

**ANÁLISE NUMÉRICA DA RESISTÊNCIA MECÂNICA
DE ESTRUTURAS POROSAS
PRODUZIDAS POR LASER POWDER BED FUSION (L-PBF)
UTILIZANDO O MODELO DE GURSON**

VINÍCIUS DOS SANTOS GONÇALVES

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**

FACULDADE DE TECNOLOGIA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**

**ANÁLISE NUMÉRICA DA RESISTÊNCIA MECÂNICA
DE ESTRUTURAS POROSAS
PRODUZIDAS POR LASER POWDER BED FUSION (L-PBF)
UTILIZANDO O MODELO DE GURSON**

VINÍCIUS DOS SANTOS GONÇALVES

Orientador: PROF. DR. LUCIVAL MALCHER, ENM/UNB

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

**PUBLICAÇÃO ENM.PCMEC - XXX/AAAA
BRASÍLIA-DF, 01 DE 09 DE 2025.**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**

**ANÁLISE NUMÉRICA DA RESISTÊNCIA MECÂNICA
DE ESTRUTURAS POROSAS
PRODUZIDAS POR LASER POWDER BED FUSION (L-PBF)
UTILIZANDO O MODELO DE GURSON**

VINÍCIUS DOS SANTOS GONÇALVES

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO SUBMETIDO AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS DA FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS MECÂNICAS.

APROVADA POR:

Prof. Dr. Lucival Malcher, ENM/UnB
Orientador

Prof. Dr. Omid Emadinia, INEGI/FEUP
Examinador externo

Prof. Dra. Déborah de Oliveira, ENM/UnB
Examinador interno

Prof. Dr. Fábio Castro, ENM/UnB
Suplente

BRASÍLIA, 01 DE 09 DE 2025.

FICHA CATALOGRÁFICA

VINÍCIUS DOS SANTOS GONÇALVES

Análise Numérica da Resistência Mecânica de Estruturas Porosas Produzidas por Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) Utilizando o Modelo de Gurson

2025xv, 147p., 201x297 mm

(ENM/FT/UnB, Mestre em Ciências Mecânicas, Ciências Mecânicas, 2025)

Dissertação de Mestrado PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO - Universidade de Brasília
Faculdade de Tecnologia - PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM Ciências Mecânicas

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

VINÍCIUS DOS SANTOS GONÇALVES (2025) Análise Numérica da Resistência Mecânica de Estruturas Porosas Produzidas por Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) Utilizando o Modelo de Gurson. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação xxx/AAAA, PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM Ciências Mecânicas, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 147p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: VINÍCIUS DOS SANTOS GONÇALVES

TÍTULO: Análise Numérica da Resistência Mecânica de Estruturas Porosas Produzidas por Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) Utilizando o Modelo de Gurson.

GRAU: Mestre em Ciências Mecânicas ANO: 2025

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

VINÍCIUS DOS SANTOS GONÇALVES

vinisagon@hotmail.com

Agradecimentos

A meus familiares e minha companheira, os quais têm me suportado. Ao professor Dr. Lucival Malcher, que possui o dom ímpar de ensinar, a um ignorante como eu, temas tão complexos de forma tão palatável. Aos amigos que a vida me deu, os quais não nominarei para não pecar em esquecer alguém. À UnB, pelo ensino público e de absoluta qualidade. À empresa SimScale GmbH, que me possibilitou trabalhar remotamente durante as aulas deste mestrado.

R. São Francisco, 2622 - Cidade Nova, Marabá - PA, 68501-690. Que esse endereço, que foi minha origem há 29 anos atrás, sirva para motivar quem lê, confiando que se pode conseguir vencer.

Resumo

Esta dissertação investiga a influência da porosidade inicial e sua evolução no comportamento mecânico de materiais metálicos fabricados por manufatura aditiva (MA), utilizando o modelo de Gurson para prever a iniciação e propagação de danos em corpos de prova produzidos via *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF). A metodologia combina ensaios experimentais de tração uniaxial, simulações numéricas baseadas no modelo de Gurson e o método de identificação paramétrica (PIP) para calibrar parâmetros constitutivos (σ_{y0} , σ_{∞} , δ , ξ). Os corpos de prova, fabricados em liga de alumínio AlSi10Mg com diferentes direções de deposição (horizontal e vertical) e níveis de porosidade, foram avaliados para determinar a relação entre densidade, anisotropia e propriedades mecânicas. Os resultados experimentais revelaram que a deposição vertical acelera a fratura devido à concentração de tensões nas interfaces entre camadas, enquanto as simulações numéricas, comparadas com o modelo de von Mises, demonstraram maior precisão do modelo de Gurson na previsão do dano em materiais porosos. A análise da evolução da porosidade destacou o impacto do tamanho e espaçamento de vazios na coalescência e ductilidade. A metodologia proposta foi validada, estabelecendo um padrão confiável para avaliar o comportamento mecânico de materiais fabricados por MA. Os resultados mostram que corpos de prova fabricados por MA na direção vertical exibiram fratura mais precoce, como em V0 (a 0,5 mm de deslocamento) versus H0 (a 0,8 mm). As simulações numéricas com o modelo de Gurson apresentaram menor erro relativo médio em comparação ao modelo von Mises, como mostrado pela Tabela 4.1. A deformação plástica acumulada na fratura (ϵ_p) foi maior em corpos horizontais, como 0,038 em H0 versus 0,017 em V0. Vazios maiores (0,6 mm) e espaçamentos reduzidos (0,3-0,5 mm) mostram-se potenciais aceleradores da coalescência, reduzindo a ductilidade em até 80% em configurações de baixa densidade (79,06%). Este trabalho contribui para o avanço do projeto de componentes leves e resistentes, com aplicações em setores como aeroespacial e automotivo, e sugere direções para estudos futuros, incluindo a investigação de outras ligas e condições de carregamento dinâmico.

Palavras-chave: manufatura aditiva, modelo de Gurson, porosidade, comportamento mecânico.

Abstract

This paper investigates the influence of initial porosity and its evolution on the mechanical behavior of metallic materials manufactured by additive manufacturing (AM), using the Gurson model to predict the initiation and propagation of damage in specimens produced via Laser Powder Bed Fusion (LPBF). The methodology combines experimental uniaxial tensile tests, numerical simulations based on the Gurson model, and the parametric identification method (PIP) to calibrate constitutive parameters (σ_{y0} , σ_{∞} , δ , ξ). The specimens, made of AlSi10Mg with different printing directions (horizontal and vertical) and porosity levels, were evaluated to determine the relationship between density, anisotropy, and mechanical properties. The experimental results revealed that vertical deposition accelerates fracture due to stress concentration at the interfaces between layers, while numerical simulations, compared with the von Mises model, demonstrated greater accuracy of the Gurson model in predicting damage in porous materials. The analysis of porosity evolution highlighted the impact of void size and spacing on coalescence and ductility. The proposed methodology was validated, establishing a reliable standard for evaluating the mechanical behavior of AM-manufactured materials. The results show that AM-manufactured specimens in the vertical direction exhibited earlier fracture, as in V0 (at 0.5 mm displacement) versus H0 (at 0.8 mm). Numerical simulations with the Gurson model showed a lower mean relative error compared to the von Mises model, as shown in Table 4.1. The accumulated plastic deformation at fracture (ϵ_p) was higher in horizontal specimens, such as 0.038 in H0 versus 0.017 in V0. Larger voids (0.6 mm) and reduced spacing (0.3-0.5 mm) are potential accelerators of coalescence, reducing ductility by up to 80% in low-density configurations (79.06%). This work contributes to the advancement of lightweight and resistant component design, with applications in sectors such as aerospace and automotive, and suggests directions for future studies, including the investigation of other alloys and dynamic loading conditions.

Keywords: additive manufacturing; Gurson model; porosity; mechanical behavior

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	CONTEXTUALIZAÇÃO DO ASSUNTO	3
1.2	OBJETIVO	3
1.2.1	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	3
1.3	ESCOPO DO TRABALHO	4
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1	MANUFATURA ADITIVA	5
2.2	MODELAGEM MATEMÁTICA E ESTRATÉGIA NUMÉRICA	7
2.2.1	MODELO DE GURSON	7
2.2.2	MÉTODO DE IDENTIFICAÇÃO PARAMÉTRICA.....	9
2.2.3	MÉTODO DE AVALIAÇÃO DA ADERÊNCIA ENTRE OS MODELOS E O ENSAIO DE TRAÇÃO.....	16
3	METODOLOGIA DE TRABALHO	17
3.1	FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	17
3.1.1	GEOMETRIA E MALHA DE ELEMENTOS FINITOS	20
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	23
4.1	RESULTADOS EXPERIMENTAIS	23
4.1.1	CORPOS DE PROVA SEM POROSIDADE CONTROLADA (H_0 E V_0)	23
4.1.2	EFEITO DA REDUÇÃO DA DENSIDADE TEÓRICA	24
4.1.3	CONFIGURAÇÕES COM BAIXA DENSIDADE TEÓRICA	25
4.1.4	ANISOTROPIA INDUZIDA PELA DIREÇÃO DE DEPOSIÇÃO.....	25
4.1.5	MECANISMOS DE FRATURA E COALESCÊNCIA DE VAZIOS	25
4.2	RESULTADOS NUMÉRICOS	26
4.2.1	COMPARAÇÃO ENTRE VON MISES E GURSON	26
4.2.2	COMPARAÇÃO ENTRE RESULTADOS DOS PARÂMETROS DO MODELO CONSTITUTIVO	29
4.2.3	EVOLUÇÃO DA FALHA.....	32
5	CONCLUSÃO	40
5.1	TRABALHOS FUTUROS	41

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	42
A PYTHON CODE FOR TRANSFORMING HYPLAS RESULT TO .VTU FILE.....	45
B MATLAB CODE WITH PIP METHOD FOR KLEINERMANN PARAMETERS	50
C MATLAB CODE FOR SIMULATION OPTIMIZATION WITH HYPLAS	52
D PYTHON CODE FOR ERM DETERMINATION	55

LISTA DE FIGURAS

1.1	Presença de porosidade em uma liga metálica, fabricado por manufatura aditiva (MA).	1
2.1	Tecnologias de manufatura aditiva para materiais metálicos. (a) PBF; (b) DED; (c) deposição por filamento; (d) consolidação ultrassônica; e (e) forma livre. Destacado em amarelo está o processo utilizado para fabricação dos corpos de prova deste estudo [Bandyopadhyay et al. 2020], adaptado.	6
2.2	Porosidade de gás localizada em componentes fabricados por MA via Deposição Direta de Energia (DED), sendo [a] uma liga de aço, e [b] uma superliga de níquel.	7
2.3	Roteiro para o método de identificação paramétrica (PIP) baseado no método híbrido de busca, por [Machado and Malcher 2019].	10
3.1	Corpos de prova produzidos via LPBF com sua distribuição de vazios correspondente.	20
3.2	Malha de elementos finitos utilizada para reproduzir o ensaio de tração, com dimensões dadas na Tabela 3.2.	21
4.1	Curvas de força de reação versus deslocamento obtidas experimentalmente para cada um dos corpos de prova na direção de deposição [a] = Horizontal, e [b] = Vertical.	23
4.2	Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H0 e [b] = V0.	26
4.3	Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H2 e [b] = V2.	26
4.4	Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H3 e [b] = V3.	27
4.5	Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H5 e [b] = V5.	27
4.6	Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H6 e [b] = V6.	27
4.7	Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H7 e [b] = V7.	28
4.8	Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H8 e [b] = V8.	28
4.9	Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H0, e [b] = V0.....	32
4.10	Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H2, e [b] = V2.....	33
4.11	Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H3, e [b] = V3.....	33
4.12	Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H5, e [b] = V5.....	34
4.13	Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H6, e [b] = V6.....	34
4.14	Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H7, e [b] = V7.....	35

4.15	Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H8, e [b] = V8.....	35
4.16	Evolução da porosidade versus deslocamento dos corpos de prova H0-5, e V0-5.....	37
4.17	Evolução da porosidade versus deslocamento dos corpos de prova H6-8, e V6-8.....	38

LISTA DE TABELAS

2.1	Ligas utilizadas na MA e suas aplicações comuns [Milewski 2017], adaptado.	6
2.2	Modelo de integração numérica [de Souza Neto et al. 2008] com admissibilidade plástica de Gurson.	12
2.3	Algoritmo de retorno (Newton-Raphson) para o modelo de Gurson.....	13
3.1	Identificação do corpo de prova conforme sua direção de deposição, com dimensional de cada vazio.....	19
3.2	Dimensão da seção de interesse para realização das simulações numéricas, pela a Figura 3.3	21
4.1	Comparação de erro relativo entre os modelos e a curva de ensaios experimental	29
4.2	Resultado dos parâmetros da curva de endurecimento do material para os corpos de prova em deposição vertical após implementação método de busca baseado no modelo de Gurson	29
4.3	Resultado dos parâmetros da curva de endurecimento do material para os corpos de prova em deposição horizontal após implementação método de busca baseado no modelo de Gurson	30
4.4	Deformação plástica acumulada na fratura.....	36

LISTA DE SÍMBOLOS

D	Dano;
$\mathbf{D}$	Tensor constitutivo
ϵ^e	Tensor das deformações elásticas;
ϵ_{n+1}^e	Tensor das deformações elásticas no pseudo-tempo n+1;
$\epsilon_{n+1}^{e^t}$	Tensor das deformações elásticas tentativa;
$\dot{\epsilon}_d^e$	Tensor elástico desviador;
$\dot{\epsilon}^p$	Lei de fluxo plástico;
ϵ_{n+1}^p	Tensor das deformações plásticas no pseudo-tempo n+1;
$\epsilon_{n+1}^{p^t}$	Tensor das deformações plásticas tentativa;
$\dot{\epsilon}_d^p$	Tensor plástico desviador;
$\bar{\epsilon}^p$	Deformação plástica equivalente;
$\dot{\bar{\epsilon}}_d^p$	Taxa de evolução da deformação plástica equivalente;
ϵ_{eq}	Deformação equivalente;
$\dot{\epsilon}_{eq}$	Taxa da deformação equivalente;
ϵ_N	Média das deformações/pressões por nucleação de vazios;
ϵ_v	Tensor das deformações volumétricas;
$\dot{\epsilon}_v$	Taxa do fluxo volumétrico;
$\dot{\epsilon}_v^e$	Taxa do fluxo volumétrico elástico;
$\dot{\epsilon}_v^p$	Taxa do fluxo volumétrico plástico;
E	Módulo de elasticidade do material;
f	Fração volumétrica de vazios;
f_c	Fração volumétrica de vazios crítica;
f_f	Fração volumétrica de vazios para fratura;
f'	Fração volumétrica de vazios efetiva = porosidade efetiva;
$I_{1,2,3}$	Primeiro, segundo e terceiro invariantes do tensor das tensões;
$\mathbf{I}$	Tensor identidade de segunda ordem;
$J_{2,3}$	Segundo e terceiro invariantes do tensor tensão desviador;
$\mathbf{N}$	Vetor do fluxo plástico;
γ	Multiplicador plástico;
$\dot{\gamma}$	Taxa de evolução do multiplicador plástico;
$\Delta\gamma$	Incremento do multiplicador plástico;
p	Pressão hidrostática (primeiro invariante do tensor tensão);

p_{n+1}	Pressão hidrostática no pseudo-tempo n+1;
p_{n+1}^t	Pressão hidrostática tentativa no pseudo-tempo n+1;
ρ	Densidade do material;
$\mathbf{S}$	Tensor desviador;
$\mathbf{S}_{n+1}$	Tensor das tensões desviadoras no pseudo-tempo n+1;
$\mathbf{S}_{n+1}^t$	Tensor das tensões desviadoras tentativa;
σ_y	Lei de encruamento do material;
σ_0	Tensão de escoamento inicial do material;
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	Tensões principais;
q	Tensão de von Mises;
σ_{n+1}	Tensor das tensões no pseudo-tempo n+1;
σ_{n+1}^t	Tensor das tensões tentativa no pseudo-tempo n+1;
ϕ	Função de escoamento do material.

Capítulo 1

Introdução

Porosidade é um defeito em forma de cavidade, a qual cresce em volume à medida em que o dano evolui [Lemaitre and Lippmann 2013]. A busca por estruturas metálicas mais leves (com vazios propositalmente impostos para se obter uma peça com menos material) abre uma vertente de estudos diferente da pesquisa sobre descontinuidades que prejudicam a resistência mecânica. A previsão do comportamento de cavidades propositalmente impostas, submetida à evolução do dano em diferentes direções, detém fundamental importância na previsão correta do início da fratura em materiais dúcteis.

Consoante a isso, diferentes tipos de fabricação produzem diferentes frações volumétricas de cavidades na microestrutura do material, alterando a densidade e a resistência mecânica dos materiais metálicos manufaturados [Leuders et al. 2013]. Um exemplo disso é a redução de peso em estruturas veiculares, aeronáuticas, e até industriais, sem comprometer o desempenho ou a competitividade de mercado, incorporando critérios de projeto fundamentados na determinação do momento ideal para a iniciação do dano.

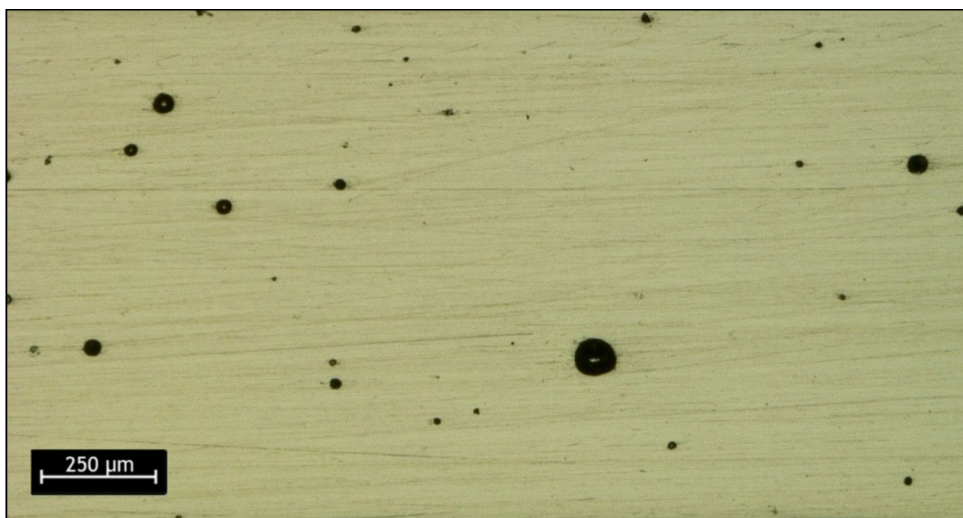


Figura 1.1: Presença de porosidade em uma liga metálica, fabricado por manufatura aditiva (MA).

A liga AlSi10Mg é um material de escolha em aplicações que exigem alta performance, como turbinas aeroespaciais. Quando fabricada por L-PBF, sua microestrutura exibe características únicas, influenciadas pelos parâmetros de processo, como potência do laser e velocidade de imposição.

Pesquisas como as de [Thijs et al. 2010] demonstraram que a densidade de energia do laser afeta diretamente a formação de poros e a morfologia dos grãos, enquanto [Vrancken et al. 2012] investigaram os efeitos de tratamentos térmicos pós-processamento na redução de defeitos e na melhoria das propriedades mecânicas.

