

**Universidade de São Paulo  
Escola Politécnica**

**Mohammad Hossein Shaterzadeh Yazdi**

**Modelos de dano e efeitos de prensagem isostática a quente para liga Ti-6Al-4V fabricada por Manufatura Aditiva**

**São Paulo**

**2023**

**Mohammad Hossein Shaterzadeh Yazdi**

**Modelos de dano e efeitos de prensagem isostática a quente para liga Ti-6Al-4V fabricada por Manufatura Aditiva**

Tese apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Doutor em Ciências.

Area: Engenharia Mecânica de Projeto e Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Marcílio Alves

**Versão Original**

**São Paulo**

**2023**

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

#### Catálogo-na-publicação

Shaterzadeh Yazdi, Mohammad Hossein  
Modelos de dano e efeitos de prensagem isostática a quente para liga Ti-6Al-4V fabricada por Manufatura Aditiva / M. H. Shaterzadeh Yazdi -- São Paulo, 2023.  
131 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.  
Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos.

1.Modelos de dano 2.Prensagem Isostática a Quente (PIQ)  
3.Manufatura Aditiva 4.Ti6Al4V I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos II.t.

*Aos meus pais  
e minha amada esposa*

## AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pelo dom da vida.

Gostaria de agradecer ao meu orientador, Prof. Dr. Marcílio Alves, pela orientação, paciência e apoio constante. A sua expertise e as conversas construtivas foram fundamentais ao longo deste trabalho. Grato pela contribuição acadêmica e inspiração como ser humano.

Aos professores da Universidade de São Paulo, em especial, a professora Dra. Larissa Driemeier, pelo seu tempo e partilha de conhecimento nas conversas e por me atender para discutir assuntos relacionados a este trabalho. Aos colegas e amigos do Grupo Mecânica dos Sólidos e Impacto em Estruturas (GMSIE), principalmente ao Dr. Pouria Bahrami pela sua amizade, discussões e colaborações. Também agradeço ao Dr. Mohammad Moharami e ao Dr. Rahim Shoughi pela parceria e contribuições no período que estiveram na USP.

Agradeço às instituições USP e Centro de Tecnologia da Informação Renato Archer (CTI) e seus colaboradores pela infraestrutura e fornecimento de material e à CAPES pela bolsa de estudo, viabilizando esta pesquisa. Suas contribuições foram essenciais para a realização deste estudo.

Olhando a minha trajetória, não posso deixar de agradecer ao Brasil, seu povo e todos os professores e amigos pelo acolhimento e a contribuição na minha formação nas melhores universidades públicas do país. Espero poder contribuir de volta com esta sociedade.

À minha família, quero expressar minha gratidão por seu amor, apoio e compreensão inabaláveis durante todo o processo de elaboração desta tese. Meu pai, Dr. Mohsen, pela inspiração, a minha mãe, Azam pelo carinho, a minha irmã, Dra. Zahra, pela motivação, a minha irmã, Hamideh, pela parceira e as minhas irmãs, Zeinab e Mahdieh, pela compreensão.

Por fim, agradeço imensamente a minha amada esposa Hanieh pela sua paciência, companheirismo e suporte emocional e por me acompanhar em momentos difíceis desta jornada.

*“The noblest pleasure is the joy of understanding.”*

*Leonardo da Vinci*

## RESUMO

Shaterzadeh, M. **Modelos de dano e efeitos de prensagem isostática a quente para liga Ti-6Al-4V fabricada por Manufatura Aditiva**. 2023. 134p. Tese de doutorado - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2023.

A Manufatura Aditiva (MA) tem sido utilizada para a produção em massa de geometrias otimizadas e complexas, devido à crescente demanda por processos de fabricação avançados. Neste sentido, é importante entender o comportamento mecânico dos componentes fabricados para melhor aproveitamento das possibilidades.

Devido à sua ampla aplicação na indústria, a liga Ti-6Al-4V fabricada por Fusão por Feixe de Elétrons (EBM) é explorada neste estudo. Através de um esquema experimental-numérico híbrido, a ruptura dúctil de peças de MA submetidas a diferentes condições de carga é avaliada e modelada. O efeito da porosidade no comportamento mecânico e no mecanismo de ruptura é investigado por meio de amostras fabricadas na condição primária de construção e submetidas ao processo de Prensagem Isostática a Quente (PIQ). Em sequência, o efeito de ângulo de fabricação em relação à base é examinado.

Os corpos de prova foram projetados de forma a abranger uma faixa de triaxialidades e ângulos de Lode diferentes. O efeito do processo PIQ no nível da porosidade foi avaliado pelo microtomografia de raio-X 3D. Os resultados mostraram que o processo de PIQ teve um efeito significativo na eliminação de defeitos internos. As deformações na ruptura dos ensaios foram capturadas com extensômetros virtuais, utilizando o DIC (Digital Image Correlation). Os resultados indicaram um aumento na deformação na ruptura nos corpos de prova no estado PIQ em comparação com aqueles no estado primário de fabricação. Essa melhoria foi particularmente evidente nos corpos de prova com ângulos de fabricação de  $0^\circ$  e  $45^\circ$ .

Foram usados três modelos de dano dúctil para simular a ruptura nos ensaios: o modelo de Johnson-Cook (JC), o modelo de Mohr-Coulomb Modificado (MMC) e o modelo de Hosford-Coulomb (HC). O primeiro está disponível na biblioteca do software ABAQUS e os dois últimos foram implementados via sub-rotina VUMAT e simulados no mesmo software. Os resultados mostraram que o modelo JC apresenta melhor aproximação para as taxas de triaxialidade abaixo de zero (casos de compressão), enquanto os modelos MMC e HC tiveram melhor desempenho para casos de triaxialidade positiva.

Em busca de um modelo abrangente, é sugerido uma extensão do MMC para prever a ruptura em condições que envolvem triaxialidades negativas e positivas com um erro médio

menor que 7% em relação às deformações de ruptura obtidas nos ensaios propostos. Essa extensão modifica o modelo original e coloca novas condições para se aproximar mais dos casos analisados.

Afinal, este estudo mostrou que é possível prever a ruptura em corpos de prova fabricados por manufatura aditiva usando o modelo de dano proposto e calibrado com ensaios.

**Palavras-chave:** Manufatura aditiva, Ti-6Al-4V, Fusão por Feixe de Elétrons (EBM), Prensagem Isostática a Quente (PIQ), Modelo de dano, Método de elementos finitos.



## ABSTRACT

Shaterzadeh, M. **Ductile Fracture models and Hot Isostatic Pressing Effects on Ti-6Al-4V Alloy Manufactured by Additive Manufacturing.** 2023. 134p. Tese de doutorado - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2023.

Additive Manufacturing (AM) has been used for mass production of optimized and complex geometries due to the increasing demand for advanced manufacturing processes. In this regard, it is important to understand the mechanical behavior of AM components for better exploration of the possibilities.

Due to its wide application in industries, the Ti-6Al-4V alloy fabricated by Electron Beam Melting (EBM) is explored in this study. Through a hybrid experimental-numerical scheme, Ductile Fracture (DF) of AM parts subjected to different loading conditions is evaluated and modeled. The effect of porosity on mechanical behavior and fracture mechanism is investigated through specimens fabricated in the as-built condition and also subjected to Hot Isostatic Pressing (HIP) process. Subsequently, the effect of the fabrication angle in relation to the chamber base is analyzed.

The test specimens were designed to cover a range of triaxiality and Lode angle values. The effect of the HIP process on the level of porosity was evaluated by 3D X-ray microtomography. The results showed that the HIP process had a significant effect in eliminating internal defects. Fracture deformations in the tests were captured using virtual extensometers through Digital Image Correlation (DIC). The results indicated an increase in fracture deformation in the HIP specimens compared to those in the as-built state. This result was particularly evident in the specimens with fabrication angles of  $0^\circ$  and  $45^\circ$ .

Three ductile fracture models were used to simulate the fracture: the Johnson-Cook (JC) model, the Modified Mohr-Coulomb (MMC) model, and the Hosford-Coulomb (HC) model. The first model already exists in ABAQUS library but it was necessary to implement latter two models via the VUMAT subroutine to evaluate in ABAQUS. The results showed that the JC model provided a better approximation for triaxiality rates below zero (compression cases), while the MMC and HC models performed better for positive triaxiality cases.

In search of a comprehensive model, an extension of the MMC model is suggested to predict fracture under conditions involving both negative and positive triaxiality, with an average error of less than 7% compared to the fracture deformations obtained in the proposed tests. This extension modifies the original model and places new conditions to get closer to the analyzed cases.

Finally, this study demonstrated that it is possible to predict fracture in AM specimens using the proposed ductile fracture model, which was calibrated with experimental tests.

**Keywords:** Additive Manufacturing, Electron Beam Melting (EBM), Ti-6Al-4V, Ductile Fracture, Hot Isostatic Pressing (HIP), Finite Element Method, VUMAT

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Deformação de tração uniaxial de materiais dúcteis . . . . .	4
Figura 2 – Nucleação, crescimento e coalescência de vazios em metais dúcteis . . . . .	5
Figura 3 – Crescimento anual da receita global para produtos e serviços de MA . . . . .	8
Figura 4 – Bico injetor de combustível do motor LEAP fabricada por MA produzida pela GE . . . . .	9
Figura 5 – Prontidão tecnológica de MA para produção em série em indústrias diferentes (TRL) . . . . .	10
Figura 6 – Máquina Arcam Q10 plus de EBM . . . . .	11
Figura 7 – Máquina EBM esquematizado . . . . .	12
Figura 8 – Principais parâmetros que influenciam as propriedades das peças fabricadas por PBF . . . . .	13
Figura 9 – Efeito de ângulo de inclinação no erro volumétrico da fabricação em cada camada . . . . .	15
Figura 10 – Efeito de ângulos sem suporte na fabricação por MA . . . . .	15
Figura 11 – Comparação de tensão máxima, limite de escoamento e ductilidade da liga Ti-6Al-4V fabricada por processos tradicionais e diferentes processos de manufatura aditiva . . . . .	17
Figura 12 – Esquemático do mecanismo do equipamento PIQ . . . . .	20
Figura 13 – A densidade da peça MA submetida ao processo PIQ . . . . .	21
Figura 14 – Representação de ângulo de Lode no espaço 3D . . . . .	29
Figura 15 – Estado inicial de tensão em termos de $\eta$ e $\bar{\theta}$ em estado plano de tensão . . . . .	30
Figura 16 – Três superfícies de escoamento no plano de tensão desviadora . . . . .	33
Figura 17 – A comparação das superfícies de escoamento de MMC, von-Mises e Tresca na condição de estado plano de tensão . . . . .	34
Figura 18 – Representação 3D da superfície de falha do modelo Modificado de Mohr-Coloumb (MMC) . . . . .	35
Figura 19 – Superfície de falha do modelo Hosford-Coulomb em termo de triaxialidade, ângulo de Lode e deformação equivalente na ruptura . . . . .	36
Figura 20 – Corpos de prova logo após a fabricação na base da câmara da máquina . . . . .	40
Figura 21 – Geometrias dos corpos de prova . . . . .	41
Figura 22 – Ângulos de fabricação relacionados à placa da câmara no plano x-y . . . . .	42
Figura 23 – Comportamento da liga Ti-6Al-4V sob tração para material na condição primária e PIQ com variação dos parâmetros de PIQ . . . . .	44
Figura 24 – Forno PIQ modelo QIH15L e desenho esquemático com a indicação dos pontos de medição de temperatura nos laterais superior e inferior . . . . .	45

Figura 25 – Gráfico do processo PIQ aplicado nos corpos de prova com a variação de temperatura e pressão ao longo do tempo . . . . .	45
Figura 26 – Medições de porosidade e defeitos por equipamentos diferentes . . . . .	46
Figura 27 – Nível de porosidade presente em estados diferentes . . . . .	48
Figura 28 – Análise pontual de composição química do material . . . . .	49
Figura 29 – Superfície dos corpos de prova pelo MEV . . . . .	50
Figura 30 – Microestrutura do corpo de prova com aproximação diferentes . . . . .	52
Figura 31 – Superfície de fratura do corpo construído em $0^\circ$ no seu estado primário	52
Figura 32 – Superfície de fratura do corpo construído em $45^\circ$ no seu estado primário	53
Figura 33 – Superfície de fratura do corpo construído em $90^\circ$ no seu estado primário	53
Figura 34 – Superfície de fratura do corpo de prova de cisalhamento no seu estado primário . . . . .	53
Figura 35 – Corpos de provas preparados para realização de ensaios . . . . .	54
Figura 36 – Configuração dos equipamentos dos experimentos em plano $2D$ para os ensaios . . . . .	55
Figura 37 – Configuração dos equipamentos dos experimentos no espaço $3D$ . . . . .	56
Figura 38 – Configuração dos equipamentos dos experimentos de compressão . . . . .	56
Figura 39 – Gráfico de Tensão x Deformação de engenharia em espécimes de tração em dois estados Primário (linhas tracejadas) e estado PIQ (linhas contínuas) para direção $0^\circ$ de fabricação . . . . .	57
Figura 40 – Gráfico de Tensão x Deformação de engenharia em espécimes de tração em dois estados Primário (linhas tracejadas) e estado PIQ (linhas contínuas) para direção de fabricação $45^\circ$ . . . . .	58
Figura 41 – Gráfico de Tensão x Deformação de engenharia em espécimes de tração em dois estados Primário (linhas tracejadas) e estado PIQ (linhas contínuas) para direção de fabricação $90^\circ$ . . . . .	58
Figura 42 – Gráfico de Tensão x Deformação de engenharia em espécimes de tração em dois estados Primário (linhas tracejadas) e estado PIQ (linhas contínuas) para direções de fabricação diferentes . . . . .	59
Figura 43 – Limite de resistência à tração ou compressão nos espécimes em direções diferentes . . . . .	59
Figura 44 – Comparação de deformação de corpos de prova em dois estados primário e PIQ para direções diferentes . . . . .	60
Figura 45 – Gráficos de Tensão-Deformação de engenharia em espécimes de compressão em ambos os estados . . . . .	61
Figura 46 – Gráficos de Tensão-Deformação de engenharia em espécimes de cisalhamento puro . . . . .	62
Figura 47 – Gráficos de Força-Deslocamento em espécime com furo central em ambos os estados . . . . .	64

Figura 48 – Gráficos de Força-Deslocamento em espécime entalhado em ambos os estados . . . . .	65
Figura 49 – Gráficos de Força-Deslocamento em espécime de flexão-V em ambos os estados . . . . .	66
Figura 50 – Análise de deformação via DIC para os ensaios no ângulo de 0° . . . . .	68
Figura 51 – Análise de deformação via DIC para os ensaios no ângulo de 45° . . . . .	69
Figura 52 – Análise de deformação via DIC para os ensaios no ângulo de 90° . . . . .	70
Figura 53 – Análise de deformação via DIC para os ensaios no corpo de prova com furo central . . . . .	71
Figura 54 – Análise de deformação via DIC para os ensaios no corpo de prova entalhado . . . . .	72
Figura 55 – Análise de deformação via DIC para os ensaios de cisalhamento puro . . . . .	72
Figura 56 – Análise de deformação via DIC para ensaio de flexão-V . . . . .	73
Figura 57 – Gráfico de Tensão-Deformação com ênfase na ilustração de dano . . . . .	75
Figura 58 – As curvas do modelo JC para dois estados analisados com os pontos de deformação equivalente à ruptura obtida para cada ensaio em seu respectivo valor de triaxialidade . . . . .	78
Figura 59 – As curvas do modelo MMC para dois estados analisados com os pontos de deformação equivalente à ruptura obtida para cada ensaio em seu respectivo valor de triaxialidade . . . . .	80
Figura 60 – A superfície da ruptura do modelo MMC para ambos os estados em termos da triaxialidade ( $\eta$ ), ângulo de Lode ( $\theta$ ) e deformação equivalente à ruptura ( $\varepsilon_f$ ) . . . . .	81
Figura 61 – Limite de corte de triaxialidade negativa pelo critério MMC . . . . .	81
Figura 62 – A superfície da ruptura do modelo HC para ambos os estados em termos da triaxialidade ( $\eta$ ), ângulo de Lode ( $\theta$ ) e deformação equivalente à ruptura ( $\varepsilon_f$ ) . . . . .	84
Figura 63 – As curvas do modelo HC para dois estados analisados com os pontos de deformação equivalente à ruptura obtida para cada ensaio em seu respectivo valor de triaxialidade . . . . .	84
Figura 64 – Fluxograma de simulação explícita usando sub-rotina VUMAT . . . . .	86
Figura 65 – Verificação do código implementado em condições diferentes . . . . .	91
Figura 66 – As condições de contorno na simulação do ensaio de tração em dois planos diferentes . . . . .	94
Figura 67 – Tensão equivalente de von Mises no ensaio de tração . . . . .	95
Figura 68 – Acúmulo de dano no ensaio de tração . . . . .	95
Figura 69 – Gráfico da Tensão-Deformação do ensaio e valores obtidos com as simulações dos modelos em ambos os estados . . . . .	96

