento das amostras na peça estão representados na Fig. 3.5b.

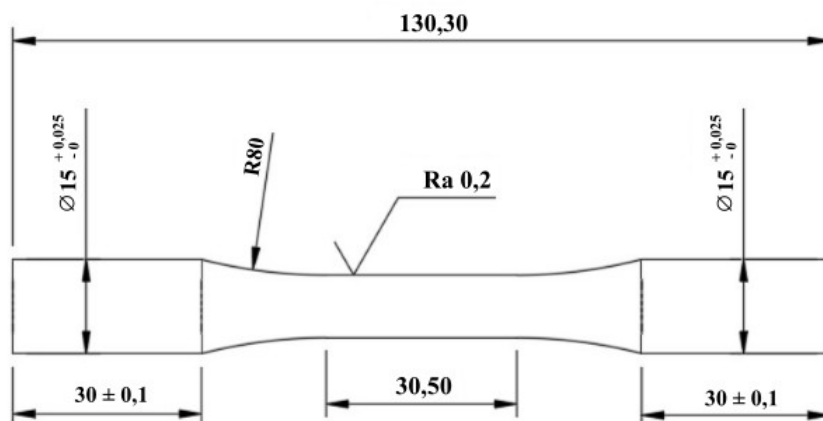


Figura 3.4: Corpo de prova cilíndrico de acordo com a norma para ensaios de fadiga

Fonte: Elaborado pelo autor seguindo ASTM E-466 (2021)

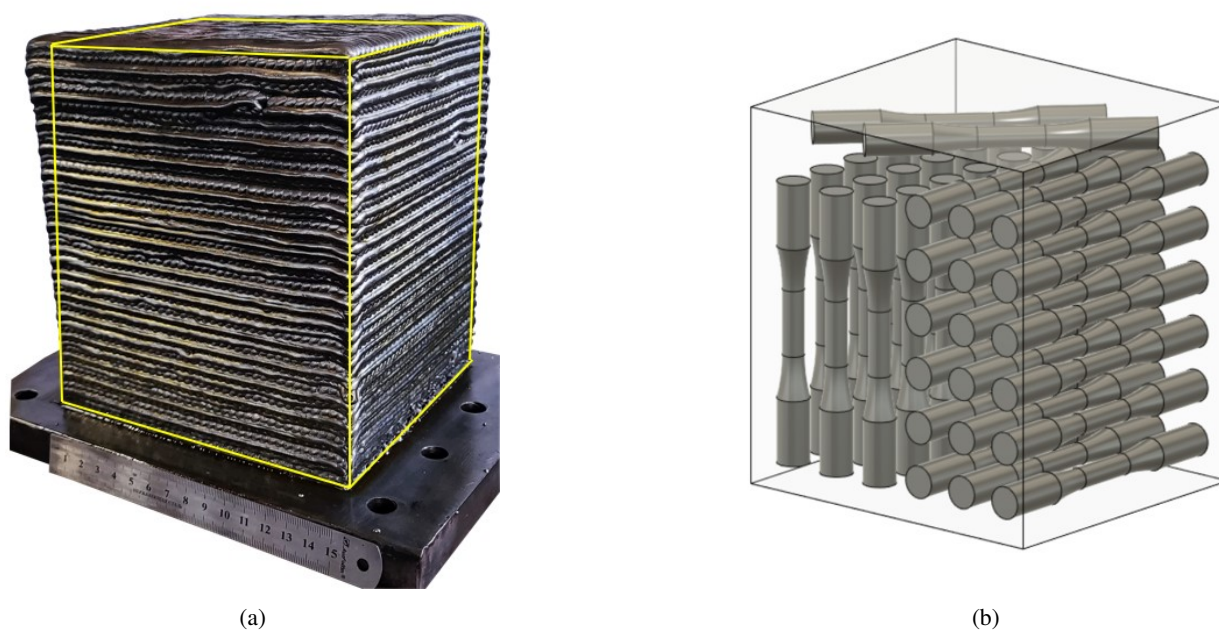


Figura 3.5: (a) Peça matriz fabricada pelo processo WAAM, com o volume útil destacado em amarelo. (b) Disposição dos corpos de prova retirados da peça retangular.

Fonte: Elaborado pelo autor

Para verificação dos padrões de rugosidade, 5 amostras selecionadas aleatoriamente foram avaliadas conforme a ABNT NBR ISO 4288-2008 [82]. As medições foram feitas via Microscópio Confocal Laser *Olympus LEXT OLS4100* com comprimento *cut-off* de 2,5 mm, realizados longitudinalmente ao comprimento na região da seção reduzida do corpo de prova.

### 3.4 METODOLOGIA ANALÍTICA - PREVISÃO DO LIMITE DE FADIGA

Como abordado na Fig. 3.1, uma metodologia analítica foi utilizada para a previsão inicial do limite de fadiga para materiais defeituosos, utilizando a Equação de Murakami, presente na eq. 2.33. Para a medição inicial dos defeitos, utilizou-se amostras provenientes da parede de 100 camadas e das amostras dos corpos de prova que foram utilizadas nos ensaios monotônicos, depositadas pelo processo WAAM-CMT de forma a mapear o perfil dos defeitos ao longo de toda a seção transversal e dos planos adjacentes. A varredura da superfície da amostra foi realizada no microscópio confocal *Olympus LEXT OLS4100* utilizando lentes de 20x e 50x de magnificação.

O tratamento da imagem, além do mapeamento e medição dos defeitos foram realizados como exemplificado pela Fig. 3.6 utilizando o *software ImageJ v.1.54d*. A imagem inicial é tratada para destacar os defeitos e a medição é feita para cada quadrante, varrendo toda a peça. O *software* determina os maiores defeitos, sendo estes contabilizados para continuidade do método de previsão.

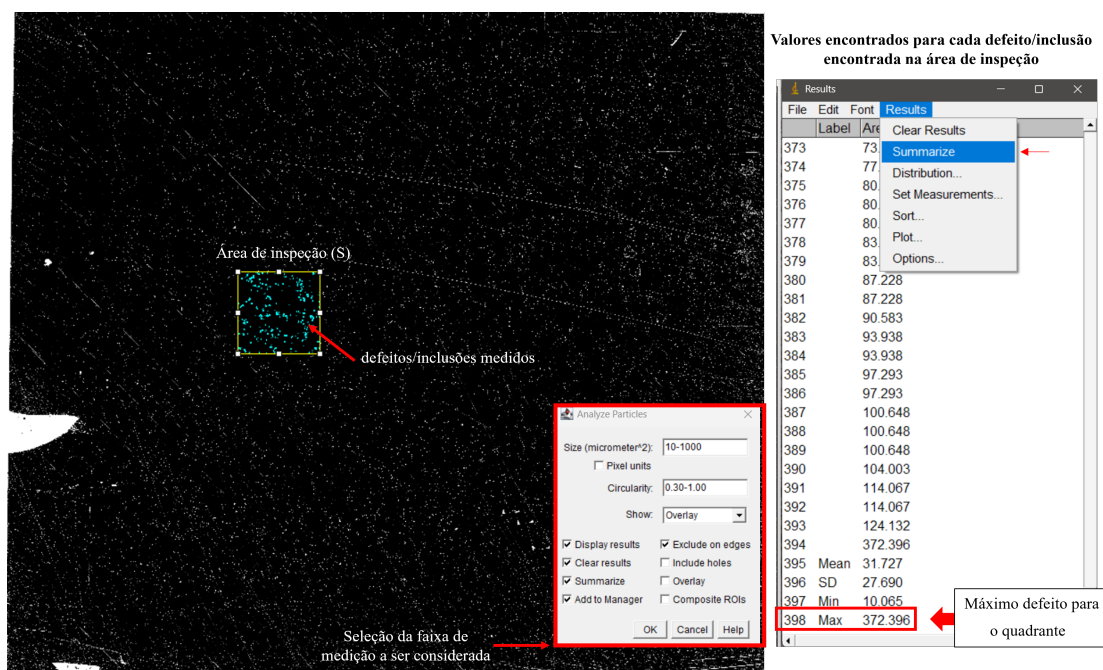


Figura 3.6: Seção transversal analisada pelo microscópio confocal e a análise da área do defeito para um quadrante analisado

Fonte: Elaborado pelo autor

A medição dos defeitos foi feito como exemplificado na Fig. 3.7. No método de Murakami, o autor considera essa aproximação da área pelo fato da microestrutura no contorno do defeito estar fragilizada, e com isso, também contribuir para a nucleação e propagação de trincas [8]. Com o mapeamento dos defeitos ao longo de toda a seção, foi possível constatar a tendência de tamanho dos defeitos para cada uma das regiões.

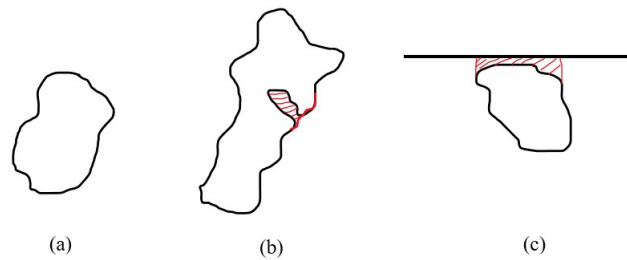


Figura 3.7: Medição da área para (a) defeitos com contornos regulares, seguindo a geometria normalmente; (b) defeitos que possuem contornos irregulares, incluindo as regiões fragilizadas e; (c) defeitos subsuperficiais, considerando o material entre o defeito e a superfície na contabilidade da área.

Fonte: Elaborado pelo autor

Após a realização do mapeamento, primeiramente todos os dados de área dos maiores defeitos de cada quadrante foram adicionados em uma planilha para aplicação de um método estatístico dos extremos. O objetivo principal do método é gerar uma curva de tendência do tamanho do defeito para um componente cujo volume é maior que a amostra analisada. Com isso, é possível estimar um valor do maior defeito de uma peça baseado na análise de uma amostra menor do mesmo material[8].

As análises foram realizadas para a seção completa da parede, como também para amostras de dados menores para a parte inferior, intermediária e superior da peça, de forma a identificar a influência de cada região na previsão do maior defeito. Vale ressaltar que o método considera um fator de tamanho que compara a seção avaliada e o volume total do componente analisado, sendo o volume do corpo de prova presente na Fig. 3.4 o valor utilizado para comparação.

### 3.5 METODOLOGIA EXPERIMENTAL - ENSAIOS MONOTÔNICOS E CÍCLICOS

Após a caracterização dos modelos de Murakami, a caracterização das propriedades mecânicas das amostras foi avaliada. O primeiro passo foi a realização dos ensaios monotônicos de tração para amostras orientadas na vertical e horizontal, de forma a determinar os valores de resistência ao escoamento, limite de resistência a tração, e ainda o alongamento. Para estes ensaios, realizados a temperatura ambiente de 25°C, utilizou-se a máquina MTS-810 com uma célula de carga de 100 kN (calibração 01/abr/2022). Para determinação do alongamento, utilizou-se um extensômetro axial MTS modelo 634.11F-24 (calibração 12/jan/2021), integrado ao controle da máquina, com curso de 5 mm. O sistema encontra-se representado na Fig. 3.8.

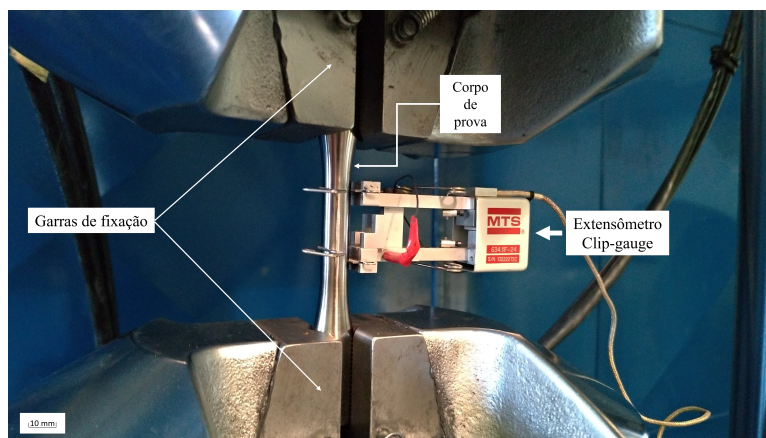


Figura 3.8: Bancada de teste de tração com o uso do extensômetro axial

Fonte: Elaborado pelo autor

Como uma referência inicial para os ensaios de fadiga, foi realizado os ensaios monotônicos para determinação de uma curva S-N teórica do material, considerando os valores de  $10^3$  e  $10^6$  ciclos como 90% e 50% do limite de escoamento do material respectivamente, como proposto por Juvinal e Marshek [83]. A partir da estimativa da curva para cada direção com base nas tensões de escoamento apresentadas na Tab. 3.3, determinou-se as amplitudes de tensão para criação da curva S-N experimental. Os ensaios de fadiga uniaxial tração-compressão e torção cíclica foram conduzidos em uma máquina MTS-809, com uma célula de carga de 50 kN (calibração 01/abr/2022), com ambos os carregamentos realizados para uma razão de carregamento  $R = -1$ . Com os ensaios, foi possível comparar a performance do material para cada direção de fabricação e tipo de carregamento submetido.

Tabela 3.3: Propriedades de resistência a carregamentos monotônicos para as amostras fabricadas.

Direção de fabricação	Tensão de escoamento (MPa)	Tensão de resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)
Vertical	357	391	10,07
Horizontal	414	530	24,76

Com a determinação das curvas S-N e calibração do material para os modelos de fadiga multiaxial (Matake, Findley e MWCM) aplicados, foi escolhido as razões de carregamento e amplitudes de tensão normal e cisalhante a serem aplicados nos ensaios multiaxiais de tração-torção. Para cada orientação, quatro ensaios foram realizados com as razões de carregamento presentes na Tab. 3.4.

Tabela 3.4: Razões de carregamento aplicadas nos ensaios multiaxiais tração-torção.

Razões de carregamento multiaxiais						
Orientação	Amostra	$\sigma_a$ (MPa)	$\tau_a$ (MPa)	$f$ (Hz)	Ângulo de Fase ( $\delta$ )	Razão de Carregamento (R)
Amostras Horizontais	H17	60	60	8	0° (em fase)	-1 (totalmente alternado)
	H16	85	85			
	H14	90	90			
	H2	100	100			
Amostras Verticais	V4	50	50			
	V7	60	60			
	V12	90	90			
	V15	100	100			

### 3.6 METODOLOGIA EXPERIMENTAL - FRACTOGRAFIA

Após os ensaios mecânicos, foi realizado as avaliações dos planos de fratura para todas as amostras, buscando determinar a influência da orientação e carregamento aplicado, além de identificar a influência das inclusões na propagação de trincas e fratura final do material e comparar os resultados obtidos com as previsões obtidas pelos modelos de fadiga multiaxial.

Os ângulos  $\theta$  que caracterizam o plano de falha foram medidos no microscópio confocal *Olympus LEXT OLS4100*, utilizando uma lente de 2,5x de magnificação, levando em consideração os pontos de fratura instável/dúctil do material. Além disso, a investigação dos defeitos, pela análise da composição química por espectroscopia de raio X por dispersão de energia (EDS), e o estudo dos mecanismos de falha das amostras foram avaliados no microscópio eletrônico de varredura *JEOL JSM 6610 SEM*.

### 3.7 METODOLOGIA EXPERIMENTAL - MICROTOMOGRAFIA

Além do mapeamento dos defeitos apresentados pela metodologia analítica, foi possível a realização de uma análise não destrutiva dos defeitos de uma amostra vertical (amostra V4) através da microtomografia computadorizada.

Para o mapeamento internos dos defeitos, utilizou-se o microtomógrafo *Thermoscientific Heliscan Mark I*, localizado no Laboratório de Materiais Cerâmicos e nanoestruturados da Universidade de Brasília. Para o material, utilizou-se como parâmetros da varredura uma energia de feixe de 160 kV, corrente de 90  $\mu$ A e tempo de exposição de 1,25 segundos, e o tempo total de análise da amostra e reconstrução da imagem levaram 6h 23min. Com essa análise, os defeitos encontrados foram posteriormente comparados com as imagens obtidas pela fractografia da amostra e comparadas em relação aos demais defeitos encontrados ao longo do corpo de prova.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 PREVISÃO DE FADIGA - MÉTODO DE MURAKAMI

Para a previsão baseada na análise dos defeitos e no método de Murakami [8], foi avaliada os defeitos em uma parede de 100 camadas nos corpos de prova da peça matriz. A partir de cada tipo, foi obtido a previsão do limite de fadiga, apresentado a seguir.

#### 4.1.1 Previsão do limite de fadiga obtido pela parede de 100 camadas

A primeira previsão foi realizada com a análise da amostra de 100 camadas, depositada utilizando os parâmetros utilizados para a fabricação da peça matriz. A seção transversal foi avaliada ao longo de 3 grupos de medições, sendo que para os grupos 1 e 3, foi utilizado lentes com magnificação de 20x, e o grupo 2, para redução da área de inspeção, utilizou-se a lente de magnificação 50x, assim como apresentado na Fig. 4.1. As lentes foram variadas para que fosse possível considerar a influência de diferentes áreas de inspeção no método do valor extremo, e a influência na previsão do máximo defeito.

O perfil apresenta a distribuição de defeitos, dividida em 3 graduações baseadas no percentil de 5% (verde), 50% (amarelo) e 95% (vermelho) para cada quadrante. Pelo mapeamento, é possível verificar que os defeitos presentes na parte inferior da peça (grupo 1) foram maiores, estabilizando para o restante da seção. Com base nos valores, foi realizado o método de estatística dos extremos para os 3 grupos, e determinado o parâmetro  $\sqrt{Area_{max}}$  extrapolado para o volume do corpo de prova da Fig. 3.4. Os resultados obtidos pelo método de Murakami para a previsão do limite de fadiga, seguindo os procedimentos da seção 2.2.3, está presente na Fig. 4.2.

Para cada grupo foi realizado a análise dos extremos para determinação do máximo defeito para o volume do corpo de prova. Quanto as áreas de inspeção, os grupos 2 e 3, mesmo utilizando lentes de ampliação diferentes, apresentaram previsão de defeitos próximos, indicando que o uso de diferentes lentes não apresentou dispersões grandes na previsão do máximo defeito.

Com a definição do parâmetro  $\sqrt{Area_{max}}$ , obteve-se assim a previsão da resistência à fadiga pela equação de Murakami (eq. 2.33), aproximando todos os defeitos como subsuperficiais. Para o material, a dureza Vickers atribuída foi de 155 HV, determinada por Oliveira [84] para a mesma parede avaliada neste trabalho. No trabalho, a autora chegou neste valor através de uma série de medições realizadas ao longo de toda a seção, e, através de uma análise estatística, atribuiu o valor de 155 HV como valor médio da parede. Outros trabalhos também apresentam valores similares, como Ermakova, *et al.* [15] que atribuiu na análise de fratura de peças em ER70S-6 fabricadas pelo processo WAAM-CMT. Com isso, os parâmetros utilizados e previsões de limite a fadiga resultantes pela eq. 2.33 estão presentes na Tab. 4.1.