No contexto atual, para além da durabilidade, a redução de peso passou a ser introduzida como demanda de todos os ambientes de fabricação competitivos, devido não só ao avanço tecnológico, mas também ao crescimento das políticas de redução de desperdícios e GGE (*greenhouse gas emissions*), reforçando o viés sustentável e se estabelecendo como paradigma vigente [Frazier 2014]. Um exemplo disso é a indústria automotiva, que tem buscado incessantemente por materiais que possam reduzir o peso dos veículos, sem comprometer a segurança e o desempenho.

Na aviação, por exemplo, a redução de peso veio com a introdução de materiais como o alumínio e, mais recentemente, as ligas de titânio e os compósitos à base de carbono, possibilitando a construção de aviões que consomem menos combustível e têm maior eficiência. Cada avanço na redução de peso dos materiais metálicos não só melhorou o desempenho em suas respectivas áreas, mas também abriu novas possibilidades para o desenvolvimento de tecnologias emergentes.

Um dos principais problemas é a porosidade, que pode surgir de bolhas de gás aprisionadas, falta de fusão entre camadas ou parâmetros de processo inadequados [Gong et al. 2014]. Esses poros atuam como concentradores de tensões, comprometendo propriedades mecânicas essenciais, como resistência à tração, ductilidade e resistência à fadiga, o que pode levar a falhas prematuras em aplicações críticas [Kasner et al. 2018].

Para caracterizar o comportamento mecânico de materiais porosos, o modelo de Gurson emerge como uma ferramenta fundamental. Estudos posteriores, como os de [Needleman and Tvergaard 1984], aprimoraram o modelo, introduzindo parâmetros que descrevem a nucleação e a coalescência de vazios.

A dissertação inicia por este capítulo, apresentando o contexto inicial, bem como o objetivo e o escopo sobre o tema trabalhado. O capítulo 2 apresenta a revisão bibliográfica, relatando o tipo de manufatura aditiva adotado no trabalho, bem como a modelagem de Gurson para a previsão do comportamento mecânico do material. O 3 trata da metodologia de trabalho. O 4 apresenta os resultados obtidos através da análise experimental e numérica. Por fim, o 5 apresenta as conclusões e trabalhos futuros propostos, seguidos das referências bibliográficas e apêndices.

1.1 Contextualização do assunto

Ao se tratar de materiais metálicos, métodos tradicionais como fundição, forjamento, usinagem, laminação e estampagem são preferíveis na maior parte das indústrias por sua alta capacidade produtiva. Materiais metálicos utilizados na construção civil, como é o caso de vergalhões e arames, são exemplos de produtos em que não há a necessidade de serem produzidos com formas complexas e personalizadas.

Entretanto, em indústrias de alta complexidade, a eficiência de cada componente se dá pela relação entre a massa específica e a resistência mecânica, fatores que justificam fabricações personalizadas e direcionadas para aplicações que proporcionam, cada vez mais, o avanço tecnológico.

Diante desse desafio de eficiência tecnológica, há um fator capaz de influenciar a densidade do material, que, quando bem controlado, pode não comprometer sua resistência, sendo indesejado pelos meios de fabricação tradicionais, mas que é visto como um parâmetro de oportunidade pelos métodos de MA: a porosidade.

Segundo [Gong et al. 2014], a porosidade atua como ponto de concentração de tensão, onde as forças aplicadas ao material são amplificadas, facilitando o início e a propagação de trincas. Isso pode resultar em falhas prematuras sob cargas cíclicas ou em condições de fadiga. A presença de poros também pode diminuir a ductilidade do material, tornando-o mais suscetível a fraturas frágeis.

Nesse sentido, a manufatura aditiva oferece oportunidades para a otimização e controle da porosidade de maneiras que os métodos tradicionais não conseguem. Ajustes precisos nos parâmetros de processo, como a potência do laser, a velocidade de escaneamento e a espessura das camadas, permitem reduzir a formação de poros e melhorar a densidade das peças [Malcher et al. 2024]. Além disso, tecnologias de monitoramento em tempo real e a utilização de simulações computacionais ajudam a prever e mitigar a porosidade, resultando em peças de alta qualidade e confiabilidade.

1.2 Objetivo

Esse trabalho busca mensurar a porosidade inicial e a evolução do dano em materiais provenientes de manufatura aditiva, e avaliar a relação entre a redução de densidade com a conservação das propriedades mecânicas aceitáveis para materiais metálicos.

1.2.1 Objetivos específicos

Os objetivos específicos são:

- Realizar análises numéricas de corpos de prova fabricados via MA considerando o

modelo constitutivo de Gurson;

- Extrair os valores de tensão e deslocamento máximo para cada corpo de prova modelado considerando a porosidade
- Implementar uma rotina iterativa para encontrar os parâmetros críticos para o modelo;
- Comparar diferentes frações volumétricas de vazios e suas distribuições com o comportamento mecânico do material;
- Validar a metodologia estabelecendo um padrão de comportamento do material devido a variação da direção de deposição e densidade por MA.

1.3 Escopo do trabalho

A dissertação é dividida em 5 capítulos:

Capítulo 1 (Introdução) – Apresenta o contexto da manufatura aditiva e a mecânica do dano, relacionando a porosidade e a resistência mecânica do material, bem como os objetivos do trabalho.

Capítulo 2 (Revisão bibliográfica) – Desenvolve-se a modelagem matemática e a estratégia numérica, a fim de demonstrar as premissas assumidas na formulação da solução do problema, as quais serão utilizadas nas análises dos dados experimentais.

Capítulo 3 (Metodologia de trabalho) – Especifica-se a metodologia de pesquisa, como os dados são obtidos e aspectos dimensionais dos corpos de prova.

Capítulo 4 (Resultados e Discussão) – Avaliam-se os resultados obtidos, a partir dos parâmetros calculados e modelos simulados.

Capítulo 5 (Conclusão) – Faz-se uma síntese dos resultados e são apresentadas propostas para trabalhos futuros relacionados ao tema.

Capítulo 2

Revisão bibliográfica

2.1 Manufatura aditiva

A MA emergiu nos anos 1980, quando a estereolitografia começou a ser utilizada comercialmente em materiais poliméricos [T. and T. 2016]. Dissemelhante aos métodos tradicionais subtrativos, a MA permite a produção de geometrias complexas com menor desperdício de material, sendo amplamente utilizada em setores como aeroespacial, biomédico e automotivo. Suas principais vantagens incluem a personalização de peças, redução de peso e flexibilidade no design, atendendo a demandas por eficiência energética e sustentabilidade [TD. et al.].

A Figura 2.1 mostra algumas das técnicas mais comuns para impressão 3D de partes metálicas, das quais a maioria se utiliza de material metálico em forma de pó, e um laser ou um arco elétrico como fonte de energia de fusão. Neste trabalho, o LPBF (*Laser Powder Bed Fusion*) é um processo que está enquadrado dentro dos processos destacados em amarelo.

Cada uma das técnicas de fabricação possui vantagens e desvantagens inerentes, como produtividade, repetibilidade, flexibilidade geométrica e qualidade da superfície [Levy et al. 2003]. O LPBF é caracterizado por uma média produtividade, boa repetibilidade e qualidade de superfície média a alta [Bernd Baufeld 2011]. No entanto, dois aspectos importantes afetam drasticamente as propriedades mecânicas dos componentes. Tensões internas resultantes de gradientes de temperatura acentuados e altas taxas de resfriamento durante o processamento precisam ser levadas em consideração ao avaliar o desempenho das peças fabricadas a partir de qualquer pó metálico utilizando LPBF [Shiomi et al. 2004].

Outra grande desvantagem relacionada à LPBF é a ocorrência de poros no volume das peças processadas por LPBF. Esses poros surgem de defeitos induzidos pelo processo originados de contaminações iniciais do pó, evaporação ou vazios locais após a deposição da camada de pó. Eventualmente, esses poros agem como elevadores de tensão e levam a peça à falha, especialmente sob carga de fadiga. No momento deste trabalho, esses defeitos semelhantes a poros não podem ser totalmente evitados.

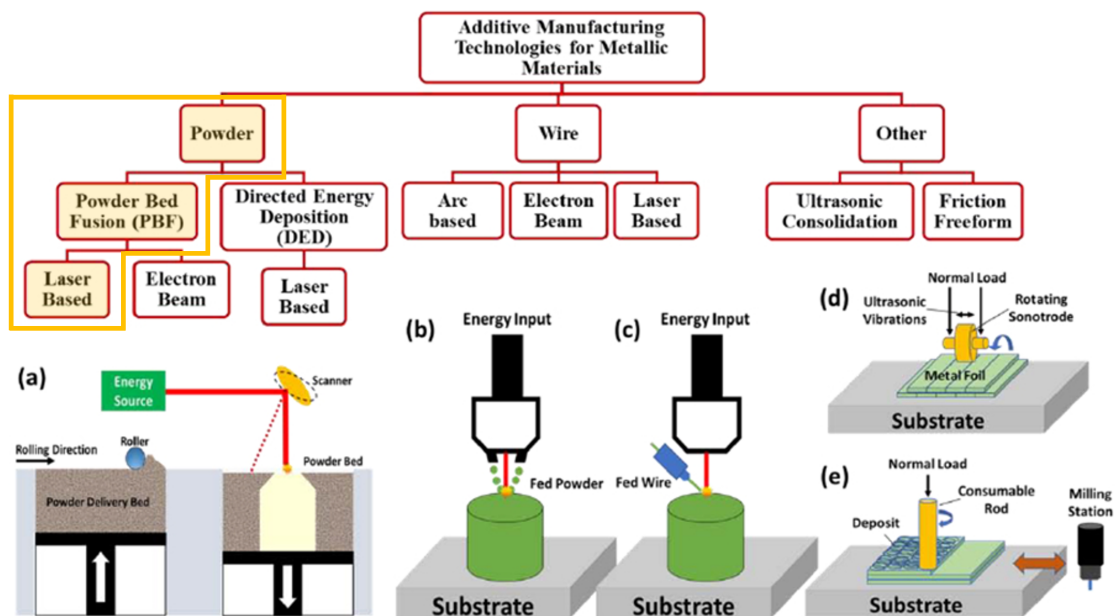


Figura 2.1: Tecnologias de manufatura aditiva para materiais metálicos. (a) PBF; (b) DED; (c) deposição por filamento; (d) consolidação ultrassônica; e (e) forma livre. Destacado em amarelo está o processo utilizado para fabricação dos corpos de prova deste estudo [Bandyopadhyay et al. 2020], adaptado.

Tabela 2.1: Ligas utilizadas na MA e suas aplicações comuns [Milewski 2017], adaptado.

Liga →	Alumínio	Aço inox	Titânio	Cromo Cobalto	Super-ligas de Níquel
Aplicações ↓					
Aeroespacial	X	X	X	X	X
Médica		X	X	X	
Energia		X			
Automotiva	X	X	X		
Naval		X	X		X
Soldabilidade	X	X	X	X	X
Resist. a corrosão		X	X		X
Alta temperatura		X			X
Ferramentas		X			
Consumíveis	X	X			

A liga de alumínio AlSi10Mg é uma candidata promissora para aplicações industriais de peças fabricadas por LPBF, uma vez que seu uso tem crescido em diversas aplicações industriais. Consequentemente, estudos focando no AlSi10Mg manufaturado por LPBF estão disponíveis em grande número, mas os aspectos do comportamento do material considerando diferentes direções de deposição e níveis de porosidade ainda carecem de mais estudos detalhados. A Figura 2.2 exemplifica diferentes materiais metálicos, porém com porosidades de aparências semelhantes devido ao mecanismo de inclusão (gases aprisionados durante a MA), podendo acontecer também para a liga deste estudo.

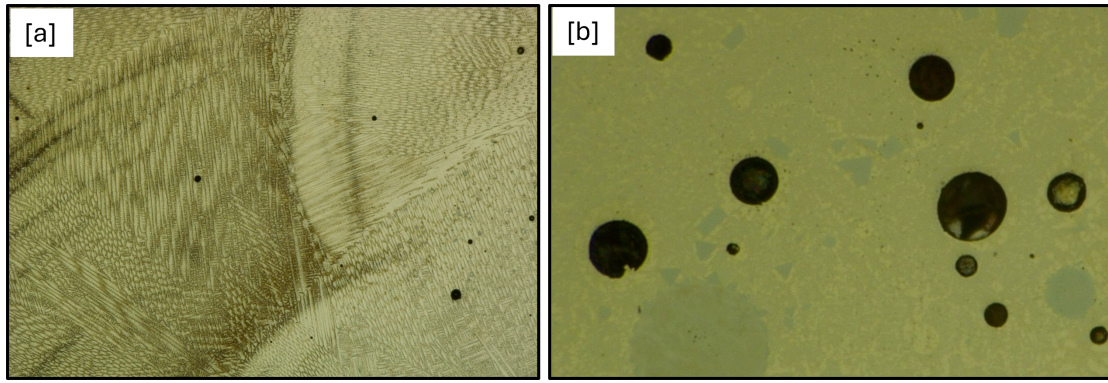


Figura 2.2: Porosidade de gás localizada em componentes fabricados por MA via Deposição Direta de Energia (DED), sendo [a] uma liga de aço, e [b] uma superliga de níquel.

Contudo, a MA enfrenta desafios críticos relacionados à qualidade microestrutural dos materiais. Entre os defeitos mais comuns está a porosidade, originada por bolhas de gás aprisionadas durante a fusão do material, falta de fusão entre camadas ou parâmetros de processo inadequados. A presença de poros atua como concentrador de tensões, reduzindo a resistência mecânica, a ductilidade e a durabilidade das peças. Em aplicações estruturais, onde a integridade do material é essencial, a porosidade pode levar a falhas prematuras sob cargas estáticas ou cíclicas.

Neste contexto, o modelo de Gurson se apresenta como uma ferramenta fundamental para caracterizar o comportamento de materiais fabricados por MA. Desenvolvido para descrever a influência de microvazios na resposta mecânica, o modelo incorpora explicitamente a fração volumétrica de poros (f) e a pressão hidrostática (p) na função de escoamento. Isso permite prever não apenas o crescimento de vazios pré-existentes, mas também sua coalescência sob carregamento, aspectos críticos para materiais com microestrutura heterogênea.

2.2 Modelagem matemática e estratégia numérica

2.2.1 Modelo de Gurson

No modelo de Gurson, a rigidez efetiva do material é reduzida proporcionalmente à fração de vazios, tornando-o mais suscetível a deformações mesmo sob cargas moderadas [Gurson 1977].

Decomposição aditiva da deformação

$$\epsilon = \epsilon^e + \epsilon^p \quad (2.1)$$

Lei de Hooke

$$\sigma = (D^e : \epsilon)^e \quad (2.2)$$

Função de escoamento

$$\phi = J_2(\mathbf{S}) - \frac{1}{3} \left[1 + f^2 - 2f \cosh \left(\frac{3p}{2\sigma_y} \right) \right] \sigma_y^2 \quad (2.3)$$

Lei de fluxo plástico

$$\epsilon^p = \gamma \frac{\partial N}{\partial \sigma} = \dot{\gamma} \sqrt{S : S + \frac{1}{3} [f \sigma_y \sinh(\frac{3p}{2\sigma_y})]^2} \quad (2.4)$$

$$\dot{R} = \dot{\gamma} \frac{fp \sinh(\frac{3p}{2\sigma_y}) + \frac{2}{3} [1 + f^2 - 2f \cosh(\frac{3p}{2\sigma_y})] \sigma_y^2}{(1 - f)} \quad (2.5)$$

$$\dot{f} = \dot{f}^G = (1 - f) \epsilon_v^p \quad (2.6)$$

$$\epsilon_v^p = \dot{\gamma} \sigma_y \sinh(\frac{3p}{2\sigma_y}) \quad (2.7)$$

Critério de carga e descarga

$$\dot{\gamma} \geq 0 ; \phi \leq 0 ; \dot{\gamma} \phi = 0 \quad (2.8)$$

O cerne do modelo reside na função de escoamento, que define o limiar entre o comportamento elástico e plástico [Malcher et al. 2012]. Enquanto von Mises utiliza uma dependência exclusiva do segundo invariante do tensor tensão desviador J_2 , Gurson introduz um termo adicional que acopla a pressão hidrostática (p) e a porosidade f . O segundo termo proporcional a $\sinh(\frac{3p}{2\sigma_y})$ também é exclusivo do modelo de Gurson e representa a dilatação plástica induzida pelos vazios. Esse mecanismo é crucial para modelar materiais porosos, onde a plasticidade não apenas distorce a matriz metálica, mas também aumenta o volume do material devido à expansão de cavidades.

2.2.1.1 Tensão equivalente de von Mises

O tensor tensão σ é composto por duas parcelas, uma desviadora, e outra hidrostática [Lemaitre and Lippmann 2013].

$$\sigma = \mathbf{S} + p\mathbf{I} \quad (2.9)$$

Onde:

- $\mathbf{S}$ = Tensor das tensões desviadoras;

- p = pressão hidrostática;
- $\mathbf{I}$ = Tensor identidade de segunda ordem.

Sendo a pressão hidrostática função das tensões desviadoras, tem-se os invariantes do tensor tensão I_1, I_2, I_3 :

$$I_1 = tr(\sigma) \quad (2.10)$$

$$I_2 = \frac{1}{2} \{ [tr(\sigma)]^2 - tr(\sigma^2) \} \quad (2.11)$$

$$I_3 = det(\sigma) \quad (2.12)$$

Para o tensor desviador, o primeiro invariante é igual a zero, por não possuir parte volumétrica por definição, assim os invariantes do tensor desviador J_2 e J_3 [Holzapfel 2000]:

$$J_2 = \frac{1}{2} \mathbf{S} : \mathbf{S} \quad (2.13)$$

$$J_3 = det(\mathbf{S}) \quad (2.14)$$

Sendo função do segundo invariante do tensor desviador, a tensão equivalente de von Mises pode ser exposta como:

$$q = \sqrt{3J_2} \quad (2.15)$$

Tomando a porosidade inicial como nula na eq. 2.3 ($f_0 = 0$), evidencia-se que o modelo de von Mises é reestabelecido na eq. 2.15. Assim, afirma-se que a degradação das propriedades mecânicas de qualquer material pode ser modelada pelo modelo de von Mises constituído pela função dos microvazios pré-existentes, ou que venham a se formar na matriz do material, conforme estabelecido por Gurson.

2.2.2 Método de identificação paramétrica

A calibração dos parâmetros do modelo de Kleineremann, adotado a este trabalho para reproduzir com fidelidade o comportamento elasto-plástico do material, requer uma abordagem sistemática que integra dados experimentais, caracterização microestrutural e otimização numérica. O processo concentra-se em quatro parâmetros-chave do modelo: σ_{y0} (tensão de escoamento inicial), σ_∞ (tensão de saturação), δ (taxa de endurecimento cinemático) e ξ (coeficiente de sensibilidade à triaxialidade).

Aqui, a identificação desses parâmetros inicia-se com a análise de curvas tensão-deformação obtidas de ensaios de tração uniaxial em corpos de prova fabricados por LPBF, que fornecem informações diretas sobre o limite de escoamento, a resposta pós-plasticidade e a ductilidade do material.