Figura 70 – As condições de contorno na simulação do ensaio de cisalhamento puro em dois plano diferentes . . . . .	97
Figura 71 – Tensão equivalente de von Mises e evolução do dano no ensaio de cisalhamento . . . . .	98
Figura 72 – Gráfico da Força-Deslocamento do ensaio de cisalhamento puro e os valores obtidos com as simulações dos modelos em ambos os estados . . . . .	99
Figura 73 – As condições de contorno na simulação do ensaio de tração no espécime entalhado em dois planos diferentes . . . . .	100
Figura 74 – Tensão equivalente de von Mises e evolução do dano no ensaio de corpo entalhado . . . . .	101
Figura 75 – Gráfico da Força-Deslocamento do ensaio de corpo entalhado e os valores obtidos com as simulações dos modelos em ambos os estados . . . . .	102
Figura 76 – As condições de contorno na simulação do ensaio de tração no espécime com furo central em dois planos diferentes . . . . .	103
Figura 77 – Tensão equivalente de von Mises e evolução do dano no ensaio de corpo com furo . . . . .	104
Figura 78 – Gráfico da Força-Deslocamento do ensaio de corpo com furo central e os valores obtidos com as simulações dos modelos em ambos os estados . . . . .	105
Figura 79 – As condições de contorno na simulação do ensaio de compressão em planos diferentes . . . . .	105
Figura 80 – Tensão equivalente de von Mises e evolução do dano no ensaio de compressão . . . . .	106
Figura 81 – Gráfico das Força-Deslocamento do ensaio de compressão no cilindro e os valores obtidos com as simulações dos modelos em ambos os estados . . . . .	106
Figura 82 – As condições de contorno na simulação do ensaio de flexão em V em planos diferentes . . . . .	107
Figura 83 – Tensão equivalente de von Mises no ensaio de flexão-V . . . . .	107
Figura 84 – Evolução do dano na seção crítica no ensaio de flexão em V . . . . .	108
Figura 85 – Gráfico da Força-Deslocamento do ensaio de flexão em V e os valores obtidos com as simulações dos modelos em ambos os estados . . . . .	108
Figura 86 – Evolução das triaxialidades para todas as simulações com todos os modelos no estado primário . . . . .	109
Figura 87 – Evolução das triaxialidades para todas as simulações com todos os modelos no estado PIQ . . . . .	110
Figura 88 – Curvas dos modelos de dano JC, MMC e HC em termo de triaxialidade e deformação na ruptura no estado primário e PIQ e os valores obtidos dos ensaios . . . . .	111
Figura 89 – Deformações da ruptura para cada ensaio e os valores de previsão de ruptura por cada modelo no estado primário . . . . .	111

Figura 90 – Deformações da ruptura para cada ensaio e os valores de previsão de ruptura por cada modelo no estado PIQ . . . . .	112
Figura 91 – Curvas do modelo MMC com valores diferentes para fator $c_0^c$ . . . . .	113
Figura 92 – Melhor modelo de previsão de ruptura usando combinação de dois modelos	114
Figura 93 – Curvas do modelo MMC e extensão do modelo proposto . . . . .	115
Figura 94 – Superfícies de ruptura com o modelo proposto e parâmetros para cada estado de fabricação . . . . .	116
Figura 95 – Ilustração do incremento de deformação normal à superfície de escoamento de von Mises para estado plano de tensão . . . . .	135
Figura 96 – Encruamento isotrópico com a expansão da superfície de escoamento e representação na curva de tensão-deformação uniaxial . . . . .	139

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Custo de manufatura em dólares por $cm^3$ por processos e materiais diferentes . . . . .	14
Tabela 2 – Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V fabricada por diferentes processos . . . . .	17
Tabela 3 – Objetivo e custo de pós-processamento relacionado com MA. Fonte: Adaptado do Vaneker et al. (2020). . . . .	19
Tabela 4 – Características dos espécimes com triaxialidades e ângulo de Lode previsto	42
Tabela 5 – Deformação em dano completo ( $\varepsilon_f$ ) em todos os ensaios mecânicos . .	71
Tabela 6 – Parâmetros do modelo JC para estado primário e PIQ. . . . .	77
Tabela 7 – Parâmetros do modelo MMC para estado primário e PIQ. . . . .	80
Tabela 8 – Parâmetros do modelo HC para estado primário e PIQ. . . . .	83
Tabela 9 – Comparação dos modelos avaliados neste estudo em termo de complexidade, parâmetros envolvidos e observações de cada um. . . . .	117



## LISTA DE SÍMBOLOS

$\sigma, \tau$	Tensão normal e cisalhamento
$S$	Tensor de tensão desviadora
$I_1, I_2, I_3$	Primeiro, segundo e terceiro invariante de tensor de tensões
$J_1, J_2, J_3$	Primeiro, segundo e terceiro invariante de tensor de tensões desviadora
$\varepsilon^e$	Deformação elástica
$\varepsilon^p$	Deformação plástica
$d\varepsilon^p$	Fluxo plástico
$d\lambda$	Multiplicador plástico
$\sigma_y$	Tensão de escoamento
$A, n$	Constante e expoente do modelo de encruamento
$\eta$	Triaxialidade
$L$	Parâmetro Lode
$\bar{\theta}$	Ângulo de Lode normalizado
$D$	Parâmetro de dano
$\Delta\varepsilon, \varepsilon^f$	Incremento e a deformação plástica
$D_1, \dots, D_5$	Parâmetros da função exponencial do modelo JC
$c_1, c_2, c_\theta^s, c_\theta^c$	Parâmetros do modelo MMC
$a, b, c$	Parâmetros do modelo HC
$f_1, f_2, f_3$	Parâmetros do modelo HC em função de ângulo de Lode
$M$	Constante de transformação
$\bar{\varepsilon}$	Deformação equivalente
$\varepsilon_f$	Deformação em dano completo
$u_f$	Deslocamento na ruptura
$L_c$	Tamanho característico do menor elemento

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>1</b>
1.1	Motivação	1
1.2	Tecnologia de Manufatura Aditiva	2
1.3	Mecanismo de ruptura dúctil	3
1.4	Objetivos	5
<b>2</b>	<b>MANUFATURA ADITIVA</b>	<b>7</b>
2.1	Introdução	7
2.2	Tecnologia de fusão em leito de pó	10
2.3	Design para Manufatura Aditiva	12
2.4	Propriedades Mecânicas	16
2.5	Pós-processamento de componentes MA	19
2.5.1	Prensagem Isostática a Quente (PIQ)	19
2.6	Normas	22
2.7	Lacunas e oportunidades	23
<b>3</b>	<b>MECANISMO DA FRATURA E MODELOS DE DANO</b>	<b>24</b>
3.1	Introdução	24
3.2	Princípios da plasticidade mecânica	26
3.3	Invariantes do tensor de tensão desviadora	28
3.4	Modelos de dano	31
3.4.1	Modelo Johnson-Cook (JC)	31
3.4.2	Modelo Mohr-Coulomb modificado (MMC)	32
3.4.3	Modelo Hosford-Coloumb (HC)	34
3.4.4	Limite de corte de triaxialidade negativa	37
<b>4</b>	<b>ANÁLISE DO MATERIAL E EXPERIMENTOS</b>	<b>39</b>
4.1	Introdução	39
4.2	Projeto dos corpos de prova	40
4.3	Processo de Prensagem Isostática a Quente (PIQ)	42
4.4	Análise do material	46
4.4.1	Porosidade dos componentes	46
4.4.2	Composição química	48
4.4.3	Acabamento superficial	49
4.4.4	Microestrutura	50
4.4.5	Superfície da fratura	51

<b>4.5</b>	<b>Ensaio mecânico nos corpos de prova</b>	<b>54</b>
4.5.1	Ensaio de tração	54
4.5.2	Ensaio flexão em V	55
4.5.3	Ensaio de compressão	55
<b>4.6</b>	<b>Resultados</b>	<b>57</b>
<b>4.7</b>	<b>Definição de deformação na ruptura por DIC</b>	<b>66</b>
<b>5</b>	<b>IMPLEMENTAÇÃO DOS MODELOS E ANÁLISE NUMÉRICA</b>	<b>74</b>
<b>5.1</b>	<b>Introdução</b>	<b>74</b>
<b>5.2</b>	<b>Modelos de dano cumulativo</b>	<b>74</b>
<b>5.3</b>	<b>Calibração dos modelos</b>	<b>76</b>
5.3.1	Calibração do modelo Johnson-Cook (JC)	76
5.3.2	Calibração do modelo Mohr-Coulomb Modificado (MMC)	78
5.3.3	Calibração do modelo Hosford-Coulomb (HC)	81
<b>5.4</b>	<b>Simulação numérica</b>	<b>85</b>
5.4.1	Integração explícita da equação de equilíbrio	86
5.4.2	Estabilidade do incremento de tempo explícito	88
5.4.3	Integração explícita do modelo constitutivo	89
5.4.4	Controle do parâmetro de dano desacoplado	89
5.4.5	Resumo do algoritmo VUMAT	90
5.4.6	Verificação do modelo implementado	91
<b>5.5</b>	<b>Resultados das simulações numéricas</b>	<b>92</b>
5.5.1	Simulação do ensaio de tração	93
5.5.2	Simulação do ensaio de cisalhamento puro	96
5.5.3	Simulação do ensaio de tração no corpo de prova entalhado	99
5.5.4	Simulação do ensaio de tração com furo central	102
5.5.5	Simulação do ensaio compressão	105
5.5.6	Simulação do ensaio de flexão em V	107
5.5.7	Evolução da triaxialidade nos ensaios	108
<b>5.6</b>	<b>Comparação dos modelos de dano</b>	<b>110</b>
<b>5.7</b>	<b>Discussão e modelo proposto</b>	<b>112</b>
<b>6</b>	<b>CONCLUSÃO</b>	<b>118</b>
<b>6.1</b>	<b>Trabalhos futuros</b>	<b>121</b>
	<b>REFERÊNCIAS</b>	<b>123</b>
	<b>APÊNDICES</b>	<b>131</b>
	<b>APÊNDICE A – TECNOLOGIAS DE MANUFATURA ADITIVA</b>	<b>132</b>

	<b>APÊNDICE B – ESTADO DAS TENSÕES E DEFORMAÇÕES . . .</b>	<b>133</b>
<b>C</b>	<b>– FLUXO PLÁSTICO . . . . .</b>	<b>135</b>
<b>D</b>	<b>– ENCRUAMENTO ISOTRÓPICO . . . . .</b>	<b>138</b>
<b>E</b>	<b>– CARACTERIZAÇÃO DO ESTADO DE TENSÃO . . . . .</b>	<b>140</b>

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 Motivação

Todos os componentes de engenharia são desenvolvidos para uma função específica e são projetados para resistir a uma determinada condição. Falhas prematuras em um sistema de engenharia podem colocar uma ou várias vidas em risco. Por esse motivo, a avaliação da falha de materiais na engenharia tem grande importância. Além disso, o uso de novos materiais e novos processos na indústria está caminhando em direção ao projeto de componentes que devem atender às legislações e normas para serem comercializados.

Para ser competitiva no mercado e produzir produtos personalizados, a indústria está investindo em novos processos, como a manufatura aditiva. A manufatura aditiva (MA) é uma tecnologia de manufatura relativamente nova, que remonta ao meio da década de 1980. A ISO e ASTM conjuntamente definiram a MA como "um processo de união de materiais para criar objetos a partir de dados de modelo 3D, geralmente camada por camada, em oposição às metodologias de manufatura subtrativa" ([ISO/ASTM International, 2013](#)). Essa tecnologia é utilizada na manufatura de componentes de polímeros, metais, cerâmicas e compósitos.

As propriedades mecânicas de componentes produzidos por manufatura aditiva são altamente influenciadas por uma grande variedade de parâmetros e processos. Como a indústria busca a produção em massa com a MA, a repetibilidade do processo com as mesmas propriedades mecânicas para todos os componentes fabricados torna-se um desafio. Superar esse desafio requer estudos precisos sobre a formação de trincas e ruptura de componentes construídos por este processo.

Entre os mecanismos de falha, a ruptura é um assunto importante e complexo na falha de estruturas. Conseqüentemente, a previsão de ruptura é crucial no projeto de estruturas estáveis para suportar as cargas esperadas. É bem conhecido que, uma vez que uma trinca é iniciada, é difícil prevenir a falha da estrutura. A maioria dos metais usados em estruturas atinge grande deformação plástica antes do evento de ruptura. Baseado nisso, a formação de trinca dúctil, também referida como iniciação de ruptura, tem um grande efeito no projeto de engenharia.

Múltiplos fatores afetam os mecanismos de formação de trincas, como o tipo de material, a geometria da estrutura e as condições de carregamento. Clivagem, nucleação de

vazios, crescimento de vazios e ligação são os principais mecanismos físicos para descrever a ruptura. Dependendo da relação entre o escoamento e a ruptura, a ruptura na estrutura pode ser classificada como ruptura frágil e dúctil, que diferem nos padrões micromecânicos de fratura.

Diversas pesquisas, como [Frazier \(2014\)](#), [Lewandowski e Seifi \(2016\)](#) e [Razavi et al. \(2018\)](#), relataram que componentes de metal produzidos por MA possuem alta porosidade, menor ductilidade e tensões residuais. Essas imperfeições influenciam a nucleação de vazios e, conseqüentemente, a iniciação de trincas. Assim, alguns pós-processamentos são sugeridos para eliminar a porosidade e a tensão residual e aumentar a ductilidade dos componentes, como a Prensagem Isostática a Quente (PIQ).

Portanto, um estudo experimental-numérico abrangendo a formação de trincas e a ruptura em diferentes condições de carregamento e sua compatibilidade com modelos de dano existentes é essencial. Esse tipo de investigação visa encontrar um critério melhor e mais prático para estruturas fabricadas por MA e dar um grande passo à frente no projeto e produção em massa de componentes por este processo de manufatura.

## 1.2 Tecnologia de Manufatura Aditiva

Os processos de MA estão sendo cada vez mais utilizados nas indústrias aeroespacial, automotiva e médica. Essa tecnologia possui muitos atributos únicos, especialmente por produzir componentes de alto valor agregado que não poderiam ser facilmente efetuados por processos convencionais. O crescente volume de vendas de equipamentos comerciais de MA indica uma penetração mais profunda no mercado no futuro.

Embora as propriedades mecânicas das peças produzidas por MA em muitos casos sejam comparáveis às suas contrapartes processadas convencionalmente, as propriedades podem variar com os parâmetros do processo e localmente dentro de uma peça. Controlar as propriedades mecânicas das peças exigirá maior compreensão tanto do processo de MA quanto da evolução da microestrutura sob ciclos térmicos complexos. O progresso na compreensão dos processos de MA será importante para evitar defeitos comuns e, finalmente, adaptar a composição, estrutura e propriedades das peças com base em princípios científicos. Além disso, uma maior penetração de MA no mercado exigirá um nível superior de padronização e controle para obter processos repetíveis para produzir peças com propriedades consistentes.

Esforços estão em andamento para melhorar a compreensão da inter-relação entre processo, estrutura, propriedades e desempenho das peças fabricadas por MA. O desenvolvimento de uma melhor base de conhecimento metalúrgico das peças exigirá pesquisa e desenvolvimento sustentados nos processos, na estrutura e nas propriedades dos componentes MA ao longo das próximas décadas. A abordagem de análise de estrutura e propriedades como homogêneas claramente não é apropriada para entender o comportamento destes componentes. Existem oportunidades para desenvolver novas teorias e metodologias para avaliar a microestrutura, as propriedades e o desempenho das peças MA na presença de vários gradientes.

Selecionar o processo de MA mais adequado para uma aplicação específica pode ser difícil. A grande variedade de tecnologias de impressão 3D e materiais disponíveis geralmente significa que várias opções podem ser viáveis, mas cada uma oferece variações na precisão dimensional, acabamento superficial e requisitos de pós-processamento.

### 1.3 Mecanismo de ruptura dúctil

Nas últimas cinco décadas, várias abordagens têm sido propostas para mecanismo da ruptura dúctil. Entre elas, os principais métodos são o modelo de crescimento de vazios, o modelo de plasticidade porosa, a mecânica do dano e modelos empíricos de ruptura. Essas abordagens, exceto a mecânica clássica da fratura, serão discutidas posteriormente no capítulo 3.

Além disso, vários parâmetros, como temperatura, estado de tensão e sua história, taxa de deformação, microestrutura do material, inclusões, partículas de segunda fase e fronteira de grão, afetam os mecanismos de ruptura (ALVES, 1996). Embora sua influência seja reconhecida, não está claro como eles se manifestam nesse processo.

Especificamente em materiais dúcteis, logo após atingir um ponto de instabilidade, o endurecimento por deformação não consegue acompanhar a redução da área da seção transversal e uma região de estrição é formada. A figura 1 mostra o comportamento uniaxial em metais dúcteis. Em materiais muito puros, espera-se uma deformação plástica local e um estreitamento pontual acentuado. Por outro lado, materiais com impurezas falham em deformações menores.

O mecanismo de ruptura geralmente é descrito em três etapas: nucleação de vazios, crescimento de vazios e coalescência de vazios. Microvazios aparecem em inclusões e partí-

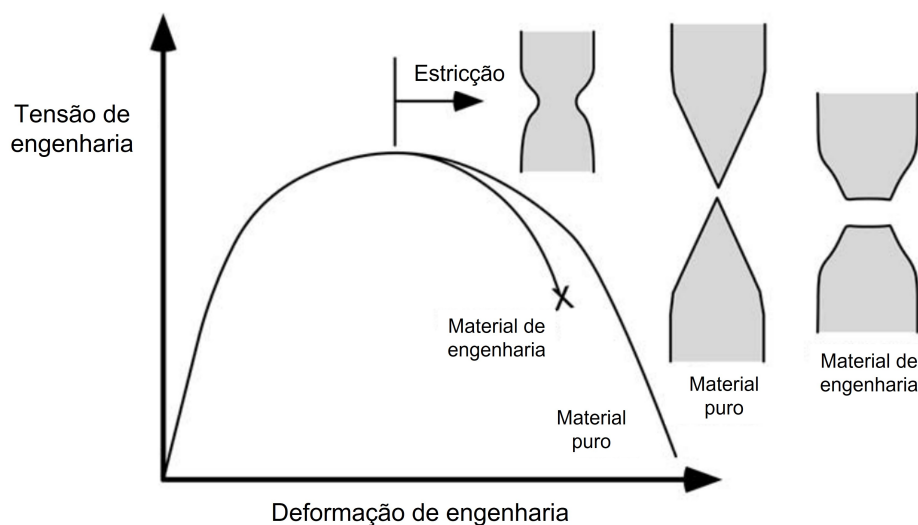


Figura 1 – Deformação de tração uniaxial de materiais dúcteis. Fonte: Adaptado de [Anderson \(2017\)](#)

culas de segunda fase. Em seguida, os vazios crescem a partir de uma falha macroscópica, resultando na ruptura.