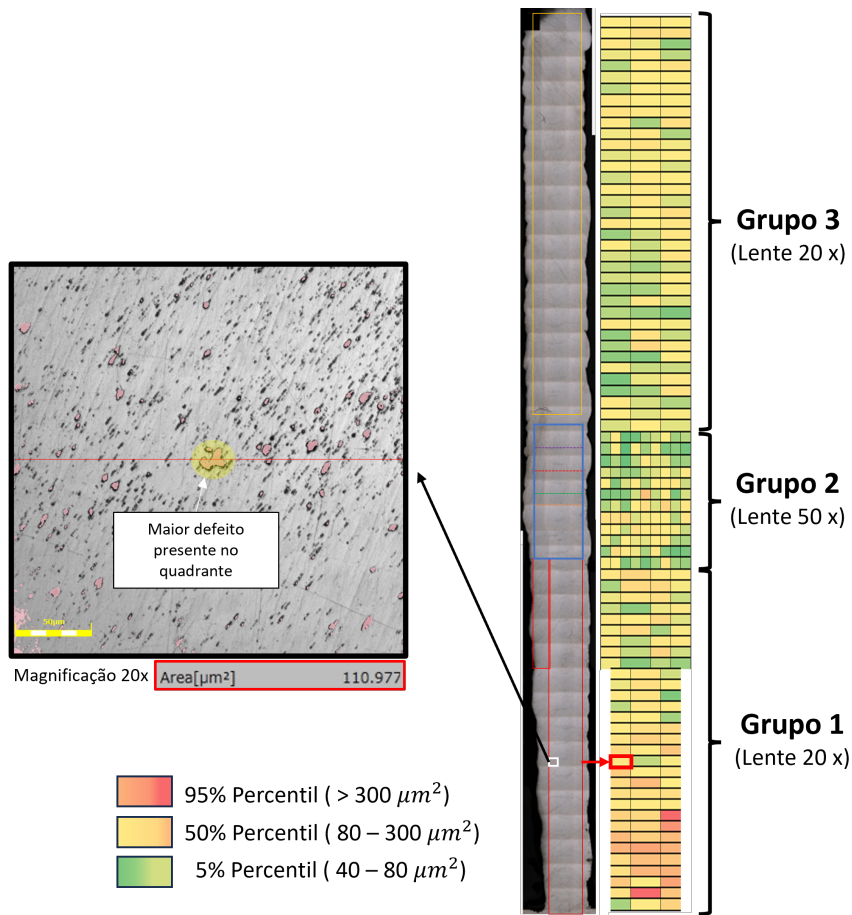


Figura 4.1: Mapeamento dos defeitos para a amostra de 100 camadas

Fonte: Elaborado pelo autor

Tabela 4.1: Previsões do limite a fadiga para os grupos avaliados na parede de 100 camadas

Grupo	$\sqrt{area_{max}}$ ( $\mu m$ )	Dureza Vickers (HV) [84]	$\sigma_w$ (MPa)
1	32,78	155	<b>216,75</b>
2	19,92		<b>235,50</b>
3	19,09		<b>237,19</b>

Devido aos maiores defeitos do grupo 1, provavelmente ocasionados por impurezas do material de base e a menor temperatura de deposição, a análise resultou em uma menor previsão de limite para a fadiga dentre os grupos, com uma previsão de 216,75 MPa para a resistência à fadiga. O grupo 3 em contrapartida apresentou a incidência de menores defeitos, resultando na maior previsão de fadiga pelo método para a amostra, sendo de 237,19 MPa. Uma das hipóteses para a maior resistência é pelo fato da estabilização da temperatura e dos parâmetros de deposição do processo CMT-WAAM.

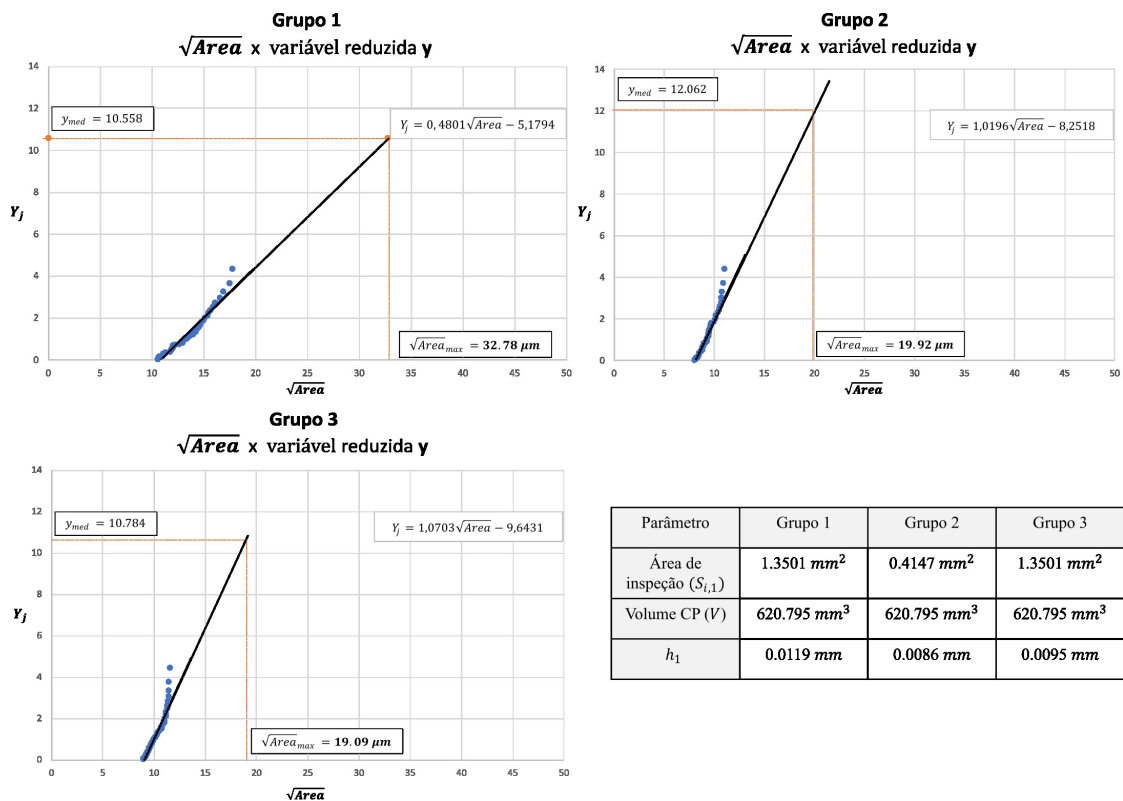


Figura 4.2: Previsões de fadiga obtidas para a amostra de 100 camadas através do Método de Murakami.

Fonte: Elaborado pelo autor

#### 4.1.2 Previsão do limite de fadiga obtida pelas amostras da peça matriz

Uma previsão do limite de fadiga foi também realizada na análise em amostras cilíndricas nas direções horizontal e vertical, retiradas da peça matriz. As previsões foram separadas pelas direções, de forma a verificar a incidência dos defeitos na seção transversal e nos planos adjacentes.

##### 4.1.2.1 Amostras na direção vertical

Para a direção vertical (V), as amostras em sua grande maioria apresentaram inclusões de escala macroscópica na região entre camadas presentes ao longo da seção transversal, similares à inclusão registrada na Fig. 4.3. Nos demais planos 2 e 3, obtidos através de outros cortes realizados na mesma amostra, alguns defeitos superficiais foram identificados, porém no geral, os demais defeitos se mantiveram na escala microscópica, dentro da margem de análise do método de Murakami ( $\sqrt{\text{área}}$  até 1000  $\mu\text{m}$ ).



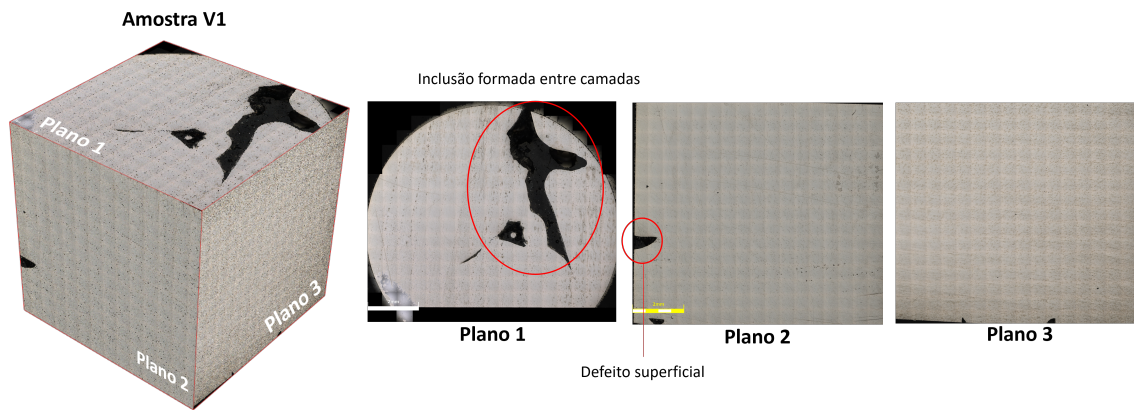


Figura 4.3: Estrutura da amostra V1 e os planos analisados para avaliação dos defeitos.

Fonte: Elaborado pelo autor

Pela análise, percebeu-se que as inclusões tendem a se formar nas regiões entre camadas, o que prejudica a união dos cordões e afeta a resistência do material para estes corpos de prova, ocasionando um efeito de delaminação, como será apresentado na Seção 4.5. Para o plano 1, não foi utilizado o método dos extremos, considerando o defeito macroscópico presente com  $\sqrt{Área}$  de 2493,14  $\mu m$  como máximo. porém para os demais planos da amostra, utilizou-se a análise dos extremos e constatou-se o parâmetro  $\sqrt{Área}_{max}$  sendo de 39,81  $\mu m$  para o plano 2 e 21,31  $\mu m$  para o plano 3, como apresentado na Fig. 4.4. Aplicando o método de Murakami, definiu-se a previsão da resistência à fadiga  $\sigma_w$  com base na análise dos defeitos para os planos 1, 2 e 3 sendo de 105,29 MPa, 209,84 MPa e 232,88 MPa respectivamente.

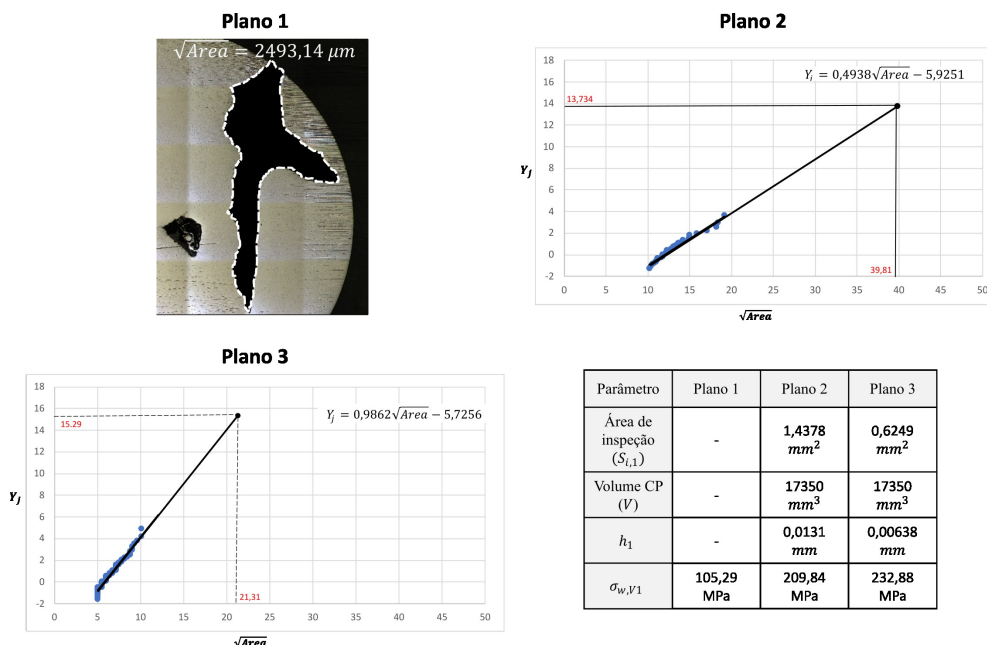


Figura 4.4: Análise de defeito e inclusões pelo método dos extremos e determinação do limite de fadiga pelo método de Murakami para os defeitos nos planos 2 e 3 da amostra V1.

Fonte: Elaborado pelo autor

#### 4.1.2.2 Amostras na direção horizontal

Para a amostra na horizontal (H), o mesmo procedimento foi realizado para a análise de defeitos, com os planos registrados na Fig. 4.5. Para a amostra, as inclusões e vazios se mostraram menores, porém ainda expressivos na faixa macroscópica, com alguns se mantendo acima da margem adotada para o método de murakami. Porém para essa orientação, a maior presença de defeitos se deu nos planos 2 e 3, como visto na Fig. 4.5.

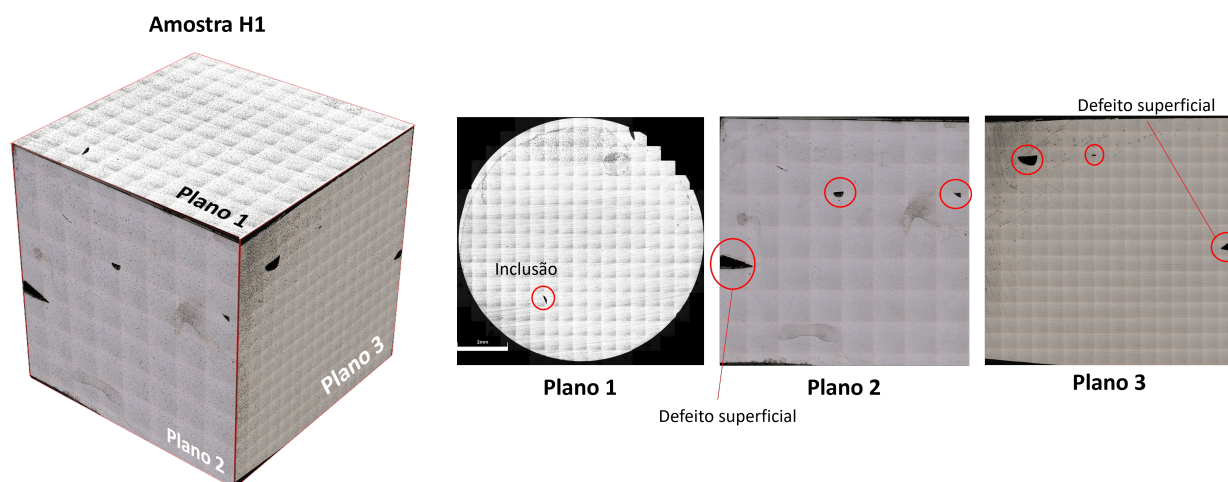


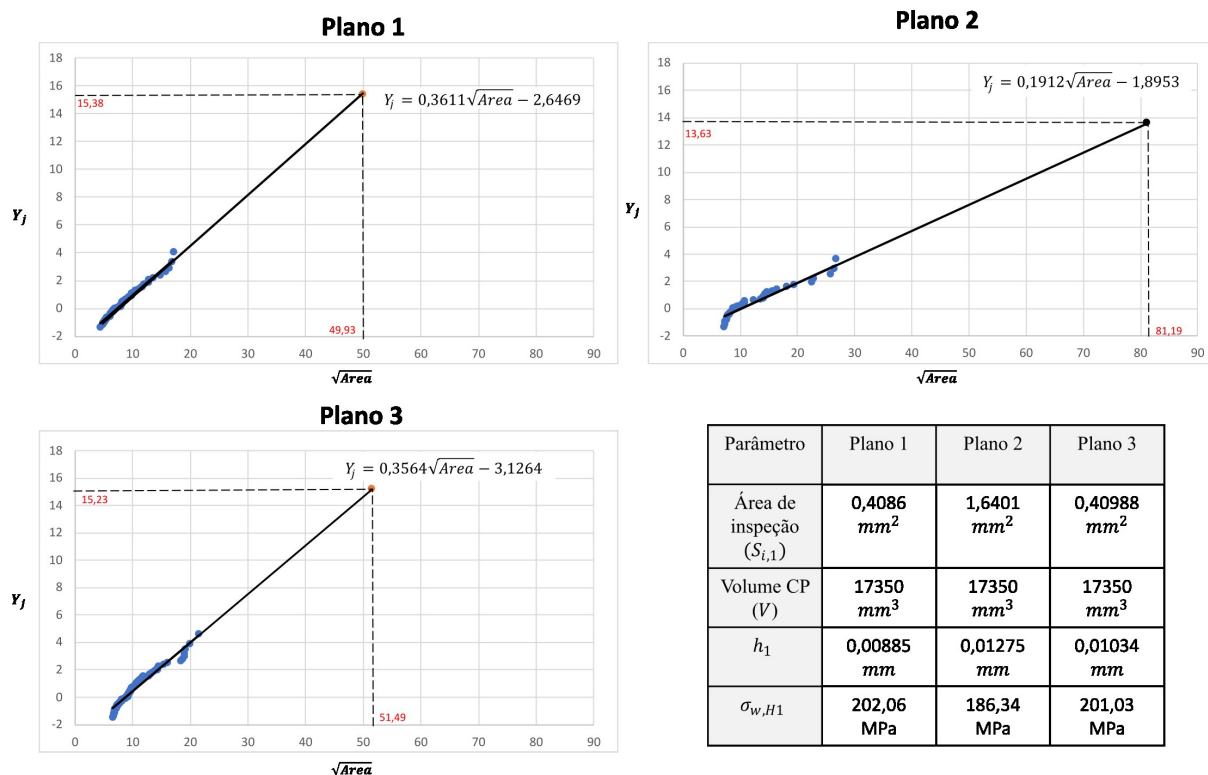
Figura 4.5: Estrutura da amostra H1 e os planos analisados para avaliação dos defeitos.

Fonte: Elaborado pelo autor

Com as análises de defeitos para a amostra H1, verificou-se que, pelo método dos extremos, o parâmetro  $\sqrt{Area_{max}}$  foi de  $49,93 \mu m$  para o plano 1,  $81,19 \mu m$  para o plano 2, e  $51,49 \mu m$  para o plano 3. A aplicação do método dos extremos para as medições realizadas para a amostra H1 pode ser visualizada na Fig. 4.6, juntamente com os valores definidos para o volume equivalente do modelo. Percebe-se que, pelos maiores defeitos presentes no corte realizado para o plano 2, a resistência à fadiga obtida pela previsão foi a menor dentre os 3 planos, sendo de 186,34 MPa. A análise do plano 1 apresentou a maior resistência dentre os planos por apresentar uma menor disposição de defeitos.

A incidência de defeitos/inclusões macroscópicos, como presente no plano 1 da Fig. 4.3 indica que magnitude destes não encontra-se dentro do limite de  $1000 \mu m$  definido por Murakami [8]. Apesar disso, a medição do defeito ainda foi utilizada nas previsões pelo método da raiz quadrada de área e, da mesma forma com o que foi proposto para a amostra Horizontal, obteve-se as previsões de resistência a fadiga para carregamentos uniaxiais de tração-compressão, como apresentado na Tab. 4.2.

Como será apresentado nas seções 4.2, 4.4 e 4.5, as previsões da resistência à fadiga uniaxial e multiaxial dos diferentes grupos pelo método de Murakami se mostraram não conservativos quando comparados com os experimentais, justamente pela presença destes defeitos macroscópicos, que influenciam majoritariamente na nucleação e propagação das trincas.