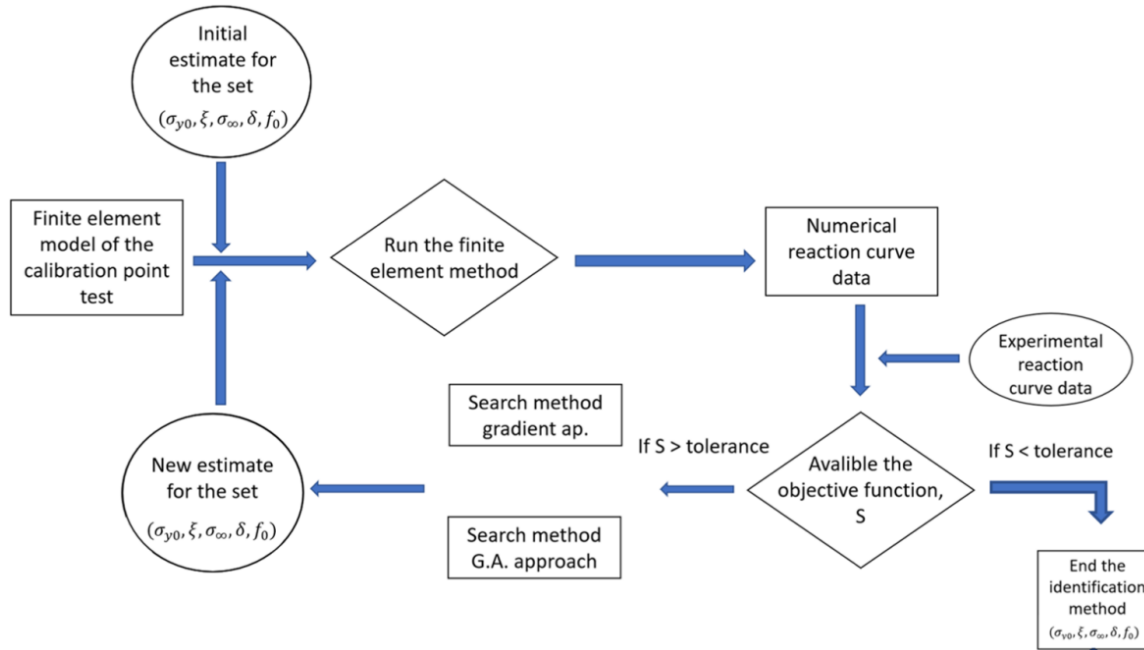


Figura 2.3: Roteiro para o método de identificação paramétrica (PIP) baseado no método híbrido de busca, por [Machado and Malcher 2019].

A determinação inicial de σ_{y0} é realizada diretamente a partir do patamar de escoamento observado experimentalmente, enquanto σ_{∞} é estimada através do ajuste de curvas de endurecimento a modelos exponenciais. O parâmetro δ , que governa a taxa de transição entre o endurecimento isotrópico e cinemático, é derivado da análise da inclinação da curva tensão-deformação na fase plástica, utilizando métodos de regressão não linear. Já ξ , responsável por acoplar a influência da triaxialidade de tensões (p) à evolução do dano, é calibrado mediante a comparação entre resultados de ensaios sob diferentes estados de tensão (e.g., tração pura, cisalhamento).

A implementação computacional do modelo de [Kleiner mann and Ponthot 2003] exige a resolução de equações constitutivas não-lineares, acopladas a um algoritmo de mapeamento de retorno implícito. Essa implementação é construída através do prévio conhecimento da deformação elástica (ϵ^e), e do incremento de deformação prescrito no intervalo conhecido $\Delta\epsilon$, além do conjunto de variáveis internas no início do intervalo do pseudo-tempo $[t_n, t_{n+1}]$. A calibração de tais propriedades do material se deu por meio do método de busca multivariável baseado no gradiente proposto por [Machado and Malcher 2019].

Com isso, o estado tentativa para o início das iterações é construído:

$$\epsilon_{n+1}^e = \epsilon_n^e + \Delta\epsilon \quad (2.16)$$

$$\epsilon_{n+1}^{p^t} = \epsilon_n^p \quad (2.17)$$

$$\sigma_{n+1}^t = \mathbf{D}^e : \epsilon_{n+1}^{e^t} \quad (2.18)$$

$$\sigma_y = \sigma_y(\alpha_n) \quad (2.19)$$

$$\alpha_{n+1}^t = \alpha_n \quad (2.20)$$

Onde:

- σ_{n+1}^t = Tensor das tensões tentativa
- $\epsilon_{n+1}^{e^t}$ = Tensor das deformações elásticas tentativa
- $\epsilon_{n+1}^{p^t}$ = Tensor das deformações plásticas tentativa
- α_{n+1}^t = Variável interna associada ao endurecimento isotrópico tentativa

O método de Newton-Raphson é utilizado para resolver o sistema de equações residuais, onde a matriz Jacobiana incorpora as derivadas parciais em relação a σ_{y0} , σ_∞ , δ e ξ . Um desafio crítico reside na interdependência entre δ e ξ : variações em δ afetam a cinética de endurecimento, enquanto ξ modula a sensibilidade à pressão hidrostática, exigindo um equilíbrio delicado durante a otimização.

Para validar a robustez dos parâmetros calibrados, realiza-se uma análise de sensibilidade global, na qual cada variável é perturbada dentro de intervalos fisicamente plausíveis (a exemplo $\pm 10\%$ de σ_∞ ou $\pm 15\%$ de ξ). Essa etapa identifica quais parâmetros exercem influência dominante nas previsões do modelo: por exemplo, ξ mostra-se crítico em carregamentos combinados (tração-cisalhamento), enquanto σ_∞ determina a estabilidade da resposta em grandes deformações.

A validação final é realizada através da comparação entre as previsões do modelo de Klei-nermann e resultados experimentais independentes. Essa abordagem não apenas verifica a precisão dos parâmetros, mas também demonstra a capacidade do modelo em generalizar para condições além das utilizadas na calibração. A sinergia entre experimentação, otimização numérica e análise de sensibilidade consolida o método como uma ferramenta confiável para projetos que demandam precisão na previsão de dano em materiais com microestrutura heterogênea, típicos de processos de manufatura aditiva.

É importante destacar que o limite de escoamento inicial do material (σ_y) está intrinsecamente vinculado à variável interna (α_n), associada ao endurecimento isotrópico. No contexto

de von Mises, a deformação plástica equivalente assume o papel dessa variável interna, estabelecendo uma relação direta entre σ_y e o histórico de deformação plástica acumulada durante o carregamento. Dessa forma, o limite de escoamento não apenas é utilizado como critério que define a resistência inicial do material, mas também evolui em função do avanço da plasticidade (ϵ^p), refletindo o endurecimento progressivo da microestrutura.

Desta forma, o modelo numérico desenvolvido para o modelo matemático de Gurson fica resumido conforme demonstrado na Tabela 2.2.

Para resolução do sistema não-linear descrito na tabela acima, adota-se o método de Newton-Raphson, pelo fato de sua convergência rápida. Partindo da equação (3.10). Assim, a tabela a seguir mostra de forma resumida a aplicação do método de Newton-Raphson para resolução do sistema linear acima citado, onde o estado tentativa é tomado como parâmetro inicial do problema.

Tabela 2.2: Modelo de integração numérica [de Souza Neto et al. 2008] com admissibilidade plástica de Gurson.

i) Determinar o estado tentativa: Dado um incremento deformação, $\Delta\epsilon$.

$$\begin{aligned} \epsilon_{n+1}^e &= \epsilon_n^e + \Delta\epsilon & \epsilon_{n+1}^e &= \epsilon_n^e \\ \sigma_{n+1}^t &= \mathbf{D}^e : \epsilon_{n+1}^t & \bar{\epsilon}_{n+1}^t &= \bar{\epsilon}_n^p \\ \sigma_y &= \sigma_y \bar{\epsilon}_n^p & \epsilon_{n+1}^e &= \epsilon_n^p \end{aligned}$$

ii) Verificar a admissibilidade plástica:

$$\phi = J_2(\mathbf{S}) - \frac{1}{3} \left[1 + f^2 - 2f \cosh \left(\frac{3p}{2\sigma_y} \right) \right] \sigma_y^2$$

Se $\phi \leq 0$, então (passo elástico): $*_{n+1} = *_{n+1}^t$,

Caso contrário, então (passo plástico):

iii) Algoritmo de retorno: resolver o sistema de equações não-lineares (Newton-Raphson), tendo como variáveis: σ_{n+1} , ϵ_n^p , f , e $\Delta\gamma$.

$$\begin{bmatrix} \frac{\partial R\sigma_{n+1}}{\partial \sigma_{n+1}} & \frac{\partial R\sigma_{n+1}}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} & \frac{\partial R\sigma_{n+1}}{\partial f} & \frac{\partial R\sigma_{n+1}}{\partial \Delta\gamma} \\ \frac{\partial R\bar{\epsilon}_{n+1}^p}{\partial \sigma_{n+1}} & \frac{\partial R\bar{\epsilon}_{n+1}^p}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} & \frac{\partial R\bar{\epsilon}_{n+1}^p}{\partial f} & \frac{\partial R\bar{\epsilon}_{n+1}^p}{\partial \Delta\gamma} \\ \frac{\partial Rf}{\partial \sigma_{n+1}} & \frac{\partial Rf}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} & \frac{\partial Rf}{\partial f} & \frac{\partial Rf}{\partial \Delta\gamma} \\ \frac{\partial R\Delta\gamma}{\partial \sigma_{n+1}} & \frac{\partial R\Delta\gamma}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} & \frac{\partial R\Delta\gamma}{\partial f} & \frac{\partial R\Delta\gamma}{\partial \Delta\gamma} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \delta\sigma \\ \delta\bar{\epsilon}^p \\ \delta f \\ \delta\Delta\gamma \end{bmatrix} = - \begin{bmatrix} R\sigma \\ R\bar{\epsilon}^p \\ Rf \\ R\Delta\gamma \end{bmatrix}$$

iv) Atualizar outras variáveis internas:

v) Fim

Para resolução do sistema não-linear descrito na tabela acima, adota-se o método de Newton-Raphson, tendo dentre suas vantagens o fato de sua rápida convergência.

Assim, a Tabela 2.3 a seguir mostra de forma resumida a aplicação do método de Newton-Raphson para resolução do sistema linear acima citado, onde o estado tentativa é tomado como parâmetro inicial do problema.

A matriz residual encapsula todas as equações não lineares que regem o comportamento do material no regime elasto-plástico. Cada resíduo à esquerda da equação mede o desvio entre o estado atual das variáveis e as condições de equilíbrio físico (a exemplo da evolução da porosidade). Um dos pontos chaves para essa abordagem é a definição do critério de parada da simulação, também conhecido como dano crítico [Malcher et al. 2020]. Durante cada iteração de Newton-Raphson, os resíduos são calculados, e suas derivadas parciais são usadas para corrigir incrementalmente as variáveis $(\sigma_{n+1}, \bar{\epsilon}_{n+1}^p, f_{n+1}, \Delta\gamma)$ até que os resíduos sejam reduzidos abaixo de uma tolerância pré-definida (ex: 10^{-6}).

Assim, o método é fundamental para garantir que o modelo de Gurson reproduza com precisão fenômenos como a expansão de vazios sob tensão triaxial, a redução progressiva da rigidez devido ao aumento da porosidade e a transição entre regimes elástico e plástico.

Tabela 2.3: Algoritmo de retorno (Newton-Raphson) para o modelo de Gurson.

i) Dado o estado tentativa como parâmetros iniciais:

$$\sigma_{n+1}^{(0)} = \sigma_{n+1}^t \quad \bar{\epsilon}_{n+1}^{(0)} = \bar{\epsilon}_n^p \quad f_{n+1}^{(0)} = f_{n+1}^t \quad \Delta\gamma^{(0)} = \Delta\gamma$$

ii) Resolver o sistema de equações para σ_{n+1} , $\bar{\epsilon}_n^p$, f , e $\Delta\gamma$:

$$\begin{bmatrix} \frac{\partial R\sigma_{n+1}}{\partial \sigma_{n+1}} & \frac{\partial R\sigma_{n+1}}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} & \frac{\partial R\sigma_{n+1}}{\partial f} & \frac{\partial R\sigma_{n+1}}{\partial \Delta\gamma} \\ \frac{\partial R\bar{\epsilon}_{n+1}^p}{\partial \sigma_{n+1}} & \frac{\partial R\bar{\epsilon}_{n+1}^p}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} & \frac{\partial R\bar{\epsilon}_{n+1}^p}{\partial f} & \frac{\partial R\bar{\epsilon}_{n+1}^p}{\partial \Delta\gamma} \\ \frac{\partial Rf}{\partial \sigma_{n+1}} & \frac{\partial Rf}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} & \frac{\partial Rf}{\partial f} & \frac{\partial Rf}{\partial \Delta\gamma} \\ \frac{\partial R\Delta\gamma}{\partial \sigma_{n+1}} & \frac{\partial R\Delta\gamma}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} & \frac{\partial R\Delta\gamma}{\partial f} & \frac{\partial R\Delta\gamma}{\partial \Delta\gamma} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \delta\sigma \\ \delta\bar{\epsilon}^p \\ \delta f \\ \delta\Delta\gamma \end{bmatrix} = - \begin{bmatrix} R\sigma \\ R\bar{\epsilon}^p \\ Rf \\ R\Delta\gamma \end{bmatrix}$$

iii) Calcular:

$$\begin{aligned} \sigma_{n+1}^{(k+1)} &= \sigma_{n+1}^{(k)} + \delta\sigma_{n+1}^{(k+1)} & \bar{\epsilon}_{n+1}^{(k+1)} &= \bar{\epsilon}_{n+1}^{(k)} + \delta\bar{\epsilon}_{n+1}^{(k+1)} \\ f_{n+1}^{(k+1)} &= f_{n+1}^{(k)} + \delta f_{n+1}^{(k+1)} & \Delta\gamma^{(k+1)} &= \Delta\gamma^{(k)} + \delta\Delta\gamma^{(k+1)} \end{aligned}$$

iv) Verificar a convergência:

$$\phi^{k+1} = J_2(\mathbf{S}) - \frac{1}{3} \left[1 + (f_{n+1}^{k+1})^2 - 2f_{n+1}^{k+1} \cosh\left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y}\right) \right] \sigma_y^2$$

$$erro = \frac{\phi^{k+1}}{\frac{1}{3} \left[1 + (f_{n+1}^{k+1})^2 - 2f_{n+1}^{k+1} \cosh\left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y}\right) \right] \sigma_y^2} \leq \text{tolerância}$$

v) Fim

Onde:

$$\frac{\partial R_{\sigma_{n+1}}}{\partial \sigma_{n+1}} = \mathbb{I} + 2G\Delta\gamma \frac{\partial N_{d_{n+1}}}{\partial \sigma_{n+1}} + \Delta\gamma K \frac{1}{3} \frac{\partial N_{v_{n+1}}}{\partial \sigma_{n+1}} \otimes I \quad (2.21)$$

$$\frac{\partial R_{\sigma_{n+1}}}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} = \Delta\gamma K \frac{1}{3} \frac{\partial N_{v_{n+1}}}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} I \quad (2.22)$$

$$\frac{\partial R_{\sigma_{n+1}}}{\partial f_{n+1}} = \Delta\gamma K \frac{1}{3} \frac{\partial N_{v_{n+1}}}{\partial f_{n+1}} I \quad (2.23)$$

$$\frac{\partial R_{\sigma_{n+1}}}{\partial \Delta\gamma} = 2GN_{d_{n+1}} + K \frac{1}{3} N_{v_{n+1}} I \quad (2.24)$$

$$\frac{\partial R_{\bar{\epsilon}_{n+1}^p}}{\partial \sigma_{n+1}} = -\Delta\gamma \frac{\partial \sqrt{\frac{2}{3} \left\{ \mathbf{S}_{n+1} : \mathbf{S}_{n+1} + \frac{1}{3} \left[f_{n+1} \sigma_y \sinh \left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y} \right) \right]^2 \right\}}}{\partial \sigma_{n+1}} \quad (2.25)$$

$$\frac{\partial R_{\bar{\epsilon}_{n+1}^p}}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} = 1 - \Delta\gamma \frac{\partial \sqrt{\frac{2}{3} \left\{ \mathbf{S}_{n+1} : \mathbf{S}_{n+1} + \frac{1}{3} \left[f_{n+1} \sigma_y \sinh \left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y} \right) \right]^2 \right\}}}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} \quad (2.26)$$

$$\frac{\partial R_{\bar{\epsilon}_{n+1}^p}}{\partial f_{n+1}} = -\Delta\gamma \frac{\partial \sqrt{\frac{2}{3} \left\{ \mathbf{S}_{n+1} : \mathbf{S}_{n+1} + \frac{1}{3} \left[f_{n+1} \sigma_y \sinh \left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y} \right) \right]^2 \right\}}}{\partial f_{n+1}} \quad (2.27)$$

$$\frac{\partial R_{\bar{\epsilon}_{n+1}^p}}{\Delta\gamma} = -\sqrt{\frac{2}{3} \left\{ \mathbf{S}_{n+1} : \mathbf{S}_{n+1} + \frac{1}{3} \left[f_{n+1} \sigma_y \sinh \left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y} \right) \right]^2 \right\}} \quad (2.28)$$

$$\frac{\partial R_{f_{n+1}}}{\partial \sigma_{n+1}} = -\Delta\gamma (1 - f_{n+1}) f_{n+1} \sigma_y \frac{\partial \sinh\left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y}\right)}{\partial \sigma_{n+1}} \quad (2.29)$$

$$\frac{\partial R_{f_{n+1}}}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} = -\Delta\gamma (1 - f_{n+1}) f_{n+1} \sigma_y \frac{\partial \sinh\left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y}\right)}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} \quad (2.30)$$

$$\frac{\partial R_{f_{n+1}}}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} = 1 + \Delta\gamma f_{n+1} \sigma_y \sinh\left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y}\right) - \Delta\gamma (1 - f_{n+1}) \sigma_y \sinh\left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y}\right) \quad (2.31)$$

$$\frac{\partial R_{f_{n+1}}}{\partial \Delta\gamma} = -(1 - f_{n+1}) f_{n+1} \sigma_y \sinh\left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y}\right) \quad (2.32)$$

$$\frac{\partial R_{\Delta\gamma}}{\partial \sigma_{n+1}} = N_{n+1} \quad (2.33)$$

$$\frac{\partial R_{\Delta\gamma}}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} = -\frac{1}{3} \frac{\partial \left[1 + f_{n+1}^2 - 2f_{n+1} \cosh\left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y}\right) \right]}{\partial \bar{\epsilon}_{n+1}^p} - \frac{1}{3} \left[1 + f_{n+1}^2 - 2f_{n+1} \cosh\left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y}\right) \right] 2\sigma_y H^I \quad (2.34)$$

$$\frac{\partial R_{\Delta\gamma}}{\partial f_{n+1}} = -\frac{1}{3} \frac{\partial \left[1 + f_{n+1}^2 - 2f_{n+1} \cosh\left(\frac{3p_{n+1}}{2\sigma_y}\right) \right]}{\partial f_{n+1}} \sigma_y^2 \quad (2.35)$$

$$\frac{\partial R_{\Delta\gamma}}{\partial \Delta\gamma} = 0 \quad (2.36)$$

2.2.3 Método de avaliação da aderência entre os modelos e o ensaio de tração

Para avaliar a aderência entre uma curva obtida experimentalmente e outra via simulação computacional (força versus deslocamento, neste caso), é necessário compará-las quantitativamente, utilizando métricas estatísticas que norteiem o grau de similaridade ou diferença entre elas [Rebba et al. 2006]. Existem várias abordagens e parâmetros estatísticos que podem ser usados para isso, dependendo do contexto e da precisão desejada: Erro quadrático médio, coeficiente de determinação (R^2), erro relativo médio, comparação visual, etc.