**1-Nucleação de vazios:** Quando uma tensão suficiente é aplicada a um material dúctil, vazios micrométricos aparecem em inclusões ou ao redor de partículas de segunda fase. Alguns autores, como [Ashby, Gandhi e Taplin \(1979\)](#), consideram a ruptura da matriz adjacente a uma inclusão mais forte, o descolamento na interface matriz-inclusão ou a própria ruptura das inclusões como os principais fatores que causam a nucleação. Outros acreditam que a nucleação de vazios é um processo conduzido pela deformação e, portanto, relacionado ao estado de tensão e triaxialidade. Em alta triaxialidade, a nucleação ocorre em menor deformação, enquanto em baixa triaxialidade a nucleação não ocorre da maneira que altere a variável do contínuo. ([GOODS; BROWN, 1979](#))

**2-Crescimento de Vazios:** Uma vez que a nucleação tenha ocorrido, os vazios crescem através de deformação plástica e tensão hidrostática. O crescimento dos microvazios está associado à propagação de trincas frágeis e ao crescimento de vazios dúcteis, dentro ou entre grãos. O modo dúctil é mais comum em baixas taxas de deformação e temperaturas mais altas, enquanto que a propagação frágil é mais frequente em temperaturas mais baixas e altas taxas de deformação ([CURRAN; SEAMAN; SHOCKEY, 1987](#)).

**3-Coalescência de vazios:** O crescimento dos vazios resulta na coalescência dos mesmos e, conseqüentemente, na ruptura do material. A coalescência ocorre para os três



modos de falha microscópicos: formação de microvazios dúcteis, micro-trincas frágeis e bandas de cisalhamento. A coalescência ocorre por mecanismos de impacto direto ou interação de vazios. Mais detalhes podem ser encontrados em [Curran, Seaman e Shockey \(1987\)](#).

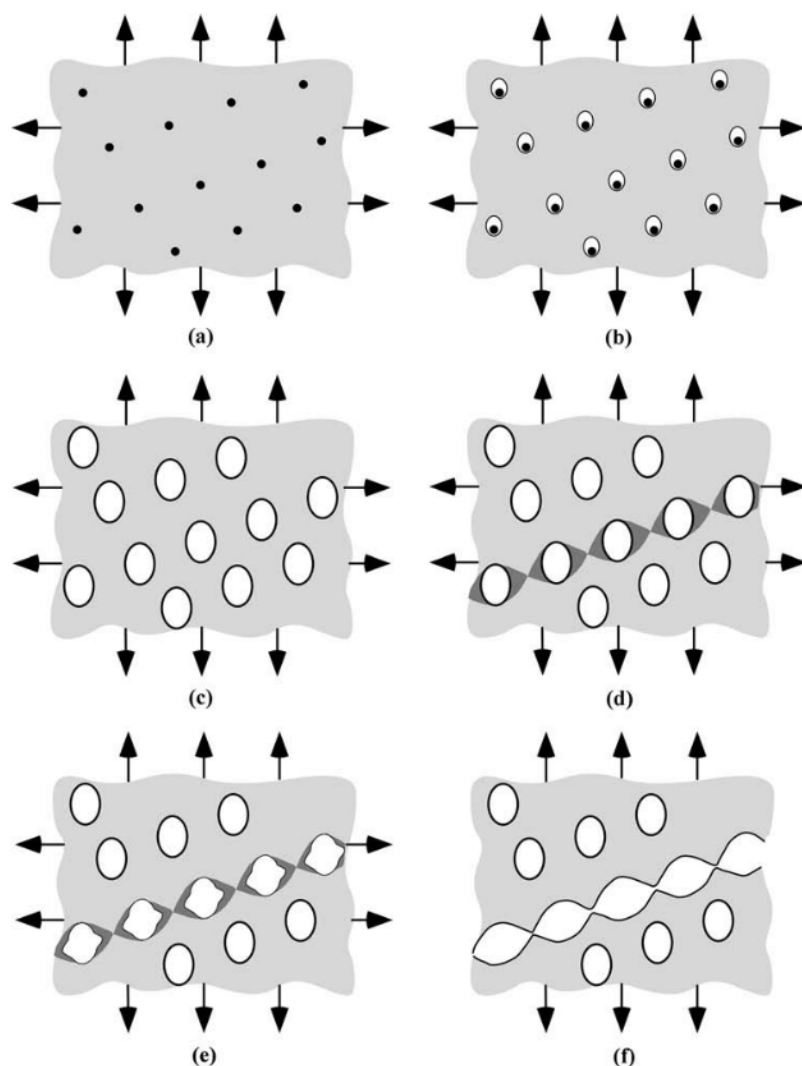


Figura 2 – Nucleação, crescimento e coalescência de vazios em metais dúcteis: (a) inclusões em uma matriz dúctil, (b) nucleação de vazios, (c) crescimento de vazios, (d) localização de deformação entre vazios, (e) estricção entre vazios e (f) coalescência de vazios e ruptura. Fonte: [Anderson \(2017\)](#)

## 1.4 Objetivos

Este estudo visa avaliar os modelos de dano e sugerir um modelo que descreva o comportamento da ruptura do componente construído em Ti-6Al-4V MA pelo processo EBM. O presente estudo prevê a implementação de sub-rotinas de elementos finitos e análise de três modelos de danos diferentes. O nível de compatibilidade dos modelos será

verificado por meio de um procedimento experimental. Desta maneira, os objetivos do presente trabalho são definidos da seguinte forma:

1. Avaliar os modelos de dano em liga de titânio manufaturada com MA. Os modelos de dano desacoplados Johnson-Cook, (JC), Mohr-Coloumb modificado, (MMC) e Hosford-Coloumb (HC) serão avaliados.
2. Implementação dos modelos em ABAQUS. Entre os modelos escolhidos, somente o JC está implementada na biblioteca do ABAQUS e os demais devem ser implementado em FORTRAN e incorporados através da sub-rotina de material do usuário VUMAT.
3. Identificação de parâmetros via ensaios experimentais. Os espécimes propostos cobrem uma ampla faixa de triaxialidade, de valores negativos a positivos. Diferentes condições de carga têm papel fundamental na calibração dos modelos. A influência da direção de fabricação é parcialmente investigada no presente programa experimental.
4. A microestrutura e a porosidade dos espécimes no estado primário e no estado com tratamento de prensagem isostática a quente (PIQ) são comparados visualmente por Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e Microscopia de raios-X 3D. O PIQ tem efeito significativo na eliminação de defeitos internos e eliminação de porosidades.
5. Os ensaios experimentais em corpos de prova em estado primário e com pós-processamento PIQ para avaliar a influência deste processo na evolução de dano e alongamento até a ruptura completa.
6. A aplicabilidade e as vantagens/desvantagens dos modelos de dano implementados são examinadas e discutidas para os corpos de prova no estado primário de fabricação e no estado com pós-processamento PIQ.
7. Baseado nos estudos experimentais e simulações numéricas com os modelos propostos, é sugerido um modelo de dano mais robusto, considerando combinações de triaxialidade de tensão e parâmetro de ângulo de Lode. Este esquema visa simplificar a caracterização do material e a identificação dos parâmetros do modelo e uma previsão melhor da ruptura pelo modelo proposto.

## 2 MANUFATURA ADITIVA

### 2.1 Introdução

Manufatura aditiva (MA), como uma tecnologia de manufatura bastante nova, também é conhecida como manufatura digital direta, fabricação de formas livres e impressão 3D e é usada para fabricar componentes de polímeros, metais, cerâmicas e compósitos. A popularidade internacional da MA tomou novas proporções em 2009 devido a múltiplas influências inter-relacionadas. Estas incluem a expiração de patentes fundadoras de fabricantes, foco governamental de alto nível em MA como um processo de fabricação avançado, a proliferação de equipamentos de baixo custo baseadas principalmente em extrusão de materiais, equipamentos e programas de computação de alto desempenho, melhorias na automação, a valiosa base de conhecimento tanto da metalurgia quanto da soldagem por fusão, a criatividade de uma mão de obra jovem, tecnicamente habilidosa e global, e mais tarde, em 2012, sendo o processo de fabricação ideal para os objetivos da Indústria 4.0 (BOURELL et al., 2017; SCHMIDT et al., 2017).

O crescimento na indústria de manufatura aditiva é previsto por muitos como rápido e substancial. À medida que mais empresas desenvolvem equipamentos de produção, mais materiais se tornam disponíveis e mais indústrias de usuários finais adotam a tecnologia. O valor global desta indústria é atualmente (2022) estimado em mais de 18 bilhões de dólares em produtos e serviços, com previsão de crescimento anual em torno de 18% (WOHLERS, 2023). O crescimento exponencial do MA nos últimos anos pode ser visto na figura 3. Sendo assim, muitos governos ao redor do mundo identificaram a MA como uma indústria em crescimento e estão financiando projetos de pesquisa para desenvolver ainda mais a tecnologia.

MA permite a produção de peças complexas ou personalizadas diretamente do projeto sem a necessidade de ferramentas ou formas caras, como punções, matrizes ou moldes de fundição, e reduz a necessidade de muitos passos de processamento convencionais. Peças intrincadas, fiéis ao seu desenho, podem ser feitas em uma única etapa sem as limitações dos métodos convencionais de processamento (por exemplo, cortes retos, furos redondos) ou formas comerciais (por exemplo, chapa, tubo). Além disso, uma redução significativa no número de peças pode ser realizada, eliminando ou reduzindo a necessidade de montar vários componentes. Além disso, as peças podem ser produzidas sob demanda, reduzindo o inventário de peças de reposição e diminuindo o tempo de espera para componentes críticos ou obsoletos. Por essas razões, MA é agora amplamente aceito como um novo paradigma para o projeto e produção de componentes de alto desempenho para aplicações

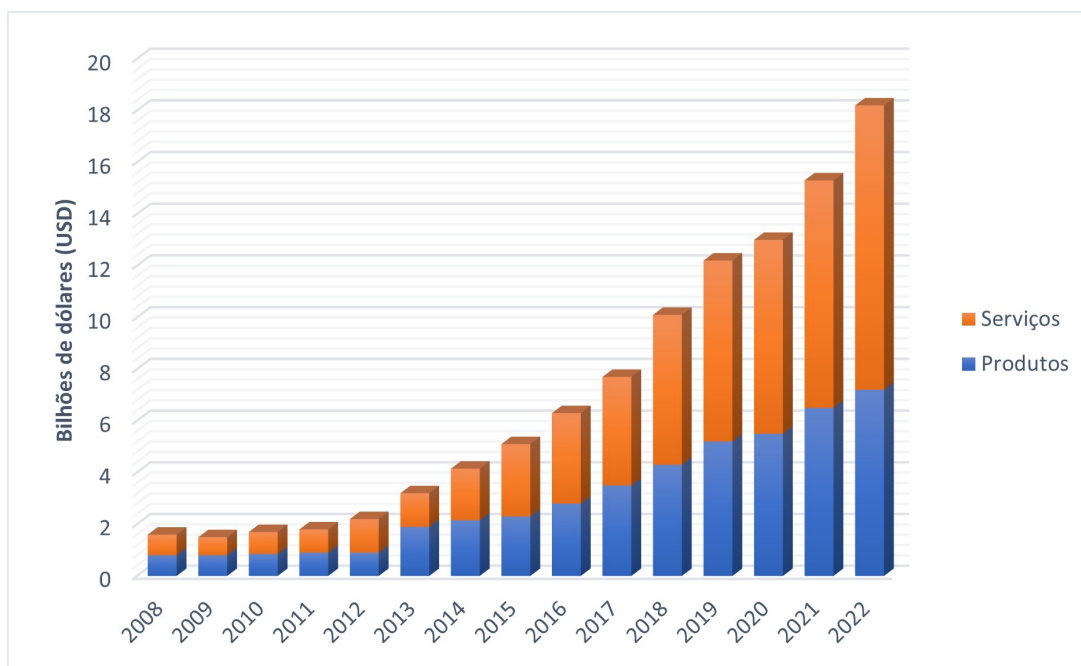


Figura 3 – Crescimento anual da receita global para produtos e serviços de MA. Fonte: Adaptado do Wohlers (2023).

aeroespaciais, médicas, de energia e automotivas.

A produção no setor aeroespacial está sujeita a numerosos objetivos técnicos e econômicos interdependentes, incluindo desempenho funcional, redução do tempo de produção, redução do peso, gestão da complexidade, controle de custos e sustentabilidade. Neste setor, o motor General Electric GE9X certificada pela administração federal de aviação americana (Federal Aviation Administration - *FAA*) é um exemplo do nível de prontidão tecnológica de MA. GE9X é motor de aeronave turbofan de alto-desvio desenvolvido pela General Electric Aviation. É o maior e mais potente motor de aeronave comercial do mundo, com uma força de empuxo de até 105.000 libras. O motor é projetado para uso na aeronave Boeing 777X, que está atualmente em desenvolvimento.

Segundo Blakey-Milner et al. (2021), o motor GE9X apresenta uma série de tecnologias inovadoras, incluindo mais de 300 componentes fabricados com MA, que o tornam mais eficiente em termos de consumo de combustível quando comparado aos modelos anteriores, além de ser ambientalmente mais amigável. Peças de MA deste motor incluem o bico injetor de combustível LEAP, pás da turbina de baixa pressão e trocador de calor. Entre estes componentes, centenas de pás da turbina de baixa pressão são fabricadas com a tecnologia EBM. Por outro lado, o bico injetor de combustível mostrada na figura 4 é um símbolo de avanço tecnológico possível apenas por MA, otimizando a injeção de combustível e resultando em economias significativas de custos. Em 2018, a GE celebrou a

produção em massa da 30000<sup>a</sup> bico injetor fabricada por tecnologia MA em sua primeira fábrica destinado a isso. O número de motores LEAP com o novo bico, entre encomendados e comprometidos, excede 16300 motores.



Figura 4 – Nova ponta de bico injetor de combustível do motor LEAP fabricada por MA produzida pela GE. Fonte: [Herzog et al. \(2016\)](#)

Indústria médica é outro setor que usa MA de forma avançada. Os implantes médicos e dentários produzidos por MA oferecem melhorias significativas na integração, biocompatibilidade e a possibilidade de dispositivos personalizados para pacientes, derivados de imagens médicas próprias do paciente. A Figura 5 mostra o estado atual e a maturidade da tecnologia MA em quatro indústrias interessadas pela tecnologia MA, pelo índice de Nível de Prontidão Tecnológica (Technology Readiness Level - TRL). O sistema TRL foi originalmente introduzido pela NASA para avaliar equipamentos espaciais e atualmente é um método para avaliar a prontidão de tecnologias para uso na indústria.

Embora certas aplicações tenham alcançado níveis de prontidão tecnológica de produção totalmente certificada, a maioria o fez por meio de certificação de força bruta de cada tipo de peça individual, material e processo. No entanto, existem algumas diferenças metalúrgicas entre componentes convencionais e MA, como anisotropia mecânica, tensão residual e defeitos únicos aos processos MA que devem ser abordados para aplicações aeroespaciais críticas, particularmente aqueles componentes que requerem exposição à fadiga em alta temperatura. Se as muitas décadas de esforços de pesquisa que resultaram em uma base de conhecimento relativamente madura de soldagem e revestimento forem

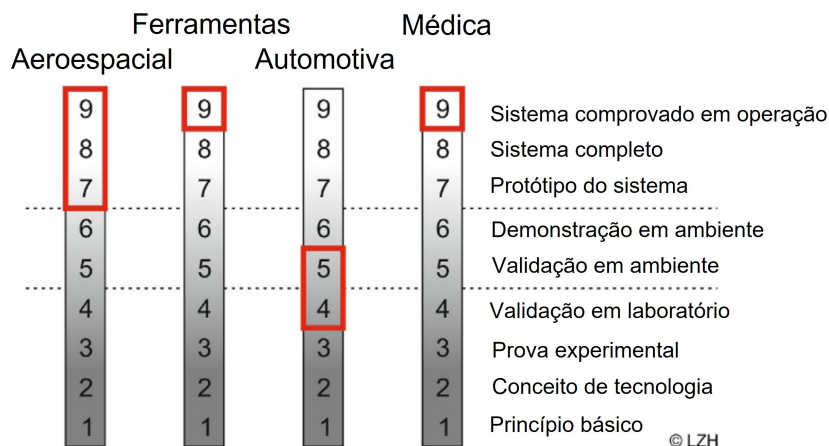


Figura 5 – Prontidão tecnológica de MA para produção em série em indústrias diferentes. Fonte: Adaptado do Schmidt et al. (2017).

algum indicador, o caminho a seguir para a pesquisa e desenvolvimento de MA de materiais metálicos será longo e difícil (DEBROY et al., 2018).

No entanto, vários desafios científicos e tecnológicos afetam atualmente a qualidade e o custo dos produtos de MA, incluindo a prevalência de defeitos em peças, como porosidade, falta de fusão, acabamento superficial ruim, distorção e tensões residuais. Esses problemas precisam ser resolvidos para possibilitar uma maior adaptação comercial da MA. Considerando as razões mencionadas anteriormente, as organizações responsáveis pela normalização como Organização Internacional de Normalização (ISO), a Sociedade Americana de Testes e Materiais (ASTM) e Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) estabeleceram os seus comitês dedicados à MA. Estes comitês são responsáveis por estabelecer padrões para produtos MA, abordando os requisitos mínimos para a MA na indústria.

## 2.2 Tecnologia de fusão em leito de pó

No decorrer dos anos, um número significativo de tecnologias tem sido desenvolvido para aplicações em Manufatura Aditiva (MA), muitas delas apresentando diferenças sutis entre si. Essas tecnologias são classificadas pela ISO/ASTM (ISO/ASTM International, 2013) em sete categorias diferentes e podem ser vistos no apêndice A. Neste trabalho, escolhemos o processo de fusão por feixe de elétrons (EBM), uma tecnologia específica da categoria de fusão em leito de pó (PBF). A máquina utilizada é o modelo Q10 plus da fabricante Arcam. As imagens da máquina são apresentadas na figura 6.