Parâmetro	Plano 1	Plano 2	Plano 3
Área de inspeção ( $S_{i,1}$ )	0,4086 $mm^2$	1,6401 $mm^2$	0,40988 $mm^2$
Volume CP ( $V$ )	17350 $mm^3$	17350 $mm^3$	17350 $mm^3$
$h_1$	0,00885 $mm$	0,01275 $mm$	0,01034 $mm$
$\sigma_{w,H1}$	202,06 MPa	186,34 MPa	201,03 MPa

Figura 4.6: Análise de defeito e inclusões pelo método dos extremos e determinação do limite de fadiga pelo método de Murakami para os defeitos nos planos 1, 2 e 3 da amostra H1.

Fonte: Elaborado pelo autor

Tabela 4.2: Previsões da resistência à fadiga para o plano 1 das amostras H1 e V1, representando, respectivamente, os grupos de fabricação na horizontal e vertical à direção de deposição.

Amostras	$\sqrt{Área_{max}}$ ( $\mu m$ )	Dureza Vickers (HV) [84]	$\sigma_{w,1}$ (MPa)
Horizontal	49,93	155	202,06
Vertical	2493,14		105,29

Porém, através do comparativo entre as amostras da peça matriz e a parede, supõe-se que as previsões realizadas para as paredes serão melhores quando comparadas com os resultados experimentais. Uma das hipóteses foi que os parâmetros de deposição apresentam um aporte térmico mais condizente com a construção de paredes, conseguindo queimar a escória resultante da deposição de forma mais eficiente, evitando assim a formação de defeitos maiores. A partir dessas considerações, é válido considerar, em trabalhos futuros, que a aplicação do método de Murakami para paredes finas pode apresentar um resultado mais satisfatório que os ensaios realizados para amostras provenientes de peças por preenchimento.

## 4.2 CURVAS S-N E T-N EXPERIMENTAIS

Após a determinação das previsões, alguns corpos de prova foram separados para os ensaios uniaxiais tração-compressão, sendo utilizado para a formação das curvas 6 corpos de prova para cada direção (vertical e horizontal). A partir desses ensaios, determinou-se as curvas amplitude de tensão pela vida, realizados a uma razão de carregamento totalmente alternado ( $R = -1$ ) e frequência de 10 Hz, com os resultados apresentados na Fig. 4.7. Além dos ensaios de tração-compressão, também foram realizados os ensaios torcionais, 6 para cada direção de fabricação, utilizando também uma razão de carregamento  $R = -1$ , e frequência de 5 Hz, com a curva T-N resultante presente na Fig. 4.8. Os dados, em grande parte, apresentaram uma dispersão dentro da banda de  $\pm 5$  em relação a curva de potência definida.

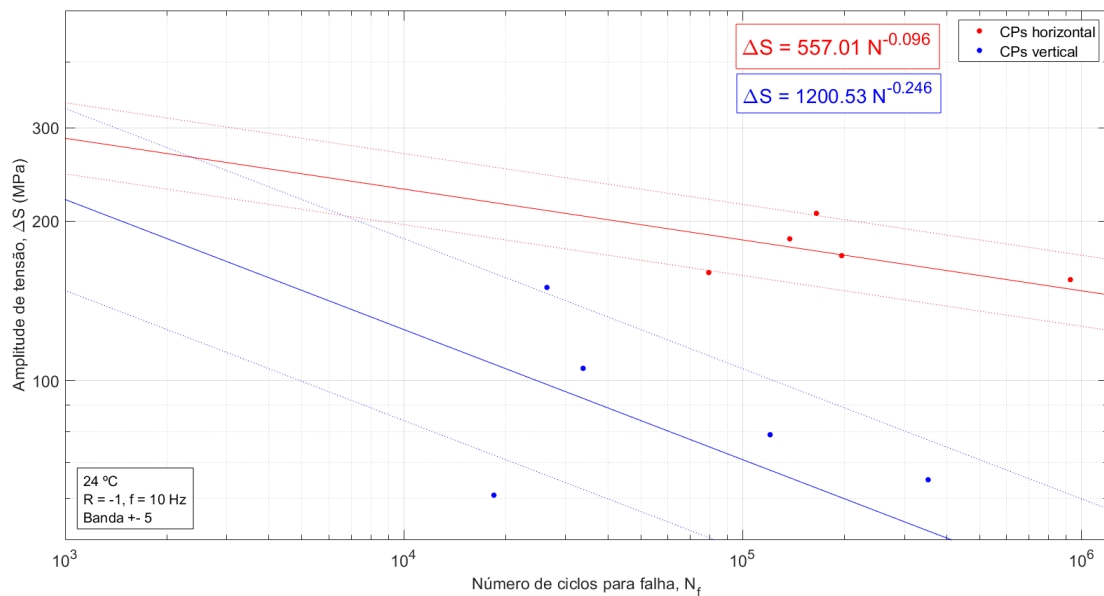


Figura 4.7: Curva S-N para ensaios tração-compressão de amostras horizontais e verticais

Fonte: Elaborado pelo autor

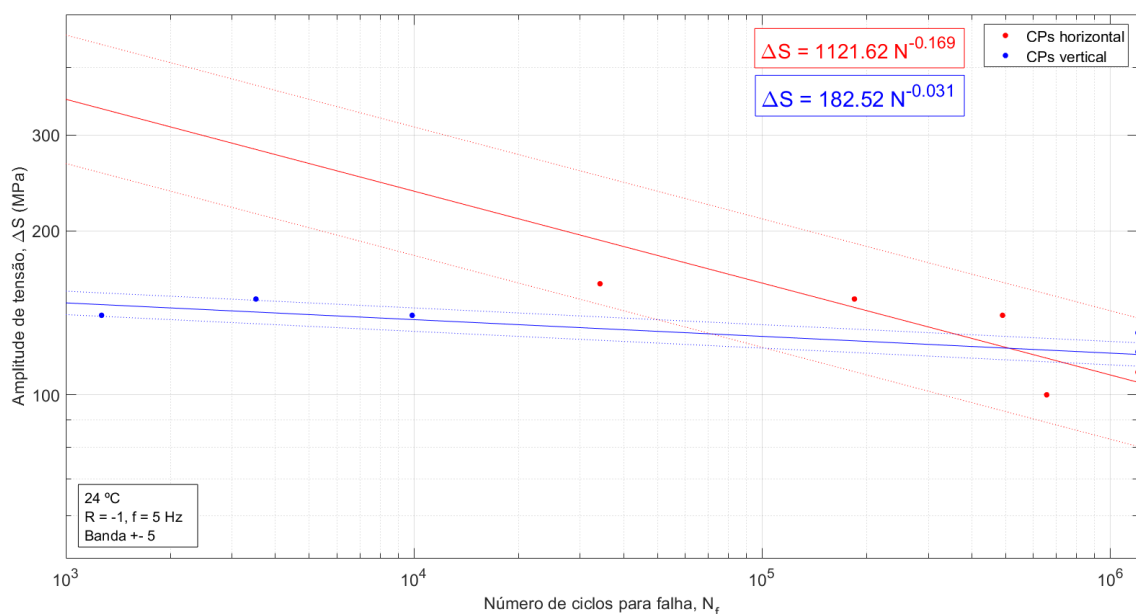


Figura 4.8: Curva T-N para ensaios de torção pura de amostras horizontais e verticais

Fonte: Elaborado pelo autor

Para cada um dos carregamentos, percebeu-se a performance superior para as amostras horizontais para a resistência à fadiga em relação as amostras verticais. Um dos principais motivos, perceptível no decorrer dos ensaios, se trata da orientação de inclusões e defeitos resultantes da peça matriz. Essa análise será mais aprofundada na seção 4.5, onde será tratado as hipóteses para a geração de tais inclusões e as características da seção de fratura para cada direção de fabricação e como esses defeitos influenciaram na falha do material. Como referência para a resistência à fadiga nos ensaios, considerou-se uma vida de  $1,2 \times 10^6$  ciclos.

Os resultados, apresentados na Tab. 4.3, destacam o nível de sensibilidade do material para cada tipo de carregamento, com as amostras verticais apresentando uma influência muito maior para a falha para o carregamento trativo, dado a presença dos defeitos. Já as amostras horizontais apresentaram maior sensibilidade para o esforço de torção cíclica.

Tabela 4.3: Resistência à fadiga uniaxial Tração-Compressão e Torcional para  $1,2 \times 10^6$  ciclos e carregamento totalmente alternado ( $R = -1$ ).

Orientação	Resistência a fadiga uniaxial TC ( $\sigma_{-1}$ )	Resistência à fadiga uniaxial torcional ( $\tau_{-1}$ )
Vertical	38 MPa	118 MPa
Horizontal	145 MPa	105 MPa

Comparando com demais trabalhos, Voelkel, *et al.* [85] utiliza o mesmo material, depositado na fabricação de paredes finas, para os ensaios de fadiga de tração-tração com razão de carregamento 0.1 em amostras com acabamento superficial as-built. Os autores determinaram para um run-out de  $10^6$  ciclos, um limite de resistência a tração de 128 MPa para amostras usinadas na

direção normal as camadas (vertical como a denominação utilizada neste trabalho), onde não há relatos da presença de óxidos e inclusões macroscópicas, com os valores se aproximando mais a curva TC nos corpos de prova horizontais.

Quanto a fadiga de baixo ciclo, Zong, *et al.* [86] avaliam a performance do ER70S6, também com corpos de prova provenientes de paredes finas. Os autores obtiveram curvas para fadiga de baixo ciclo do material para carregamentos de tração com controle de deformação, onde, para uma vida de  $10^3$  ciclos, os corpos de prova horizontais e verticais apresentaram uma amplitude de tensão de 297,66 MPa e 265,12 MPa, respectivamente. Comparando-os com as curvas obtidas, para essa mesma faixa de vida, pelas curvas da Fig. 4.7 apresentam uma amplitude de tensão de 286,98 MPa para as amostras horizontais (diferença de 3,6%), e 216,36 MPa para os corpos de prova verticais (diferença de 18,4%).

### 4.3 CALIBRAÇÃO DOS MODELOS MULTIAXIAIS

Após determinação das curvas S-N e T-N, foi realizado a calibração dos modelos multiaxiais de Matake, Findley e MWCM para determinação dos planos críticos e previsão da vida para fadiga em cada direção de deposição. Para o cálculo da máxima amplitude de tensão cisalhante, utilizou-se o método da máxima envoltória retangular (MRH), desenvolvido por Araújo, *et al.* [39] e apresentado na Seção 2.2.1.4. Com isso, a tabela 4.4 apresenta os parâmetros definidos para cada modelo de acordo com a Seção 2.2.2.

Tabela 4.4: Calibração dos modelos multiaxiais para os corpos de prova horizontais e verticais.

Calibração dos modelos multiaxiais			
Métodos	Parâmetros	Vertical (90 MPa)	Horizontal(90 MPa)
Findley	$\lambda_f$	-	117,46
	$k_f$	-	0,5
Matake	$\lambda_m$	118	105
	$k_m$	0,356	1,76
MWCM	$\rho_{eff}$	0,437	
	$\tau_{a,ref}$	74,70	90,78

Vale ressaltar que, devido ao comportamento mecânico do material e resultados obtidos para os corpos de prova verticais, não foi possível aplicar o modelo Findley, dado que os resultados da resistência à fadiga axial e torcional não seguiram a relação de Gough, que assume um comportamento médio dos materiais, onde a razão da resistência à fadiga axial ( $\sigma_{-1}$ ) e da resistência à fadiga torcional ( $\tau_{-1}$ ) assume um valor maior ou igual a  $\sqrt{3}$  [87]. Por conta disso, os valores de  $\lambda_f$  e  $k_f$  tornam-se variáveis complexas, não sendo possível a calibração e previsão de vida pelo modelo de Findley. Apesar disso, foi possível aplicar os demais modelos para ambos os grupos

de amostra e obteve-se a previsão de vida dos grupos para cada modelo, apresentado nas Tab. 4.5 a 4.9, calculados pelo programa no MATLAB descrito no Apêndice I.1.

Tabela 4.5: Previsão da vida à fadiga pelo modelo de Matake para os grupos de amostras Horizontais.

Matake - Horizontal										
		$\sigma_{xx}$								
$\tau_{xy}$	-	50	70	80	90	100	110	120	130	
	50	runout	runout	runout	runout	runout	runout	runout	runout	738458
	70	runout	runout	runout	runout	912763	616860	394940	285065	
	80	runout	runout	1060013	709782	516872	347193	232154	179099	
	90	runout	717525	561116	427054	281494	223098	155635	108469	
	100	681394	439313	326079	239091	173635	125242	104377	75808	
	110	375500	243686	193862	146456	109513	88965	60335	49252	
	120	235119	151541	125824	91051	69828	53303	40576	30860	
	130	141436	92391	73754	67385	45150	35052	27324	21286	

Tabela 4.6: Previsão da vida a fadiga pelo modelo de Matake para os grupos de amostras Verticais.

Matake - Vertical							
		$\sigma_{xx}$					
$\tau_{xy}$	-	40	50	60	70	80	90
	40	377713	185120	90824	53295	32911	22457
	50	284165	123148	78078	39187	25714	17962
	60	194641	82795	47272	29925	20386	12854
	70	113352	61438	31134	20273	13959	9463
	80	68605	33768	23637	13868	10310	6733
	90	36027	20819	14628	8684	6588	5008

As previsões de vida obtidas pelo método de Matake são normalmente conservadoras, como apresentado por Zhang, *et al.* [88]. De acordo com os autores, mediante uma análise para diversos materiais, utilizaram na análise o índice de erro ou *error index (EI)* proposto por Papadoulos *et al.* [89] e apresentado na eq. 4.1, para determinar a faixa de erro entre a previsão e o experimental, onde valores positivos indicam resultados conservativos por parte dos modelos de previsão.

$$EI(\%) = \frac{R_{exp} - R_p}{R_p} \cdot 100\% \quad (4.1)$$

Onde:

- $R_{exp}$  - Resultado obtido pelos resultados experimentais;
- $R_p$  - Resultado obtido pelas previsões dos modelos.

Para Zhang, *et al.* [88], foi determinado uma faixa de erro (EI) entre -5% e 25% dentro do espaço amostral avaliado, considerando na análise diferentes ligas submetidas a carregamentos em fase comparadas com as previsões do método.

Tabela 4.7: Previsão da vida a fadiga pelo modelo de Findley para os grupos de amostras Horizontais.

Findley - Horizontal										
		$\sigma_{xx}$								
$\tau_{xy}$	-	50	70	80	90	100	110	120	130	
	50	runout	runout	runout	runout	runout	runout	runout	runout	868349
	70	runout	runout	runout	runout	runout	760632	577360	440466	
	80	runout	runout	runout	runout	runout	1017812	796201	624466	
	90	runout	runout	runout	1065686	855336	686026	550505	442262	
	100	738633	510267	844808	695523	284858	233665	191582	157099	
	110	455413	327294	552683	464038	193843	162069	135363	113005	
	120	290826	215809	370313	316158	134291	114123	96850	82120	
	130	191352	145861	253790	219734	94662	81572	70180	60312	

Para o método de Findley, as previsões de vida para as amostras horizontais foram as maiores dentre os 3 modelos avaliados, sendo o modelo não-conservativo em relação aos demais. O método é utilizado por Dantas, *et al.* [90] para previsão do comportamento do aço SAE 1020 (S355), um aço estrutural com propriedades mecânicas próximas a liga ER70S-6. No trabalho, os autores avaliaram diferentes coeficientes de sensibilidade a tensão normal para o método de Findley ( $k_f$ ), avaliando a efetividade do modelo para o material. Para o coeficiente de 0.425, valor mais próximo avaliado pelos autores em relação as amostras horizontais ( $K_f = 0.5$ ), os autores definiram um EI entre -15% e 20%, sendo a maior faixa dentre os demais coeficientes. Apesar disso, os autores ainda consideram os modelos aceitáveis para avaliação do aço SAE 1020.

Tabela 4.8: Previsão da vida a fadiga pelo modelo MWCM para os grupos de amostras Horizontais.

MWCM - Horizontal										
		$\sigma_{xx}$								
$\tau_{xy}$	-	50	70	80	90	100	110	120	130	
	50	runout	runout	runout	runout	runout	runout	runout	runout	893603
	70	runout	runout	runout	runout	runout	1179417	788614	498050	357862
	80	runout	runout	runout	907783	659180	440936	292982	225566	
	90	runout	886801	697441	533350	354417	280562	195933	136489	
	100	789160	524941	396203	294188	215675	156559	130444	95139	
	110	429164	287790	552683	177565	134396	109650	75325	61645	
	120	263277	176203	147804	109292	84956	65585	50412	38664	
	130	157549	106818	86613	79200	54642	42960	33854	26631	



Tabela 4.9: Previsão da vida a fadiga pelo modelo MWCM para os grupos de amostras Verticais.

MWCM - Vertical							
		$\sigma_{xx}$					
$\tau_{xy}$	-	40	50	60	70	80	90
	40	runout	runout	runout	-	-	31849
	50	runout	runout	runout	807862	134784	35076
	60	runout	runout	runout	749592	-	20049
	70	runout	runout	runout	288965	60281	11932
	80	runout	runout	860491	103885	32407	5557
	90	runout	578572	173852	24752	8691	3052
	100	353699	111303	21919	10396	2635	788

Para as previsões definidas pelo método MWCM, percebe-se a maior sensibilidade do modelo para as variações da amplitude de tensão normal nas amostras verticais. Para as amostras horizontais, o modelo apresentou uma vida média em relação aos modelos de Matake e Findley. Esse modelo foi utilizado por Dantas *et al.* [91] para análise do aço SAE 1020. Para os autores, o modelo apresentou um EI na faixa de -15% e 5%, mostrando-se um modelo efetivo para previsão do aço SAE 1020, porém menos conservativo em relação ao método de Matake, como visto nos valores de vida.

#### 4.4 ENSAIOS MULTIAXIAIS

Para os ensaios multiaxiais, foi utilizado as razões de carregamento apresentadas na Tab. 3.4, de forma a determinar o modelo que se aproxime mais do comportamento do material. Para isso, 4 amostras de cada orientação foram ensaiadas, onde os resultados estão presentes na Tab. 4.10. As duas amostras diagonais também foram avaliadas para comparativo das direções de fabricação.

Tabela 4.10: Comparativo dos resultados para os ensaios multiaxiais com as previsões dos modelos para as amostras Horizontais e Verticais.

Comparativo plano crítico - ensaios multiaxiais														
Ensaio			Experimental			Matake			Findley			MWCM		
Grupo	$\sigma_{xx}$	$\tau_{xy}$	$\theta$	$\phi$	$N_f$	$\theta$	$\phi$	$N_f$	$\theta$	$\phi$	$N_f$	$\theta$	$\phi$	$N_f$
Horizontal	60	60	-	-	run out	13	90	run out	0	90	run out	13	90	run out
	85	85	30	90	752998			623179			run out			787879
	90	90	30	90	755844			427054			1065686			533350
	100	100	45	90	221732			173636			571314			215675
Vertical	50	50	12	90	303765	13	90	123148	-	-	-	13	90	run out
	60	60	0	90	393055			47272			run out			
	90	90	0	90	10495			5008			3052			
	100	100	18	90	23234			2386			276			

No comparativo da vida para cada direção de fabricação, as amostras diagonais apresenta-

ram uma maior vida em relação as amostras horizontais e verticais. Comparando os resultados obtidos por Ermakova, *et al.* [78], mesmo que em razões de carregamento distintas ( $R = 0.01$ ), percebeu-se que as amostras horizontais também apresentaram uma resistência maior contra a fadiga multiaxial em relação as amostras verticais, considerando uma razão de biaxialidade igual à 1 (tração-torção). Porém, a variação da resistência à fadiga multiaxial entre as amostras horizontais e verticais foi de aproximadamente 50% nos resultados experimentais encontrados, enquanto para os autores, essa variação foi menor, sendo de aproximadamente 6,5%. Uma das hipóteses se dá pelo fato da menor incidência de inclusões e defeitos presente nas amostras de Ermakova, *et al.*, o que também impactou em uma maior faixa de tensão para a resistência à fadiga dos materiais ensaiados pelos autores.