Por fornecer uma métrica percentual, útil para comparar curvas que possuem diferentes escalas, a técnica de avaliação por Erro Relativo Médio (ERM) mostra-se a mais eficaz a este trabalho. O consenso estatístico é de que um erro relativo médio abaixo de 10% é considerado bom, tendo em vista que isso depende do contexto experimental [Chapra and Canale 2014].

$$ERM = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{|y_{\text{exp},i} - y_{\text{sim},i}|}{|y_{\text{exp},i}|} \quad (2.37)$$

Onde $y_{\text{ref},i}$ é a força da curva de referência (experimental), $y_{\text{sim},i}$ é a força interpolada da curva avaliada (simulação pelo modelo de von Mises ou Gurson), e n é o número de pontos da curva.

Capítulo 3

Metodologia de trabalho

Esse capítulo detalha a estratégia adotada para investigar a relação entre a porosidade e propriedades mecânicas em materiais fabricados por MA, com ênfase na implementação do modelo de Gurson para previsão de dano. A metodologia se divide em três eixos principais:

- Fabricação e caracterização experimental de corpos de prova;
- Desenvolvimento do modelo numérico baseado no critério de Gurson;
- Validação dos resultados com modelo de Gurson via comparação com dados experimentais e simulações com modelo de von Mises.

Os dados coletados foram analisados por meio de plataformas acadêmicas computacionais, possibilitando a calibração dos parâmetros de cada modelo. Além disso, foram determinadas a porosidade inicial e a porosidade limite para o modelo de Gurson, sendo 0.001 e 1.0, respectivamente.

Na etapa de identificação paramétrica, adotou-se um procedimento iterativo fundamentado na curva força versus deslocamento para a função objetiva, com o método dos mínimos quadrados. Para a estratégia de busca, foi empregado um método orientado pelo gradiente, enquanto a resolução numérica do problema foi conduzida por elementos finitos.

Ao final, os resultados experimentais são comparados com os resultados numéricos de cada simulação, de forma a destacar a influência do grau de porosidade (composto com distância entre vazios e seus diâmetros) e a resistência mecânica de cada provete, observando o impacto da variação de densidade da peça no nível de deformação plástica e na fratura do material.

3.1 Fabricação dos corpos de prova

Com base em [Li et al. 2023] foram preparados corpos de prova planos, projetados de forma a permitir a variação de vazios na região de entalhe do mesmo. Todos os corpos de

prova tiveram o mesmo dimensional geométrico, com comprimento útil do entalhe de 13mm.

Foram fabricados 14 corpos de prova em AlSi10Mg (liga de alumínio composta por 90% de alumínio e 10% de silício e 1% de magnésio), utilizando a técnica de LPBF, com controle rigoroso de parâmetros de processo:

- Direção de deposição: 7 corpos de prova com retirada vertical (y) - nomeados V0, V2, V3, V5, V6, V7, V8, e 7 corpos de prova com retirada horizontal (x) - nomeados H0, H2, H3, H5, H6, H7, H8, para avaliação da anisotropia mecânica.

Para introduzir variabilidade controlada na porosidade, os corpos de prova foram projetados com diferentes frações volumétricas de vazios, variando de configurações sem porosidade controlada (H0 e V0) até configurações com baixa densidade teórica (ex: H7/V7 e H8/V8). A Figura 3.1 apresenta os corpos de prova produzidos via LPBF, acompanhados de suas respectivas distribuições de vazios. Tal figura destaca a disposição espacial dos vazios, com tamanhos variando entre 0,2 mm e 0,6 mm e espaçamentos entre 0,3 mm e 1,5 mm, conforme detalhado na Tabela 3.1.

A introdução de vazios controlados foi realizada ajustando os parâmetros do processo de LPBF, como a potência do laser, a velocidade de escaneamento e a espessura das camadas, permitindo a formação de poros com dimensões e distribuições específicas. Esses ajustes foram cuidadosamente calibrados para garantir que os vazios fossem representativos dos defeitos típicos encontrados em componentes fabricados por MA, como poros de gás ou falta de fusão, conforme ilustrado na Figura 2.2.

- Densidade teórica: Variando entre 79,06% e 100% devido à inclusão de diferentes níveis de porosidade.
- Geometria dos poros: Vazios esféricos foram introduzidos intencionalmente, variando diâmetro ($d = 0,2\text{--}0,6$ mm) e espaçamento ($\Delta x, \Delta y = 0,3\text{--}1,5$ mm), conforme mostrado pela Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Identificação do corpo de prova conforme sua direção de deposição, com dimensional de cada vazio.

Direção deposição	Identificador do Provete	Diâmetro do vazio d [mm]	Distância entre va- zios em x [mm]	Distância entre va- zios em y [mm]	Densidade teórica [%]
(V) Vertical	0	0	0	0	100
(H) Horizontal		0	0	0	100
(V) Vertical	2	0,4	0,8	0,8	80,37
(H) Horizontal		0,4	0,8	0,8	80,37
(V) Vertical	3	0,6	1,2	1,2	80,37
(H) Horizontal		0,6	1,2	1,2	80,37
(V) Vertical	5	0,4	1	1	87,43
(H) Horizontal		0,4	1	1	87,43
(V) Vertical	6	0,6	1,5	1,5	87,43
(H) Horizontal		0,6	1,5	1,5	87,43
(V) Vertical	7	0,2	0,3	0,5	79,06
(H) Horizontal		0,2	0,3	0,5	79,06
(V) Vertical	8	0,2	0,5	0,5	87,43
(H) Horizontal		0,2	0,5	0,5	87,43

Os corpos de prova sem vazios intencionais (densidade teórica de 100%) serviram como referência para comparar a degradação mecânica causada pela porosidade controlada.

Ao simular-se o estado plano de tensões, utilizou-se da consideração de simetria na secção média do corpo de prova, sendo esse o local de interesse onde as deformações plásticas foram observadas experimentalmente com uso de *Strain Gauge*. A integração entre a fabricação controlada, a caracterização e os ensaios mecânicos permitiu uma análise robusta da influência da porosidade na resposta do material, fornecendo uma base sólida para as comparações numérico-experimentais apresentadas neste trabalho.

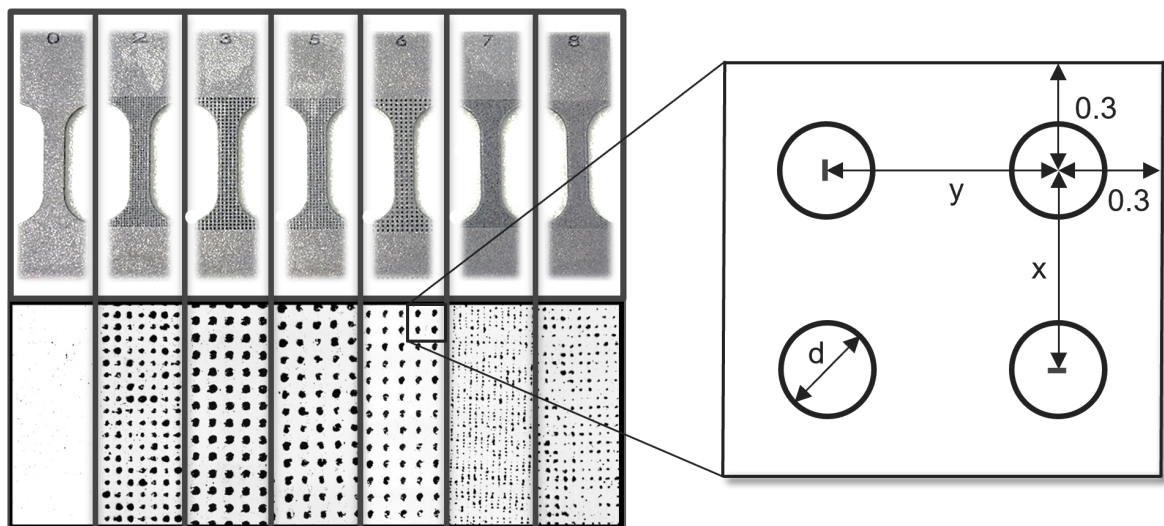


Figura 3.1: Corpos de prova produzidos via LPBF com sua distribuição de vazios correspondente.

3.1.1 Geometria e malha de elementos finitos

Os corpos de prova utilizados para testar a robustez dos modelos numéricos propostos foram modelados com as propriedades mecânicas do AlSi10Mg sob geometria clássica plana (secção retangular). Aplicou-se o carregamento monotônico até falha total do corpo de prova, sendo que na simulação a condição de contorno de carregamento foi dada pelo deslocamento prescrito da fratura obtido pelo ensaio experimental.

A definição da geometria dos corpos de prova e a geração da malha de elementos finitos são etapas fundamentais para garantir a representatividade das simulações numéricas realizadas com o modelo de Gurson, descrito na seção 2.2.1. Os corpos de prova foram projetados com base nas especificações dimensionais apresentadas na Tabela 3.2, que detalha as dimensões da seção de interesse utilizada nas simulações. A geometria foi concebida para replicar as condições experimentais de tração uniaxial, permitindo a análise da influência da porosidade e da direção de deposição (horizontal e vertical) na resposta mecânica do material fabricado via LPBF.

A Figura 3.2 ilustra a seção de interesse dos corpos de prova, destacando a distribuição espacial dos vazios controlados. Tal figura é crucial para visualizar a localização e o tamanho dos poros, que foram intencionalmente introduzidos para simular defeitos típicos de manufatura aditiva, como poros de gás ou falta de fusão [Brennan et al. 2021], conforme discutido na Seção 2.1. Nesse sentido, foi possível validar a precisão geométrica das peças fabricadas, confirmando que os vazios correspondiam às dimensões projetadas.

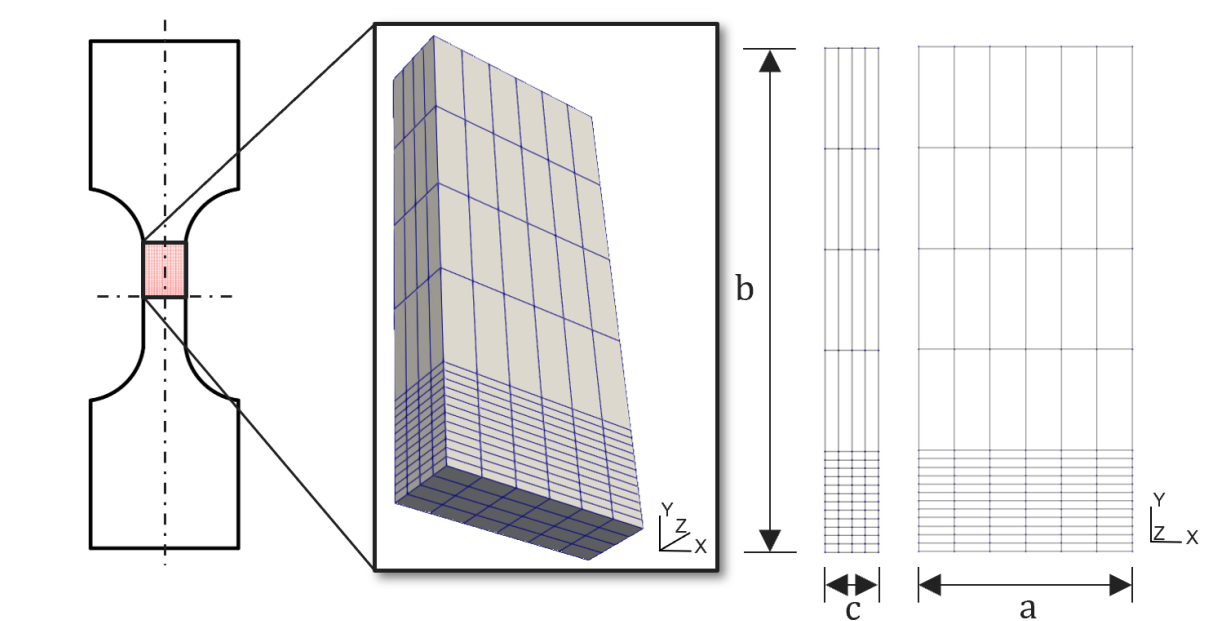


Figura 3.2: Malha de elementos finitos utilizada para reproduzir o ensaio de tração, com dimensões dadas na Tabela 3.2.

Tabela 3.2: Dimensão da seção de interesse para realização das simulações numéricas, pela a Figura 3.3

Provete	a [mm]	b [mm]	c [mm]
H0	5,503	13	1,970
H2	5,515	13	1,974
H3	5,502	13	1,950
H5	5,512	13	1,984
H6	5,512	13	1,975
H7	5,498	13	1,939
H8	5,495	13	1,990
V0	5,500	13	2,032
V2	5,494	13	2,000
V3	5,495	13	1,985
V5	5,488	13	1,988
V6	5,502	13	1,985
V7	5,499	13	2,030
V8	5,496	13	2,047

A geração da malha de elementos finitos foi realizada utilizando elementos hexaédricos de 8 nós (HEXA8), escolhidos devido à sua capacidade de modelar com precisão o comportamento tridimensional do material sob carregamento. A malha foi estruturada para garantir uma densidade suficiente nas regiões próximas aos vazios, onde a concentração de tensões é mais pronunciada, conforme observado na Figura 3.1. Tal figura, que apresenta os corpos de prova com suas respectivas distribuições de vazios, foi utilizada como referência para definir a discretização da malha, assegurando que os poros fossem adequadamente representados

no modelo numérico. A densidade da malha foi refinada nas proximidades dos vazios, com um tamanho médio de elemento de 0,1 mm nas regiões críticas, enquanto elementos de 0,5 mm foram utilizados em áreas menos suscetíveis à deformação plástica. Essa estratégia de refinamento foi essencial para capturar os gradientes de tensão e deformação associados à evolução do dano, conforme descrito pelo modelo de Gurson.

A malha foi gerada utilizando o software de pré-processamento, que permitiu a criação de uma malha estruturada com 595 nós, conforme verificado no código Python do Apêndice A. Este número de nós foi validado para garantir a convergência das simulações numéricas, com testes preliminares indicando que um aumento adicional na densidade da malha (> 600 nós) não resultava em melhorias significativas na precisão dos resultados, mas aumentava o custo computacional. As condições de contorno foram definidas para replicar o ensaio de tração uniaxial, com deslocamento imposto na extremidade superior do corpo de prova e restrição total na extremidade inferior, garantindo que o carregamento fosse consistente com os ensaios experimentais.

Os dados geométricos e a malha de elementos finitos foram exportados para o software HYPLAS [de Souza Neto et al. 2008], utilizado para as simulações numéricas baseadas no modelo de Gurson. A integração entre a geometria, a malha e os parâmetros do processo de fabricação assegurou que as simulações refletissem fielmente as condições experimentais. A análise das Figuras ??, 3.1 e 3.2 foi essencial para correlacionar a geometria física dos corpos de prova com os modelos numéricos, permitindo a avaliação precisa da influência da porosidade e da anisotropia na resposta mecânica do material.

Capítulo 4

Resultados e discussão

4.1 Resultados experimentais

De posse da Tabela 3.1, onde é mostrada a densidade teórica de cada corpo de prova em função do tamanho do vazio inserido, bem como o distanciamento entre cada vazio nas direções x e y, é possível ilustrar, pela Figura 4.1, a relação entre força versus deslocamento dos ensaios experimentais para os corpos de prova fabricados via MA. A análise comparativa das curvas permite identificar padrões críticos associados à influência da densidade teórica, do tamanho dos vazios e do espaçamento entre eles no comportamento mecânico do material.

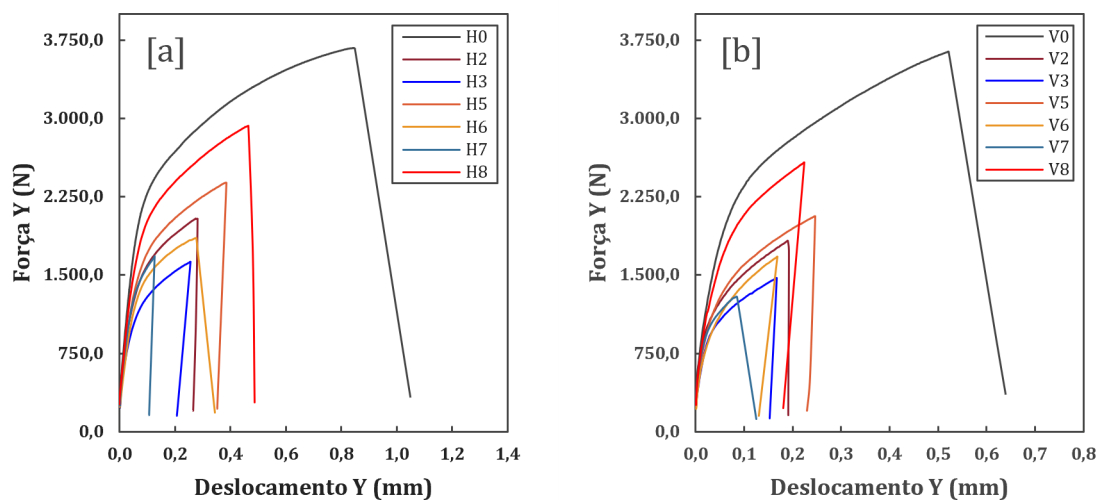


Figura 4.1: Curvas de força de reação versus deslocamento obtidas experimentalmente para cada um dos corpos de prova na direção de deposição [a] = Horizontal, e [b] = Vertical.

4.1.1 Corpos de prova sem porosidade controlada (H0 e V0)

As curvas H0 e V0, correspondentes a corpos de prova com densidade teórica de 100%, apresentam as maiores resistências mecânicas entre todas as configurações testadas. A curva

da fase inicial elástica é marcada por uma rigidez elevada, refletindo a integridade estrutural da matriz metálica sem defeitos. O limite de escoamento é atingido em valores de força significativamente próximos para ambas as direções de deposição, o que nos permite pontuar que a direção de deposição não afetou o comportamento do material até essa porção. A fratura ocorre após um deslocamento de 0,8mm para a direção de deposição horizontal, e logo após 0,5mm para os corpos de prova feitos na vertical via MA.

Quando comparado a H0, a fratura prematura observada no corpo de prova V0 – deslocamento crítico de 0,6 mm, versus 1 mm de H0 – revela um comportamento mecânico anisotrópico esperado. Essa diferença está diretamente associada à orientação das camadas durante a impressão e às características microestruturais resultantes. Tal anisotropia observada reforça a necessidade de orientar peças críticas durante a impressão para que as camadas sejam paralelas às direções de carregamento principal, maximizando resistência e ductilidade.

Os resultados de [Simonelli et al. 2014], em manufatura aditiva metálica, reportam que a resistência à tração na direção vertical pode ser 10-30% menor que na horizontal, dependendo do material e do processo. A redução de ductilidade em V0 também está alinhada com observações de que interfaces entre camadas atuam como sítios preferenciais para iniciação de trincas, ou seja, um menor alinhamento preferencial dos grãos tendo a direção de carregamento perpendicular às camadas de deposição para a vertical. Isso resulta em uma microestrutura menos coesa, com menor capacidade de redistribuir tensões de forma eficiente, quando comparado à direção H (paralela ao carregamento).