Um modelo esquemático da câmara de manufatura da máquina é mostrado na

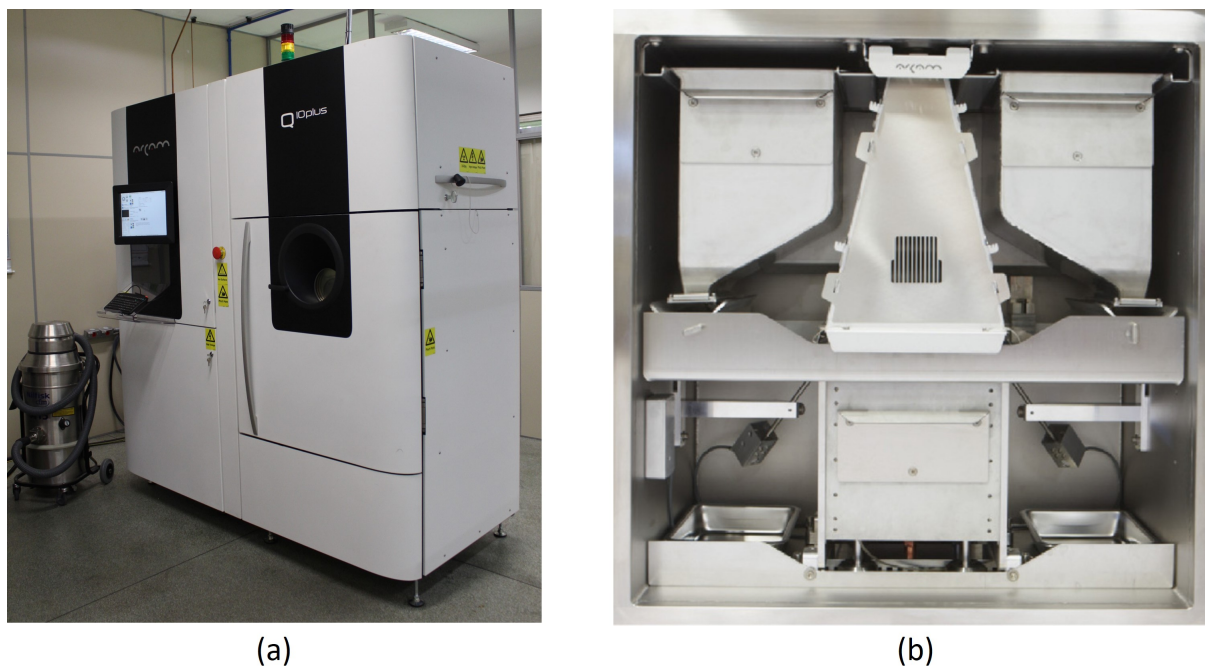


Figura 6 – Máquina Arcam Q10 plus de EBM (a) a máquina inteira instalada na CTI Renato Archer, (b) a câmara de manufatura da máquina. Fonte: GE Additive Arcam EBM.

figura 7. No EBM, lote de pó metálico são armazenados em dois reservatórios (4) e distribuídos na mesa de construção (7) com uma área geralmente de  $200\text{ mm} \times 200\text{ mm}$  na direção  $x$ - $y$  ou  $350\text{ mm}$  de diâmetro, usando um barra distribuidora (HERZOG et al., 2016). Normalmente, a espessura da camada de pó varia de  $50 - 200\ \mu\text{m}$ . O feixe de elétrons gerado em uma câmara de feixe (1) é acelerado através de uma grade (2) e varrido sobre cada camada (3) com o auxílio do computador. A potência, o foco e a velocidade de varredura do feixe de elétrons são geralmente determinados pela escolha da corrente do feixe, do deslocamento de foco e da função de velocidade, respectivamente. Inicialmente, o leito de pó é pré-aquecida por um feixe desfocado que varre a superfície do leito de pó várias vezes. Usando uma corrente de feixe alta de até  $30\text{ mA}$  e uma velocidade de varredura de cerca de  $104\text{ mm/s}$ , são alcançadas temperaturas acima de  $700^\circ\text{C}$  do material em pó para Ti-6Al-4V. Isso leva não só ao aquecimento do pó, mas também à sinterização parcial das partículas. Uma vez concluído este processo, uma nova camada é distribuída pela barra distribuidora e o mesmo processo é repetido até que o componente (5) seja concluído. O componente final pode conter uma estrutura de suporte (6) fabricada pela máquina durante o processo de fabricação e deve ser removida da peça posteriormente.

Para garantir a fusão completa do pó de metal, a corrente do feixe e a velocidade de varredura são reduzidas para cerca de  $102\text{ mm/s}$  e  $5 - 10\text{ mA}$ , respectivamente, durante a subsequente varredura de fusão com uma determinada sequência de varredura. A atmosfera

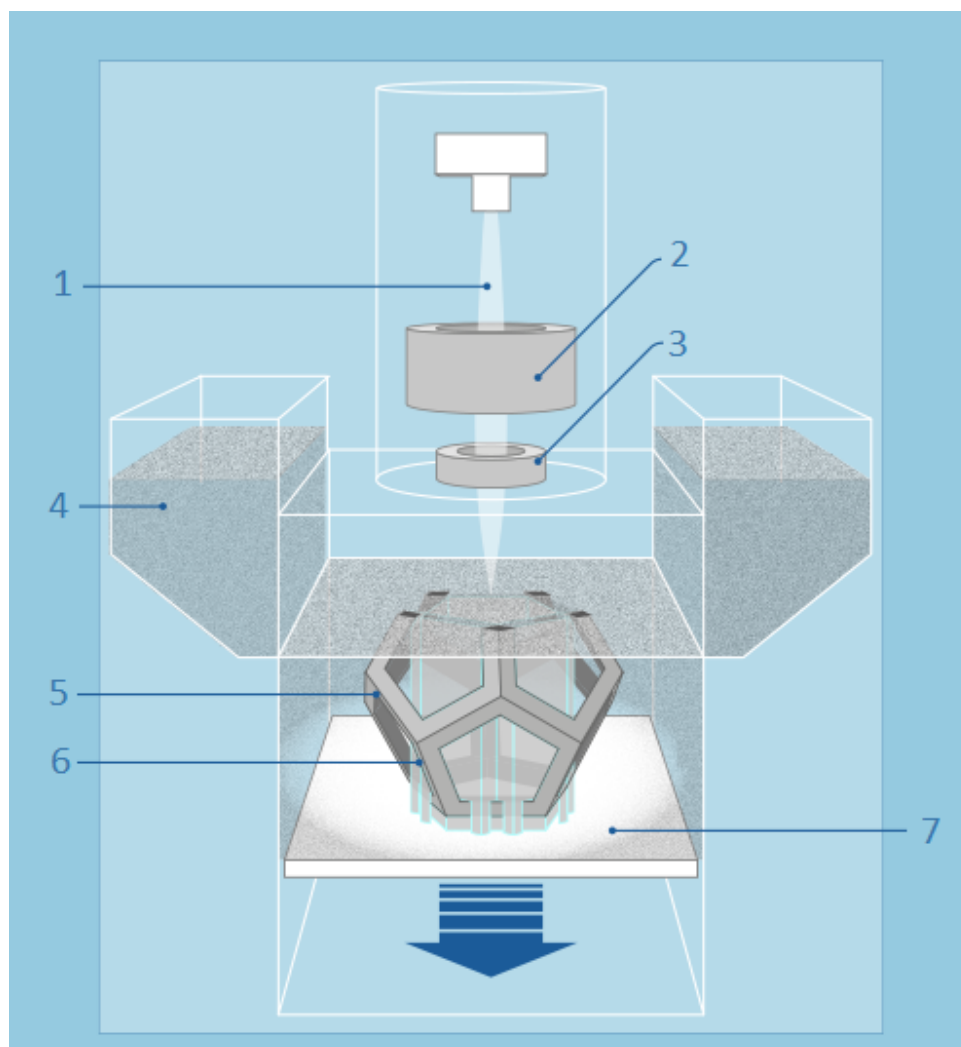


Figura 7 – Máquina EBM esquematizado demonstrando (1) feixe de elétrons, (2) grade de aceleração, (3) controlador do feixe, (4) reservatórios de pó do material, (5) componente projetada, (6) estrutura de suporte e (7) mesa de construção. Fonte: [Murr et al. \(2010\)](#)

operacional para o processo EBM é basicamente um vácuo de  $< 10^{-2} Pa$ . Ao alimentar hélio na área de trabalho durante o processo de fusão, a pressão dentro do sistema é aumentada para aproximadamente  $1 Pa$ , de modo a evitar a carga elétrica das partículas de pó e aumentar a condução de calor e o resfriamento da fusão.

### 2.3 Design para Manufatura Aditiva

Um projeto de fabricação com MA, pode proporcionar maior flexibilidade e precisão e, portanto, os projetistas devem considerar fatores envolvidos neste processo com maior cuidado. Estes fatores envolvem desde a orientação da peça, o tamanho do volume de construção, o tipo de material utilizado e as estruturas de suporte necessárias. Além disso, os projetistas devem considerar as limitações da tecnologia de fabricação aditiva específica



sendo usada, como a resolução e o tempo de construção para examinar a viabilidade de produção. O diagrama da Ishikawa da figura 8, mostra alguns parâmetros que influenciam o resultado final da peça, e deve ser levado em consideração na hora de elaboração do projeto. A quantidade dos parâmetros envolvidos e a natureza de cada, impossibilita abordá-los no mesmo estudo. Neste caso, vamos focar em análise da orientação em pré-processamento e a sua influência nas propriedades do material e avaliá-los com pós-processamento térmico de PIQ.

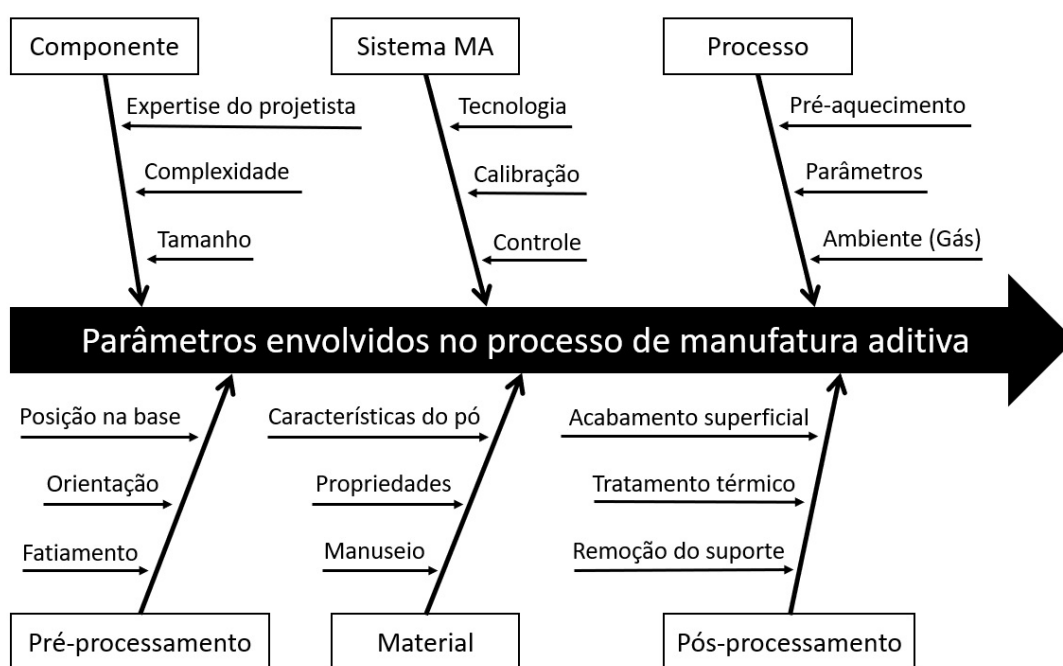


Figura 8 – Principais parâmetros que influenciam intrinsecamente ou extrinsecamente as propriedades das peças fabricadas por PBF. Adaptado do Schmidt et al. (2017)

Neste sentido, o conceito de Design para Manufatura Aditiva (DfAM, do inglês Design for Additive Manufacturing), é uma metodologia utilizada para criar projetos otimizados para processos de MA. O principal objetivo do DfAM é aproveitar as capacidades únicas das tecnologias de fabricação aditiva para criar peças mais leves, mais resistentes e funcionais do que os métodos de fabricação tradicionais.

Ao incorporar princípios DfAM no processo de design, os projetistas podem criar peças que não só são mais eficientes e funcionais, mas também podem reduzir o tempo e o custo do processo de fabricação. O processo de DfAM é dividido em três fases principais. A primeira fase consiste em avaliar se é possível prosseguir ou deve interromper a produção de uma peça, ferramenta ou produto. O principal questionamento é se a tecnologia de MA é adequada para produzir esse objeto ou conjunto de objetos, considerando seus requisitos e quantidade de peças. Nessa etapa, é importante encontrar uma tecnologia que possa pro-

duzir essas peças e verificar sua manufaturabilidade e a viabilidade econômica comparada com processos convencionais. A tabela 1, adaptado do [Vaneke et al. \(2020\)](#), apresenta o custo de processos diferentes de MA para uma primeira avaliação de custo de manufatura. Como pode ser observado, a técnica de EBM para titânio apresenta um custo razoável com um nível de prontidão tecnológica mais avançada comparada com outros métodos de MA. Vale ressaltar que uma das vantagens deste processo é a possibilidade de melhor aproveitamento do espaço da câmara de produção, empilhando peças no sentido vertical. Isso diminui o custo de produção e dá vantagem para produção em série com essa tecnologia.

Tabela 1 – Custo de manufatura por  $cm^3$  por processos e materiais diferentes ([VANEKER et al., 2020](#))

Processo	Material	$\$/cm^3$
EBM - PBF	Ti-6Al-4V	3,06
SLM - PBF	Ti-6Al-4V	6,28
DED - pó	Liga de titanium	2,33
DED- arame	Liga de titanium	2,33
Binder Jetting	Liga de titanium	2,17

Na segunda fase, são aplicadas todas as regras e restrições definidas pelos requisitos do projeto, levando em conta a otimização topológica, o material, as propriedades mecânicas, entre outros aspectos. Nessa fase, é importante tomar decisões cruciais em relação à decomposição funcional e integração funcional, definindo o conjunto necessário de partes e iniciando a definição de objetos individuais no sistema. É necessário também definir a fabricação completa para cada recurso, além de programar as operações de fabricação individuais, com o uso de diferentes tecnologias de fabricação. As características do material também devem ser definidas para cada voxel da peça, incluindo tipo, densidade e transições entre diferentes materiais em diferentes regiões dos objetos. É importante lembrar que essas possibilidades são limitadas às tecnologias MA que permitem a montagem de diferentes materiais ou a classificação das características do material em uma determinada peça.

A terceira etapa é a verificação final e otimização das características do processo para garantir as melhores propriedades possíveis dos objetos fabricados. É preciso escolher a orientação da peça e minimizar as estruturas de suporte em relação à geometria ideal da peça para garantir a produção de um maior número de peças. Neste sentido, os ângulos da geometria em relação à base da câmara de construção é de grande importância. Como pode ser visto na figura 9, as inclinações resultam em erros de fabricação relacionados com a espessura das camadas. A diminuição do ângulo  $\alpha$  afeta diretamente a sobreposição das camadas e aumenta este erro. Nestes casos, se não empregar estrutura de suporte, a qualidade da peça manufaturada pode ser altamente comprometida conforme ilustrada na

figura 10.

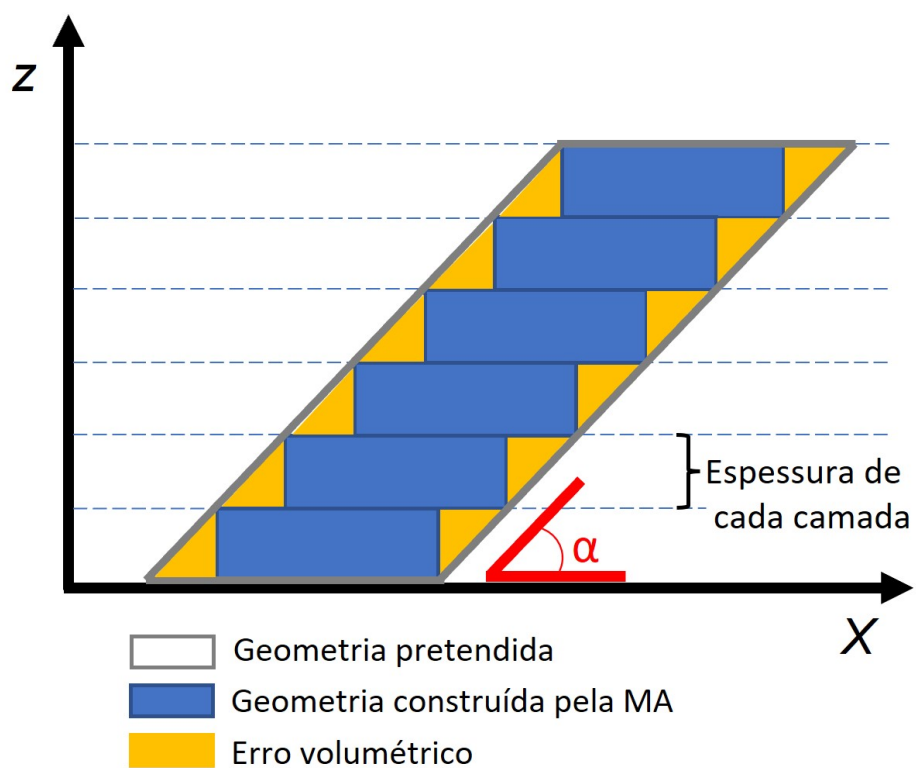


Figura 9 – Efeito de ângulo de inclinação no erro volumétrico da fabricação em cada camada. Fonte: Adaptado do (LEARY, 2019).