Pela análise da efetividade dos modelos multiaxiais para a previsões de vida, a Fig. 4.9 apresenta a faixa do índice de erro obtida para cada modelo avaliado. Para as amostras horizontais, nota-se que a abordagem proposta por Matake é a mais conservadora dentre os três modelos avaliados tratando-se do material fabricado, com uma faixa EI de 21% a 77%. O modelo de Findley, em contrapartida, apresentou um comportamento não conservativo. Para o grupo em questão, o método MWCM se aproximou mais do comportamento do material, porém apresentando índices de erros de -4,4%, 2,8% e 41,71% dentro dos ensaios realizados. Quanto as amostras verticais, percebe-se que o modelo de Matake manteve-se conservador para o grupo, com EI acima de 100%, porém a discrepância das previsões em relação aos resultados experimentais foi maior, dado ao comportamento incomum dos dados para esse grupo, como mencionado na Seção 4.3.

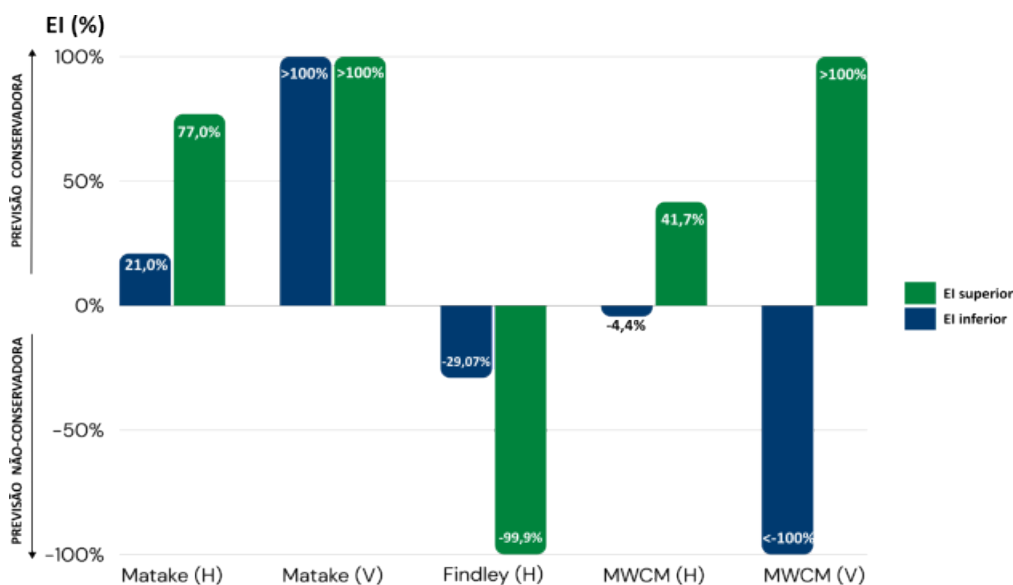


Figura 4.9: Índice de Erro (EI) determinado para cada modelo multiaxial em relação a previsão da vida para a fadiga do material.

Fonte: Elaborado pelo autor

Com exceção do trabalho de Ermakova, *et al.* [78], não foram encontrados mais estudos que abordassem o material ER70S-6 em análises de fadiga multiaxial, porém adotou-se estudos fora da área de manufatura aditiva para aços estruturais utilizados em aplicações similares ao material

estudado.

Araújo *et al.* [92] apresenta um comparativo entre os modelos de Findley e MWCM na previsão do aço AISI 4140, considerando o efeito de microdefeitos na performance de fadiga utilizando o metodologia proposta por Murakami, também apresentado neste trabalho. Os autores consideraram as previsões da resistência à fadiga uniaxial para tração e torção utilizando a equação de Murakami, apresentada na eq. 2.33, e utiliza esses parâmetros para calibração dos modelos. Os autores determinaram que, para a metodologia adotada para ensaios uniaxiais e multiaxiais em fase, Findley apresentou um erro médio de 30,49%, enquanto para o MWCM, a previsão mostrou-se mais eficiente, com um erro EI médio de 21,65%.

## 4.5 FRACTOGRAFIA

### 4.5.1 Orientação da propagação de trincas e fratura

A partir dos ensaios realizados, foi avaliado a orientação da iniciação das trincas e da fratura para alguns corpos de prova selecionados para cada tipo de carregamento e orientação do corpo de prova. Para os ensaios uniaxiais de tração-compressão, a Tab. 4.11 apresenta os ângulos  $\theta$  e  $\phi$  que caracterizam o plano de fratura das amostras, com a Fig. 4.10 apresentando as seções analisadas no microscópio para algumas amostras.

Tabela 4.11: Orientação dos planos de fratura para as amostras verticais e horizontais submetidas ao carregamento uniaxial TC

Vertical					Horizontal				
Amostra	$\Delta S$	$N_f$	$\theta$	$\phi$	Amostra	$\Delta S$	$N_f$	$\theta$	$\phi$
V2	79	120433	0°	90°	H4	172	195870	21°	90°
V6	250	137	0°	90°	H8	300	294	12°	90°
V9	150	26435	10°	90°	H9	207	164967	9°	90°
V11	105	33799	9°	90°	H10	150	926375	5°	90°
V13	61	18434	0°	90°	H11	185	137630	5°	90°
V17	65	352378	0°	90°	H18	160	79376	-	-

Percebe-se que, independente da tensão submetida ou a vida à fadiga da amostra, na maioria dos casos o ângulo  $\theta$  permaneceu entre 0° e 10° e o ângulo phi permaneceu na faixa de 90° nas amostras verticais. Para as amostras horizontais, o plano de falha variou entre 5° e 21°, mantendo o ângulo  $\phi$  em 90°. Em apenas um corpo de prova (H18) não foi possível medir adequadamente o plano, dado a presença de uma inclusão que levou a falha ocorrer fora da seção reduzida do corpo de prova.

Quanto aos ensaios de torção pura, a Tab. 4.12 apresenta os ângulos de fratura para ambas as direções depositadas, com algumas medições apresentadas na Fig. 4.11. Algumas amostras

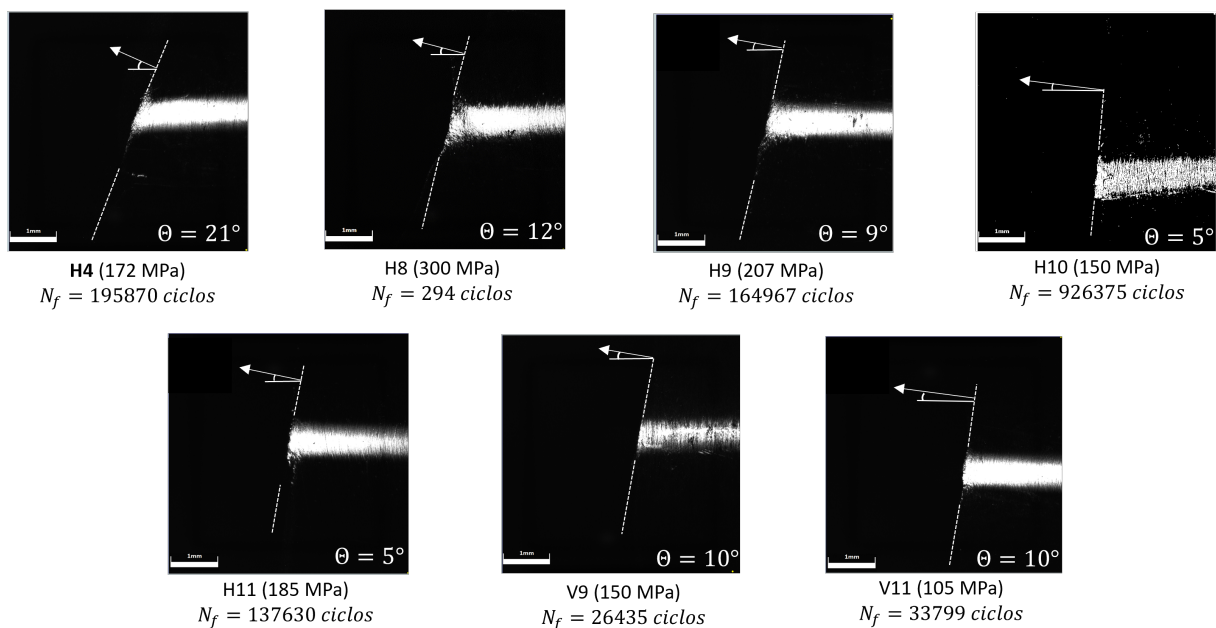


Figura 4.10: Orientação da seção de fratura de amostras submetidas a fadiga uniaxial Tração-Compressão

Fonte: Elaborado pelo autor

horizontais (H6 e H12) não apresentaram separação completa do corpo de prova, porém apresentaram a falha pelo limite de deslocamento angular definido para o ensaio, apresentando a abertura das trincas nas extremidades onde ocorreu a iniciação das trincas. Para as amostras horizontais, os planos de propagação das trincas e fratura mantiveram-se com  $\theta$  na faixa entre  $54^\circ$  e  $83^\circ$ . Para dois valores de amplitude de tensão cisalhante (110 MPa e 120 MPa), os corpos de prova H5 e H17 atingiram a vida de referência para a resistência a fadiga ( $1,2 \times 10^6$  ciclos), atingindo o *run out*. No caso das amostras verticais, as amostras V16 e V5, submetidas as amplitudes de tensão cisalhante de 120 MPa e 130 MPa atingiram o *run out*, porém a amostra V5 apresentou uma iniciação de trincas na superfície da amostra, orientado em  $0^\circ$ .

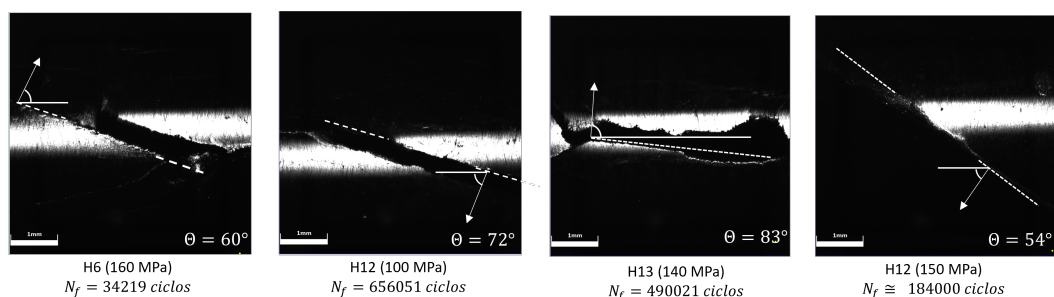


Figura 4.11: Orientação da seção de fratura de amostras submetidas a fadiga uniaxial Torcional

Fonte: Elaborado pelo autor

Quanto as amostras verticais, a seção de fratura permaneceu em planos com  $\theta$  próximo em  $90^\circ$ , assim como as amostras submetidas ao carregamento uniaxial. A hipótese para a persistência desse comportamento independente do carregamento está na orientação das inclusões presentes

Tabela 4.12: Orientação dos planos de fratura para as amostras verticais e horizontais submetidas ao carregamento uniaxial torcional

Vertical					Horizontal				
Amostra	$\Delta S$	$N_f$	$\theta$	$\phi$	Amostra	$\Delta S$	$N_f$	$\theta$	$\phi$
V16	120	run out <sup>1</sup>	-	-	H12	100	656051	72°	90°
V5	130	run out <sup>1</sup>	0° (iniciação)	-	H5	110	run out <sup>1</sup>	-	-
V18	135	255	N/A	N/A	H7	120	run out <sup>1</sup>	-	-
V14	140	1267	0°	90°	H13	140	490021	83°	90°
V10	140	9982	0°	90°	H15	150	184000	54°	90°
V8	150	3516	2°	90°	H6	160	34219	60°	90°

<sup>1</sup> - Amostra atingiu o limite de ciclos para a vida de referência à fadiga ( $1,2 \times 10^6$  ciclos)

N/A - Não aferido

nas amostras verticais, que se concentra na região entre camadas, como apresentado e discutido na seção 4.5.2. Esses pontos geram zonas de pouca ou nula penetração de material, ocorrendo assim a delaminação da região dado o descolamento e quebra dos óxidos.

O comparativo dos planos de fratura obtidos para os carregamentos de tração-compressão e Torção pura com a previsão dos planos críticos obtidos através dos modelos de Mataka, Findley e MWCM estão presentes na Tab. 4.13.

Tabela 4.13: Comparativo dos planos de fratura em relação aos planos críticos previstos por Findley, Mataka e MWCM para carregamentos uniaxiais TC (Tração-Compressão) e Torção pura.

Comparativo plano crítico								
amostras	Experimental		Findley		Mataka		MWCM	
	$\theta$	$\phi$	$\theta$	$\phi$	$\theta$	$\phi$	$\theta$	$\phi$
TC (Horizontal)	5°-21°	90°	31°	97°	45°	90°	45°	90°
TC (Vertical)	0°-10°	90°	-	-	45°	90°	45°	90°
Torção (Horizontal)	54°-83°	90°	77°	90°	0°	90°	90°	90°
Torção (Vertical)	0°-2°	90°	-	-	0°	90°	90°	90°

Pelo comparativo para os ensaios uniaxiais, é possível verificar que a estimativa apresentada pelo modelo de Findley se aproximou aos planos de fratura das amostras horizontais e as amostras verticais submetidas ao carregamento de tração-compressão. Para os ensaios submetidos ao carregamento de torção pura, o modelo de Findley apresentou concordância com os resultados experimentais das amostras horizontais, com o ângulo de 77° coincidindo com a faixa medida de 54° a 83°. As amostras verticais já se aproximaram as previsões de Mataka e MWCM, porém vale ressaltar que os óxidos também influenciaram majoritariamente os ângulos de fratura como será constatado para os ensaios multiaxiais e na seção 4.5.2.

Para os ensaios Multiaxiais, as seções de fraturas também foram analisadas para ambos os grupos e comparadas com as previsões de plano crítico obtidas pelos modelos (Tab. 4.14), apresentando algumas das seções na Fig.4.12.

Tabela 4.14: Comparativo dos planos de fratura em relação aos planos críticos previstos por Findley, Matake e MWCM para carregamentos multiaxiais em fase

Comparativo Plano crítico - Ensaios Multiaxiais em fase										
Orientação	Amostras	Carregamento (MPa)	Experimental		Matake		Findley		MWCM	
			$\theta$	$\phi$	$\theta$	$\phi$	$\theta$	$\phi$	$\theta$	$\phi$
Vertical	V4	50/50	12	90						
	V7	60/60	0	90	13	90	-	-	13	90
	V12	90/90	0	90	103	90				
	V15	100/100	18	90						
Horizontal	H17*	60/60	-	-						
	H16	85/85	30	90	13	90	0	90	13	90
	H14	90/90	30	90	103	90				
	H2	100/100	45	90						

\*H17 - Run out

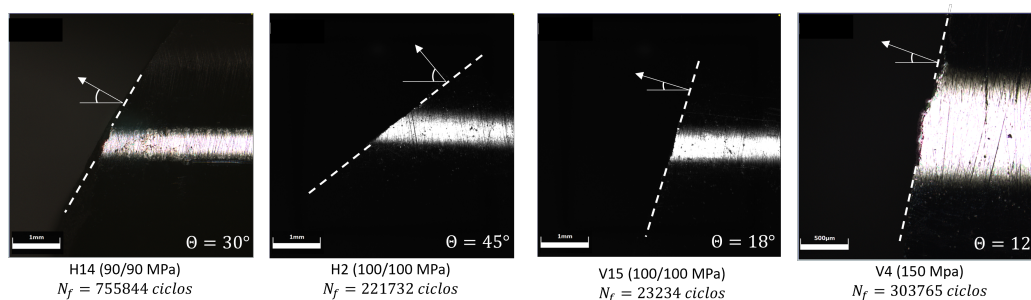


Figura 4.12: Orientação da seção de fratura de amostras submetidas a fadiga multiaxial ( $\sigma_a, \tau_a$ )

Fonte: Elaborado pelo autor

Pelos ensaios, foi possível verificar que as amostras verticais apresentaram ângulos  $\theta$  de iniciação de  $0^\circ$ ,  $12^\circ$  e  $18^\circ$ . As amostras que falharam a  $0^\circ$  (V7 e V12), além de falharem fora da seção reduzida, apresentaram as mesmas características que as demais amostras do grupo submetidas aos carregamentos uniaxial e torcional, devido a presença das inclusões e defeitos (discutido na seção 4.5.2). Quanto aos planos críticos onde há a propagação de trincas, as previsões de Matake e MWCM, cujo um dos planos críticos foi para  $\theta$  igual a  $13^\circ$ , correspondeu com os planos de fratura das amostras V4 e V15. Para as amostras horizontais, os planos de propagação mantiveram-se com  $\theta$  entre  $30^\circ$  e  $45^\circ$ , porém mantiveram-se fora das previsões definidas pelos modelos.

#### 4.5.2 Análise no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

Após os ensaios monotônicos e cíclicos, foram selecionados algumas amostras para as análises das seções de fratura, buscando caracterizar os mecanismos de falha para cada tipo de carregamento e orientação de fabricação, além de avaliar a orientação, influência e composição de defeitos e inclusões presentes.

As Figuras 4.13 e 4.14 apresentam as imagens no MEV de corpos de prova ensaiados para tração-compressão, apresentando um corpo de prova depositado na direção horizontal (H11) submetido a uma amplitude de tensão de 185,28 MPa, e um na vertical (V9) ensaiado para uma amplitude de tensão de 150 MPa, respectivamente.