4.1.2 Efeito da redução da densidade teórica

- Configuração H2 e V2 (80,37% de densidade teórica, com vazios de 0,4mm e espaçamento de 0,8mm entre vazios): A redução da densidade para 80,37% resulta em uma diminuição da rigidez e da força máxima suportada, comparada aos corpos com densidade aparente de 100%. A presença de vazios maiores (0,4mm) e espaçados mais próximos atua como concentradores de tensão, acelerando a nucleação de trincas e reduzindo a ductilidade. A curva plástica é menos pronunciada com fratura ocorrendo em deslocamentos próximos a 0,2mm.
- Configuração H3 e V3 (80,37% de densidade teórica, com vazios de 0,6mm e espaçamento de 1,2mm entre vazios): Apesar da mesma densidade teórica que H2 e V2, o aumento do diâmetro dos vazios e do espaçamento resulta em uma redução adicional da resistência. A maior dimensão dos vazios amplifica a concentração de tensões locais, enquanto o espaçamento mais amplo permite maior deformação plástica antes da coalescência dos defeitos. Isso explica a maior deformação até a fratura em comparação a H2 e V2, porém admitindo menor força máxima.
- Configuração H5 e V5, H6 e V6 (87,43% de densidade teórica): Corpos de prova com

maior densidade teórica apresentam desempenho intermediário entre H0 e V0, H2 e V2. Em H5 e V5 (vazios de 0,4mm e espaçamento de 1mm), a menor densidade de vazios permite maior resistência que H2 e V2, mas menor que H0 e V0. Já em H6 e V6 (vazios de 0,6mm e espaçamento de 1,5mm), a maior distância entre vazios reduz a interação entre defeitos, retardando a fratura e aumentando a ductilidade relativa, embora a força máxima permaneça inferior à de H5 e V5.

4.1.3 Configurações com baixa densidade teórica

As curvas H7 e V7 (79,06% de densidade) destacam-se pela redução drástica de resistência e rigidez. A alta densidade de vazios pequenos (0,2mm) cria uma rede de concentradores de tensão distribuídos, facilitando a nucleação precoce de trincas e limitando a capacidade de deformação plástica. A fratura ocorre abruptamente, caracterizando um comportamento frágil, contrastante com a ductilidade observada em corpos de prova menos porosos.

4.1.4 Anisotropia induzida pela direção de deposição

A comparação entre os corpos de prova fabricados horizontalmente (H) e verticalmente (V) revela diferenças significativas na resposta mecânica. Em geral, as curvas H exibem maior rigidez inicial e força máxima que suas contrapartes V, possivelmente devido a essa orientação das camadas. Na direção horizontal, as camadas são depositadas paralelamente ao carregamento, otimizando a transferência de carga. Já na direção vertical, as interfaces entre camadas atuam como planos de fraqueza, com menor resistência.

4.1.5 Mecanismos de fratura e coalescência de vazios

Em todas as configurações, a não-linearidade pós-escoamento nas curvas está associada ao crescimento e coalescência de vazios. Em corpos com alta densidade de defeitos (ex: H7 e V7), a coalescência ocorre precocemente, limitando a deformação plástica. Já em corpos com menor densidade de vazios (ex: H6 e V6), a fase plástica é mais prolongada, indicando que a matriz metálica consegue redistribuir tensões antes da falha final.

Os resultados experimentais validam a importância do controle preciso da porosidade em todo o processo de MA. A densidade teórica e geométrica dos vazios (diâmetro e espaçamento) são parâmetros críticos para equilibrar resistência e leveza da peça manufaturada. Por exemplo, configurações como H5 e V5 oferecem um compromisso aceitável entre perda de resistência (15-20% comparado a H0 e V0) e redução de peso, enquanto configurações como H7 e V7 são adequadas apenas para aplicações não estruturais.

4.2 Resultados numéricos

4.2.1 Comparação entre von Mises e Gurson

A comparação entre as previsões dos modelos constitutivos (von Mises e Gurson) e os dados experimentais revela nuances críticas sobre a capacidade de cada teoria em capturar mecanismos de deformação e dano em materiais porosos, conforme apresentado pelas figuras 4.2, 4.3, 4.4, 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8. Neste capítulo, cada configuração é analisada com ênfase nos fundamentos físicos que explicam as diferenças de *fitting* de curvas entre modelos e os ensaios de tração.

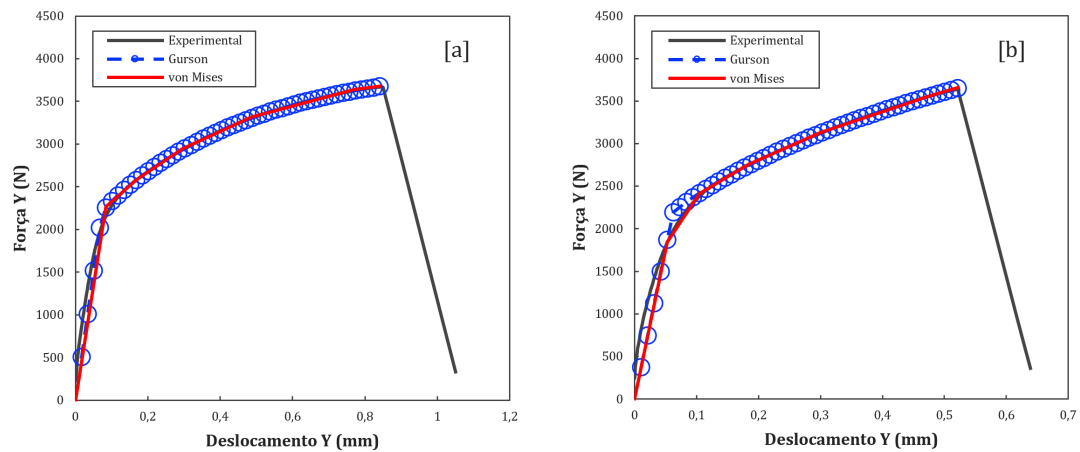


Figura 4.2: Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H0 e [b] = V0.

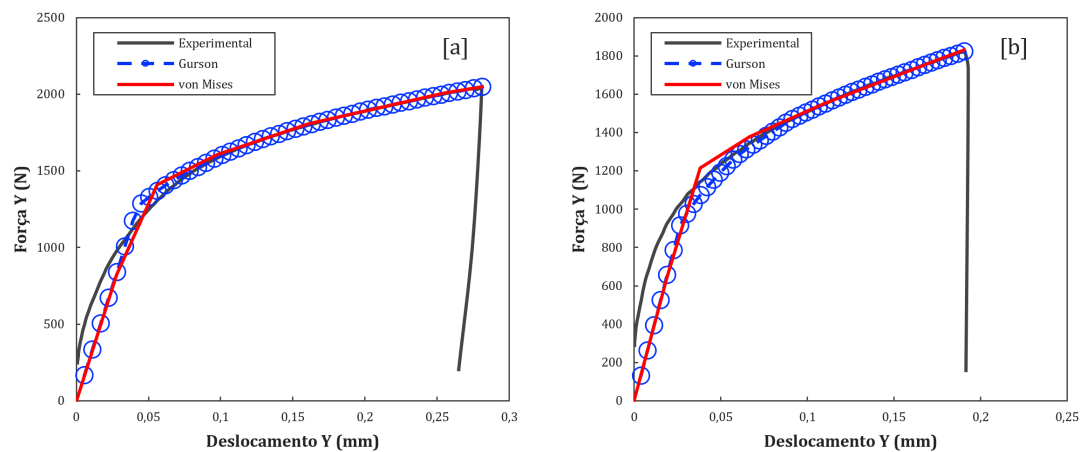


Figura 4.3: Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H2 e [b] = V2.

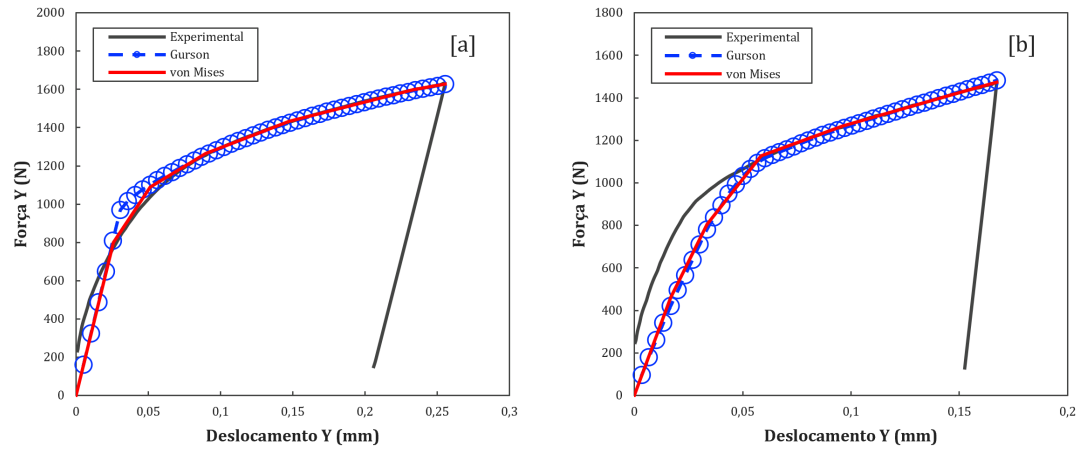


Figura 4.4: Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H3 e [b] = V3.

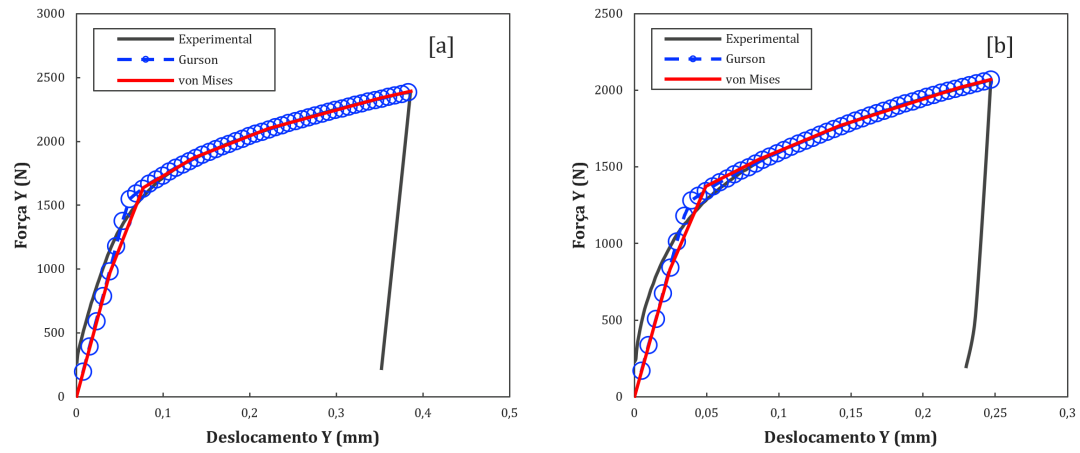


Figura 4.5: Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H5 e [b] = V5.

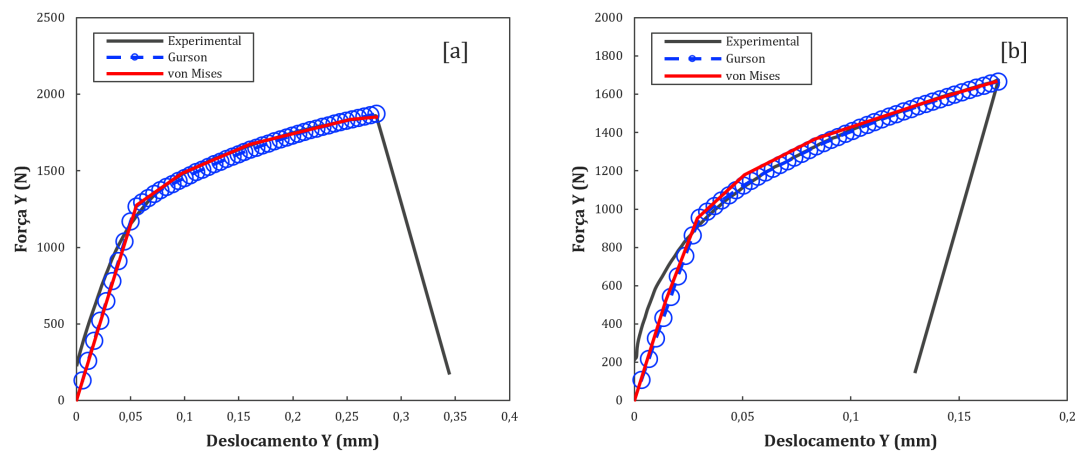


Figura 4.6: Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H6 e [b] = V6.

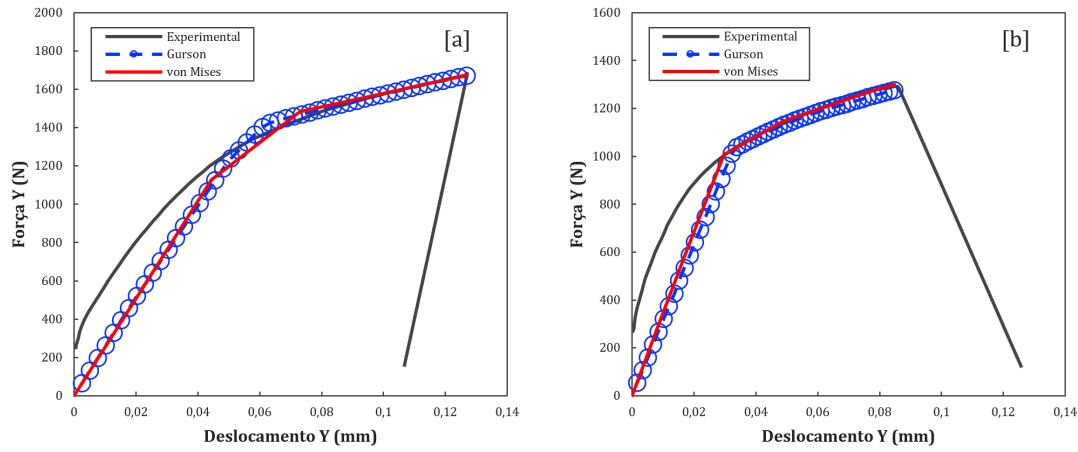


Figura 4.7: Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H7 e [b] = V7.

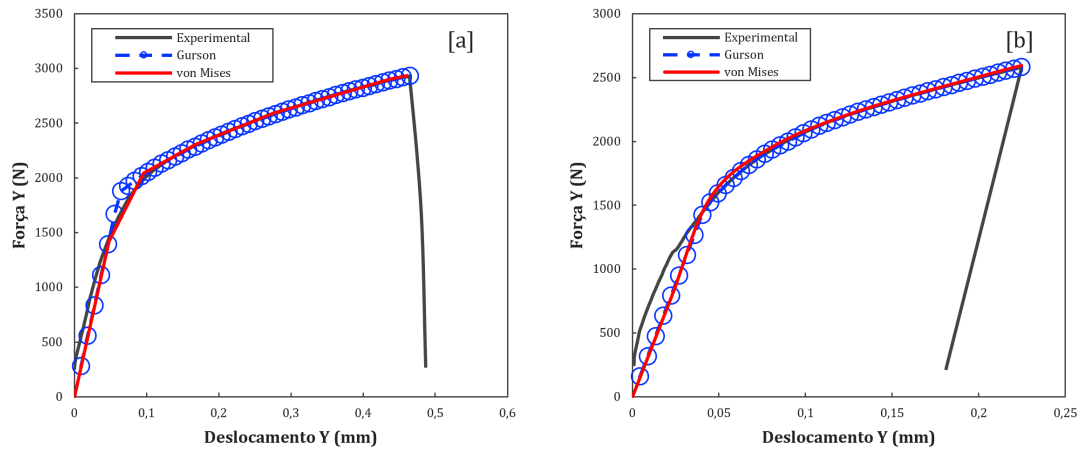


Figura 4.8: Curvas numéricas e experimental para os corpos de prova [a] = H8 e [b] = V8.

A fim de discutir quão bem os modelos se aderem aos seus respectivos ensaios experimentais, no apêndice D é possível encontrar o código utilizado para cálculo do ERM, dado pela Eq. 2.37.

A Tabela 4.1 mostra que 7 das 28 simulações apresentaram um *fitting* estatisticamente fraco. A baixa qualidade das curvas experimentais obtidas nos ensaios em V3, V7 e H7 se mostrou determinante para essa fraca aderência em ambos os modelos (von Mises e Gurson), conforme método explicitado no capítulo 2.2.3. No caso de V2, o baixo *fitting* é visivelmente atribuído ao degrau de transição abrupto entre a fase elástica e a plástica da curva. Esse tipo de comportamento em simulações é bastante comum quando o modelo numérico tenta ter uma boa aderência nas duas partes da curva, fazendo com que essa transição entre elas seja forçada.

Tabela 4.1: Comparação de erro relativo entre os modelos e a curva de ensaios experimental

Provete	Erro Relativo Médio	
	von Mises	Gurson
V0	6,48%	6,17%
H0	6,04%	4,79%
V2	11,33%	10,18%
H2	10,20%	9,72%
V3	16,98%	16,41%
H3	8,44%	7,59%
V5	8,22%	7,89%
H5	7,77%	7,42%
V6	9,38%	9,15%
H6	9,79%	9,50%
V7	21,35%	19,06%
H7	19,65%	19,60%
V8	9,16%	8,71%
H8	6,48%	6,06%

Para todas as curvas, o modelo de Gurson teve um ERM menor, mesmo que em alguns casos ligeiramente menor, que o de von Mises. Essa análise se faz importante ao passo que a diferença de *fitting* entre os modelos tende a ser percentualmente pequena, mas ainda assim de extrema importância para evolução do comportamento do material sob condição de carregamento.

4.2.2 Comparação entre resultados dos parâmetros do modelo constitutivo

Tabela 4.2: Resultado dos parâmetros da curva de endurecimento do material para os corpos de prova em deposição vertical após implementação método de busca baseado no modelo de Gurson

	Deposição Vertical						
Provete	V0	V2	V3	V5	V6	V7	V8
Densidade	100%	80,37%	80,37%	87,43%	87,43%	79,06%	87,43%
E [Mpa]	82000	69000	68000	70000	70000	62000	70000
σ_{y0} [Mpa]	270,50	147,01	152,20	121,38	153,63	100,21	150,90
ξ [Mpa]	4726,50	9143,35	1457,03	607,77	2693,58	1639,18	9482,02
σ_{∞} [Mpa]	405,90	196,12	172,60	225,50	224,67	131,51	201,80
δ	96,90	25,32	64,20	119,63	184,97	455,16	1102,80
f_0	0,252	0,255	0,172	0,093	0,332	0,064	0,113

Tabela 4.3: Resultado dos parâmetros da curva de endurecimento do material para os corpos de prova em deposição horizontal após implementação método de busca baseado no modelo de Gurson

Deposição Horizontal							
Provete	H0	H2	H3	H5	H6	H7	H8
Densidade	100%	80,37%	80,37%	87,43%	87,43%	79,06%	87,43%
E [Mpa]	81000	80000	75500	68000	65000	62000	70000
σ_{y0} [Mpa]	214,30	121,20	114,30	158,30	181,20	105,90	193,70
ξ [Mpa]	712,50	3548,30	3664,50	3766,90	2114,10	4861,56	3783,40
σ_{∞} [Mpa]	352,40	159,70	159,50	198,60	277,50	133,90	251,02
δ	67,90	423,90	319,10	262,40	178,60	46,56	159,02
f_0	0,038	0,028	0,077	0,023	0,171	0,056	0,103

Pelas tabelas 4.1 e 4.2 é possível realizar uma análise crítica sobre o comportamento do material nas diferentes configurações, aqui expostas em termos de diâmetro dos vazios, direção de deposição, e distância entre vazios (sendo a densidade do provete uma consequência das alterações desses parâmetros).