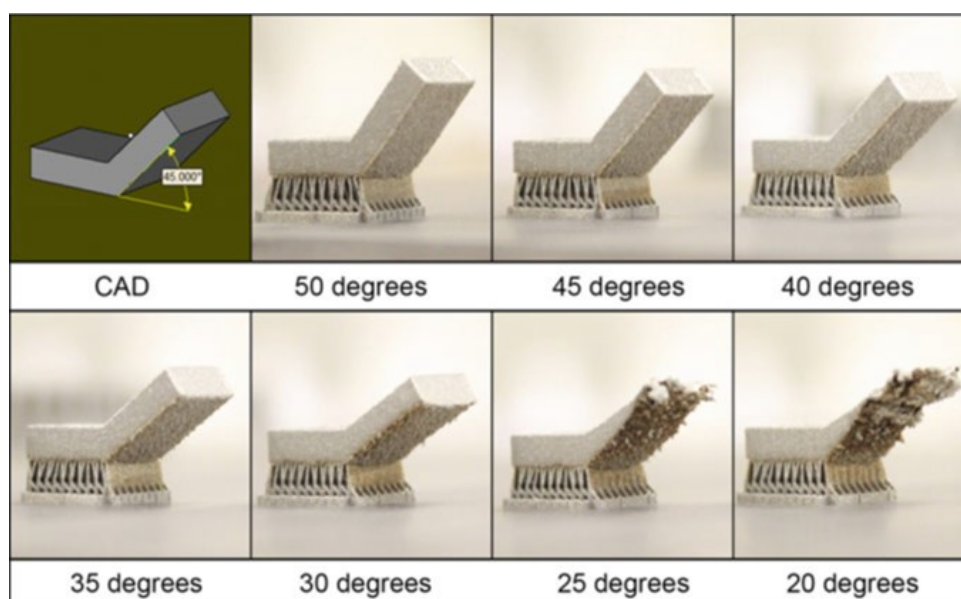


Figura 10 – Efeito de ângulos sem suporte na fabricação por MA. Fonte: Diegel, Nordin e Motte (2019)

Essas três etapas globais de projeto têm como objetivo minimizar os riscos técnicos e econômicos antes da fabricação. O DfAM é um processo muito mais complicado do que um simples conjunto de diretrizes de design, pois é um "Design para uma cadeia de valor baseada em MA", incluindo pós-processos e controle de qualidade (VANEKER et al., 2020).

Em resumo, o DfAM é uma abordagem fundamental para a criação de projetos otimizados para a fabricação aditiva. Ao considerar cuidadosamente os parâmetros de design e as capacidades da tecnologia de fabricação aditiva, os projetistas podem criar peças mais eficientes, funcionais e econômicas, abrindo novas possibilidades para a fabricação de produtos em diversas áreas, como na medicina, na engenharia aeroespacial e na indústria automotiva.

## 2.4 Propriedades Mecânicas

Comparar diretamente as microestruturas e propriedades mecânicas de componentes fabricados por MA é um desafio devido às muitas variáveis envolvidas nesta técnica de fabricação. Por exemplo, se as amostras forem feitas usando o mesmo sistema de fusão de leito de pó, a história térmica da peça, e portanto sua estrutura e propriedades, variará com a potência do laser, a velocidade de varredura do laser, a altura da camada, o espaçamento no padrão de fusão e o tamanho do ponto do laser.

Mesmo se esses parâmetros forem mantidos consistentes entre as construções, a história térmica é influenciada pela estratégia de varredura a laser, que muitas vezes não pode ser ditada pelo usuário em sistemas comerciais. A estratégia de varredura depende do posicionamento dos componentes no substrato, mas também de quais outros componentes estão sendo construídos na mesma construção de fusão de leito de pó.

O limite de escoamento e tensão máxima em metais fabricados por MA geralmente são iguais ou maiores do que as de suas contrapartes fundidas, laminadas ou forjadas, como mostrado na figura 11. Isso se deve à solidificação rápida da piscina de fusão durante o processamento por MA, o que resulta em características microestruturais finas, incluindo grãos finos ou dendritos próximos. A clássica lei de endurecimento pela redução do tamanho de grão de Hall-Petch descreve a relação entre a resistência de rendimento de um material e o diâmetro médio do grão (GORSSE et al., 2017). Com a diminuição do tamanho do grão, ou características microestruturais finas que interrompem o movimento das discordâncias, o limite de escoamento de um material aumenta. As características microestruturais finas em metais fabricados por MA impedem o movimento das discordâncias, resultando num limite de escoamento mais elevado do que as de suas contrapartes processadas e tratadas termicamente de forma convencional.

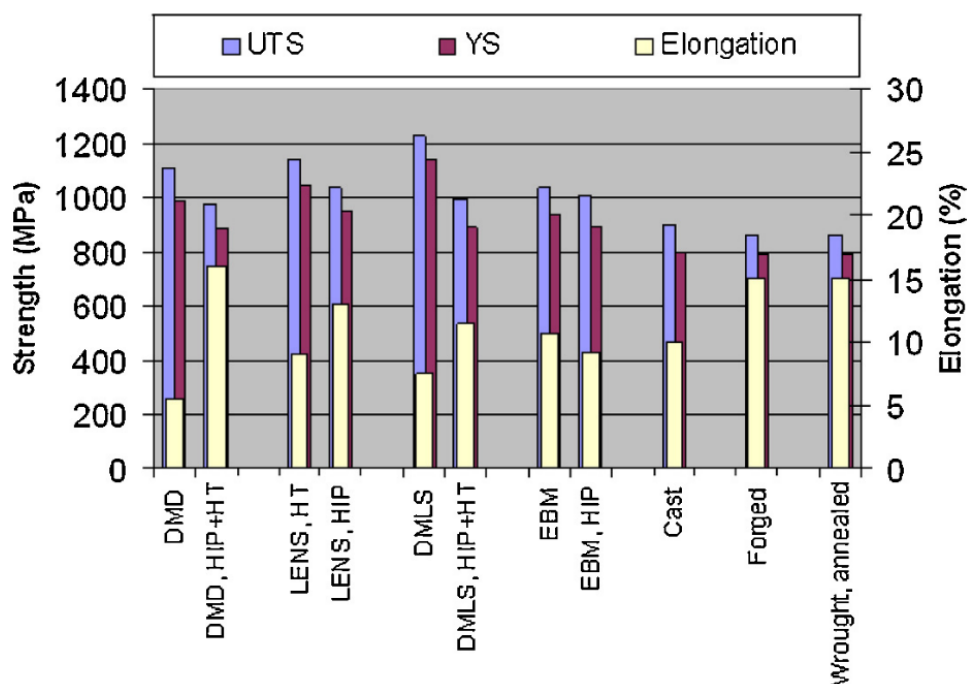


Figura 11 – Comparação de tensão máxima, limite de escoamento e ductilidade da liga Ti-6Al-4V fabricada por processos tradicionais e diferentes processos de manufatura aditiva. Fonte: Dutta e Froes (2016).

Tabela 2 – Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V fabricada por diferentes processos.

Fabricação	Orientação	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_{max}$ (MPa)	Ductilidade %	Ref
<i>Convencional</i>					
Fundido	-	896	1000	8	Donachie (2000)
Forjado	-	785	860	>8	ASTM (2002)
Recozido	-	855	930	12	Da Rocha et al. (2006)
<i>EBM</i>					
Arcam A1	Long.	783±15	833±22	2.7±0.4	Edwards, O'Conner e Ramulu (2013)
	Tranv.	812±12	851±19	3.6±0.9	
Arcam A2	Long.	890±5	970	12±1.2	Brandl, Leyens e Palm (2011)
	Tranv.	880±10	950±5	14±1.2	
Arcam Q10	Long.	973	1032	15	Zhai, Galarraga e Lados (2015)
	Tranv.	1051	1116	12	
<i>Tratado termicamente PBF</i>					
730° C, 2h in N <sub>2</sub>	Long.	958±6	1057±8	12.4±0.7	Simonelli, Tse e Tuck (2014)
	Tranv.	973±9	1052±11	9.6±0.9	
843° C, 2h, fornalha fria	Long.	845	920	17.5±0.5	Brandl, Leyens e Palm (2011)
	Tranv.	810±40	860±60	15.5±1.5	
HIP	-	773	881	-	Hayes et al. (2017)

Além disso, Dutta e Froes (2016) afirmam que o limite de escoamento e tensão máxima em materiais fabricados por adição não são fortemente anisotrópicos, com valores médios de resistência nas direções de construção (transversal) e longitudinal dentro da variação estatística. No entanto, quando ocorre o crescimento epitaxial de grãos durante a

solidificação, grãos alongados podem crescer na direção de construção, e a microestrutura pode ter uma textura, ou exibir orientações cristalográficas preferenciais.

Por exemplo, no caso do Ti-6Al-4V, o crescimento ocorre ao longo da direção da fase beta cúbica centrada no corpo de alta temperatura. No entanto, ao resfriar abaixo da temperatura de transição beta de  $980^{\circ} C$ , os grãos antes da fase beta se transformam em lâminas alfa hexagonais compactas. Como existem 12 variantes para essa transformação, a estrutura resultante de lâminas alfa não é considerada texturizada e, portanto, a textura em si não afeta as propriedades mecânicas. Esses materiais podem ser tratados termicamente para homogeneizar a microestrutura ou recristalizar e aumentar o tamanho dos grãos, o que resulta em uma diminuição no limite de escoamento e tensão máxima.

Muitas investigações do Ti-6Al-4V focam nas relações diretas entre as propriedades mecânicas e os parâmetros de processamento ou microestrutura (BECKER; KUMAR; RAMAMURTY, 2021). Os parâmetros mais importantes na determinação da microestrutura e das propriedades resultantes são aqueles que influenciam a história térmica e as taxas de resfriamento. Para o Ti-6Al-4V, até as menores alterações nas taxas de resfriamento podem ter efeitos significativos nas propriedades mecânicas. Fatores importantes incluem parâmetros de processo, geometria e tamanho da peça fabricada e condições circundantes.

Segundo Wilson-Heid et al. (2017), um dos fatores importantes nas propriedades mecânicas é a direção de construção e a localização do componente na plataforma. Por exemplo, amostras verticais, ou transversais, apresentaram uma alongação 28% menor do que amostras horizontais, ou longitudinais. Para examinar a possível anisotropia das propriedades mecânicas, é feita a pesquisa da resistência à tração ao longo da direção transversal em comparação com a resistência à tração ao longo da direção longitudinal.

Não pode ser observada uma forte tendência nem para anisotropia, nem para isotropia, o que novamente pode ser atribuído ao comportamento de baixo endurecimento por deformação do Ti-6Al-4V. É apresentada a ductilidade ao longo da direção transversal em comparação com a direção longitudinal, o que destaca a dispersão na ductilidade. Embora seja esperada alguma dispersão na ductilidade em ligas processadas convencionalmente, a dispersão em materiais MA pode ser amplificada pelas condições de processamento e pela presença de porosidade, defeitos internos e tensões residuais que podem resultar na formação de microfissuras.

## 2.5 Pós-processamento de componentes MA

Dependendo da aplicação do componente MA, submissão da peça a um pós-processamento é necessário. Para peças fabricadas por PBF especificamente, o primeiro passo é a limpeza do pó residual e a remoção da estrutura de suporte. Uma vez que a peça é limpa, ela pode passar por um processo para mitigar ou eliminar defeitos estruturais. Se for exigido o alívio de tensão residual, o componente deve ser submetido ao tratamento térmico. Para remover vazios e porosidades, o processo de prensagem isostática a quente (PIQ) é sugerido (DZUGAN et al., 2022). Para acabamento de superfície, várias técnicas são utilizadas, como corte de serra de fita, fresamento em máquina CNC e corte de fio EDM. A tabela 3 apresenta os pós-processamento relacionados com MA, seus objetivos e seu custo. Conforme o processo e precisão desejada da peça, um ou mais dessas técnicas são empregadas na mesma peça.

Tabela 3 – Objetivo e custo de pós-processamento relacionado com MA. Fonte: Adaptado do Vaneker et al. (2020).

Técnica	Objetivo	Custo (em dólares americano)
Alívio de tensões	Redução/remoção de tensões residuais térmicas	500 a 600 \$ por placa
Remoção de componentes	Remoção de componentes da placa de construção por eletroerosão	200 a 300 \$ por placa
Tratamento térmico	Melhoria da microestrutura e propriedades mecânicas	500 a 2000 \$ por lote
Pressão isostática a quente	Eliminar /reduzir a porosidade e melhora ductilidade e vida de fadiga	500 a 2000 \$ por lote
Usinagem	Para melhorar a precisão das interfaces e superfícies de acoplamento. Para adicionar roscas e remover suportes.	Depende da geometria, material e necessidade de fixação.
Tratamento superficial	Melhorar a acabamento superficial	200 a 2000 \$ por lote
Inspeção e validação	Qualificação e validação do componente e certificação	10-20 % do custo total por peça

Neste trabalho, o efeito do processo de PIQ em peças fabricadas por MA é investigado. Uma vez que o vazio tem um papel efetivo no início da fratura, será explorada a influência do PIQ na remoção de vazios e seu efeito no comportamento do componente.

### 2.5.1 Prensagem Isostática a Quente (PIQ)

A natureza da interface entre as camadas e as partículas individuais induzem porosidade no componente, afetando as propriedades mecânicas. O efeito primário da

porosidade é reduzir a tensão na qual ocorre a fratura rápida. A ductilidade e a resistência aumentam à medida que a porosidade diminui. Para amostras com alta porosidade, a tensão de fratura está abaixo do limite de escoamento e a elongação medida como deformação também é baixa. À medida que a porosidade é reduzida, a resistência aumenta significativamente (BENZING et al., 2019).

Prensagem Isostática a Quente (PIQ) é um processo utilizado para consolidar pó de metal ou para eliminar defeitos em sólidos como poros, vazios e trincas internas, assim densificando o material para quase 100% da densidade teórica, i.e. densidade do material sem porosidade. Como mostrado na figura 12, o processo inclui alta temperatura e alta pressão isostática do gás, o que significa que a pressão atua em todas as superfícies do componente em todas as direções, o que leva à densidade completa do material. A PIQ pode não ser eficaz para a eliminação de defeitos intercadas, dependendo da sua natureza. Por exemplo, camadas de óxido podem não ser afetadas pela PIQ, porém o processo tem a capacidade de eliminar efetivamente a porosidade.

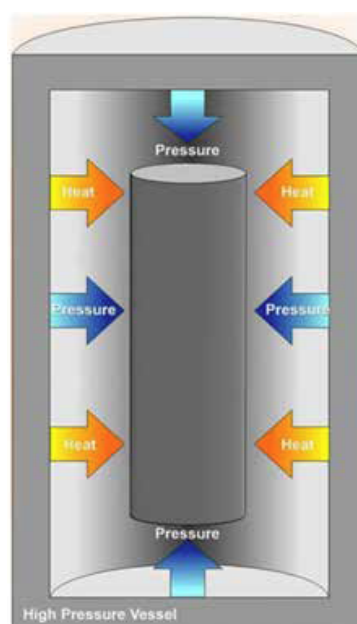


Figura 12 – Esquemático do mecanismo do equipamento PIQ. Fonte: Quintus Technologies Co.

Um tratamento PIQ de um material MA eliminará quase todos os defeitos internos, independentemente da quantidade de defeitos no material antes do tratamento PIQ, desde que o requisito de uma superfície estanque a gás seja atendido. Isso significa que não importa se o material inclui porosidade de 0,2% ou 2% na impressão, já que o processo PIQ eliminará todos os defeitos. Isso permite acelerar o processo de fabricação, produzindo material de "qualidade inferior" com mais defeitos, já que o material após o tratamento PIQ



será o mesmo, independentemente dos níveis de porosidade de fabricação. Isso permite economia de tempo e custo no processo de impressão, imprimindo os componentes mais rapidamente, ou seja, otimizando o processo de impressão. A figura 13 ilustra peças MA com diferentes porosidades após serem submetidas ao processo PIQ com parâmetros distintos.

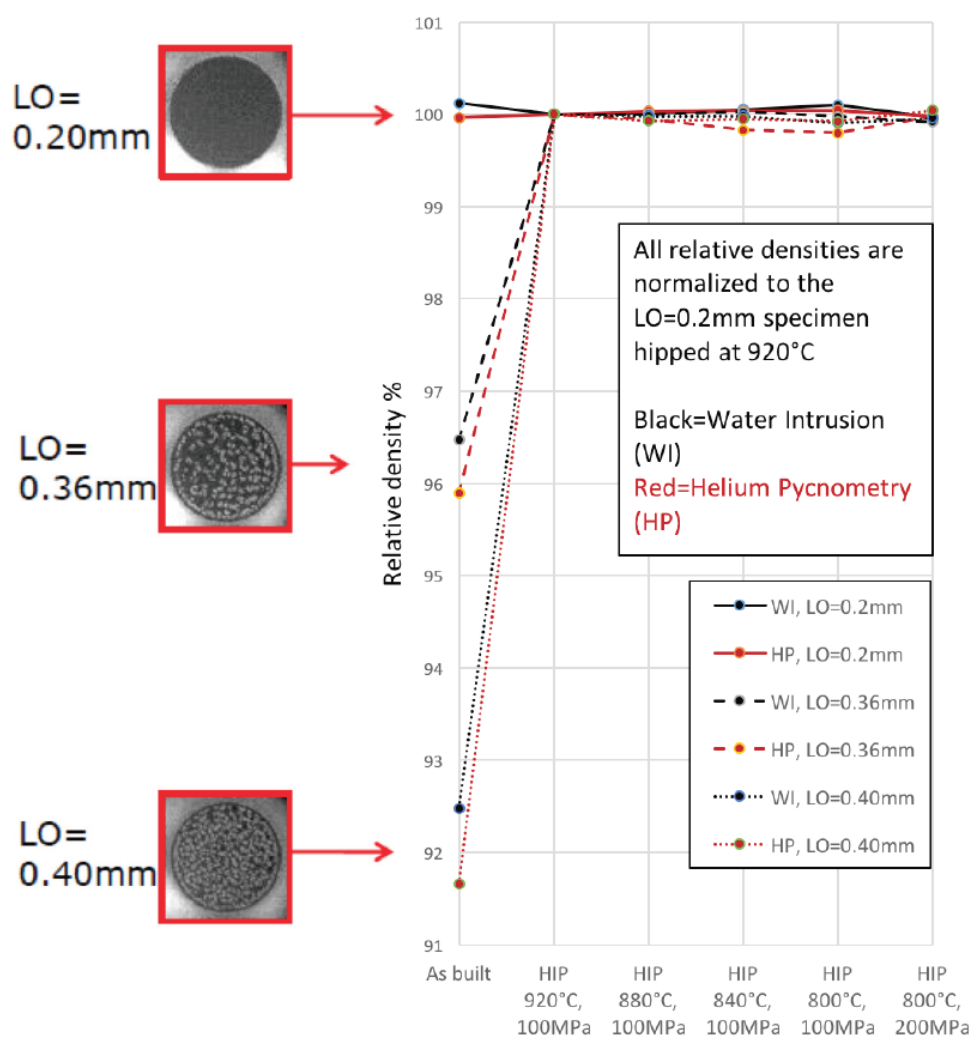


Figura 13 – A densidade da peça MA submetida ao processo PIQ. Fonte: [Eklund et al. \(2018\)](#).