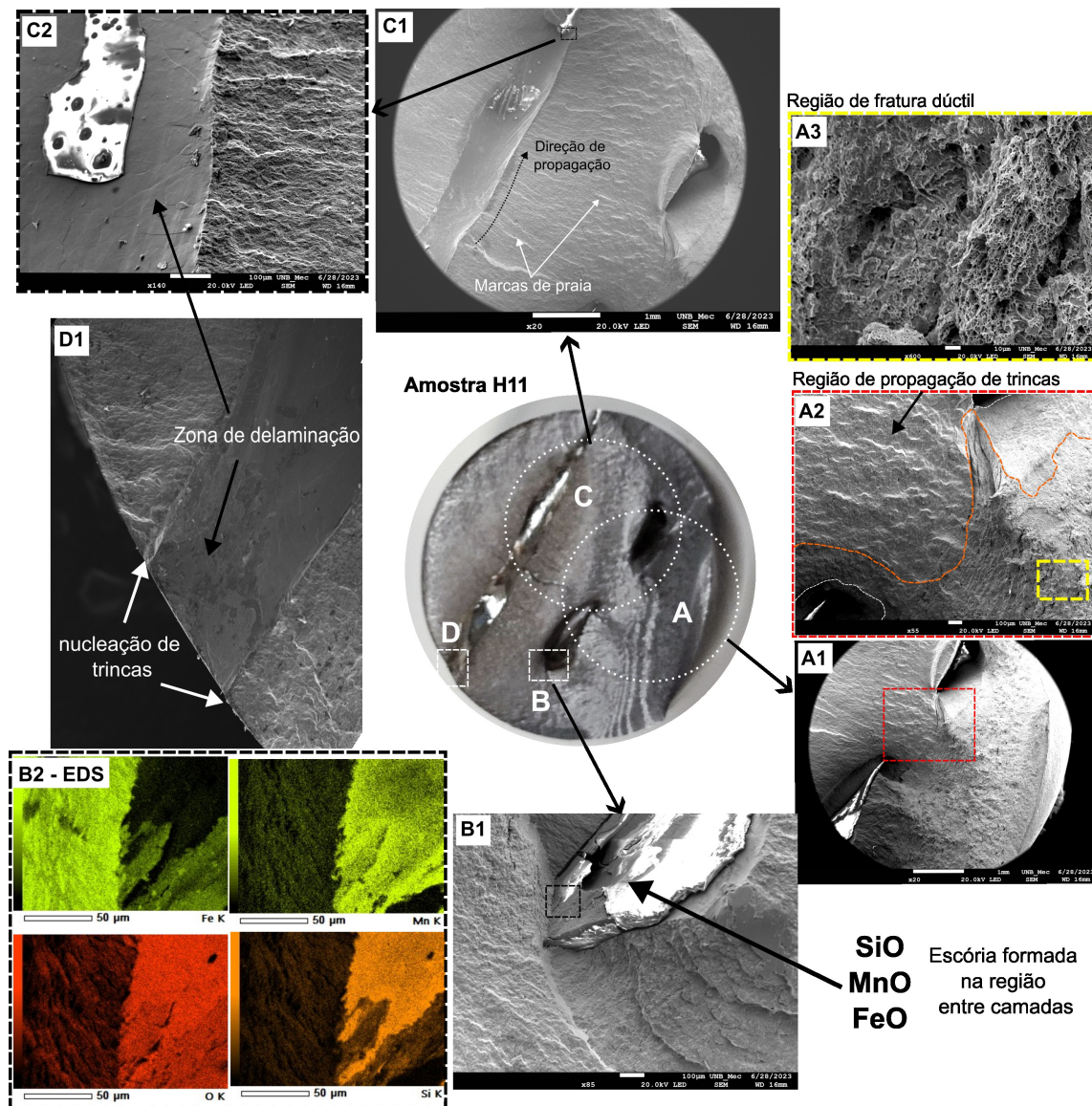


Figura 4.13: Seção de fratura para corpo de prova H11, submetido a fadiga uniaxial ( $R = -1$ ;  $\Delta S = 185,28$  MPa ;  $N_f = 137630$  ciclos)

Fonte: Elaborado pelo autor

No geral, percebeu-se que a presença de defeitos e inclusões nas regiões entre camadas ocasionou a propagação de trincas em mais de uma região, como vistos nos pontos A1 e C1 da Fig. 4.13. Essas inclusões foram analisadas no EDS, apresentada na Fig. 4.13-B2, onde constatou-se como sendo provenientes do processo de oxidação dos cordões logo após a solidificação do material. Para o material em questão (ER70S-6), a constituição química apresenta percentuais de Manganês e Silício, que reagem com o Oxigênio do ambiente de deposição para a formação da escória, com o objetivo de proteger o material contra oxidação. Porém por se tratar de um processo de preenchimento de material com múltiplas camadas, esses óxidos permaneceram entre as camadas depositadas e não permitiram uma penetração adequada do material, tornando essas regiões fragilizadas.

Pela orientação das marcas de praia presentes nas regiões C1 e D1 apresentadas na Fig. 4.13, é possível verificar que a propagação das trincas provavelmente se originou e propagou ao redor das regiões onde estão presentes os óxidos. As regiões lisas presentes nas seções C1, C2 e D2 também indicam a falta de penetração do material por conta dos óxidos, ocasionando uma delaminação parcial na região, fator que contribui com a propagação das trincas.

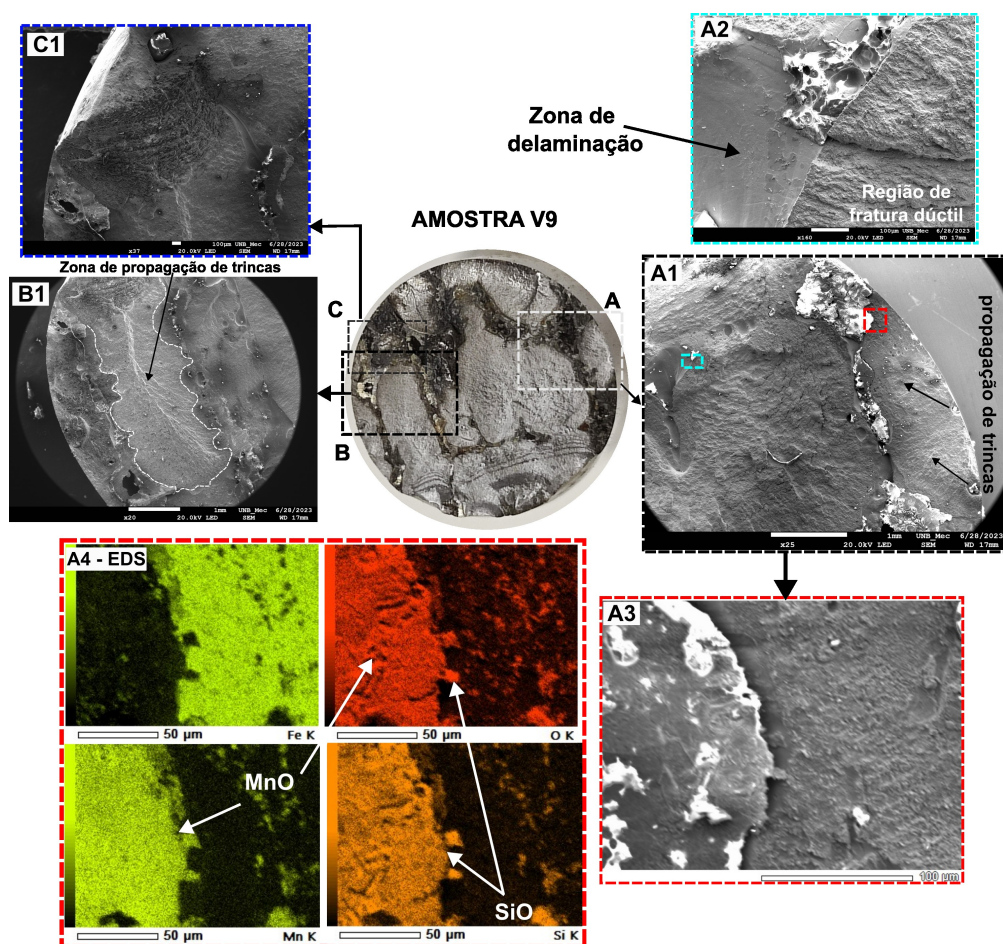


Figura 4.14: Seção de fratura para corpo de prova V9, submetido a fadiga uniaxial ( $R = -1$ ;  $\Delta S = 150$  MPa ;  $N_f = 26435$  ciclos)

Fonte: Elaborado pelo autor



Para as amostras verticais, os óxidos foram mais prejudiciais quanto a resistência do material, devido a orientação destes coincidir com a seção transversal do material, que se trata do plano crítico em ensaios de tração-compressão. A Fig.4.14 representa a seção de fratura para as amostras dessa região, apresentando uma maior concentração dos óxidos, que foram constatados também por análises EDS. Essa disposição apresenta pela fratura da amostra V9 se repetiu para demais amostras do grupo, independente do carregamento aplicado. Isso indica que a delaminação foi predominante na falha desses materiais, induzindo a nucleação e propagação de trincas no material.

Para os ensaios multiaxiais, também foi verificada múltiplas regiões de propagação de trincas, relacionadas com as extremidades das regiões de presença dos óxidos. As Fig. 4.15 e 4.16 apresenta as seções de fratura em duas amostras horizontais, submetidas a carregamentos multiaxiais em fase e com razão de biaxialidade igual à 1 para as tensões de 90 MPa e 100 MPa, respectivamente.

## Amostra H14

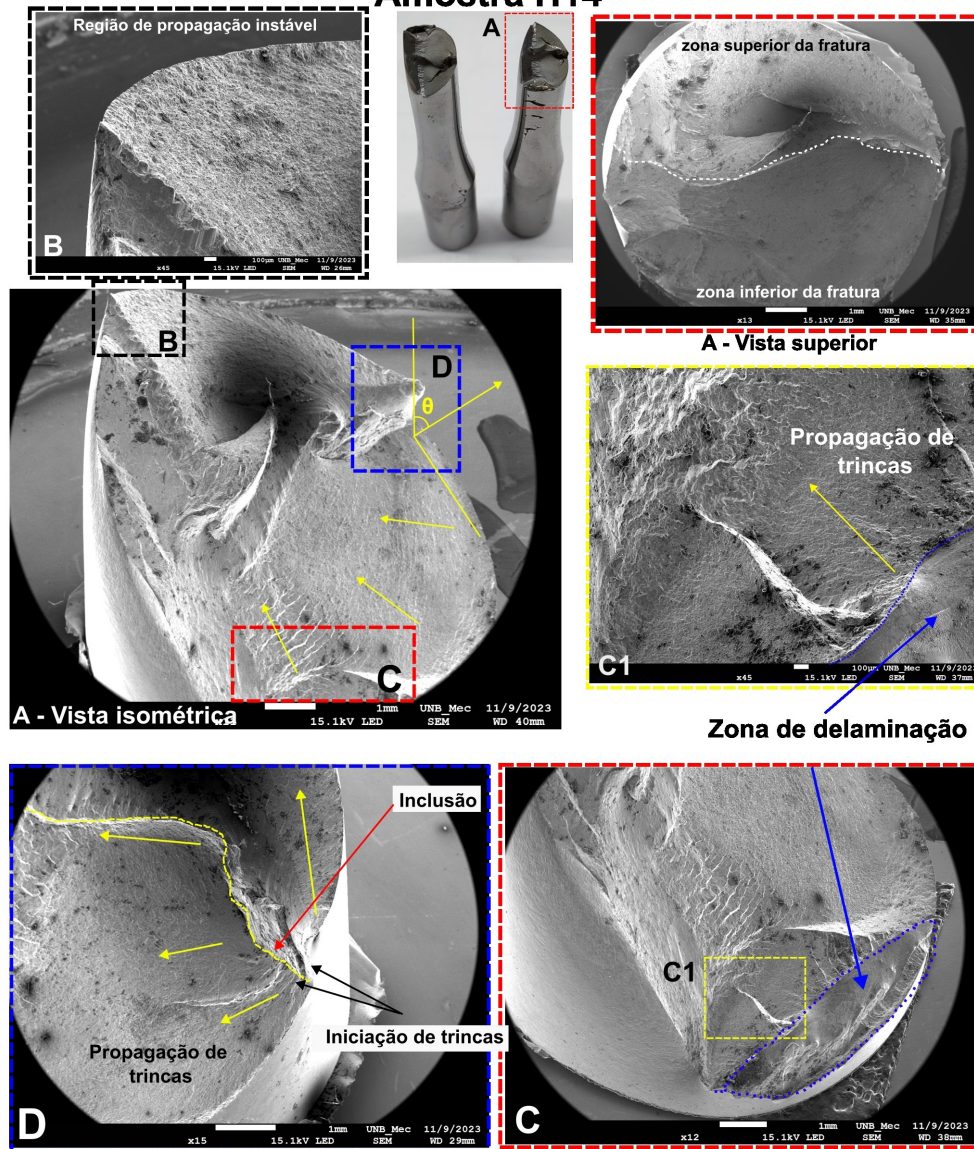


Figura 4.15: Seção de fratura para corpo de prova H14, submetido a fadiga multiaxial ( $R = -1$ ;  $\Delta S = 90 \text{ MPa}$ ;  $\Delta \tau = 90 \text{ MPa}$ ;  $N_f = 755844$  ciclos)

Fonte: Elaborado pelo autor

Pelas imagens da amostra H14, é possível visualizar nas zonas C e D diferentes direções para as estrias, direcionadas de forma que a origem se dá em zonas de delaminação. Também é perceptível a mudança na superfície entre a zona B e C, onde a zona C indica a iniciação e a zona de propagação estável da trinca, e a zona B já indica uma região mais rugosa, indicando uma propagação instável na região, além da presença de *dimples* devido a fratura dúctil.

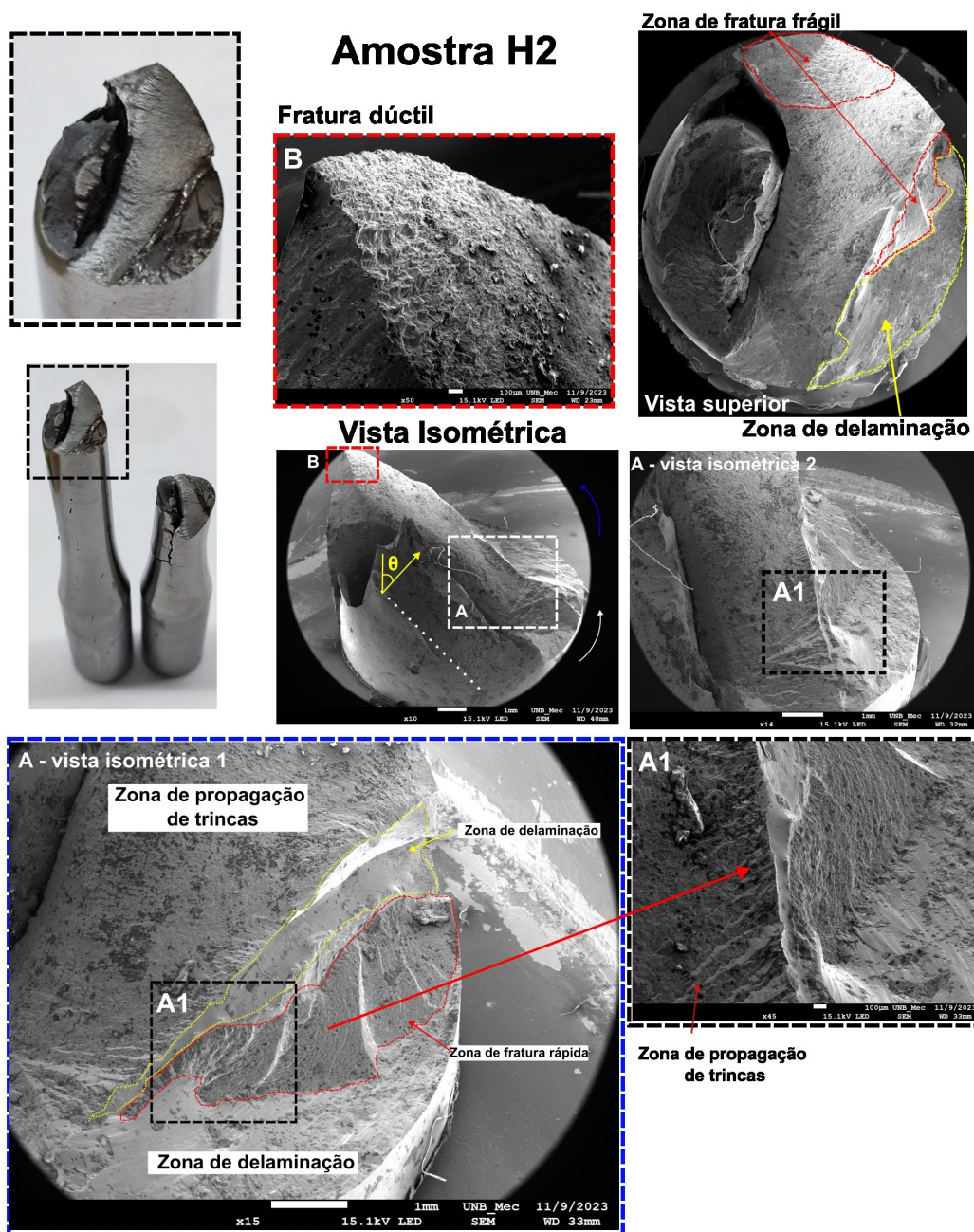


Figura 4.16: Seção de fratura para corpo de prova H2, submetido a fadiga multiaxial ( $R = -1$ ;  $\Delta S = 100 \text{ MPa}$ ;  $\Delta\tau = 100 \text{ MPa}$ ;  $N_f = 221732$  ciclos)

Fonte: Elaborado pelo autor

A amostra H2 apresentou características similares a amostra H14, com múltiplos ponto de iniciação de trinca, sendo um a partir de uma zona de delaminação, além de uma zona mais superior onde houve uma fratura rápida. No entanto, para este caso, a inclinação do plano de fratura foi ligeiramente maior, com  $45^\circ$ , em comparação aos  $30^\circ$  da amostra H14. A zona B também apresentou maior presença de dimples nesta amostra. As demais amostras horizontais ensaiadas também apresentaram mecanismos de fratura similares aos mostrados nas Fig. 4.15 e 4.16, indicando que o comportamento é característico para a orientação de fabricação.

Para as amostras verticais, o comportamento variou bastante entre as amostras ensaiadas, com a presença dos óxidos influenciando majoritariamente no plano de falha do material. As figuras 4.17 e 4.18 apresentam as seções de fraturas para as amostras V4 e V15, submetidas a amplitude de tensão de 50 MPa e 100 MPa, respectivamente.