Todos os corpos de prova, quando comparados ao seu correspondente, na outra direção de deposição, apresentaram parâmetros de E e σ_{y0} semelhantes (isto é, na comparação de V0 com H0, V2 com H2, e assim sucessivamente). Isso indica que o comportamento elástico independe da direção de deposição de MA.

Para prosseguimento da discussão de resultados da tabela, é necessário lembrar que ξ é um indicador da história termomecânica do material. É possível observar que há uma variação (e inversão) de ξ com a direção de fabricação por MA. Ou seja, a interação entre os parâmetros de processo (como velocidade de deposição e potência), e os mecanismos de endurecimento para cada configuração de vazios afeta a microestrutura do material de maneira complexa, impactando na taxa de endurecimento isotrópico.

Todos os corpos de prova, quando comparados ao seu correspondente, na outra direção de deposição, apresentaram parâmetros de σ_{∞} semelhantes (isto é, na comparação de V0 com H0, V2 com H2, e assim por diante). Isso indica que a direção de deposição não altera a quantificação de endurecimento isotrópico máximo que o material pode atingir após deformação plástica significativa. Além disso, é de suma importância inferir que os baixos valores de σ_{∞} encontrados, e o fato de eles estarem, em todos os casos, próximos ao σ_{y0} indica que o material não endurece significativamente quando exposto ao carregamento. Novamente, essa análise, para esse parâmetro, se aplica a todos os corpos de prova, incluindo os de densidade teórica de 100% (V0 e H0). Entretanto, nota-se que, dentre todos os provetes, estes possuem a maior capacidade de suportar tensões após grandes deformações.

Também é possível observar que a anisotropia induzida pela direção de fabricação afeta o parâmetro δ de forma crítica. Os resultados de δ para V0 e H0 indicam isso, à medida em que para esses casos o resultado é relativamente próximo. Entretanto, há uma série de variações de δ que deve ser analisada quando a porosidade é induzida no material, em diferentes

distâncias e diâmetros, para as diferentes direções de fabricação por MA. Os maiores valores de δ em H2 e H3 indicam que a direção de deposição (em relação ao carregamento) gera um endurecimento cinemático mais rápido, quando comparados aos seus correspondentes V2 e V3, comportamento típico de materiais com alta densidade de discordâncias. Todavia, observando os resultados de V7 e H7, a evolução do endurecimento cinemático é maior para o corpo de prova obtido na vertical, sendo inverso ao intuitivo gerado pelo resultado de H2 e H3. Isso sugere que a evolução da anisotropia induzida pode ser oposta ao esperado em casos de baixa densidade do corpo de prova. Em outras palavras, para além da direção de deposição, a baixa densidade $\approx 79\%$ faz com que o modelo apresente variações significativas para materiais de comportamento frágil, o que também justifica a adição do modelo de Gurson a esta modelagem constitutiva. Portanto, uma melhor discussão sobre esse comportamento pode ser feita ao se analisar f_0 .

Analisando-se o parâmetro de porosidade para V0 e H0, apesar de ambos terem densidade teórica de 100% (teoricamente sem porosidade), os valores de f_0 não são nulos, indicando a presença de porosidade residual inerente ao processo de manufatura aditiva. O maior f_0 é em V0 (0,252), sugerindo que a deposição vertical pode introduzir mais defeitos (como poros ou microfissuras) em comparação com a deposição horizontal (0,039), devido à orientação das camadas, que na direção vertical pode levar a maior coalescência de defeitos que são introduzidos inerentes ao processo de fabricação, diferente dos defeitos controlados nos corpos de prova subsequentes. Esses resultados são corroborados pelas evoluções de dano apresentadas pelas Figuras 4.16 e 4.17.

Em geral, os corpos de prova verticais (V0, V3, V5, V6) apresentam f_0 mais alto que os horizontais, exceto em casos específicos explicados por suas baixas densidades, que comprometem o endurecimento isotrópico do material (V7 e H7). V8 e H8 apresentam praticamente o mesmo valor de $f_0 \approx 0,1$, porém com f_0 de V8, ainda assim, acima de H8. O tamanho e o espaçamento dos vazios afetam a interação entre eles durante a deformação. Vazios maiores e mais espaçados (como em V6 e H6) podem amplificar o efeito local de concentração de tensões, especialmente na direção vertical, onde a microestrutura é mais suscetível a defeitos.

Vazios maiores (0,6 mm em V3, H3, V6, H6) tendem a aumentar f_0 , pois causam maior concentração de tensões e facilitam a nucleação e crescimento de vazios durante a deformação. Além disso, a densidade teórica reduzida (80,37% ou 79,06%) reflete maior porosidade inicial, que se soma aos vazios adicionados, influenciando f_0 .

Em suma, na direção vertical, as interfaces entre camadas estão alinhadas com a direção de tração, o que pode amplificar defeitos como falta de fusão ou porosidade, aumentando f_0 . Para além da direção de deposição, quanto maior o tamanho do vazio, e menos espaçamento entre eles, mais favorável ao dano. Embora o fator de concentração de tensão seja constante, a área de seção transversal será diminuída nesse cenário, aumentando a tensão local máxima.

4.2.3 Evolução da falha

4.2.3.1 Evolução da deformação plástica acumulada

De posse dos resultados, é possível descrever a evolução da deformação plástica nos corpos de prova fabricados por MA, simulados numericamente através do modelo de Gurson implementado no HYPLAS. Tais curvas permitem avaliar como a porosidade controlada e a direção de deposição influenciam a degradação do material sob carregamento mecânico.

As curvas H0 e V0, na Figura 4.9, correspondentes a corpos de prova com densidade teórica de 100%, exibem uma evolução da deformação plástica gradual. É perceptível que, em todos os casos, as evoluções de deformação plástica são tênues para os corpos retirados na deposição vertical (V), quando comparados às curvas de evolução da deformação plástica de H, mais prolongadas (entende-se como menos severas), corroborando com os valores obtidos para f_0 , onde serão sempre maiores que a deformação plástica acumulada, fazendo com que o material exiba comportamento fragilizado. A curva suave e contínua indica que o material suporta deformação plástica homogênea antes da coalescência de microvazios intrínsecos, alinhando-se também com os resultados experimentais. A diferença entre H0 e V0 na fase final (dano mais acelerado em V0) reforça a anisotropia microestrutural, já discutida experimentalmente no capítulo 4.1, onde a direção vertical introduz interfaces mais vulneráveis.

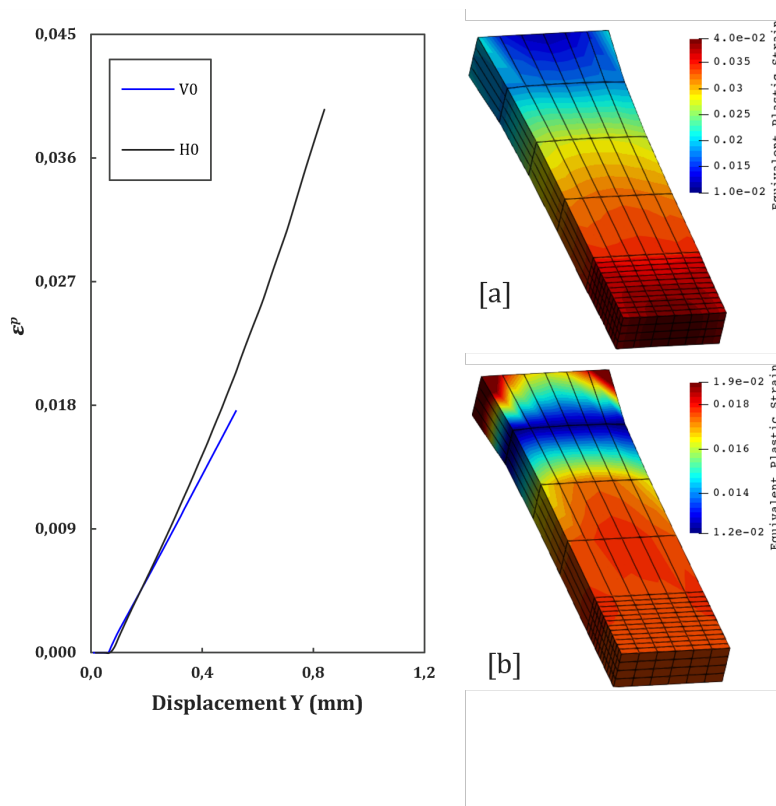


Figura 4.9: Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H0, e [b] = V0.

A partir de V2 e H2 em diante, é possível ver o efeito da introdução da porosidade

controlada na evolução da deformação plástica.

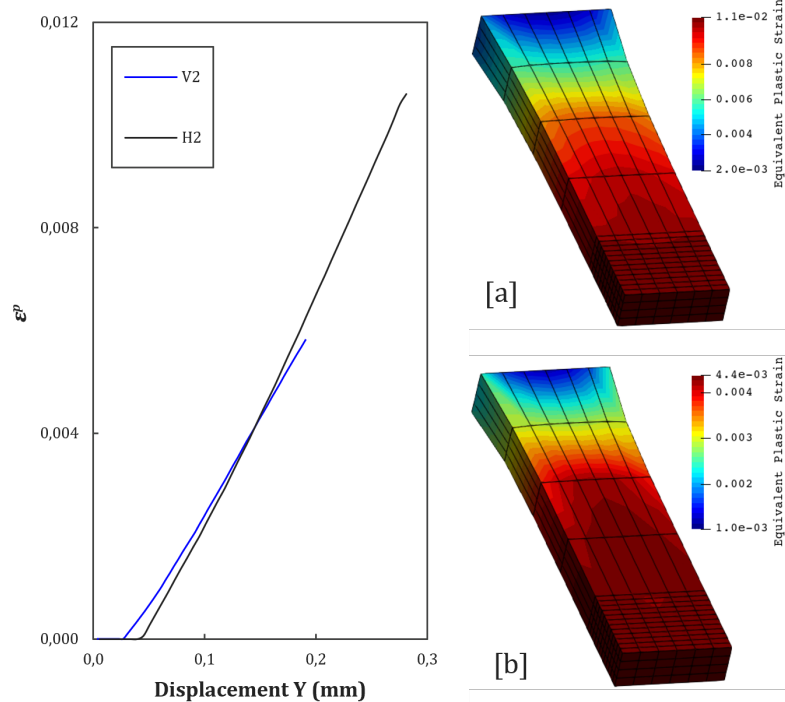


Figura 4.10: Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H2, e [b] = V2.

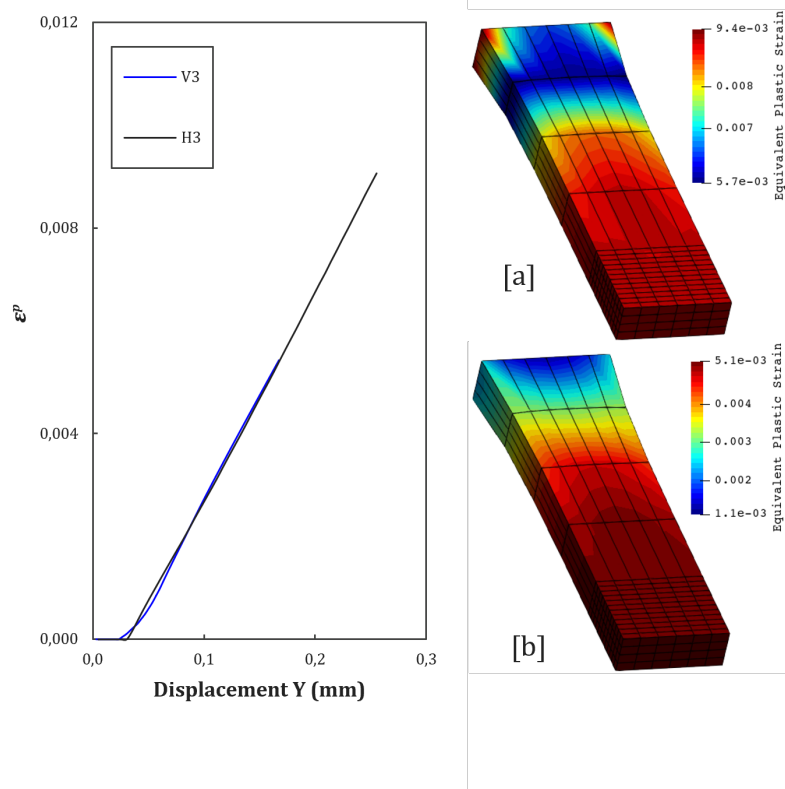


Figura 4.11: Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H3, e [b] = V3.

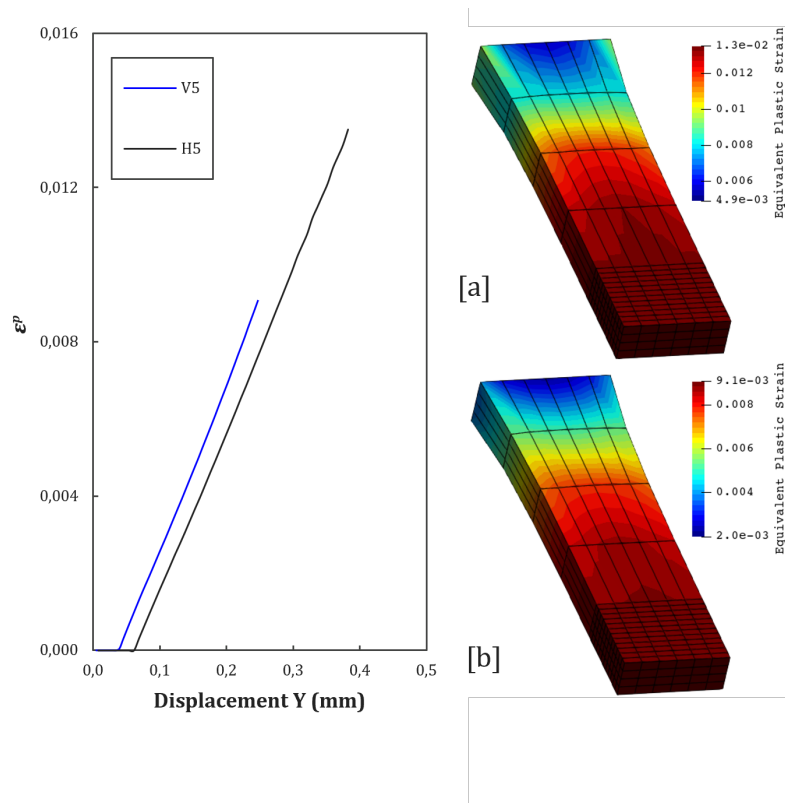


Figura 4.12: Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H5, e [b] = V5.

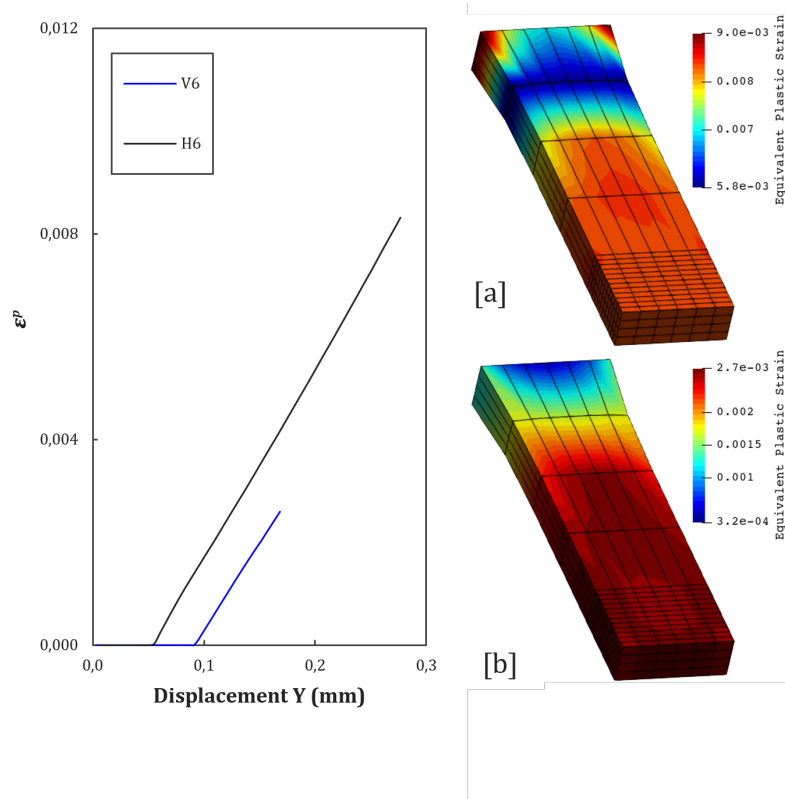


Figura 4.13: Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H6, e [b] = V6.

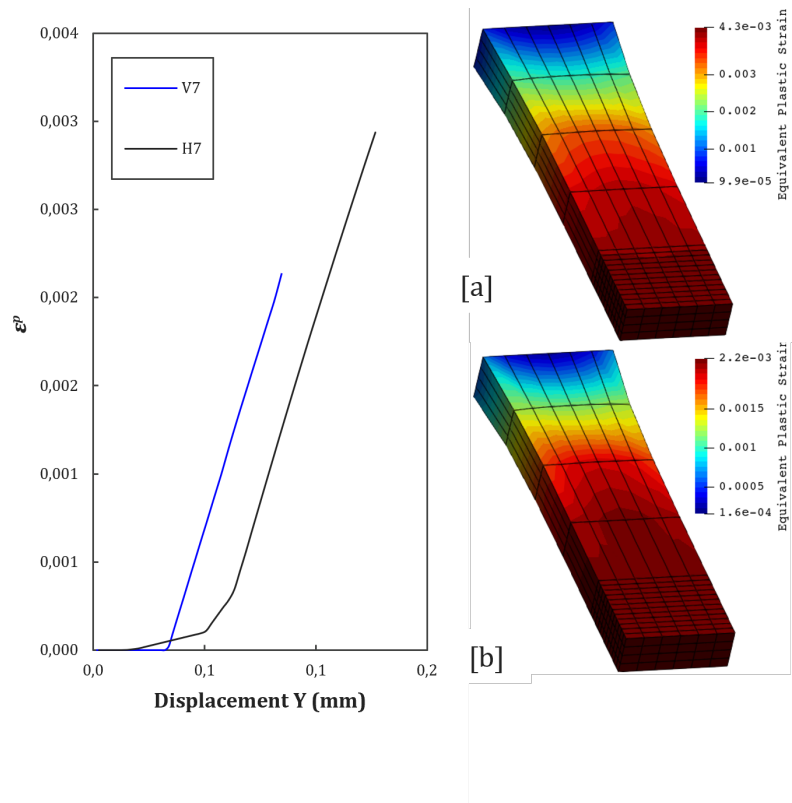


Figura 4.14: Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H7, e [b] = V7.