Uma vez que os poros em materiais MA em pó no estado primário de fabricação são homogeneamente distribuídos em todo o material, a contração gerada durante a PIQ será homogênea em todas as direções do volume e correspondente à quantidade de porosidade removida. Assim, não é esperada distorção das peças MA de forma líquida durante a PIQ, mas ocorrerá o alívio das tensões residuais no material introduzidas durante a fabricação.

## 2.6 Normas

A falta de normas para metodologia de testes mecânicos para comparar as propriedades entre componentes MA é um obstáculo na expansão da manufatura aditiva na indústria. Para solucionar esse problema, a ISO e ASTM juntamente estabeleceram um comitê conjunto para tratar das tecnologias de manufatura aditiva organizado pela indústria em 2009. Atualmente, o comitê é composto por mais de 725 indivíduos ao redor do mundo. O comitê é dedicado à promoção do conhecimento, estímulo à pesquisa e implementação de tecnologia por meio do desenvolvimento de padrões para tecnologias de manufatura aditiva e possui 8 subcomitês técnicos. O trabalho do comitê é coordenado com outros comitês técnicos e outras organizações nacionais e internacionais que possuem interesses mútuos ou relacionados. Este subcomitê está preocupado com: 1-Métodos de ensaio, 2-Design, 3-Materiais e Processos, 4-Meio Ambiente, Saúde e Segurança, 5-Aplicações, 6-Dados, 7-Executivo e 8-Terminologia.

Considerando o aspecto do material, definir um conjunto de propriedades mínimas para produtos de MA é difícil porque as propriedades dependem do processo, dos parâmetros do processo, da direção da amostra de teste em relação à direção de construção, da localização na base da câmara de construção, do tipo de máquina utilizada para a construção e da geometria, entre outros fatores. Como a relação entre essas variáveis e as propriedades ainda não é bem conhecida e como o método de qualificação de propriedades mínimas pode depender da aplicação, desenvolver um conjunto bem fundamentado de propriedades mínimas é um desafio. Atualmente, há mais de 46 normas do ISO/ASTM em áreas anteriormente citadas para facilitar o uso de MA, porém ainda há lacunas a serem atendidas.

Entre as normas divulgadas, existem especificações para materiais de MA de metal que cobrem o processo de fabricação e estabelecem propriedades mínimas de materiais específicos produzidos por fusão de pó em leito. Normalmente, as propriedades dessas especificações são baseadas em consenso e atualmente derivadas das propriedades de fundição de metal.

Entre as normas publicadas, a norma ASTM F2924 é especificamente dedicada à fabricação aditiva de Ti-6Al-4V em PBF. Nesta norma, são definidos a terminologia, critérios de aceitação, pós-processamento aplicável, métodos de ensaio, composição, inspeção, propriedades mecânicas aceitáveis, entre outros.

Vale ressaltar que a Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) também

estabeleceu o comitê ABNT/CEE-261 para tratar dos assuntos relacionados com MA. Desde 2019, a ABNT publicou normas relacionadas a MA, baseando-se nas normas do ISO e da ASTM.

Existem vários novos padrões em desenvolvimento que estabelecem propriedades mínimas garantidas para peças de metal MA de materiais específicos produzidos por fusão de pó a laser, embora não indiquem exatamente como determinar essas propriedades. O padrão em desenvolvimento pela Sociedade Americana de Soldagem (AWS) irá especificamente prescrever os testes necessários para garantir a produção repetível de componentes de metal MA que atendam aos requisitos funcionais (ou seja, propriedades mecânicas).

## **2.7 Lacunas e oportunidades**

A determinação das propriedades mecânicas de peças construídas por MA ainda não está bem definida. Muitos fabricantes de máquinas oferecem valores gerais para peças feitas a partir de pós selecionados em suas máquinas. No entanto, esses valores não são validados estatisticamente e não possuem a linhagem exigida para o projeto de materiais. Normas para propriedades mecânicas mínimas que também contenham procedimentos de qualificação atualmente não podem ser produzidos para materiais MA, dada a atual falta de conhecimento, pelas razões expostas anteriormente. Os padrões de testes modificados para uso com peças MA que são projetadas/construídas para componentes não homogêneas também não estão disponíveis no momento.

É altamente recomendado pela instituição nacional de normas americana (ANSI) o desenvolvimento de normas que identifiquem os meios para estabelecer propriedades mecânicas mínimas (ou seja, requisitos de qualificação do procedimento de MA) para metais feitos por um determinado sistema usando um conjunto dado de parâmetros para um determinado projeto de construção MA, e para não-metais feitos por vários processos. O desenvolvimento dessas normas exigirá a geração de dados que atualmente não existem ou não estão disponíveis ao público. Requisitos de qualificação para estabelecer propriedades mecânicas mínimas para peças de MA, tanto homogêneas quanto deliberadamente heterogêneas, precisam ser desenvolvidos.

## 3 MECANISMO DA FRATURA E MODELOS DE DANO

### 3.1 Introdução

É sabido que materiais dúcteis podem perder a capacidade de carga e sofrer ruptura quando submetidos a um limite crítico de deformação plástica. A previsão de ruptura ganhou mais atenção nos últimos anos devido a novos materiais leves com alta resistência e menor ductilidade. Estes materiais têm grande importância para diversas indústrias, especialmente no desenvolvimento e otimização de novos processos e produtos.

Nas últimas décadas, numerosos esforços foram feitos e vários modelos foram propostos que consideram o histórico de carregamento de tensão e deformação não linear na deformação plástica (LI et al., 2011). No entanto, a falta de conhecimento sistemático entre a aplicabilidade dos critérios da mecânica de dano e os fenômenos de falha dúctil dificultam sua aplicação industrial.

Como foi abordado brevemente na seção 1.3, o mecanismo de fratura se inicia pelos microvazios no material e se estende até completar a ruptura. O primeiro estudo sobre a mecânica dos microvazios é geralmente atribuído a McClintock (1968). Neste trabalho pioneiro, o microvazio é considerado como um furo cilíndrico em um meio infinito não endurecível e o efeito da triaxialidade na tensão de ruptura foi enfatizado. Mais tarde, Rice e Tracey (1969) investigaram os microvazios esféricos e concluíram que a taxa de crescimento de vazios aumenta exponencialmente com a triaxialidade de tensão. A mesma base foi usada por Gurson (1977) e complementada por estudos posteriores de Needleman e Tvergaard (1984) para desenvolver um modelo de dano e de plasticidade porosa conhecido como modelo GTN. Embora a triaxialidade seja considerada um fator importante na ruptura, Cockroft, M.G., Latham (1968) propuseram um modelo que foi desenvolvido posteriormente por Oh, Chen e Kobayashi (1979) onde, em vez da triaxialidade, a tensão principal máxima é usada para prever a formação de trincas.

Um modelo integrado de dano plástico dúctil desenvolvido por Lemaitre (1985) com base na termodinâmica e na tensão efetiva, também conhecido como Modelo de Dano Contínuo (CDM), reforçou a influência da triaxialidade na ruptura. No modelo proposto por Wilkins, Streit e Reaugh (1980), postularam-se os efeitos da razão de pressão e tensão. Mais tarde, Johnson e Cook (1985) incorporaram os efeitos da taxa de deformação e temperatura no modelo de dano. Eles afirmam que a pressão hidrostática tem grande influência na ruptura, maior do que a taxa de deformação e a temperatura.

Alves e Jones (1999) observaram que o início da previsão de ruptura, além da triaxialidade, requer mais parâmetros. Bao e Wierzbicki (2004) argumentaram que a tensão de ruptura não é necessariamente uma função monotônica da triaxialidade de tensão e pelo menos mais um parâmetro tem efeito nos mecanismos de falha. Uma investigação mais aprofundada sobre este assunto por Xue (2007) e Bai (2008) rendeu a introdução do parâmetro de ângulo de Lode ao mecanismo de falha. Este parâmetro independente e efetivo está relacionado ao terceiro invariante do tensor desviador de tensão,  $J_3$ .

O modelo de Bai (2008) se baseou no critério clássico de Mohr-Coulomb (MC) desenvolvido pelo Mohr (1906) e Coulomb (1776) que considera tensão normal e tensão de cisalhamento como parâmetros efetivos em falha e incorpora a triaxialidade e o parâmetro de Lode. Bai e Wierzbicki (2010) propuseram uma modificação no critério de MC, conhecido como critério Mohr-Coulomb Modificado (MMC), validado experimentalmente por Gao et al. (2009), Lian et al. (2013) e Allahverdizadeh et al. (2015).

Mohr e Marcadet (2015) propuseram uma extensão do critério de Mohr-Coulomb pelo uso da tensão equivalente de Hasford para materiais isotrópicos conhecido como modelo de Hasford-Coulomb (HC). Eles também publicaram outra extensão para o modelo anisotrópico (GU; MOHR, 2015) e o modelo de dano dependente de taxa de deformação (MARCADET et al., 2015). Papisidero, Doquet e Mohr (2015) revisaram o modelo MMC e compararam com o modelo de Hasford-Coulomb (HC) e concluíram que o modelo HC tem um desempenho melhor.

Lou et al. (2012) sugeriram um modelo baseado em micromecanismo que assume que a ruptura nunca ocorre entre compressão biaxial balanceada e compressão uniaxial. Mais tarde, Lou e Yoon (2017) desenvolveram uma extensão do modelo para materiais anisotrópicos. Além disso, Khan e Liu (2012a) propuseram um modelo de dano isotrópico baseado na magnitude do vetor de tensão (MSV) e o estenderam ainda mais em Khan e Liu (2012b) para incluir o efeito da taxa de deformação e temperatura.

Geralmente existem duas abordagens para categorizar modelos de dano. A primeira abordagem é baseada na ligação da evolução do dano. Nesta abordagem, todos os modelos são divididos em dois grupos: critério de dano desacoplado e critério de dano acoplado. Os modelos acoplados incorporam o acúmulo de danos nas equações constitutivas, enquanto os modelos desacoplados ignoram os danos na superfície de escoamento dos materiais (LI et al., 2011). Basicamente, apenas a mecânica do dano contínuo (CDM) (LEMAITRE, 1985) e o critério de plasticidade porosa (GTN) (NEEDLEMAN; TVERGAARD, 1984) são

modelos de dano acoplados. Yin et al. (2018) avaliaram esses dois modelos e mencionaram o alto custo computacional de simulação numérica para esses modelos.

Por outro lado, os modelos desacoplados são formulados para capturar, de forma explícita ou implícita, a essência física do comportamento microscópico da ruptura por meio de parâmetros macroscópicos como deformação plástica equivalente, tensão de tração e tensão hidrostática. Critérios desacoplados calculam o acúmulo de danos de forma empírica ou semi-empírica e geralmente tem a forma da equação 3.1, onde  $C_c$  é a constante limite de dano do material. Os modelos desacoplados são preferidos em simulações numéricas devido à complexidade menor para incorporação em códigos de elementos finitos e menor custo computacional.

$$\int_0^{\bar{\varepsilon}_f} f(\sigma, \bar{\varepsilon}) \geq C_c \quad (3.1)$$

A segunda abordagem organiza os modelos de dano em três grupos (BAI; WIERZBICKI, 2015). Primeiro, os modelos baseados em Física como McClintock (1968), Rice e Tracey (1969) e Needleman e Tvergaard (1984). O segundo grupo são os modelos fenomenológicos que incluem o modelo de tensão de cisalhamento máxima (COULOMB, 1776), (Cockroft, M.G., Latham, 1968) e o modelo Mohr-Coulomb modificado (BAI; WIERZBICKI, 2010). O terceiro grupo é composto pelos modelos empíricos, contendo Johnson e Cook (1985), Bai (2008) e Wierzbicki et al. (2005). Em outras palavras, os dois últimos grupos desta abordagem são os mesmos modelos desacoplados da primeira abordagem. Embora existam muitos modelos de dano, apenas os modelos considerados mais relevantes serão discutidos neste trabalho.

## 3.2 Princípios da plasticidade mecânica

Nesta seção, a plasticidade fenomenológica é tratada, abordando o limite de escoamento multiaxial, encruamento isotrópico, lei de fluxo e as equações constitutivas para pequenas deformações.

Sabe-se que a plasticidade começa a partir do momento que o limite de escoamento do material é atingido. Quando a tensão ultrapassa esse limite, a deformação total pode ser escrita da seguinte forma:

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad (3.2)$$

onde  $\varepsilon^e$  é a deformação elástica e  $\varepsilon^p$  é a deformação plástica. Caso a tensão aplicada no componente seja revertida, a parcela da deformação referente à deformação elástica desaparecerá. O limite de escoamento para condição de solicitação uniaxial é simples

de ser definido. Entretanto, para casos de solitação multiaxial, a forma quadrática de escoamento baseado na relação de potência entre tensão e deformação não consegue representar corretamente o limite de escoamento e a direção do fluxo plástico. Por isso, [Hosford \(1972\)](#) propôs um modelo de escoamento não quadrático, agregando um fator  $k$  apresentada na equação 3.3.

$$2\bar{\sigma}_y^{2k} = (\sigma_1 - \sigma_2)^{2k} + (\sigma_2 - \sigma_3)^{2k} + (\sigma_3 - \sigma_1)^{2k} \quad (3.3)$$

Desta forma, assumindo-se  $k = 1$  na equação 3.3, a equação de von-Mises é obtida e se substituir  $k \rightarrow \infty$ , chega-se na formulação de Tresca. Esta abordagem permite ajustar melhor a superfície de escoamento para solitações multiaxiais com auxílio dos ensaios experimentais. Extensões desse modelo são desenvolvidas para condições isotrópicas e anisotrópicas. Os modelos MMC e HC, abordados neste estudo, têm suas equações de escoamentos definidas e calibradas com ensaios desenvolvidos neste projeto.

Define-se uma função  $f$  na equação 3.4, como o critério de escoamento  $f = 0$ .

$$f(\sigma, \bar{\varepsilon}^p) = \sigma_e - \sigma_y \quad (3.4)$$

onde  $\sigma_e$  é tensão equivalente e  $\sigma_y$  é o limite de escoamento. Sendo assim, pode-se concluir que no caso de  $f < 0$  ocorre a deformação elástica e  $f = 0$  indica a deformação plástica do material. A equação 3.4 é válida sob as seguintes hipóteses:

1. O escoamento é independente da tensão hidrostática ( $\sigma_m$ ) e desta forma ser expresso em termos da tensão desviatória;
2. O escoamento em metais policristalinos pode ser considerado isotrópico, com a função  $f$  simétrica;
3. O escoamento na condição de compressão e tração deve ter a mesma magnitude.

A representação desta função no espaço, em termo de tensões principais  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ , é um cilindro com seção transversal circular ou poliedro, dependendo do critério de escoamento utilizado. É evidente que a tensão hidrostática não tem efeito sobre o escoamento. Percebe-se que no caso específico, quando assume valores iguais para as tensões principais, mesmo que sejam infinitas, o escoamento não vai ser atingido, pois  $\sigma_m$  sempre vai ser zero e vai resultar em  $f < 0$ .

Vale ressaltar que para melhor entendimento dos próximos tópicos deste capítulo e implementação dos modelos, é importante ter conhecimento prévio sobre o fluxo plástico e

encruamento isotrópico. Mais informações sobre esses tópicos podem ser consultadas nos apêndices e .

### 3.3 Invariantes do tensor de tensão desviadora

Para definir os invariantes do tensor de tensão desviadora, é importante conhecer a caracterização do estado de tensão e seus invariantes. Um resumo sobre esse assunto é apresentado no apêndice E. Os invariantes do tensor de tensão desviadora são definidos da forma demonstrada nas equações 3.5 e 3.6. Dado que o traço do tensor desviador  $S$  é sempre nulo, o seu primeiro invariante será zero e por isso não foi descrito aqui.

$$J_2 = \frac{1}{6} \left( (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right) + \tau_{12}^2 + \tau_{23}^2 + \tau_{31}^2 \quad (3.5)$$

$$J_3 = \begin{vmatrix} \sigma_1 - \frac{1}{3}I_1 & \tau_{12} & \tau_{13} \\ \tau_{21} & \sigma_2 - \frac{1}{3}I_1 & \tau_{23} \\ \tau_{31} & \tau_{32} & \sigma_3 - \frac{1}{3}I_1 \end{vmatrix} \quad (3.6)$$

Como mencionado anteriormente, vários estudos destacaram que não basta descrever um estado de tensão arbitrário e precisam de mais parâmetros para prever o início da ruptura. O terceiro invariante de tensão desviadora,  $J_3$ , é comumente usado para descrever o evento de ruptura e Bai e Wierzbicki (2015) o descreve como "uma escolha por natureza". Fundamentados nos invariantes estabelecidos até agora, definem-se os seguintes parâmetros, necessários e suficientes para descrever o comportamento dos modelos de dano por grande parte dos pesquisadores mencionados na seção 3.1.

$$p = -\sigma_m = -\frac{1}{3}I_1 = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3), \quad (3.7)$$

$$q = \bar{\sigma} = \sqrt{3J_2} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (3.8)$$

e

$$r = \left(\frac{27}{2}J_3\right)^{1/3} = \left[\frac{27}{2}\det([S])\right]^{1/3} = \left[\frac{27}{2}(\sigma_1 - \sigma_m)(\sigma_2 - \sigma_m)(\sigma_3 - \sigma_m)\right]^{1/3} \quad (3.9)$$

onde  $[S]$  é o tensor de tensão desviadora:

$$[S] = [\sigma] + p[I] \quad (3.10)$$

Mais detalhes a equação 3.10 é apresentado no apêndice E. A pressão hidrostática adimensional, também conhecida como parâmetro de triaxialidade, é definida como

$$\eta = \frac{-p}{q} = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}, \quad -1 < \eta < 1 \quad (3.11)$$



É evidente que a triaxialidade e a tensão equivalente são relacionadas com os dois primeiros invariantes de tensão. Nos modelos em que  $J_3$  é incorporado ao critério de falha, é introduzido um invariante dependente de  $J_3$  modificado. Assim, o parâmetro de Lode é definido como:

$$L = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} = \frac{2s_2 - s_1 - s_3}{s_1 - s_3}, \quad -1 < L < 1 \quad (3.12)$$

O parâmetro de Lode original conforme definido em 3.12 foi usado por Lou e Huh (2013) e Hu et al. (2017). Entretanto, Wierzbicki, Bao e Bai (2005) adotaram o terceiro invariante de tensão desviadora normalizado  $\xi$ . Mais adiante em Bai (2008), este foi normalizado para criar o parâmetro do ângulo de Lode conforme mostrado na equação 3.13. Embora diferentes autores proponham parâmetros diferentes, geralmente esses parâmetros são função do terceiro invariante do tensão desviadora e, portanto, podem ser escritos um em função do outro.

$$\xi = \left(\frac{r}{q}\right)^3 = \frac{27}{2} \frac{J_3}{\sigma_m^3} = \cos(3\theta) \quad (3.13)$$

sendo que o ângulo de Lode  $\theta$  pode assumir valores entre 0 e  $\pi/3$ , pode-se concluir que o parâmetro  $\xi$  pode ter uma variação de  $-1 \leq \xi \leq 1$ . O estado de tensão de um ponto de um material isotrópico pode ser definido no sistema cartesiano por  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$ , e  $\sigma_3$ . O mesmo ponto pode ser caracterizado no sistema de coordenadas cilíndricas pelas variáveis  $\sigma_m$ ,  $\eta$  e  $\theta$ . A representação gráfica do ângulo do ponto "P" na figura 14 reinterpreta esta relação.