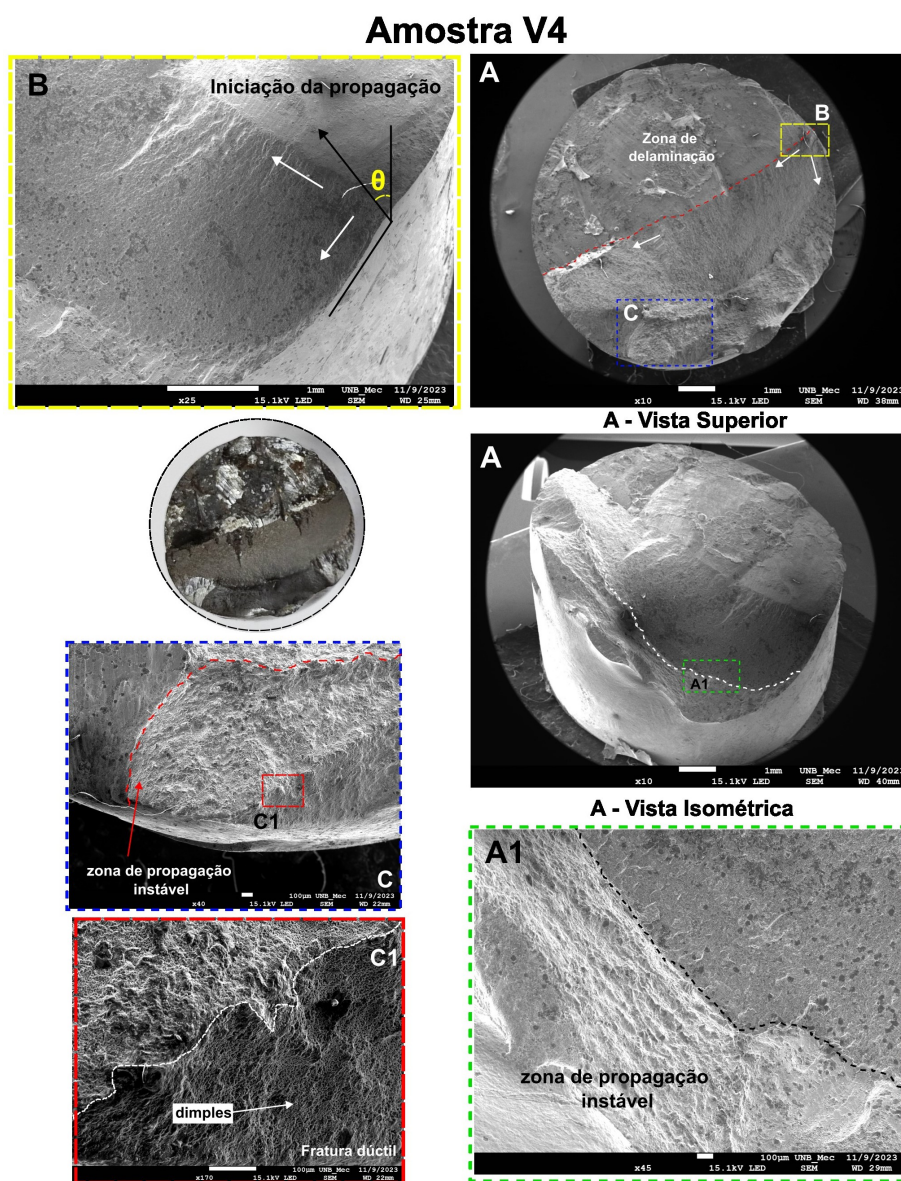


Figura 4.17: Seção de fratura para corpo de prova V4, submetido a fadiga multiaxial ( $R = -1$ ;  $\Delta S = 50$  MPa;  $\Delta\tau = 50$  MPa;  $N_f = 303765$  ciclos)

Fonte: Elaborado pelo autor

Para a amostra V4, é possível visualizar na zona A a presença de óxidos concentrados na parte superior, destacando uma zona de delaminação de material. A partir da extremidade dessa zona, além da presença de um defeito subsuperficial, é que há um ponto de iniciação, apresentado na zona B da Fig. 4.17, e se propagando adjacente a zona de delaminação e descendo em um ângulo de aproximadamente  $12^\circ$  para o resto da seção. A partir da zona C, que há uma mudança nas

características da fratura, passando a propagar instavelmente em outro plano do material até a falha dúctil, apresentada pelos *dimples* na seção de fratura C1.

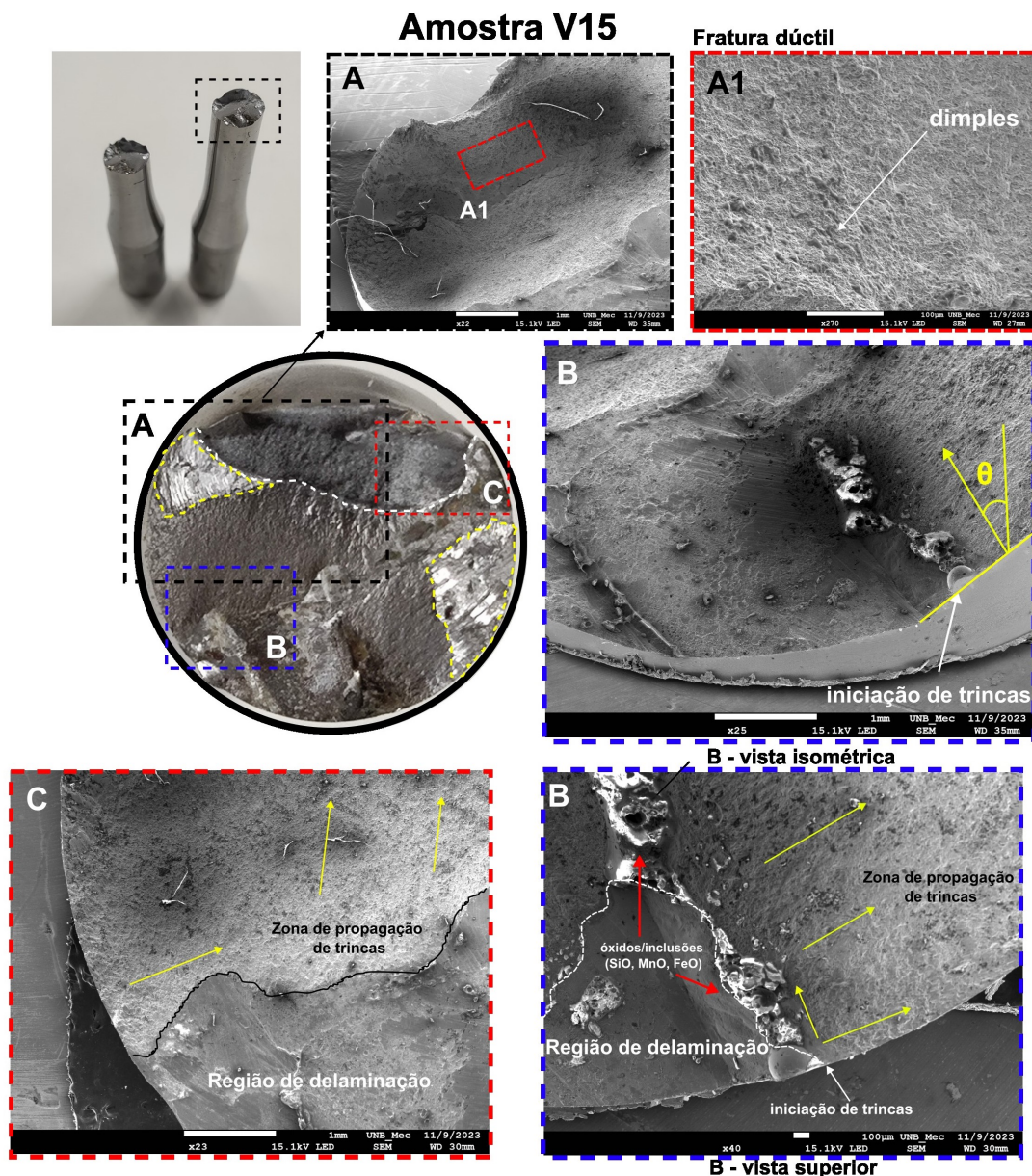


Figura 4.18: Seção de fratura para corpo de prova V4, submetido a fadiga multiaxial ( $R = -1$ ;  $\Delta S = 100 \text{ MPa}$ ;  $\Delta\tau = 100 \text{ MPa}$ ;  $N_f = 23234$  ciclos)

Fonte: Elaborado pelo autor

Para a amostra V15, uma das zonas de iniciação começou de forma similar à amostra V4, a partir da zona com a presença de óxidos subsuperficiais, como indicado a seção B da Fig. 4.18. A amostra também apresentou uma zona de delaminação, com a propagação de trincas adjacentes (zona C) e uma região mais superior onde houve a fratura dúctil do material (zona A/A1)

## 4.6 ANÁLISE MICROTOMÓGRAFO

Durante a realização dos ensaios, foi possível realizar a análise no microtomógrafo para uma das amostras verticais que iriam ser ensaiadas (Amostra V4), para avaliar as inclusões e defeitos internos da peça, além de verificar a compatibilidade do equipamento com as dimensões dos corpos de prova. As imagens obtidas pela análise estão presentes na Fig. 4.19.

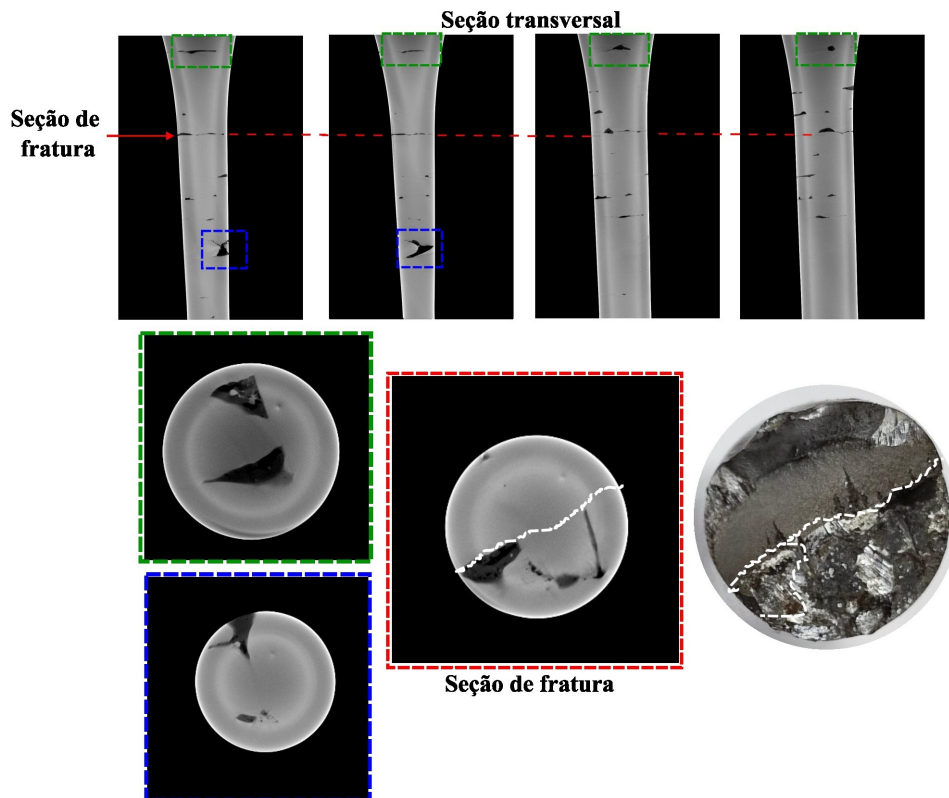


Figura 4.19: Imagens da amostra V4 obtidas pelo microtomógrafo para identificação dos defeitos.

Fonte: Elaborado pelo autor

Pelas imagens, é possível verificar diferentes defeitos de fabricação presentes ao longo de uma região do corpo de prova. Pela comparação da fractografia da amostra, presente na Fig. 4.17, foi possível identificar alguns defeitos, além da seção de fratura nas imagens geradas pelo equipamento, captando algumas características na geometria destes defeitos.

Diversos trabalhos atualmente utilizam o equipamento para caracterização e estudo de defeitos. Xie, *et al.* [76] utilizam a análise para identificar os tipos de defeitos e correlacionam cada um com o comportamento a fadiga da liga Al-Mg4.5 Mn fabricada via WAAM. Com as análises, os autores conseguiram correlacionar o tipo de defeito, tamanho e posição com a vida a fadiga do material, através da calibração com dados aferidos pela análise de microtomografia. Biswal, *et al.* [3] também utilizaram a microtomografia para determinar o tamanho de porosidades em peças fabricadas em Ti6Al4V pelo processo WAAM. Os autores determinaram os tamanhos críticos dos defeitos e a influência na performance a fadiga para o material.

Para este trabalho não foram realizadas demais análises no equipamento, porém, essa análise preliminar indica o potencial do equipamento para caracterização de defeitos/microdefeitos nas peças, podendo ser utilizado futuramente com o Método de Murakami para determinação da máxima raiz quadrada de área efetiva presente nas amostras.

## 5 CONCLUSÕES

O presente trabalho teve o objetivo de avaliar a resposta de componentes fabricados pelo processo WAAM-CMT para a fadiga uniaxial e multiaxial, avaliando a anisotropia presente nos grupos de amostras, estudando os defeitos presentes e verificando a efetividade dos modelos de Murakami aplicado para os defeitos e os modelos de Mataké, Findley e MWCM para previsão da vida para carregamentos multiaxiais em fase. A partir dos resultados encontrados, determinou-se os seguintes pontos:

1. No que diz respeito ao processo de fabricação para a liga ER70S-6:

- O processo CMT, juntamente com a estratégia de deposição 0°-90° apresentou um controle adequado da geometria da peça matriz fabricada, garantindo as dimensões propostas sem que houvesse superaquecimento ou colapso das camadas;
- Os parâmetros de aporte térmico utilizados para esse material no preenchimento multicamadas, apesar de garantir uma qualidade geométrica aceitável, não se mostrou eficiente para a queima adequada dos óxidos formados pelos elementos de liga do aço ER70S-6 (Silício e Manganês), permitindo que estes óxidos agissem como inclusões na peça, fragilizando-a pela baixa penetração de material, e ocasionando o efeito de delaminação;

2. A respeito da efetividade do Método de Murakami:

- Os defeitos presentes na amostra superaram o limite descrito por Murakami de  $100 \mu\text{m}$  para a  $\sqrt{\text{área}}$  dos defeitos. Por conta disso, o método não se mostrou eficiente para determinar a resistência a fadiga dos componentes. A previsão para as amostras horizontais foi de 202 MPa, enquanto a resistência à fadiga obtida experimentalmente foi de 145 MPa. Para as amostras verticais, a previsão pelo método foi de 105 MPa, enquanto a resistência obtida para essas amostras foi de 38 MPa.
- Para demais configurações de deposição, o método poderá ser novamente avaliado, uma vez que para paredes finas, o aporte térmico se mostrou eficiente e os defeitos permaneceram na faixa de tamanho adequados;

3. Quanto aos ensaios de fadiga:

- As amostras Horizontais (H) uma resistência a fadiga uniaxial para Tração-Compressão (razão de carregamento  $R=-1$ ) de 145 MPa, em comparação ao valor de 38 MPa obtidos para as amostras verticais. Quanto a resistência a fadiga torcional, a amostra vertical apresentou uma resistência levemente maior, de 118 MPa, em comparação aos 105 MPa obtidos para as amostras Horizontais;



- O calibração do modelo de Findley para amostras verticais não se mostrou possível, dado o comportamento anormal das curvas S-N do material, mostrando-se fora do padrão definido por Gough [87] para materiais metálicos, com a resistência à fadiga para torção mostrando-se maior que a resistência à fadiga para tração-compressão;
- Para carregamentos multiaxiais, as amostras foram submetidas a carregamentos em fase com razão de biaxialidade igual a um, com os modelos de previsão de Matake mostrando-se conservador para as amostras horizontais, com EI na faixa de 21% à 77% . Em contrapartida, o modelo de Findley mostrou-se não conservativo para as amostras horizontais, com faixa de EI entre -29,07% e -99,96% apresentando previsões de vida incondizentes com os valores experimentais;
- O modelo MWCM foi o que apresentou mais próximas aos resultados obtidos para as amostras horizontais, com o índice de erro EI entre -4% e 41%. para as amostras verticais, o modelo de Matake mostrou-se bem conservador, com valores discrepantes com Ei acima de 100%, dado ao comportamento atípico do material.

#### 4. Quanto as análises de plano crítico e fractografia:

- Para os ensaios uniaxiais Tração-Compressão e Torção, as previsões de plano crítico pelo modelo de Findley se aproximaram mais aos planos de falha das amostras horizontais;
- Os modelos de Matake e MWCM apresentaram maior conformidade com as amostras verticais para os carregamentos uniaxiais;
- Para os ensaios multiaxiais, o modelo de Matake e MWCM apresentaram conformidade com o plano crítico obtido pelos resultados para as amostras verticais. No entanto, algumas amostras de grupo falharam no plano de orientação dos óxidos, devido a influência destes na iniciação e propagação das trincas. Para as amostras horizontais, a dispersão dos planos de previsão e os resultados experimentais foi maior;
- Pelas análises no MEV, foi possível identificar os pontos de iniciação e propagação de trincas, além dos pontos de fratura rápida/dúctil do material, apresentando uma conformidade entre cada grupo analisado.

## 5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para trabalhos futuros, sugere-se a abordagem dos seguintes temas:

- Estudo de outras estratégias de deposição e direções de fabricação dos corpos de prova;

A estratégia de deposição é importante para ajuste da geometria da peça depositada e também no aporte térmico introduzido para a fabricação. Isso possivelmente influenciará na microestrutura da peça final e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas do material. Como proposta,

fica a sugestão de explorar outras estratégias de deposição alternativas a deposição 0°/90° utilizada nesse trabalho. Além disso, sugere-se a avaliação de outras direções de fabricação dos corpos de prova alternativas as direções horizontais e verticais exploradas. Dois ensaios já foram realizados em corpos de prova usinados 45° no plano de deposição, com os resultados apresentados na Tab. 5.1.

Tabela 5.1: Ensaios multiaxiais conduzidos para amostras diagonais extraídas 45° no plano de deposição da peça matriz.

Ensaios multiaxiais conduzidos para as amostras diagonais 45°						
Ensaio					Plano de fratura	
$\sigma_a$ (MPa)	$\tau_a$ (MPa)	R	$f$ (Hz)	$N_f$	$\theta$	$\phi$
90	90	-1	8	run out	-	-
100	100			523877	28°	90°

- Análise do método raiz quadrada de Área para amostras provenientes de paredes finas;

Para a deposição de paredes finas, explorado em trabalhos anteriores [79], não houve a presença de inclusões macroscópicas na região entre camadas como foi constatado nesse trabalho. Além disso, para o mapeamento de defeitos realizado para uma parede de 100 camadas, foi possível visualizar que o defeitos e inclusões resultantes para esse tipo de geometria apresentam um tamanho que se encaixa dentro da faixa proposta por Murakami [8]. Por conta disso, sugere-se que o método raiz quadrada de área possa representar melhor o comportamento de peças provenientes desse tipo de deposição.

- Avaliação da performance de outros modelos multiaxiais para previsão da vida e dos planos críticos do material;

Os modelos multiaxiais escolhidos e analisados nesse trabalho são baseados em tensão, onde todos assumem a tensão cisalhante como governante para a falha. Sugere-se avaliar a efetividade em demais modelos que utilizam outras abordagens, como por exemplos modelos baseados em deformação ou que utilizem a tensão normal como governante para a falha, como por exemplo os modelos de Fatemi-Socie (FS) e Smith, Watson and Topper (SWT).

- Utilização de análises do microtomógrafo para mapeamento tridimensional dos defeitos para os espécimes fabricados;

Abordado neste trabalho, a análise do microtomógrafo pode ser utilizada para realizar o mapeamento dos defeitos, além de avaliar a natureza e morfologia destes. Para trabalhos futuros, sugere-se que essa abordagem seja aprofundada para o método raiz quadrada de área.

- Uso de redes neurais para a previsão do comportamento a fadiga para amostras fabricadas pelo processo WAAM-CMT.

Devido ao comportamento anisotrópico e complexo do material fabricado via WAAM-CMT, é possível que nenhum modelo tradicional de previsão para a fadiga multiaxial seja capaz de determinar o comportamento do material. Por conta disso, o uso de redes neurais pode ser uma alternativa para previsão do comportamento dessas peças.