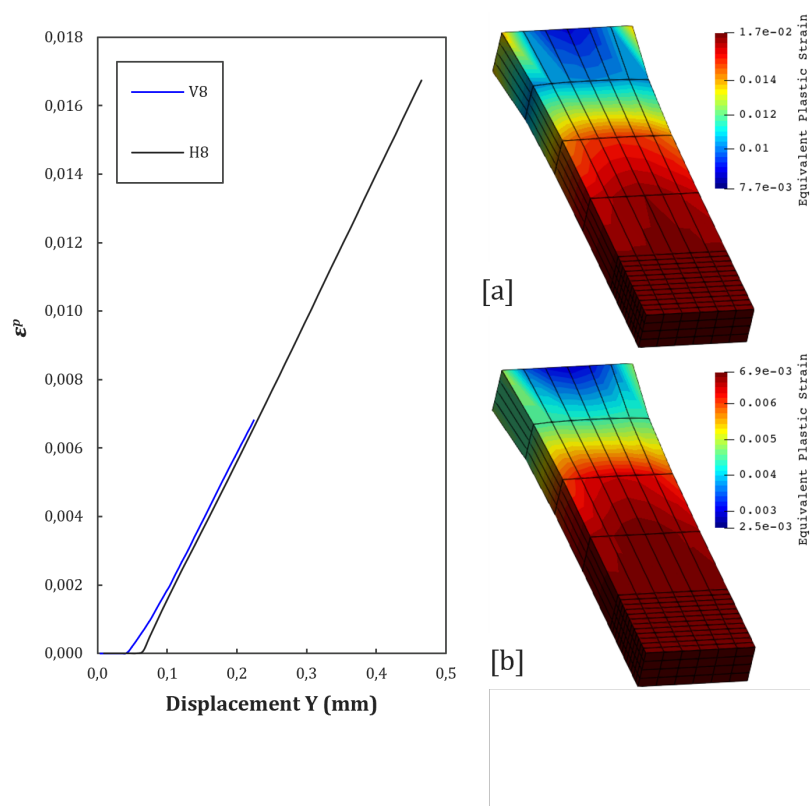


Figura 4.15: Contornos de deformação plástica acumulada em [a] = H8, e [b] = V8.

Tabela 4.4: Deformação plástica acumulada na fratura

Provete	ϵ^P
V0	0,017
H0	0,038
V2	0,005
H2	0,011
V3	0,005
H3	0,009
V5	0,009
H5	0,013
V6	0,002
H6	0,008
V7	0,002
H7	0,003
V8	0,006
H8	0,017

Para as configurações H2 e V2, a redução da densidade para 80,37% antecipa a iniciação do dano. A proximidade entre vazios (0,8 mm) facilita a interação de tensões, reduzindo a capacidade do material de redistribuir energia plástica.

Já para H3 e V3, embora a densidade seja igual à de H2 e V2, o maior diâmetro dos vazios (0,6 mm) amplifica a concentração de tensões locais, resultando na iniciação de dano mais precoce no corpo de prova verticalmente obtido. No entanto, o espaçamento maior entre vazios de H3 e V3 (1,2 mm) retarda a coalescência, gerando uma curva menos abrupta que H2 e V2.

H5 e V5 são, dentre os corpos de prova com defeitos impostos, os que possuem maior densidade teórica (87,43%), tendo um retardo à iniciação do dano.

H6 e V6 possuem amplo espaçamento entre vazios (1,5 mm), permitindo maior deformação antes da coalescência, resultando em uma curva de dano mais suave, com fratura prevista para deslocamentos maiores.

Para H7 e V7, a alta densidade de vazios pequenos e próximos leva a uma degradação catastrófica. O dano inicia-se quase imediatamente, com crescimento acelerado devido à interação entre múltiplos concentradores de tensão. A curva aproxima-se de um comportamento frágil, validando observações experimentais de fratura prematura.

Por último, H8 e V8 apresentam uma degradação intermediária. O dano inicia-se cedo, mas a fase de crescimento é moderada, sugerindo que vazios menores, mesmo próximos, têm menor impacto que vazios grandes.

As curvas verticais (de 0 a 8) exibem maior sensibilidade à deformação que as horizontais, para todas as configurações. Por exemplo:

- V2 vs. H2: A curva V2 atinge dano crítico em $\approx 0,18$ mm, enquanto H2 requer $\approx 0,3$

mm de deslocamento.

- V7 vs. H7: A fratura ocorre em $\approx 0,12$ mm para V7, contra $\approx 0,18$ mm para H7.

Essa diferença é atribuída à orientação das camadas na manufatura aditiva. Assim como exposto nos resultados experimentais, na direção vertical (V) as interfaces entre camadas atuam como barreiras à propagação de deformação plástica, concentrando tensões e acelerando a coalescência de vazios. Na direção horizontal (H), o alinhamento das camadas com o carregamento favorece a redistribuição de tensões, prolongando a vida do material.

4.2.3.2 Evolução da porosidade inicial

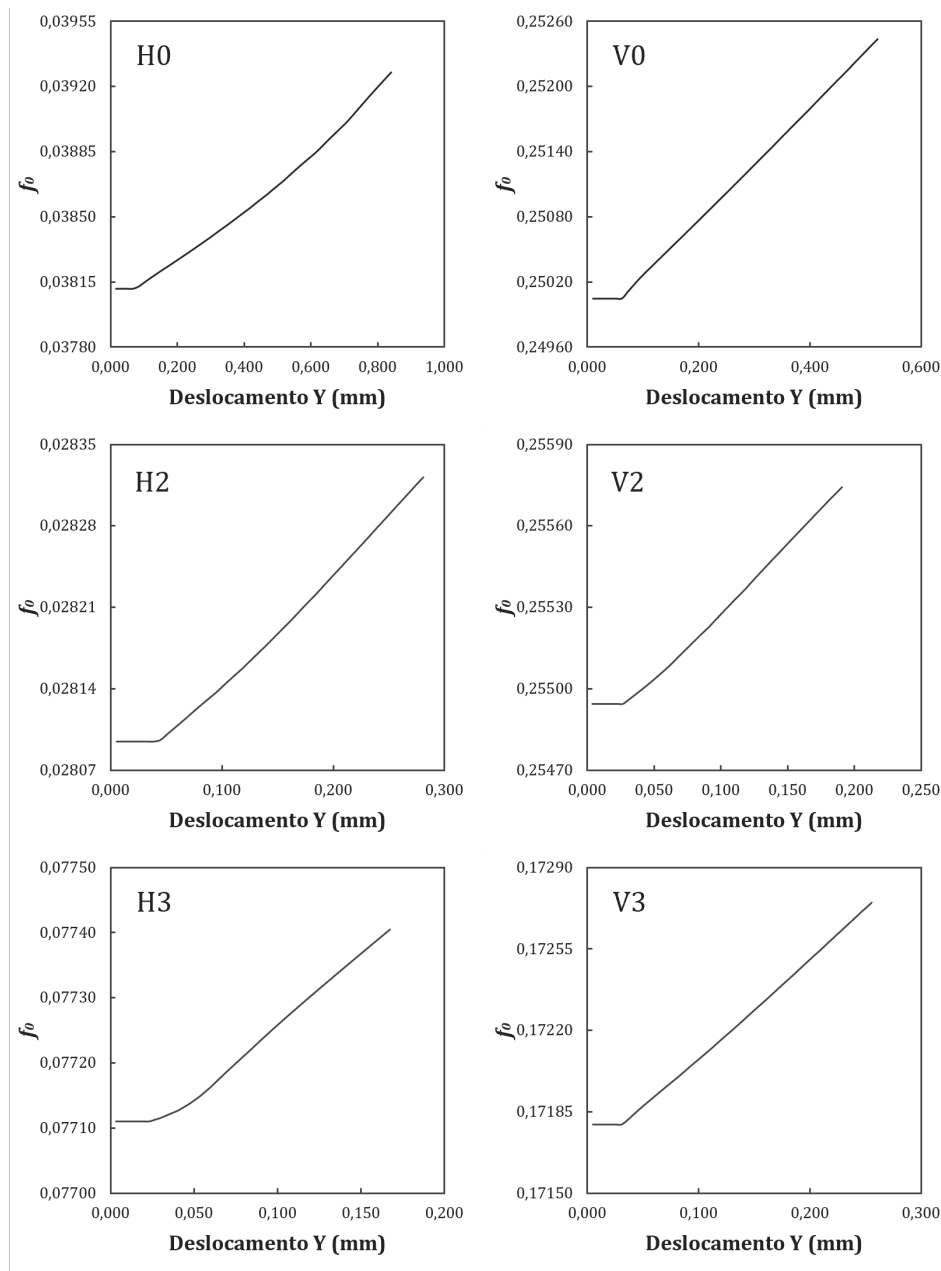


Figura 4.16: Evolução da porosidade versus deslocamento dos corpos de prova H0-5, e V0-5.

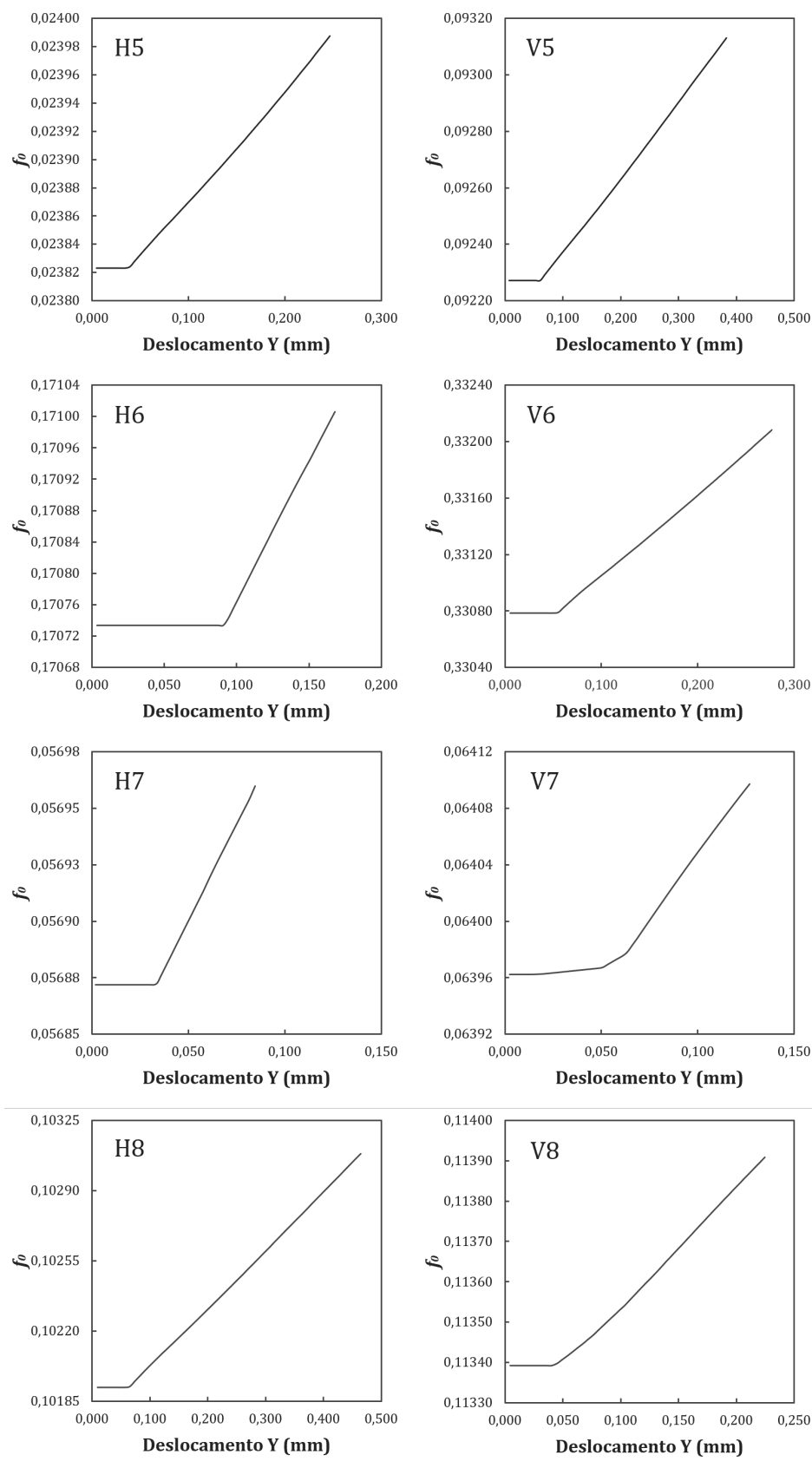


Figura 4.17: Evolução da porosidade versus deslocamento dos corpos de prova H6-8, e V6-8.

Conforme observado, as simulações reproduzem qualitativamente as tendências observadas experimentalmente:

- Correlação positiva entre porosidade e degradação: Configurações com menor densidade teórica (ex: V7/H7) apresentam dano acelerado, assim como nas curvas força-deslocamento experimentais.
- Efeito do tamanho e espaçamento de vazios: Vazios maiores (0,6 mm) antecipam a fratura, enquanto espaçamentos amplos (1,5 mm) retardam a coalescência, padrão observado tanto numericamente quanto experimentalmente.

Pelas Figuras 4.16 e 4.17, nota-se que as configurações com maior porosidade inicial (H6, H8 e V6, V8) atingem o ponto de aceleração da porosidade em deslocamentos menores do que as configurações com menor porosidade (H0, H5 e V0, V5). Isso é esperado, pois uma maior fração volumétrica de vazios (f_0) reduz a área efetiva de suporte de carga, antecipando a iniciação do dano.

No entanto, uma análise mais detalhada revela que o espaçamento entre vazios também desempenha um papel crucial. Por exemplo, nas configurações H7, V7 e H8, V8, que possuem vazios maiores (0,6 mm) e espaçamentos menores (1,0 mm), a coalescência ocorre mais cedo em comparação com H5 e V5, que têm vazios de 0,5 mm e espaçamentos de 1,5 mm. Este efeito é consistente com o modelo de [Gurson 1977], onde a proximidade entre vazios facilita sua interação e coalescência. De certo que haja a influência da triaxialidade de tensões na evolução do dano, a presença de vazios induz localmente estados de tensão multiaxiais, especialmente nas configurações com vazios maiores.

Outra observação importante é a possível nucleação de novos vazios durante o carregamento, especialmente nas configurações com menor porosidade inicial (H0 e V0). Se a porosidade aumentar mais rapidamente do que o esperado apenas pelo crescimento dos vazios pré-existentes, isso pode indicar a nucleação de novos vazios, um fenômeno que o modelo de Gurson original não considera explicitamente.

Capítulo 5

Conclusão

Este trabalho investigou a influência da porosidade inicial e sua evolução em materiais metálicos fabricados por manufatura aditiva (MA), com ênfase na aplicação do modelo de Gurson para prever o comportamento mecânico de corpos de prova produzidos via *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF). Através de uma abordagem integrada que combinou ensaios experimentais, simulações numéricas e métodos de identificação paramétrica, foi possível alcançar os objetivos propostos, fornecendo contribuições significativas para a compreensão da relação entre porosidade, anisotropia e propriedades mecânicas em materiais metálicos.

Os resultados experimentais demonstraram que a direção de deposição (horizontal e vertical) impacta significativamente o comportamento mecânico dos corpos de prova. Corpos de prova com deposição vertical (V0-V8) apresentaram fratura em deslocamentos menores em comparação com os de deposição horizontal (H0-H8), indicando que a anisotropia induzida pelo processo de MA influencia diretamente a resistência à fratura. Essa diferença foi atribuída às interfaces entre camadas na direção vertical, que atuam como concentradores de tensão, acelerando a coalescência de vazios, conforme observado nas curvas força-deslocamento (Figuras 4.1 a 4.8).

As simulações numéricas baseadas no modelo de Gurson, em comparação com o modelo de von Mises, mostraram maior precisão na previsão da evolução do dano e da fratura em materiais porosos. A incorporação da fração volumétrica de vazios (f) e da pressão hidrostática (p) na função de escoamento permitiu capturar os efeitos da porosidade na redução da rigidez e na antecipação da fratura, especialmente em configurações com baixa densidade teórica (e.g., H7/V7). A validação dos resultados numéricos com os experimentais confirmou a representatividade do modelo de Gurson para materiais fabricados por MA, com correlações consistentes entre as curvas numéricas e experimentais (Figuras de 4.2 a 4.8).

A implementação do método de identificação paramétrica (PIP) para os parâmetros de Kleiner mann (σ_{y0} , σ_{∞} , δ , ξ) foi bem-sucedida, permitindo a calibração precisa do modelo constitutivo. A análise de sensibilidade revelou que o parâmetro ξ , relacionado à triaxialidade de tensões, exerce influência dominante na previsão do comportamento em carregamen-

tos combinados, enquanto σ_{∞} é crítico para grandes deformações. Esses resultados reforçam a robustez do modelo para aplicações em materiais com microestrutura heterogênea.

Além disso, a análise da evolução da porosidade (Figuras 4.16 e 4.17) destacou que vazios maiores e espaçamentos reduzidos aceleram a coalescência, reduzindo a ductilidade do material. Essa observação é particularmente relevante para o projeto de componentes fabricados por MA, onde o controle da porosidade pode otimizar a relação entre redução de peso e desempenho mecânico.

Em síntese, este trabalho demonstrou que o modelo de Gurson, aliado a uma metodologia experimental e numérica robusta, é uma ferramenta eficaz para prever o comportamento de materiais metálicos porosos fabricados por MA. A validação da metodologia proposta estabelece um padrão confiável para avaliar o impacto da direção de deposição e da densidade na resistência mecânica, atendendo aos objetivos específicos delineados.

5.1 Trabalhos futuros

Para trabalhos futuros, o autor recomenda a investigação de diferentes ligas metálicas, como aços inoxidáveis ou superligas de níquel, para avaliar a generalização do modelo de Gurson em outros materiais fabricados por MA. A utilização de técnicas para avaliação cristalográfica do material se faz necessária para entender como o contorno dos grãos é afetado pelos parâmetros de MA, e como essas configurações cristalográficas afetam parâmetros de endurecimento isotrópico do material (à exemplo da análise de ξ feita na seção 4.2.1). Além disso, a utilização do modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) incorpora termos de nucleação, e os dados das Figuras 4.16 e 4.17 podem ser utilizados para calibrar tais parâmetros em estudos futuros. Por fim, a extensão do modelo para carregamentos dinâmicos ou cíclicos poderá expandir sua aplicabilidade em condições de fadiga, de igual modo relevantes para diversas aplicações.