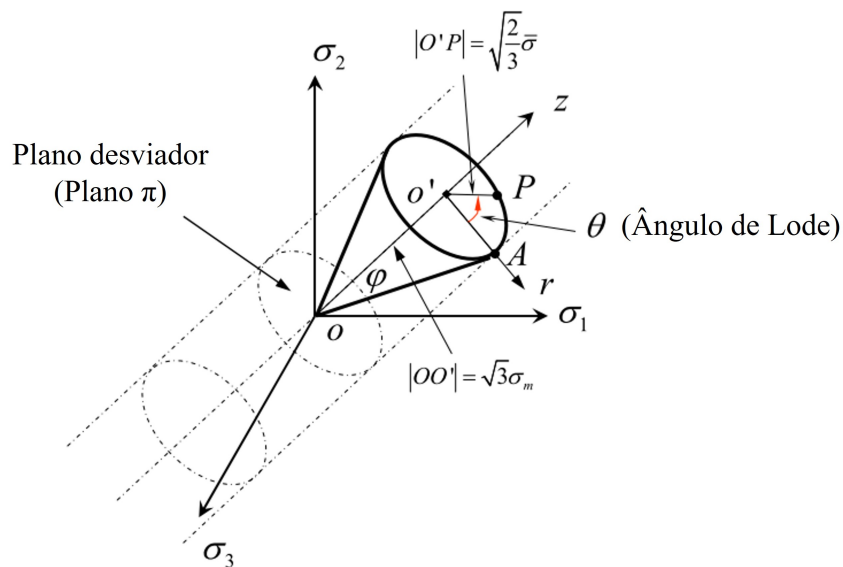


Figura 14 – Representação de ângulo de Lode no espaço 3D. Fonte: Adaptado de Bai (2008).

O mesmo estado de tensão pode ser apresentado no sistema de coordenadas esféricas em termo de variáveis  $\bar{\sigma}$ ,  $\eta$  e  $\theta$ . Consequentemente, pode extrair a deformação  $\bar{\epsilon}$  através da  $\bar{\sigma}$ , pela função do encruamento. O parâmetro  $\varphi$  na figura 14 é relacionado com a triaxialidade da seguinte forma:

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} = \frac{\sqrt{2}}{3} \cotg \varphi \quad (3.14)$$

e o ângulo de Lode pode ser normalizado e apresentado a seguir:

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{6\theta}{\pi} = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos \xi ; -1 \leq \bar{\theta} \leq 1 \quad (3.15)$$

Assim sendo, todo estado de tensão (condições de carregamento) pode ser caracterizado em termos de triaxialidade e ângulo de Lode ( $\eta, \bar{\theta}$ ) conforme definido acima. Exclusivamente no caso do estado plano de tensão,  $\sigma_3 = 0$ , [Wierzbicki, Bao e Bai \(2005\)](#) mostraram que a triaxialidade e os parâmetros de Lode estão relacionados através da equação 3.16.

$$\xi = \cos \left[ \frac{\pi}{2} (1 - \bar{\theta}) \right] = -\frac{27}{2} \left( \eta^2 - \frac{1}{3} \right) \quad (3.16)$$

O gráfico da equação 3.16 para diferentes casos clássicos é apresentado na figura 15.

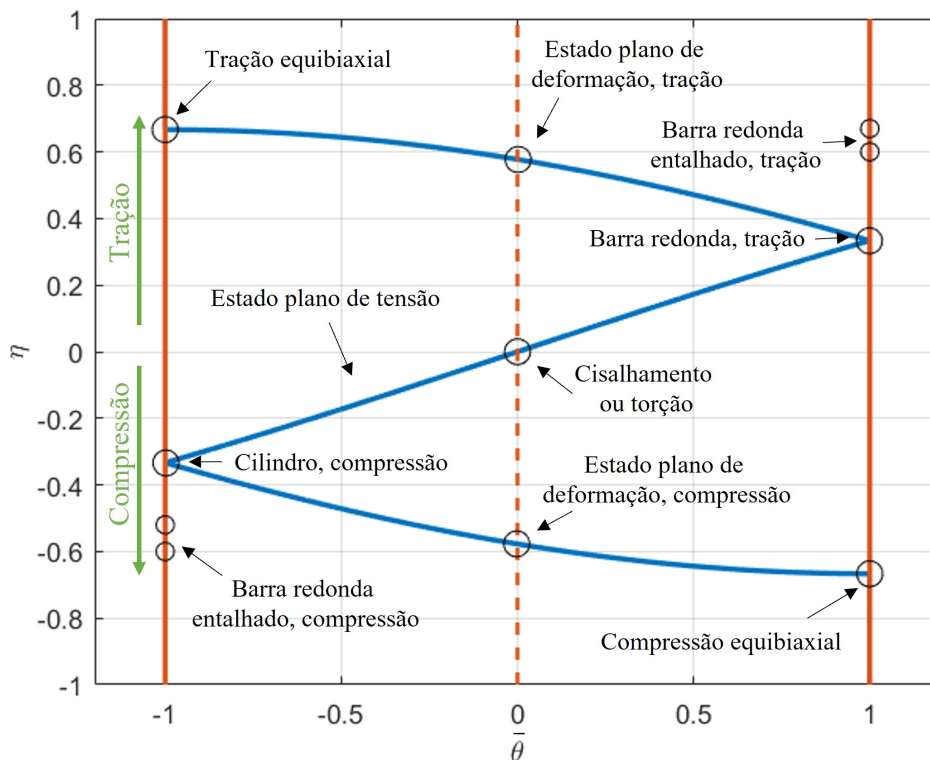


Figura 15 – Estado inicial de tensão em termos de  $\eta$  e  $\bar{\theta}$  em estado plano de tensão. Fonte: Autor com inspiração do [Wierzbicki, Bao e Bai \(2005\)](#)

### 3.4 Modelos de dano

Como foi discutido na seção 3.1, existem vários modelos de dano, desde modelos acoplados mais complexos até modelos desacoplados mais simples de serem implementados.

Nesta seção, três critérios diferentes são apresentados e avaliados. Os critérios escolhidos são: Johnson-Cook (JC), Mohr-Coulomb Modificado (MMC) e Hasford-Coulomb (HC). Todos esses modelos, quando possível, são transformados e apresentados no espaço 3D de invariantes baseado na deformação plástica equivalente na ruptura,  $\hat{\epsilon}_f(\eta, \bar{\theta})$ .

#### 3.4.1 Modelo Johnson-Cook (JC)

O modelo de dano de Johnson-Cook (JOHNSON; COOK, 1985) é uma extensão do modelo constitutivo de Johnson-Cook e é um dos modelos mais conhecidos devido a sua simplicidade. Este modelo usa um número limitado de parâmetros comparado com os modelos mais complicados de nucleação e crescimento de vazios. À medida que a deformação prossegue, o modelo acumula danos para tentar observar a dependência do caminho. A formulação de acúmulo de dano é apresentado na equação 3.17.

$$D = \sum \frac{\Delta\epsilon}{\epsilon^f} \quad (3.17)$$

onde  $\Delta\epsilon$  é o incremento da deformação plástica equivalente e  $\epsilon^f$  é a deformação plástica equivalente na ruptura. A ruptura ocorre quando  $D$  atinge o valor unitário. O critério JC inclui parâmetros de triaxialidade, taxa de deformação e temperatura, conforme demonstrado na equação 3.18.

$$\epsilon^f = [D_1 + D_2 \exp D_3 \eta] [1 + D_4 \ln \dot{\epsilon}^*] [1 + D_5 T^*] \quad (3.18)$$

onde  $D_1, \dots, D_5$  são parâmetros da função exponencial,  $\eta$  é a triaxialidade,  $\dot{\epsilon}^*$  é a taxa de deformação adimensional e  $T^* = (T - T_{amb}) / (T_{fun} - T_{amb})$  representa um parâmetro adimensional de temperatura relacionando a temperatura do estado desejado com as temperaturas de referência do ambiente e de fusão. Pode-se notar que a expressão no segundo e terceiro colchetes descreve o efeito da taxa de deformação e temperatura e são desconsideradas neste estudo.

Observe que o modelo JC original não considera o efeito do terceiro invariante de tensão desviadora. Recentemente, Beissel, Holmquist e Johnson (2012) incorporaram a dependência do ângulo de Lode ao modelo JC para casos de impacto. Porém, isto não será abordado neste estudo.

## 3.4.2 Modelo Mohr-Coulomb modificado (MMC)

O modelo de dano de Mohr-Coulomb (COULOMB, 1776),(MOHR, 1906) é originalmente um critério para ruptura de material frágil. Tem uma boa previsão da ruptura na faixa elástica e sob pequena plasticidade de tensão, como rocha, solo, concreto e tem a seguinte forma:

$$\max(\tau + c_1\sigma_n)_f = c_2 \quad (3.19)$$

onde  $\tau$  e  $\sigma_n$  são tensão de cisalhamento e a tensão normal no plano de ruptura,  $c_1$  e  $c_2$  são duas constantes de material. Este modelo foi revisitado e estendido por Bai e Wierzbicki (2010) para casos de ruptura dúctil e uma nova versão modificada (MMC) foi proposta como segue na equação 3.20.

$$\bar{\sigma} = A\bar{\varepsilon}^n [1 - c_\eta(\eta - \eta_0)] [c_\theta^s + (c_\theta^{ax} - c_\theta^s)\gamma] \quad (3.20)$$

onde  $c_\theta^{ax}$  e  $\gamma$  são definidos como

$$c_\theta^{ax} = \begin{cases} 1 & \text{para } \bar{\theta} \geq 0 \\ c_\theta^c & \text{para } \bar{\theta} < 0 \end{cases} \quad (3.21)$$

$$\gamma = \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} \left[ \sec\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) - 1 \right] \quad (3.22)$$

na equação 3.20,  $A$  é uma constante de material,  $n$  é o expoente de encruamento,  $c_\eta$ ,  $\eta_0$ ,  $c_\theta^s$  e  $c_\theta^{ax}$  são parâmetros relacionados à triaxialidade e ao ângulo de Lode. Esta equação representa o formato da superfície de escoamento deste modelo e a variável  $\gamma$  é o parâmetro que ajusta o modelo entre von Mises e Tresca e pode ser visto na figura 16. Após modificar e normalizar o parâmetro  $\gamma$ , percebe que o parâmetro pode variar entre 0 e 1, correspondendo o caso de estado plano de deformação ou de cisalhamento quando assume o valor de 0 e representa o estado de simetria axial quando assume valor igual a 1. Além disso, como pode ser visto na mesma figura, os parâmetros  $c_\theta^t$ ,  $c_\theta^c$  e  $c_\theta^s$  controlam a convexidade da superfície de escoamento do modelo.

Somando, um total de seis parâmetros são necessários para descrever o modelo MMC. Pode-se observar que, se fixarmos  $c_\theta^s = 1$ , o modelo MMC se torna a condição de escoamento de von-Mises e fixando  $c_\theta^s = \sqrt{3}/2$ , corresponde a função de escoamento por Tresca. O parâmetro  $c_\theta^c$  no critério torna a superfície de escoamento mais flexível, como mostra a figura 17.

Transformando o modelo MMC para o espaço de deformação plástica equivalente em termos de triaxialidade e ângulo de Lode  $\bar{\varepsilon}_f(\eta, \bar{\theta})$ , obtém-se a equação 3.23 .

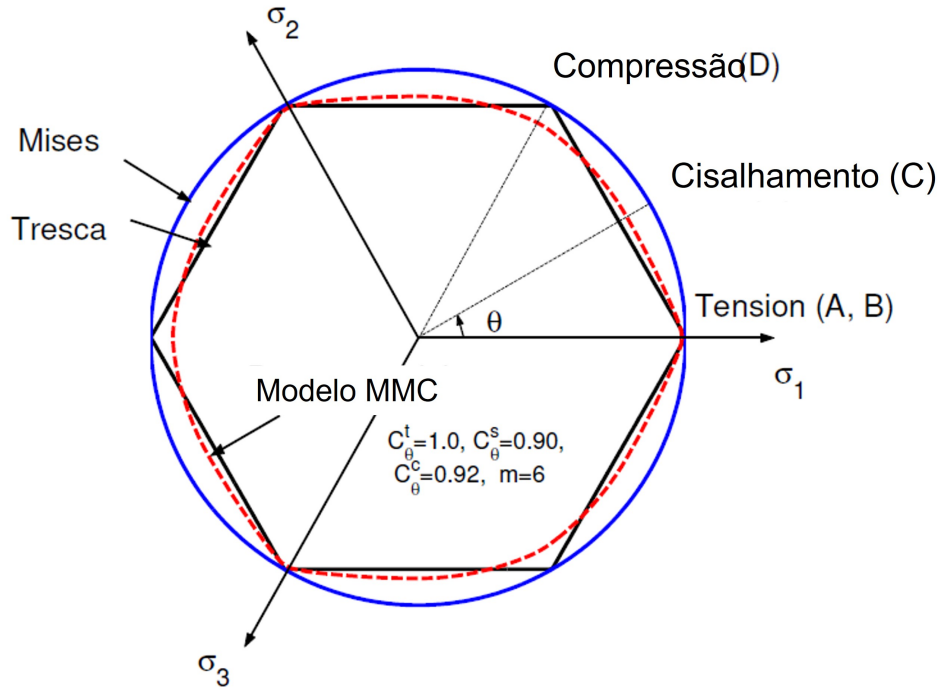


Figura 16 – Três superfícies de escoamento no plano de tensão desviadora. Fonte: Bai e Wierzbicki (2010).

$$\bar{\varepsilon}_f = \left\{ \frac{A}{c_2} \left[ c_\theta^s + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (c_\theta^{ax} - c_\theta^s) \left( \sec \left( \frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) - 1 \right) \right] \right. \\ \left. \left[ \sqrt{\frac{1 + c_1^2}{3}} \cos \left( \frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) + c_1 \left( \eta + \frac{1}{3} \sin \left( \frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (3.23)$$

A equação 3.23 contém seis parâmetros ( $A, n, c_1, c_2, c_\theta^s, c_\theta^c$ ). Os parâmetros  $A$  e  $n$  são relativos à deformação de endurecimento e calibrados a partir da curva tensão-deformação. Parâmetros de Mohr-Coloumb,  $c_1$  e  $c_2$  são obtidos de testes de fratura de material. O parâmetro  $c_\theta^s$  controla o efeito do ângulo de Lode e  $c_\theta^c$  influencia a assimetria do ponto da ruptura. Os dois últimos parâmetros são definidos por meio de ensaio de tração precisos. A figura 18 ilustra uma representação 3D da equação 3.23.

Como pode ser observado, o modelo MMC possui muitos parâmetros e consequentemente exige um número maior de testes e modelos matemáticos de otimização para ser calibrado. Para facilitar esta calibração, Beese et al. (2010) sugeriram fixar o parâmetro  $c_\theta^{ax} = 1$  antes de calibração e desta forma essa variação do modelo é denominado MMC3 e o modelo original é denominado como MMC4, em referência ao número de parâmetros  $c$  do modelo que precisam ser calibrados.