## REFERÊNCIAS

- [1] FRAZIER, W. E. Metal additive manufacturing: A review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 23, p. 1917–1928, 2014. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z>>.
- [2] DHINAKARAN, V.; AJITH, J.; Fathima Yasin Fahmidha, A.; JAGADEESHA, T.; SATHISH, T.; STALIN, B. Wire arc additive manufacturing (waam) process of nickel based superalloys – a review. *Materials Today: Proceedings*, v. 21, p. 920–925, 2020. ISSN 2214-7853. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.08.159>>.
- [3] BISWAL, R.; ZHANG, X.; SYED, A. K.; AWD, M.; DING, J.; WALTHER, F.; WILLIAMS, S. Criticality of porosity defects on the fatigue performance of wire+arc additive manufactured titanium alloy. *International Journal of Fatigue*, v. 122, p. 208–217, 2019. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.01.017>>.
- [4] ALDALUR, E.; VEIGA, F.; SUÁREZ, A.; BILBAO, J.; LAMIKIZ, A. High deposition wire arc additive manufacturing of mild steel: Strategies and heat input effect on microstructure and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 58, p. 615–626, 2020. ISSN 1526-6125. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.060>>.
- [5] SANAEI, N.; FATEMI, A. Defect-based fatigue life prediction of l-pbf additive manufactured metals. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 244, p. 107541, 2021. ISSN 0013-7944. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2021.107541>>.
- [6] YADOLLAHI, A.; MAHTABI, M.; KHALILI, A.; DOUDE, H.; JR, J. N. Fatigue life prediction of additively manufactured material: Effects of surface roughness, defect size, and shape. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 41, n. 7, p. 1602–1614, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1111/ffe.12799>>.
- [7] UEMATSU, Y.; KAKIUCHI, T.; HAN, Y.; NAKAJIMA, M. Proposal of fatigue limit design curves for additively manufactured ti-6al-4v in a vhc regime using specimens with artificial defects. *Metals*, v. 11, n. 6, 2021. ISSN 2075-4701. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/met11060964>>.
- [8] MURAKAMI, Y. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier, 2002. (Referex Engineering). ISBN 9780080440644. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=zCJmlAEACAAJ>>.
- [9] RALPH BAKER. *Method of Making Decorative Articles*. 1920. US1533300A. U.S. Patent.
- [10] KUNIEDA, M.; KATOH, R.; MORI, Y. Rapid prototyping by selective electrodeposition using electrolyte jet. *CIRP Annals*, v. 47, n. 1, p. 161–164, 1998. ISSN 0007-8506. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)62808-X](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)62808-X)>.
- [11] WU, B.; PAN, Z.; DING, D.; CUIURI, D.; LI, H.; XU, J.; NORRISH, J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 35, p. 127–139, 2018. ISSN 1526-6125. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001>>.
- [12] DING, J. *Thermo-mechanical Analysis of Wire and Arc Additive Manufacturing Process*. Tese (Doutorado) — Cranfield University, 2012.

- [13] SOARES, M. A. de A.; NOVELINO, A. L. B.; ZIBEROV, M. Geometry study on 410nimo alloy parts printed by waam-cmt. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, p. 114 – 125, 2024. Cited by: 0. Disponível em: <[https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-85174614120&doi=10.1007%2f978-3-031-43555-3\\_11&partnerID=40&md5=0d7ee104c6d4fca182b13f2010b87783](https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-85174614120&doi=10.1007%2f978-3-031-43555-3_11&partnerID=40&md5=0d7ee104c6d4fca182b13f2010b87783)>.
- [14] SEOW, C. E.; ZHANG, J.; COULES, H. E.; WU, G.; JONES, C.; DING, J.; WILLIAMS, S. Effect of crack-like defects on the fracture behaviour of wire + arc additively manufactured nickel-base alloy 718. *Additive Manufacturing*, v. 36, p. 101578, 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101578>>.
- [15] ERMAKOVA, A.; MEHMANPARAST, A.; GANGULY, S.; RAZAVI, J.; BERTO, F. Investigation of mechanical and fracture properties of wire and arc additively manufactured low carbon steel components. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, v. 109, p. 102685, 2020. ISSN 0167-8442. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102685>>.
- [16] ERMAKOVA, A.; MEHMANPARAST, A.; GANGULY, S.; RAZAVI, J.; BERTO, F. Fatigue crack growth behaviour of wire and arc additively manufactured er70s-6 low carbon steel components. *International Journal of Fracture*, 2021. ISSN 1573-2673. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s10704-021-00545-8>>.
- [17] ERMAKOVA, A.; GANGULY, S.; RAZAVI, J.; BERTO, F.; MEHMANPARAST, A. Experimental investigation of the fatigue crack growth behavior in wire arc additively manufactured er100s-1 steel specimens. *Engineering Failure Analysis*, 2021. ISSN 106362. Disponível em: <<https://doi.org/10.1111/ffe.13598>>.
- [18] International Organization for Standardization. *Additive Manufacturing – General principles – Terminology*. 2018. ISO 52900:2018. Geneva, Switzerland: ISO.
- [19] WIBERG, A. Towards design automation for additive manufacturing : A multidisciplinary optimization approach. 2019.
- [20] RICHARDSON, W. *Metal additive manufacturing using powder bed fusion (PBF) and Direct Metal Deposition (DMD)*. 2020. Disponível em: <<https://www.ai-online.com/2020/04/metal-additive-manufacturing-using-powder-bed-fusion-pbf-and-direct-metal-deposition-dmd/>>.
- [21] SVETLIZKY, D.; DAS, M.; ZHENG, B.; VYATSKIKH, A. L.; BOSE, S.; BANDYOPADHYAY, A.; SCHOENUNG, J. M.; LAVERNIA, E. J.; ELIAZ, N. Directed energy deposition (ded) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. *Materials Today*, v. 49, p. 271–295, 2021. ISSN 1369-7021. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1369702121001139>>.
- [22] MIRZABABAEI, S.; PASEBANI, S. A review on binder jet additive manufacturing of 316l stainless steel. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, v. 3, n. 3, 2019. ISSN 2504-4494. Disponível em: <<https://www.mdpi.com/2504-4494/3/3/82>>.
- [23] XJET'S NanoParticle Jetting™ (NPJ) technology. 2023. Disponível em: <<https://www.xjet3d.com/technology/>>.
- [24] LIM, J.; OH, W.; KIM, C. L. . D. Selection of effective manufacturing conditions for directed energy deposition process using machine learning methods. *Scientific Reports*, v. 11, n. 24169, 2021.
- [25] SCHLETT, J. *Lasers shape a new future for additive manufacturing of metal parts*. 2022. Disponível em: <[https://www.photonics.com/Articles/Lasers\\_Shape\\_a\\_New\\_Future\\_for\\_Additive/a68560](https://www.photonics.com/Articles/Lasers_Shape_a_New_Future_for_Additive/a68560)>.
- [26] OLIARI, S. H.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; SCHULZ, M. Additive manufacturing of h11 with wire-based laser metal deposition. *Soldagem Inspecção*, v. 22, 2017. ISSN 1980-6973.

- [27] LORTEK. *Metal additive manufacturing at Lortek*. 2023. Disponível em: <<https://www.lortek.es/en/technological-areas/metal-additive-manufacturing/waam>>.
- [28] ALL3DP. *Waam! what is Wire Arc additive manufacturing?* 2022. Disponível em: <<https://all3dp.com/1/waam-what-is-wire-arc-additive-manufacturing/>>.
- [29] DEBROY, T.; DAVID, S. Physical processes in fusion-welding. *Reviews of Modern Physics - REV MOD PHYS*, v. 67, p. 85–112, 01 1995.
- [30] SELVI, S.; VISHVAKSENAN, A.; RAJASEKAR, E. Cold metal transfer (cmt) technology - an overview. *Defence Technology*, v. 14, n. 1, p. 28–44, 2018.
- [31] COSTA, T. F. Aplicação de processos mag curto-circuito convencional e controlado na soldagem de dutos de aço carbono. *Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia*, 2011.
- [32] FRONIUS. *CMT ADVANCED: A higher deposition rate, better gap-bridging ability and higher stability*. Acessado em 30/01/2023. Disponível em: <<https://www.fronius.com/en/welding-technology/world-of-welding/fronius-welding-processes/cmt-advanced>>.
- [33] IMOUDU, N. E. The characteristic of cold metal transfer (cmt) and its application for cladding. *Master's thesis in Technology and Safety in the High North*, 2017.
- [34] FRONIUS. *GETTING TO THE HEART OF PRECISIONCMT CYCLE STEP, A NEW WELDING PROCESS VARIANT*. Acessado em 30/01/2023. Disponível em: <<https://www.fronius.com/en/welding-technology/info-centre/magazine/2019/cmt-cycle-step>>.
- [35] CONG, B.; DING, J.; WILLIAMS, S. Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured al-6.3%cu alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 76, p. 1593–1606, 2015.
- [36] DOWLING, N. *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*. Pearson, 2013. ISBN 9780131395060. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=IKcHvgAACAAJ>>.
- [37] SOCIE, D.; MARQUIS, G. *Multiaxial Fatigue*. Society of Automotive Engineers, 2000. ISBN 9780768004533. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=1upjQgAACAAJ>>.
- [38] PLA, P. B. Análise comparativa dos critérios multiaxiais de findley e susmel & lazzarin. UnB, 2018. Projeto de graduação em Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília.
- [39] ARAÚJO, J.; DANTAS, A.; CASTRO, F.; MAMIYA, E.; FERREIRA, J. On the characterization of the critical plane with a simple and fast alternative measure of the shear stress amplitude in multiaxial fatigue. *International Journal of Fatigue*, v. 33, n. 8, p. 1092–1100, 2011. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.01.002>>.
- [40] SUSMEL, L. A simple and efficient numerical algorithm to determine the orientation of the critical plane in multiaxial fatigue problems. *International Journal of Fatigue*, v. 32, n. 11, p. 1875–1883, 2010. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.05.004>>.
- [41] BANNANTINE, J.; COMER, J.; HANDROCK, J. *Fundamentals of Metal Fatigue Analysis*. Prentice Hall, 1990. ISBN 9780133401912. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=jdZRAAAAMAAJ>>.
- [42] BASQUIN, O. The exponential law of endurance tests. *Proc Am Soc Test Mater*, v. 10, p. 625–630, 1910. Disponível em: <<https://cir.nii.ac.jp/crid/1570854175181886720>>.

- [43] COFFIN L. F., J. A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal. *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, v. 76, n. 6, p. 931–950, 07 1954. ISSN 0097-6822. Disponível em: <<https://doi.org/10.1115/1.4015020>>.
- [44] FINDLEY, W. Behavior of Materials Under Conditions of Thermal Stress. *National Advisory Committee for Aeronautics*, 1954. Disponível em: <<https://ntrs.nasa.gov/citations/19930092197>>.
- [45] LEE, Y.; PAN, J.; HATHAWAY, R. B.; BARKEY, M. E. *Fatigue Testing and Analysis (Theory and Practice)*. Elsevier, 2005. ISBN 9780080477695. Disponível em: <<https://www.elsevier.com/books/fatigue-testing-and-analysis/lee/978-0-7506-7719-6>>.
- [46] PRABU, A. S.; RAJ, V.; BALLOLLI, A.; CHANDRAN, A. A. Crack Prediction on Aircraft Wing Spar. *International Journal of Engineering Research Technology*, v. 7, 2018.
- [47] FINDLEY, W. N. A Theory for the Effect of Mean Stress on Fatigue of Metals Under Combined Torsion and Axial Load or Bending. *Journal of Engineering for Industry*, v. 81, n. 4, p. 301–305, 11 1959. ISSN 0022-0817. Disponível em: <<https://doi.org/10.1115/1.4008327>>.
- [48] MATAKE, T. An explanation on fatigue limit under combined stress. *Bulletin of JSME*, v. 20, n. 141, p. 257–263, 1977. Disponível em: <<https://doi.org/10.1299/jsme1958.20.257>>.
- [49] SUSMEL, L.; LAZZARIN, P. A bi-parametric modified wohler curve for high cycle multiaxial fatigue assessment. *Fatigue Fracture of Engineering Materials Structures*, v. 25, p. 63 – 78, 01 2002.
- [50] SUSMEL, L. *Multiaxial Notch Fatigue*. Elsevier Science, 2009. (Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering). ISBN 9781845695828. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=fp-aPgAACA AJ>>.
- [51] KAUFMAN, R.; TOPPER, T. The influence of static mean stresses applied normal to the maximum shear planes in multiaxial fatigue. *European Structural Integrity Society*, v. 31, p. 123–143, 12 2003.
- [52] BROWN, M. W.; MILLER, K. J. A theory for fatigue failure under multiaxial stress-strain conditions. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, v. 187, n. 1, p. 745–755, 1973. Disponível em: <[https://doi.org/10.1243/PIME\\_PROC\\_1973\\_187\\_161\\_02](https://doi.org/10.1243/PIME_PROC_1973_187_161_02)>.
- [53] SMITH, R.; WATSON, P.; TOPPER, T. A Stress-Strain Parameter for the Fatigue of Metals. *Journal of Materials*, v. 5, n. 4, p. 367–778, 1970.
- [54] MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *International Journal of Fatigue*, v. 16, n. 3, p. 163–182, 1994. ISSN 0142-1123. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/0142-1123\(94\)90001-9](https://doi.org/10.1016/0142-1123(94)90001-9)>.
- [55] MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 17, n. 1, p. 1–15, 1983. ISSN 0013-7944. Special Issue: International Conference on Advanced Materials Mechanical Properties '90 (ICAMP '90). Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0013794483900188>>.
- [56] MURAKAMI, Y. Effects of nonmetallic inclusions on the fatigue strength of metals. In: \_\_\_\_\_. *Micro-mechanics and Inhomogeneity: The Toshio Mura 65th Anniversary Volume*. Springer New York, 1990. p. 283–295. ISBN 978-1-4613-8919-4. Disponível em: <[https://doi.org/10.1007/978-1-4613-8919-4\\_19](https://doi.org/10.1007/978-1-4613-8919-4_19)>.
- [57] MOLAEI, R.; FATEMI, A. Crack paths in additive manufactured metallic materials subjected to multiaxial cyclic loads including surface roughness, hip, and notch effects. *International Journal of Fatigue*, v. 124, p. 558–570, 2019. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.03.007>>.

- [58] MOLAEI, R.; FATEMI, A.; PHAN, N. Significance of hot isostatic pressing (hip) on multiaxial deformation and fatigue behaviors of additive manufactured ti-6al-4v including build orientation and surface roughness effects. *International Journal of Fatigue*, v. 117, p. 352–370, 2018. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.07.035>>.
- [59] FATEMI, A.; MOLAEI, R.; SHARIFIMEHR, S.; PHAN, N.; SHAMSAEI, N. Multiaxial fatigue behavior of wrought and additive manufactured ti-6al-4v including surface finish effect. *International Journal of Fatigue*, v. 100, p. 347–366, 2017. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.03.044>>.
- [60] YAMASHITA, Y.; MURAKAMI, T.; MIHARA, R.; OKADA, M.; MURAKAMI, Y. Defect analysis and fatigue design basis for ni-based superalloy 718 manufactured by additive manufacturing. *Procedia Structural Integrity*, v. 7, p. 11–18, 2017. ISSN 2452-3216. 3rd International Symposium on Fatigue Design and Material Defects, FDMD 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2017.11.054>>.
- [61] AYAN, Y.; KAHRAMAN, N. Bending fatigue properties of structural steel fabricated through wire arc additive manufacturing (waam). *Engineering Science and Technology, an International Journal*, v. 35, p. 101247, 2022. ISSN 2215-0986. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jestch.2022.101247>>.
- [62] ZHANG, X.; MARTINA, F.; DING, J.; WANG, X.; WILLIAMS, S. Fracture toughness and fatigue crack growth rate properties in wire +arc additive manufactured ti-6al-4v. *Fatigue Fracture of Engineering Materials Structures*, v. 40, p. 790–803, 2016. ISSN 2215-0986. Disponível em: <<https://doi.org/10.1111/ffe.12547>>.
- [63] BISWAL, R.; ZHANG, X.; SHAMIR, M.; Al Mamun, A.; AWD, M.; WALTHER, F.; Khadar Syed, A. Interrupted fatigue testing with periodic tomography to monitor porosity defects in wire + arc additive manufactured ti-6al-4v. *Additive Manufacturing*, v. 28, p. 517–527, 2019. ISSN 2214-8604. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.04.026>>.
- [64] AKGUN, E.; ZHANG, X.; BISWAL, R.; ZHANG, Y.; DORÉ, M. Fatigue of wire+arc additive manufactured ti-6al-4v in presence of process-induced porosity defects. *International Journal of Fatigue*, v. 150, p. 106315, 2021. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106315>>.
- [65] SYED, A. K.; ZHANG, X.; CABALLERO, A.; SHAMIR, M.; WILLIAMS, S. Influence of deposition strategies on tensile and fatigue properties in a wire+arc additive manufactured ti-6al-4v. *International Journal of Fatigue*, v. 149, p. 106268, 2021. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106268>>.
- [66] CUTOLO, A.; LAMMENS, N.; Vanden Boer, K.; ERDELYI, H.; SCHULZ, M.; MURALIDHARAN, G. K.; THIJS, L.; ELANGESWARAN, C.; Van Hooreweder, B. Fatigue life prediction of a l-pbf component in ti-6al-4v using sample data, fe-based simulations and machine learning. *International Journal of Fatigue*, v. 167, p. 107276, 2023. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107276>>.
- [67] NEZHADFAR, P.; SHRESTHA, R.; PHAN, N.; SHAMSAEI, N. Fatigue data for laser beam powder bed fused 17-4 ph stainless steel specimens in different heat treatment and surface roughness conditions. *Data in Brief*, v. 25, p. 104215, 2019. ISSN 2352-3409. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.dib.2019.104215>>.
- [68] NEZHADFAR, P.; ANDERSON-WEDGE, K.; DANIEWICZ, S.; PHAN, N.; SHAO, S.; SHAMSAEI, N. Improved high cycle fatigue performance of additively manufactured 17-4 ph stainless steel via in-process refining micro-/defect-structure. *Additive Manufacturing*, v. 36, p. 101604, 2020. ISSN 2214-8604. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101604>>.