Referências Bibliográficas

- [Bandyopadhyay et al. 2020] Bandyopadhyay, A., Zhang, Y., and Bose, S. (2020). Recent developments in metal additive manufacturing. *Proceedings of the 11th International Conference on Porous Metals and Metallic Foams*, 28(1):96–104.
- [Bernd Baufeld 2011] Bernd Baufeld, Erhard Brandl, O. v. d. B. (2011). Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(0924-0136):1146–1158.
- [Brennan et al. 2021] Brennan, M., Keist, J., and Palmer, T. (2021). Defects in Metal Additive Manufacturing Processes. *J. of Materi Eng and Perform*, 30(4808–4818).
- [Chapra and Canale 2014] Chapra, S. C. and Canale, R. P. (2014). Numerical Methods for Engineers. *McGraw-Hill*, 7:81–114.
- [de Souza Neto et al. 2008] de Souza Neto, E., Peric, D., and Owen, D. (2008). Computational methods for plasticity: theory and applications. *John Wiley Sons*.
- [Frazier 2014] Frazier, W. E. (2014). Metal Additive Manufacturing: A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 6:1917–1928.
- [Gong et al. 2014] Gong, H., Rafi, K., Gu, H., Starr, T., and Stucker, B. (2014). Analysis of defect generation in Ti-6Al-4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes. *Additive Manufacturing*, 1:87–98.
- [Gurson 1977] Gurson, A. (1977). Continuum Theory of ductile rupture by void nucleation and growth - Part I. Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *J. Eng. Mat. Tech.*, 99:2–15.
- [Holzapfel 2000] Holzapfel, G. (2000). Nonlinear Solid Mechanics: A Continuum Approach for Engineering. *John Wiley & Sons*.
- [Kasner et al. 2018] Kasner, M., Chaus, A., and Šooš, (2018). The influence of porosity on the mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering*, pages 152–159.

- [Kleinermann and Ponthot 2003] Kleinermann, J. and Ponthot, J. (2003). Parameter identification and shape/process optimization in metal forming simulation. *Journal of Materials Processing Technology*, 139:521–526.
- [Lemaitre and Lippmann 2013] Lemaitre, J. and Lippmann, H. (2013). *A Course on Damage Mechanics*. Springer Berlin Heidelberg.
- [Leuders et al. 2013] Leuders, S., Thöne, M., Riemer, A., Niendorf, T., Tröster, T., Richard, H. A., and Maier, H. J. (2013). On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*, 48:300–307.
- [Levy et al. 2003] Levy, G. N., Schindel, R., and Kruth, J. (2003). Rapid manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (lm) technologies, state of the art and future perspectives. *CIRP Annals*, 52(0007-8506):589–609.
- [Li et al. 2023] Li, C., Fang, J., Wan, Y., Qiu, N., Steven, G., and Li, Q. (2023). Phase field fracture model for additively manufactured metallic materials. *International Journal of Mechanical Sciences*, 251(0020-7403):108324.
- [Machado and Malcher 2019] Machado, L. and Malcher, L. (2019). Isotropic hardening curve characterization by the resultant profile of ball indentation tests. *J Braz Soc Mech Sci Eng*, 41(509):10–14.
- [Malcher et al. 2024] Malcher, L., da Silva, C., Silva, G., Santos, M., and Maksym, Z. (2024). Hybrid search methodology for mechanical characterization of material produced via WAAM assuming Gurson porous material. *J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.*, 46:266.
- [Malcher et al. 2020] Malcher, L., Neves, R., Ferreira, and Ferreira, G. (2020). Gurson-based incremental damage in fatigue life estimate under proportional and non-proportional loading: Constant amplitude and low cycle regime applications. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 108(0167-8442).
- [Malcher et al. 2012] Malcher, L., Pires, F. A., and de Sá, J. C. (2012). An assessment of isotropic constitutive models for ductile fracture under high and low stress triaxiality. *International Journal of Plasticity*, 30-31(0749-6419):81–115.
- [Milewski 2017] Milewski, J. (2017). Additive manufacturing of metals. *Springer series in materials science*, 258.
- [Needleman and Tvergaard 1984] Needleman, A. and Tvergaard, V. (1984). An analysis of ductile rupture in notched bars. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 6:461–490.
- [Rebba et al. 2006] Rebba, R., Mahadevan, S., and S.Huang (2006). Validation and error estimation of computational models. *Reliability Engineering System Safety*, 91(0951-8320):1390–1397.

- [Shiomi et al. 2004] Shiomi, M., Osakada, K., Nakamura, K., Yamashita, T., and Abe, F. (2004). Residual Stress within Metallic Model Made by Selective Laser Melting Process. *CIRP Annals*, 53(0007-8506):195–198.
- [Simonelli et al. 2014] Simonelli, M., Tse, Y. Y., and Tuck, C. (2014). Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering*, 616:1–11.
- [T. and T. 2016] T., W. and T., G. (2016). History of additive manufacturing.
- [TD. et al.] TD., N., A., K., G., I., KTQ., N., and D., H. Additive manufacturing (3D printing): a review of materials, methods, applications and challenges. *Compos B Eng*, 143:172–196.
- [Thijs et al. 2010] Thijs, L., Verhaeghe, F., Craeghs, T., Van Humbeeck, J., and Kruth, J. P. (2010). A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*, 58(9):3303–3312.
- [Vrancken et al. 2012] Vrancken, B., Thijs, L., Kruth, J. P., and Van Humbeeck, J. (2012). Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, pages 177–185.

Apêndice A

Python code for transforming HYPLAS result to .vtu file

```
1 import meshio
2 import numpy as np
3
4 def parse_flavia_res(file_path):
5     """Parse .flavia.res to extract displacements, plastic strain and
6         damage from last timestep."""
7     nodes = []
8     displacements = []
9     plastic_strain = []
10    damage = []
11    current_section = None
12    current_nodes = []
13    current_displacements = []
14    current_plastic_strain = []
15    current_damage = []
16    step_count = 0
17
18    with open(file_path, 'r') as f:
19        lines = f.readlines()
20
21    for line in lines:
22        line = line.strip()
23        if line.startswith("Result"):
24            if "Displacements on Nodes" in line:
25                current_section = "displacements"
26                continue
27            elif "Accumulated Plastic Strain" in line:
28                current_section = "plastic_strain"
29                continue
30            elif "Damage" in line:
31                current_section = "damage"
```

```

32     elif line == "End Values":
33         if current_section == "displacements":
34             if current_nodes:
35                 nodes = current_nodes
36                 displacements = current_displacements
37                 step_count += 1
38                 current_nodes = []
39                 current_displacements = []
40         elif current_section == "plastic_strain":
41             if current_nodes:
42                 plastic_strain = current_plastic_strain
43                 current_nodes = []
44                 current_plastic_strain = []
45         elif current_section == "damage":
46             if current_nodes:
47                 damage = current_damage
48                 current_nodes = []
49                 current_damage = []
50         current_section = None
51         continue
52
53     if current_section == "displacements" and line and not line.
54       startswith("ComponentNames"):
55         parts = line.split()
56         if len(parts) >= 4:
57             node_id = int(parts[0])
58             ux = float(parts[1])
59             uy = float(parts[2])
60             uz = float(parts[3])
61             current_nodes.append(node_id)
62             current_displacements.append([ux, uy, uz])
63         elif current_section == "plastic_strain" and line:
64             parts = line.split()
65             if len(parts) >= 2:
66                 node_id = int(parts[0])
67                 strain = float(parts[1])
68                 current_nodes.append(node_id)
69                 current_plastic_strain.append(strain)
70         elif current_section == "damage" and line: # Parseamento dos
71           dados de dano
72             parts = line.split()
73             if len(parts) >= 2:
74                 node_id = int(parts[0])
75                 dmg = float(parts[1])
76                 current_nodes.append(node_id)
77                 current_damage.append(dmg)
78
79 # Verify if data was correctly read
80 if len(nodes) != 595:

```

```

79         raise ValueError(f"O number of nodes of the last timestep ({len(
            nodes})) nao corresponde aos 595 nos esperados.")
80     if len(plastic_strain) != 595:
81         raise ValueError(f"O numero de nos no ultimo passo de deformacao
            plastica ({len(plastic_strain)}) nao corresponde aos 595 nos
            esperados.")
82     if len(damage) != 595 and len(damage) > 0:
83         raise ValueError(f"O last number of nodes of the last timestep ({
            len(damage)}) does not corresponds to 595 nodes.")
84
85     print(f"Processados {step_count} passos de tempo. Usando o ultimo
        passo.")
86     return nodes, np.array(displacements), np.array(plastic_strain), np.
        array(damage)
87
88 def parse_msh_mesh(msh_file_path):
89     """Parseia o arquivo .msh para extrair coordenadas dos nos e
        conectividade dos elementos."""
90     nodes = []
91     elements = []
92     current_section = None
93
94     with open(msh_file_path, 'r') as f:
95         lines = f.readlines()
96
97     for line in lines:
98         line = line.strip()
99         if line == "Coordinates":
100             current_section = "nodes"
101             continue
102         elif line == "Elements":
103             current_section = "elements"
104             continue
105         elif line == "End Coordinates" or line == "End Elements":
106             current_section = None
107             continue
108
109         if current_section == "nodes" and line:
110             parts = line.split()
111             if len(parts) >= 4:
112                 x = float(parts[1])
113                 y = float(parts[2])
114                 z = float(parts[3])
115                 nodes.append([x, y, z])
116         elif current_section == "elements" and line:
117             parts = line.split()
118             if len(parts) >= 9:
119                 node_ids = [int(n) for n in parts[1:9]] # Nos do
                    elemento HEXA_8

```

```

120         elements.append(node_ids)
121
122     return np.array(nodes), np.array(elements)
123
124 def convert_to_vtu(res_file_path, msh_file_path, output_file="output.vtu
125     "):
126     """Converte arquivo .flavia.res para .vtu usando meshio com base na
127         malha do .msh."""
128     # Ler a malha do arquivo .msh
129     points, elements = parse_msh_mesh(msh_file_path)
130
131     # Verificar numero de nos na malha
132     if len(points) != 595:
133         raise ValueError(f"O arquivo .msh contem {len(points)} nos, mas
134             eram esperados 595.")
135
136     # Parsear os resultados do arquivo .res
137     nodes, displacements, plastic_strain, damage = parse_flavia_res(
138         res_file_path)
139
140     # Verificar se os nos correspondem aa malha
141     if len(nodes) != len(points):
142         raise ValueError(f"O ({len(nodes)}) does not corresponds to mesh
143             points ({len(points)}).")
144
145     # Criar dados nodais
146     point_data = {
147         "Displacements": displacements,
148         "Equivalent Plastic Strain": plastic_strain
149     }
150     # Adicionar dados de dano ao point_data, se existirem
151     if damage.size > 0:
152         point_data["Damage"] = damage
153
154     # Criar cehlulas para meshio (HEXA_8 corresponde a 'hexahedron')
155     cells = [("hexahedron", elements - 1)] # Ajustar indices para base 0
156
157     # Criar a malha VTK com os dados nodais
158     vtu_mesh = meshio.Mesh(
159         points=points,
160         cells=cells,
161         point_data=point_data
162     )
163
164     # Escrever o arquivo de saida no formato VTU
165     vtu_mesh.write(output_file)
166     print(f"Arquivo {output_file} gerado com sucesso.")
167
168 # Exemplo de uso

```

```
164 res_file = "FEM_OPTARQ.flavia.res"
165 msh_file = "FEM_OPTARQ.flavia.msh"
166 output_file = "output.vtu"
167
168 convert_to_vtu(res_file , msh_file , output_file)
```

Apêndice B

Matlab code with PIP method for Kleiner mann parameters

```
1
2 close all
3 clear all
4 % clc
5
6 %% Ler dados do primeiro worksheet para um array numerico:
7 load entrada.txt
8 A = entrada;
9
10 % Separacao das variaveis independente (x) e dependente (y):
11 x_R4 = A(:, 1);
12 y_R4 = A(:, 2);
13
14 MaxIter = 10000000000;
15 opts = statset('MaxIter', MaxIter);
16
17 %% Fitting data with the Power Equation
18
19 x = x_R4;
20 y = y_R4;
21
22 % Grafico - dado Experimental
23 plot(x,y, 'o')
24 hold on
25
26 %% Usando a funcao nlinfit
27 % Passo necessario para evitar overflowing
28 X = x;
29 y = y;
30
31 % Modelo da funcao
32 sigma_y0 = y_R4(1);
```

```

33
34 modelfun = @(b, x) (sigma_y0 + b(1)*x + (b(2)-sigma_y0)*(1-exp(-b(3)*x)))
    ;
35 beta0 = [100 100 100];
36
37
38 % Calculos dos coeficientes
39 mdl = nlinfit(X,y,modelfun, beta0,opts);
40
41 % Equacao de Ramberg-Osgood
42 y_mdl = sigma_y0 + mdl(1)*x + (mdl(2)-sigma_y0)*(1-exp(-mdl(3)*x));
43
44 % Grafico nlinfit
45 plot (X, y_mdl, 'r*')
46 set(gcf, 'Color', 'white')
47 grid on
48 xlabel('Eq, plastic strain [ ]')
49 ylabel('Yield stress [MPa]')
50 legend('Experimental data', 'Fitting', 'Location', 'northWest')
51 disp(mdl)

```

Apêndice C

Matlab code for simulation optimization with HYPLAS

```
1
2 clear
3 clc
4 close all
5
6 % Variaveis Globais
7 global Iter Evals History nop nob
8 global sigma_y ksi sigma_inf delta dendan
9
10 !format longE
11 % Estimativa Iniciais
12 Estimativa_Inicial = [205.8 1399.4 322.7 89.8 0.01]; #exemplo de
    parametros iniciais de Kleinermann
13
14 scale = 1e-0*[1e-7 1e-7 1e-7 1e-6 1e-6];
15
16 sigma_y = Estimativa_Inicial(1,1);
17 ksi = Estimativa_Inicial(1,2);
18 sigma_inf = Estimativa_Inicial(1,3);
19 delta = Estimativa_Inicial(1,4);
20 dendan = Estimativa_Inicial(1,5);
21 % Numero de Parametros
22 nop = 5;
23
24 Initial_Paramenter = Estimativa_Inicial .* scale;
25 % Iniciando Contadores
26 Iter = 0;
27 Evals = 0;
28 History = [];
29 Set_options = optimset('TolFun', 1e-12, 'TolX', 1e-12, 'MaxIter', 10000);
30
31 % Invoke Optimizer
```

```

32 % lb = [].* scale;
33 % up = [].* scale;
34 lb = [];
35 up = [];
36 % [x, resnorm] = lsqnonlin(@optimization_lsqnonlin, Initial_Paramenter,
    lb, up, Set_options);
37
38 %%
39
40 options = optimoptions('lsqnonlin','Display','iter');
41 [x,resnorm,residual,exitflag,output] = lsqnonlin(
    @optimization_lsqnonlin_KLEIRNERMANN, Initial_Paramenter, lb, up,
    options);
42
43 %%
44 %%
45
46 x1 = x(1)/scale(1);
47 x2 = x(2)/scale(2);
48 x3 = x(3)/scale(3);
49 x4 = x(4)/scale(4);
50 x5 = x(5)/scale(5);
51
52 OptParam = [x1 x2 x3 x4 x5];
53
54 parameter = fopen('FEM_OPTARQ.har','w');
55 fprintf(parameter,'%12.8f\t%12.8f\t%12.8f\t%12.8f\t%12.8f',OptParam);
56 fclose(parameter);
57 %% GERAR CURVA DE ENCRUAMENTO A PARTIR DE p1 p2 e p3
58
59 % % Dados de deformacao
60 % XX = fopen('DEFORMACAO.txt','r');
61 % XDATA = fscanf(XX,'%f');
62 % fclose(XX);
63
64 % YY = x1 + x2.*XDATA + (x3 - x1)*(1 - exp(-x4.*XDATA));
65 %
66 % % Escreve curva de encruamento para txt
67 % pID=fopen('Material_Hardening_Curve.txt','w+');
68 % for jj = 1:length(XDATA)
69 %     fprintf(pID,'%14.10f\t%14.10f\t\n',YY(jj),XDATA(jj));
70 % end
71 % fclose(pID);
72 % disp('Material_Hardening_Curve.txt gerada com sucesso')
73 %%
74
75 % Save the parameter evolution History in 'Parameter_history.txt'
76 History = [History; [Iter Evals x1 x2 x3 x4 x5 resnorm]];
77 Parameter_history = fopen('Parameter_history.txt','w');

```

```

78 fprintf( Parameter_history , '%12.8f\t%12.8f\t%12.8f\t%12.8f\t%12.8f\t%12.8
    f\t%12.8f\n', History);
79 fclose( Parameter_history);
80
81
82 %% Run Hyplas
83
84 system( 'FEM_OPT.bat ')
85
86 disp( 'Hyplas.exe executado ')

```

Apêndice D

Python code for ERM determination

```
1 import pandas as pd
2 import numpy as np
3 from scipy.interpolate import interp1d
4
5 # Funcao para ler e parsear os dados de um arquivo CSV
6 def parse_data(filename):
7     try:
8         # Ler o arquivo CSV com separador ponto-e-virgula
9         df = pd.read_csv(filename, sep=';', header=None, names=['Force ',
10             'Displacement '])
11
12         # Funcao auxiliar para converter valores, lidando com strings ou
13         # numeros
14         def convert_to_float(series):
15             if series.dtype == object: # Se for string, substituir
16                 virgulas por pontos
17                 return series.str.replace(',', '.').astype(float)
18             return series.astype(float) # Se ja for numehrico, apenas
19             converter para float
20
21         # Converter as colunas para float
22         force = convert_to_float(df['Force '])
23         displacement = convert_to_float(df['Displacement '])
24
25         return force.values, displacement.values
26     except Exception as e:
27         raise ValueError(f"Erro ao ler o arquivo {filename}: {str(e)}")
28
29 # Funcao para calcular o erro relativo mehdio
30 def calculate_erm(force_ref, disp_ref, force_test, disp_test):
31     # Interpoliar os valores de forca da curva de teste nos deslocamentos
32     # de referencia
33     interp_func = interp1d(disp_test, force_test, kind='linear',
34         fill_value="extrapolate")
35     force_interp = interp_func(disp_ref)
```

```

30
31     # Calcular o erro relativo para cada ponto
32     errors = np.abs(force_ref - force_interp) / np.abs(force_ref)
33
34     # Evitar divisao por zero ou valores invalidos
35     valid_mask = ~np.isnan(errors) & ~np.isinf(errors)
36     if np.sum(valid_mask) == 0:
37         return float('inf') # Caso todos os valores sejam invalidos
38     return np.mean(errors[valid_mask]) * 100 # Em porcentagem
39
40 # Arquivos de entrada
41 files = {
42     'FDazul': 'FDazul.csv',
43     'FDver': 'FDver.csv',
44     'FDref': 'FDref.csv'
45 }
46
47 try:
48     # Ler os dados dos arquivos
49     force_azul, disp_azul = parse_data(files['FDazul'])
50     force_ver, disp_ver = parse_data(files['FDver'])
51     force_ref, disp_ref = parse_data(files['FDref'])
52
53     # Calcular ERM para FDazul e FDver
54     erm_azul = calculate_erm(force_ref, disp_ref, force_azul, disp_azul)
55     erm_ver = calculate_erm(force_ref, disp_ref, force_ver, disp_ver)
56
57     # Imprimir resultados
58     print(f"Erro Relativo Mehdio (FDazul vs FDref): {erm_azul:.2f}%")
59     print(f"Erro Relativo Mehdio (FDver vs FDref): {erm_ver:.2f}%")
60     print("Conclusao:", end=" ")
61     if erm_azul < erm_ver:
62         print("FDazul tem melhor aderencia aa FDref.")
63     else:
64         print("FDver tem melhor aderencia aa FDref.")
65
66 except FileNotFoundError as e:
67     print(f"Erro: Arquivo {e.filename} nao encontrado. Certifique-se de
        que os arquivos estao no mesmo diretorio do script.")
68 except Exception as e:
69     print(f"Erro ao processar os dados: {str(e)}")

```