- [69] SEPE, R.; GIANNELLA, V.; ALFIERI, V.; CAIAZZO, F. Static and fatigue behavior of laser welded additively manufactured 17-4 ph steel plates. *Procedia Structural Integrity*, v. 34, p. 172–177, 2021. ISSN 2452-3216. The second European Conference on the Structural Integrity of Additively Manufactured Materials. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2021.12.025>>.
- [70] LEE, J.; KIM, K.; CHOI, J.; KIM, J. G.; KIM, S. Comparative study on fatigue crack propagation behavior of ti–6al–4v products made by ded (direct energy deposition) and l-pbf (laser-powder bed fusion) process. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 23, p. 4499–4512, 2023. ISSN 2238-7854. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.02.096>>.
- [71] Ningthemba Singh, S.; DEOGHARE, A. B. High layer thickness laser directed energy deposition of ti6al4v alloy: Microstructure, fatigue behavior and fractography. *Engineering Failure Analysis*, v. 148, p. 107208, 2023. ISSN 1350-6307. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2023.107208>>.
- [72] WANG, X.; HE, X.; WANG, T.; LI, Y. Internal pores in ded ti-6.5al-2zr-mo-v alloy and their influence on crack initiation and fatigue life in the mid-life regime. *Additive Manufacturing*, v. 28, p. 373–393, 2019. ISSN 2214-8604. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.05.007>>.
- [73] LIANG, X.; ROBERT, C.; HOR, A.; MOREL, F. Numerical investigation of the surface and microstructure effects on the high cycle fatigue performance of additive manufactured stainless steel 316l. *International Journal of Fatigue*, v. 149, p. 106273, 2021. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106273>>.
- [74] ANDRADE, M.; PEREIRA, M.; TEIXEIRA, M.; JUNIOR, A.; GUTJAR, J. Fatigue life assessment in the very high cycle regime of aisi 316l stainless steel processed by l-ded additive manufacturing. *Procedia Structural Integrity*, v. 42, p. 1008–1016, 2022. ISSN 2452-3216. 23 European Conference on Fracture. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.12.127>>.
- [75] QIAN, W.; WU, S.; WU, Z.; AHMED, S.; ZHANG, W.; QIAN, G.; WITHERS, P. J. In situ x-ray imaging of fatigue crack growth from multiple defects in additively manufactured als10mg alloy. *International Journal of Fatigue*, v. 155, p. 106616, 2022. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106616>>.
- [76] XIE, C.; WU, S.; YU, Y.; ZHANG, H.; HU, Y.; ZHANG, M.; WANG, G. Defect-correlated fatigue resistance of additively manufactured al-mg4.5mn alloy with in situ micro-rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 291, p. 117039, 2021. ISSN 0924-0136. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.117039>>.
- [77] WÄCHTER, M.; LEICHER, M.; HUPKA, M.; LEISTNER, C.; MASENDORF, L.; TREUTLER, K.; KAMPER, S.; ESDERTS, A.; WESLING, V.; HARTMANN, S. Monotonic and fatigue properties of steel material manufactured by wire arc additive manufacturing. *Applied Sciences*, v. 10, n. 15, 2020. Disponível em: <<https://www.mdpi.com/2076-3417/10/15/5238>>.
- [78] ERMAKOVA, A.; RAZAVI, J.; BERTO, F.; MEHMANPARAST, A. Uniaxial and multiaxial fatigue behaviour of wire arc additively manufactured er70s-6 low carbon steel components. *International Journal of Fatigue*, v. 166, p. 107283, 2023. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107283>>.
- [79] NOVELINO, A.; CARVALHO, G.; ZIBEROV, M. Influence of waam-cmt deposition parameters on wall geometry. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering*, v. 5, p. 100105, 2022. ISSN 2666-9129. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.aime.2022.100105>>.
- [80] ESAB. Weld 70s-6 fact sheet. 2023. Disponível em: <[https://esab.com/us/nam\\_en/products-solutions/filler-metals-pdf/?filename=mdm-productfamily-6635\\_mild-steel-wires&siteid=nam\\_en&countryname=USA&countrylocale=en-us](https://esab.com/us/nam_en/products-solutions/filler-metals-pdf/?filename=mdm-productfamily-6635_mild-steel-wires&siteid=nam_en&countryname=USA&countrylocale=en-us)>.

- [81] ASTM International. *Standard Test Methods for Constant Amplitude Axial Fatigue Testing of Metallic Materials*. 2021. ASTM E466. West Conshohocken, PA: ASTM International.
- [82] ABNT. *NBR ISO 4288: Especificação geométrica dos produtos (GPS) — Método de perfil — Regras e procedimentos para a avaliação da textura de superfície*. Rio de Janeiro, 2008.
- [83] JUVINALL, R.; MARSHEK, K. Fundamentals of machine component design. In: . [S.l.: s.n.], 2006. ISBN 9781119493761.
- [84] OLIVEIRA, C. de. Análise da microestrutura de peças impressas de arame er70s-6 obtidas através de manufatura aditiva por deposição a arco via processo gmaw-cmt. UnB, 2022. Projeto de graduação em Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília.
- [85] VOELKEL, J.; KÜHNE, R.; BARTSCH, H.; FELDMANN, M.; OSTER, L.; SHARMA, R.; REISGEN, U.; PINGER, T. Fatigue strength of hot-dip galvanized additively manufactured steel. *Structures*, v. 58, p. 105364, 2023. ISSN 2352-0124. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.istruc.2023.105364>>.
- [86] ZONG, L.; FANG, W.; HUANG, C.; WANG, Z.; GARDNER, L. Low cycle fatigue behaviour of wire arc additively manufactured er70s-6 steel. *International Journal of Fatigue*, v. 176, p. 107910, 2023. ISSN 0142-1123. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.107910>>.
- [87] GOUGH, H. J. Engineering steels under combined cyclic and static stresses. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, v. 160, n. 1, p. 417–440, 1949. Disponível em: <[https://doi.org/10.1243/PIME\\_PROC\\_1949\\_160\\_040\\_02](https://doi.org/10.1243/PIME_PROC_1949_160_040_02)>.
- [88] WANG, X.-W.; SHANG, D.-G.; SUN, Y.; CHEN, H. Multiaxial high-cycle fatigue life prediction model considering mean shear stress effect under constant and variable amplitude loading. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, v. 96, 10 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2017.10.007>>.
- [89] PAPADOPOULOS, I. V.; DAVOLI, P.; GORLA, C.; FILIPPINI, M.; BERNASCONI, A. A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals. *International Journal of Fatigue*, v. 19, p. 219–235, 1997. Disponível em: <<https://api.semanticscholar.org/CorpusID:135627389>>.
- [90] DANTAS, R.; CORREIA, J.; LESIUK, G.; ROZUMEK, D.; ZHU, S.-P.; de Jesus, A.; SUSMEL, L.; BERTO, F. Evaluation of multiaxial high-cycle fatigue criteria under proportional loading for s355 steel. *Engineering Failure Analysis*, v. 120, p. 105037, 2021. ISSN 1350-6307. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.105037>>.
- [91] DANTAS, R.; CORREIA, J.; LESIUK, G.; ROZUMEK, D.; ZHU, S.-P.; JESUS, A. de; SUSMEL, L.; BERTO, F. Multiaxial fatigue assessment of s355 steel in the high-cycle region by using susmel's criterion. *Procedia Structural Integrity*, v. 28, p. 796–803, 2020. ISSN 2452-3216. 1st Virtual European Conference on Fracture - VECF1. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2020.10.093>>.
- [92] ARAUJO, L. C.; de Oliveira, D.; PEREIRA, M. V. S.; ARAÚJO, J. A. Adapted multiaxial fatigue models based on the critical plane approach to consider the presence of small defects in steel. *Procedia Structural Integrity*, v. 42, p. 163–171, 2022. ISSN 2452-3216. 23 European Conference on Fracture. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.12.020>>.

Durante o desenvolvimento desse trabalho, foram utilizadas um total de **92** referências, distribuídas em:

- Revistas - 63 (68,4%)
- Congressos - 3 (3,2%)
- Livros - 7 (7,6%)
- Patentes - 1 (1,1%)
- Teses, Dissertações e Monografias - 6 (6,5%)
- Normas - 3 (3,2 %)
- Outros (Manuais, Catálogos e Sites) - 9 (9,8 %)

Ano	Até 1980	1981-1999	2000-2009	2010-2019	2020	2021	2022	2023	2024
Fontes	9 (9,8 %)	7 (7,6%)	7 (7,6%)	28 (30,4%)	8 (8,7%)	14 (15,2%)	8 (8,7%)	10 (10,9%)	1 (1,1%)

## I.1 CÓDIGO MATLAB - DETERMINAÇÃO DOS PLANOS CRÍTICOS E PREVISÃO DA VIDA PARA OS MODELOS MULTIAXIAIS

```

1  %Aplicao do Teorema de Cauchy para uma óhustria de ãtenso variado no
    tempo
2  %e em planos definidos por Theta e Phi.
3  tic
4  clear all
5  clc
6  %Calculo das õtenses normal e cisalhante em um plano material, definido
    por theta e phi.
7
8  % DADOS DE ENTRADA
9  % Entrada com os camponentes do Tensor das õTenses
10 xx = 90;
11 yy = 0;
12 zz = 0;
13 xy = 90;
14 xz = 0;
15 yz = 0;
16
17
18 N0 = 1200000;      %vida definida para run out
19
20 % Coeficients curvas S-N e Tau-N
21 % A = 557.01;      % Coeficiente Linear da curva S-N H
22 % B = -0.096;     % Coeficiente exponencial da curva S-N H
23 % kt_SN = 10.4129; %horizontal
24
25 A = 1200.53;      % Coeficiente Linear da curva S-N V
26 B = -0.246;      % Coeficiente exponencial da curva S-N V
27 kt_SN = 4.0695;  %Vertical
28
29 % C = 1121.62;    % Coeficiente Linear da curva Tau-N H
30 % D = -0.169;    % Coeficiente exponencial da curva Tau-N H
31 % kt_TN = 5.9207; % SLOPE HORIZONTAL
32
33 C = 182.52;      % Coeficiente Linear da curva Tau-N V
34 D = -0.031;     %% Coeficiente exponencial da curva Tau-N v
35 kt_TN = 32.4857; % SLOPE VERTICAL
36

```

```

37 % f_1 = 145;          %Limite de resistencia a fadiga çãTrao/ãCompresso R= -1
38 % t_1 = 105;          %Limite de resistencia a fadiga çãToro R= -1 HORIZONTAL
39
40 f_1 = 38;            %Limite de resistencia a fadiga çãTrao/ãCompresso R= -1
41 t_1 = 118;           %Limite de resistencia a fadiga çãToro R= -1 VERTICAL
42
43 % ÇÃDETERMINAO CONSTANTES
44
45 R = f_1/t_1;
46
47 k_f = (1-0.5*R)/(sqrt(R-1)); %fator de sensibilidade àã tenso normal de
    Findley
48 lambda_f = f_1/(2*sqrt(R-1));
49
50 k_m = abs(2*R-1); % fator de sensibilidade a tensao normal de Mataka
51
52 % CALCULO ÔTENSES
53
54 ang_fase = 0*pi/180;
55 inc=pi/180;
56
57 tn_max = 0;
58
59 T = [xx xy xz; xy yy yz; xz yz zz];
60
61 ii=1;
62 for theta=0:inc:pi-inc
63     for phi=0:inc:pi-inc
64
65         n = [(sin(phi)*cos(theta)); (sin(phi)*sin(theta)); cos(phi)];
66         eA = [-sin(theta); cos(theta); 0];
67         eB = [-cos(phi)*cos(theta); -(cos(phi)*sin(theta)); sin(phi)];
68
69         i = 1;
70         for tempo=0:pi/8:2*pi
71             tensor(1,1) = T(1,1)*sin(tempo);
72             tensor(1,2) = T(1,2)*sin(tempo + ang_fase);
73             tensor(1,3) = T(1,3)*sin(tempo + ang_fase);
74             tensor(2,2) = T(2,2)*sin(tempo);
75             tensor(2,3) = T(2,3)*sin(tempo + ang_fase);
76             tensor(3,3) = T(3,3)*sin(tempo);
77
78             tensor=[ tensor(1,1) tensor(1,2) tensor(1,3);
79                     tensor(1,2) tensor(2,2) tensor(2,3);
80                     tensor(1,3) tensor(2,3) tensor(3,3)];
81
82     % n, eA, e eB ãso vetores áunitrios ortonormais

```

```

83      % respectivamente. Onde n é normal ao plano material.
84
85      % Vetor ãTenso atuando no plano material, t:
86
87      t = tensor*n;
88
89      tn = t'*n;          %ãtenso normal escalar
90      vtn = t'*n*n;      %vetor ãtenso normal
91
92      tauA(i,1) = t'*eA;  %ãtenso cisalhante no tempo na çãdireo eA
93      tauB(i,1) = t'*eB;  %ãtenso cisalhante no tempo na çãdireo eB
94      tau(i,1) = sqrt(tauA(i)^2+tauB(i)^2);
95
96      if tn > tn_max
97          tn_max = tn;
98      end
99
100     i = i+1;
101 end
102
103
104     %[C, Tau_a] = MCC_input(tauA,tauB,false);
105     [Tau_a] = MRH_input(tauA,tauB); %çõfunes classicas para o áclculo
        da amplitude
106
107     [lam_11, lam_22, lam_1, lam_2, b, tau_a1, tau_a2] = MVM(tauA,tauB,
        theta,phi); %émtodo da maxima âvarincia
108     mvm(ii,:) = [lam_11, lam_22, lam_1, lam_2, b, tau_a1, tau_a2];
109
110     Tau_A(ii,1) = Tau_a;
111     Theta(ii,1) = theta;
112     Phi(ii,1) = phi;
113     Normal(ii,1) = tn_max;
114     soma_f =Tau_a + k_f*tn_max;
115     %soma_f2 = round(soma_f,3);
116     Armazena_soma(ii,1) = round(soma_f .*100)./100;
117     matrix(ii,:) = [tau_a2 tn_max theta phi soma_f];
118     tn_max = 0;
119     %n_plot(ii,:) = [n(1,1) n(2,1) n(3,1)];
120     ii = ii+1;
121 end
122 end
123
124 %FINDLEY
125 Soma = max(matrix(:,5));          %Fornece um único valor
126 [x,y] = find(matrix(:,5) == Soma); %Encontra todas as linhas com valores
        de ámxima soma

```

```

127 H = matrix(x,:); %Extrai todas as linhas da matriz que
    écontm ámxima soma
128 S = max(H(:,5)); %Maior valor da soma
129 [w,z] = find(H(:,5) == S,1); %Encontro a linha onde áest o valor da
    maior soma da Normal com a Cisalhante
130
131 Tau_a_Findley = H(w,1); %áMxima cisalhante para a maior soma
132 Tn_max_Findley = H(w,2); %ãTenso Normal para a maior soma
133 Theta_Findley = H(w,3)*180/pi; %Plano de ámxima soma
134 Phi_Findley = H(w,4)*180/pi; %Plano de ámxima soma
135 %
136 RES_Findley = [Tau_a_Findley Tn_max_Findley Theta_Findley Phi_Findley]
137 %sigma_findley = (Tau_a_Findley + k_f*Tn_max_Findley)/(0.5*(k_f*sqrt(1+k_f
    ^2))); % Tensao equivalente de findley para curva SN
138 Nf_findley = ((Tau_a_Findley + k_f * Tn_max_Findley) / (C/(2^(D)) * sqrt
    (1+ k_f^(2)))) ^ (1/D);
139
140
141 %SUSMEL E LAZZARIN - MWCM(SeL)
142 Tau_a_max = max(matrix(:,1)); %áMximo valor da ãtenso
    cisalhante.
143 [p,q] = find(matrix(:,1) >= Tau_a_max); %(acrescentar ãtolerncia)
    Encontra todas as linhas com valores de ámximo cisalhamento
144 J = matrix(p,:); %Pega todas as linhas da matriz
    que écontm a ámxima cisalhante
145 max_normal = max(J(:,2)); %áMximo valor da normal com
    ámxima cisalhante
146 [r,s] = find(J(:,2) == max_normal,1); %Encontra todas as òtenses
    normais ámximas com ámxima cisalhante
147 K = J(r,:);
148
149 Tau_a_SeL = J(r,1); %áMxima Cisalhante
150 Tn_max_SeL = J(r,2); %Maior ãTenso Normal com ámxima
    cisalhante
151 Theta_SeL = J(r,3)*180/pi; %Plano de ámxima cisalhante
152 Phi_SeL = J(r,4)*180/pi; %Plano de ámxima cisalhante
153
154 RES_SeL = [Tau_a_SeL Tn_max_SeL Theta_SeL Phi_SeL]
155 rho = Tn_max_SeL / Tau_a_SeL;
156
157 tau_a_ref_SeL = ((f_1/2)-t_1)*rho + t_1;
158 kt_rho = (kt_SN - kt_TN)*rho + kt_TN;
159 Nf_SeL = N0*(tau_a_ref_SeL/Tau_a_SeL)^(kt_rho);
160
161 %MATAKE
162 Tau_a_max_matake = max(matrix(:,1)); %Fornece um único valor

```

```

163 [xm,ym] = find(matrix(:,1) == Tau_a_max_matake); %Encontra todas as
      linhas com valores de ámxima cisalhante
164
165 Tau_a_matake = matrix(xm,1); %áMxima cisalhante maxima
166 Tn_max_matake = matrix(xm,2); %ãTenso Normal para a maior
      cisalhante
167 Theta_matake = matrix(xm,3)*180/pi; %Plano de ámxima cisalhante
168 Phi_matake = matrix(xm,4)*180/pi; %Plano de ámxima cisalhante
169 %
170 RES_matake = [Tau_a_matake Tn_max_matake Theta_matake Phi_matake]
171
172 % Metodo da Biseccao para detrmnar vida MATAKE
173 % Define the function to be solved
174 f = @(Nf) max(Tau_a_matake) + (2*(C/A)*Nf^(D-B)-1)* max(Tn_max_matake) - C
      *Nf^(D);
175
176 % Set the initial interval and tolerance
177 a = 1;
178 b = 1200000;
179 tol = 1;
180
181 % Call the bisection method to find the root of the function
182 Nf_matake = bisect(f, a, b, tol);
183
184 % Display the result
185 fprintf('Nf_MATAKE: %2f \n', Nf_matake);
186 fprintf('Nf_findley: %2f\n', Nf_findley);
187 fprintf('Nf_SeL: %2f\n', Nf_SeL);
188
189 toc
190
191 function Nf = bisect(f, a, b, tol)
192 % Bisection method to find the root of function f in the interval [a,b]
193 % with tolerance tol.
194 while abs(b-a) > tol
195     c = (a+b)/2;
196     if f(c) == 0
197         Nf = c;
198         return
199     elseif sign(f(c)) == sign(f(a))
200         a = c;
201     else
202         b = c;
203     end
204 end
205 Nf = (a+b)/2;
206 end

```



```

1 function [ hip ] = MRH_input( x,y )
2 % çã Funo para encontrar a hipotenusa do maior retangulo envolvente.
3 % Metodo MRH
4 % -----
5 % UnB - Programa de óPs çãGraduao em êCincias âMecnicas
6 % Autor: Gabriel Magalhaes Juvenal Almeida
7 % Modificado por éAndr Luiz Brito Novelino
8 % -----
9
10 % Salva as coordenadas originais em outras variaveis (Necessario somente
11 % para fazer o plot)
12 x1=x;
13 y1=y;
14
15 % Matriz de çãRotao.
16 Rmat = @(theta) [cos(theta) sin(theta);
17                 -sin(theta) cos(theta)];
18
19 % Ângulos theta.
20 theta=0:pi/20:pi/2;
21
22 % Parametros iniciais.
23 hip = 0;
24 xy = [x,y];
25
26 for i = 1:length(theta)
27     % çãRotao nos valores de theta
28     rot = Rmat(theta(i));
29     xyr = xy*rot;
30     xymin = min(xyr, [],1);
31     xymax = max(xyr, [],1);
32
33     %áClculo dos semi-lados do âretngulo
34     xa=0.5*(xymax(1) - xymin(1));
35     ya=0.5*(xymax(2) - xymin(2));
36
37     % áClculo dos novos âparametros.
38     hip_i = sqrt(xa^2 + ya^2);
39
40
41     % O novo âparametro calculado é maior? Se sim, armazene.
42     if hip_i>hip
43         hip = hip_i;
44
45         % Retorna para as cordenadas originais e compoe o retangulo envolvente
46         rec = [xymin; [xymax(1) , xymin(2) ] ; xymax; [xymin(1) , xymax(2) ] ; xymin];
47         rec = rec*rot';

```

```
48     rectx = rec(:,1);
49     recty = rec(:,2);
50     end
51 end
52
53 end
```