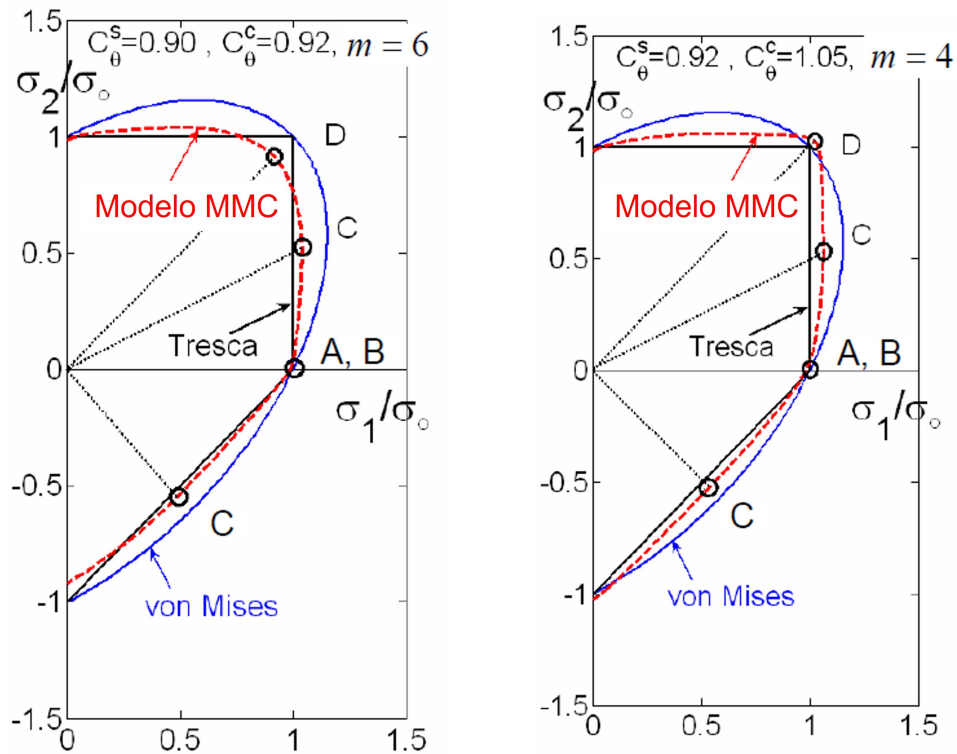


Figura 17 – A comparação das superfícies de escoamento de MMC, von-Mises e Tresca na condição de estado plano de tensão,  $c_\eta = 0$ . Fonte: [Bai e Wierzbicki \(2010\)](#).

### 3.4.3 Modelo Hosford-Coloumb (HC)

O modelo de Hosford-Coloumb é uma extensão do modelo de Mohr-Coloumb proposto por [Mohr e Marcadet \(2015\)](#) que usa a tensão equivalente de Hosford ([HOSFORD, 1972](#)) em combinação com a tensão normal no plano de cisalhamento máximo. Primeiro, a equação 3.19 é escrita da seguinte forma.

$$(\sigma_1 - \sigma_3) + c(\sigma_1 + \sigma_3) = b \quad (3.24)$$

onde

$$c = \frac{c_1}{\sqrt{1 + d_1^2}} \quad (3.25)$$

$$b = \frac{2c_2}{\sqrt{1 + c_1^2}}$$

Substituindo a tensão equivalente de Tresca pela tensão equivalente de [Hosford \(1972\)](#), o critério de Hosford-Coloumb se torna a equação 3.26:

$$\bar{\sigma}_{HF} + c(\sigma_1 + \sigma_3) = b \quad (3.26)$$

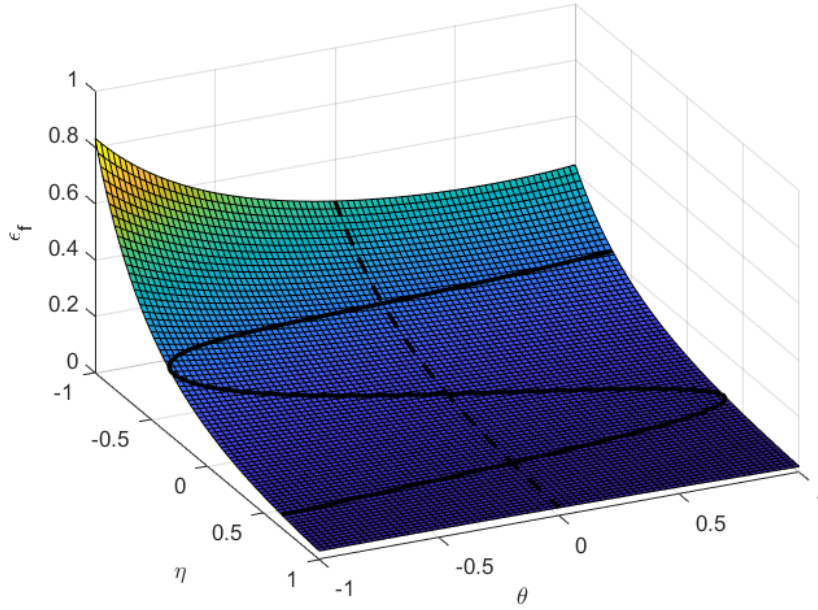


Figura 18 – Representação 3D da superfície de falha do modelo Modificado de Mohr-Coloumb (MMC). Fonte: Adaptado do Bai e Wierzbicki (2010).

com tensões ordenadas como  $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$  e tensão equivalente de Hosford definido como descrito na equação 3.27:

$$\bar{\sigma}_{HF} = \left\{ \frac{1}{2} \left( (\sigma_1 - \sigma_2)^a + (\sigma_2 - \sigma_3)^a + (\sigma_1 - \sigma_3)^a \right) \right\}^{\frac{1}{a}} \quad 0 < a \leq 2 \quad (3.27)$$

onde  $a$  é o expoente de Hosford. A principal vantagem do modelo HC em relação ao modelo MMC é sua sensibilidade à segunda tensão principal e conseqüentemente na relação de tensões biaxiais  $\sigma_2/\sigma_1$ . Transformando a equação 3.27 para a deformação plástica equivalente no momento da ruptura, tem-se:

$$\bar{\varepsilon}_f^p[\eta, \bar{\theta}] = b(1+c)^{\frac{1}{n}} \left( \left\{ \frac{1}{2} \left( (f_1 - f_2)^a + (f_2 - f_3)^a + (f_1 - f_3)^a \right) \right\}^{\frac{1}{a}} + c(2\eta + f_1 + f_3) \right)^{-\frac{1}{n}} \quad (3.28)$$

onde o parâmetro  $a$  controla a tensão desviadora e  $f_n$  é definido como:

$$\begin{aligned} f_1[\bar{\theta}] &= \frac{2}{3} \cos \left[ \frac{\pi}{6} (1 - \bar{\theta}) \right], \\ f_2[\bar{\theta}] &= \frac{2}{3} \cos \left[ \frac{\pi}{6} (3 - \bar{\theta}) \right], \\ f_3[\bar{\theta}] &= \frac{2}{3} \cos \left[ \frac{\pi}{6} (1 + \bar{\theta}) \right]. \end{aligned} \quad (3.29)$$

Fixando ( $a = 2$  ou  $a = 4$ ) a equação torna-se von-Mises e para ( $a = 1$  ou  $a = \infty$ ) obtém-se Tresca. O parâmetro  $c \geq 0$  controla a tensão normal e  $b \geq 0$  controla o nível geral da tensão

de ruptura. Um gráfico do modelo Hosford-Coloumb no espaço de  $[\eta, \bar{\theta}, \bar{\varepsilon}_f^{pr}]$  é mostrado na figura 19.

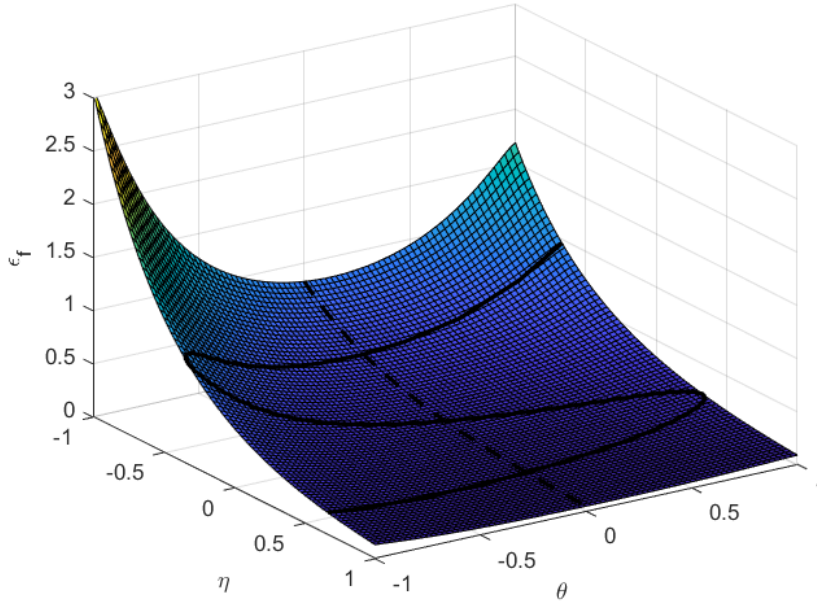


Figura 19 – Superfície de falha do modelo Hosford-Coulomb em termo de triaxialidade, ângulo de Lode e deformação equivalente na ruptura. Fonte: Adaptado do Roth e Mohr (2016).

Uma vez que o modelo HC é um modelo micromecanicamente motivado, Dunand e Mohr (2014) mostraram por meio de simulação numérica que o modelo HC é adequado para prever o início da coalescência em um sólido poroso após carregamento proporcional. Um indicador de dano é introduzido para prever o início da ruptura após carregamento não proporcional. A equação 3.30 demonstra o indicador de dano que tem valor inicial zero e no final da ruptura atinge a unidade.

$$dD = \frac{d\bar{\varepsilon}_p}{\bar{\varepsilon}_p^{pr}[\eta, \theta]} \quad (3.30)$$

Em Gu e Mohr (2015), os autores introduziram a anisotropia no modelo HC. Esta extensão é baseada na função de tensão plana anisotrópica não quadrática Yld2000 proposta por Barlat et al. (2003). O fluxo plástico não associado é uma função da derivada de tensão, lido como,

$$d\varepsilon_p = d\lambda \frac{\partial g[\sigma]}{\partial \sigma} \quad (3.31)$$

onde  $d\lambda$  é um multiplicador plástico escalar positivo. O modelo de plasticidade para anisotropia do modelo de dano é demonstrado a seguir,



$$D = \int_0^{\bar{\varepsilon}_{af}} \frac{d\bar{\varepsilon}_a}{\bar{\varepsilon}_{af}^{pr} [\hat{\sigma}/\bar{\sigma}]}$$

$$\bar{\varepsilon}_{af}^{pr} [\hat{\sigma}/\bar{\sigma}] = b \left( \frac{b}{\hat{g}_{HC} [\mathbf{M}\hat{\sigma}/\bar{\sigma}]} \right)^{\frac{1}{n}}$$

onde  $\bar{\varepsilon}_a$  é a deformação plástica equivalente para anisotropia e  $\mathbf{M}$  é uma matriz 6x6 para anisotropia,

$$\mathbf{M} = \begin{bmatrix} 1 & M_{12} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & M_{22} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & M_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.32)$$

onde  $M_{12}$ ,  $M_{22}$  e  $M_{44}$  são coeficientes de transformação. Mais detalhes do modelo e a influência de cada parâmetro podem ser encontrados em [Gu e Mohr \(2015\)](#).

#### 3.4.4 Limite de corte de triaxialidade negativa

Conforme mostrado na equação 3.11, do ponto de vista matemático, a triaxialidade pode assumir valores entre  $-1$  e  $1$ . Entretanto, nos ensaios experimentais, foi observado que quando um corpo de prova é sujeito a altas valores de triaxialidade negativa, não ocorrerá a ruptura. Pelo aspecto microscópico, os vazios nucleados tendem a se fechar devido à alta pressão positiva. O efeito de fechamento de vazio repara danos na deformação plástica e neutralizaria o acúmulo de danos causado por nucleação, crescimento (ou distorção) e coalescência de vazios, uma vez que a triaxialidade de tensão é suficientemente baixa. Essa triaxialidade de tensão suficientemente baixa refere-se ao valor de corte para a triaxialidade de tensão abaixo da qual a ruptura nunca ocorrerá. Isso gerou uma discussão em torno de um limite de corte de triaxialidade negativa, conhecida como *Cut-off* na literatura.

[Bao e Wierzbicki \(2005\)](#) realizaram testes de compressão em aço maciço e liga de alumínio de pureza comercial (Al, 2024-T351) e concluíram que não haverá falha do material em triaxialidades menor que  $-0.333$ , sem levar em consideração a microestrutura do material. Eles realizaram os ensaios nas condições ideais onde não havia atrito entre as superfícies da matriz de carregamento e os cilindros. Nesses testes de compressão ideal, os cilindros não fraturaram, o que confirmou o valor de corte constante da triaxialidade de tensão discutido acima.

Posteriormente, [Khan e Liu \(2012a\)](#) investigaram a mesma liga de alumínio em condição de compressão biaxial e chegaram a ruptura em triaxialidade equivalente a -0.495, o que contradiz o valor de corte constante da triaxialidade de tensão de -0.333 proposto por [Bao e Wierzbicki \(2005\)](#) e mostrou que o valor de corte não é constante, mas depende do estado de tensão. Isso foi uma indicação para mais pesquisa para estudar vários efeitos no valor de corte da triaxialidade.

Neste sentido, [Lou, Yoon e Huh \(2014\)](#) estudaram o limite de corte de triaxialidade em situação de deformação uniaxial e plana com corpos de provas diferentes. Eles apontaram que a tensão de cisalhamento máxima tem um papel fundamental na ruptura nas condições de compressão e propuseram um critério com valor de corte variável, em função do parâmetro de Lode e da microestrutura, apresentado na equação [3.33](#)

$$f(\eta, L) = \frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}} + \frac{1}{3} = \eta + \frac{(3 - L)}{3\sqrt{L^2 + 3}} + \frac{1}{3} \quad (3.33)$$

onde  $L$  é o parâmetro de Lode e  $\eta$  é a triaxialidade.

## 4 ANÁLISE DO MATERIAL E EXPERIMENTOS

### 4.1 Introdução

O objetivo deste capítulo é descrever o desenvolvimento dos corpos de prova e caracterizar mecanicamente o material utilizado para fabricação das mesmas. Os espécimes foram fabricados em liga de titânio Ti-6Al-4V por manufatura aditiva, na máquina ARCAM Q10 Plus instalada no Centro de Tecnologia da Informação Renato Archer (CTI). Esta máquina usa a tecnologia de feixe de elétron (EBM) para fusão do pó do material desejado e cria o componente projetado.

As amostras foram analisadas em dois estados diferentes. Primário (As-Built) e após os componentes passarem pelo processo de Prensagem Isostática a Quente (PIQ) conhecido em inglês como *Hot Isostatic Pressing (HIP)*. O estado primário do componente geralmente contém um alto nível de porosidade e tensão residual que leva a ruptura prematura do componente. O processo de Prensagem Isostática a Quente (PIQ) elimina a porosidade dos componentes e alivia tensões residuais (BENZING et al., 2019).

Sobre o processo de preparação dos corpos de prova, vale ressaltar que quando se refere ao estado primário, não significa literalmente logo após a fabricação na máquina EBM. As máquinas que trabalham com fusão de leito de pó, acabam entregando um bloco cheio de pó do material junto com componentes fabricados, como pode ser visto na figura 20. Sendo assim, é necessário retirar o excesso de pó ao redor dos componentes fabricados. Este pó será reaproveitado na produção posterior com a máquina, entretanto, os componentes fabricados com pó reaproveitado não apresentam as mesmas características do pó original (SHANBHAG; VLASEA, 2021).

A máquina mencionada tem potência máxima de feixe de 3 kW, diâmetro mínimo de feixe igual a 140  $\mu\text{m}$ , velocidade máxima de translação do feixe de 8.000  $\text{m/s}$ , pressão mínima de câmara equivalente a  $5 * 10^{-4}$  mbar e tamanho máximo de produção de 200 \* 200 \* 180 mm. Na produção dos corpos de prova deste estudo, foram usados o pó fornecido pelo fabricante no estado original e sem pó de reaproveitamento e com parâmetros padrão de fabricação recomendado pelo fabricante.

Além disso, dependendo da geometria do componente e direção de fabricação, a máquina gera uma estrutura de suporte que deve ser removida. Esta estrutura de suporte pode afetar o acabamento superficial. A irregularidade na superfície pode criar pontos de

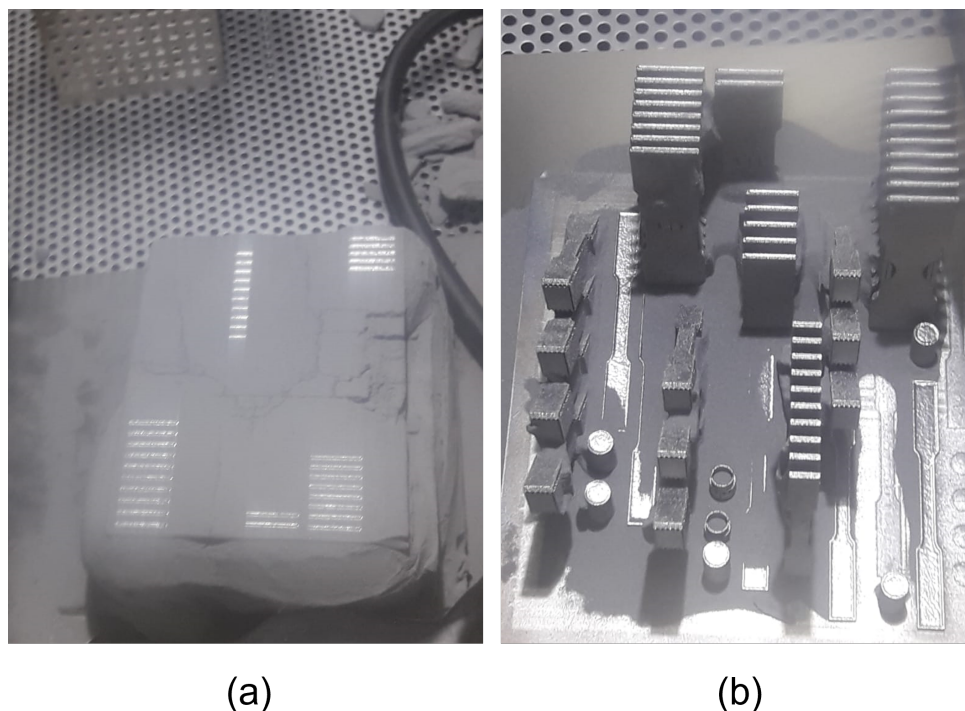


Figura 20 – Corpos de prova com direções de fabricações diferentes logo após a manufatura na base da câmara da máquina (a) sem remoção do excesso do pó da fabricação (b) com remoção parcial do excesso de pó de Ti-6Al-4V. Fonte: Autor.

concentração de tensão e, conseqüentemente, causar falha prematura.

## 4.2 Projeto dos corpos de prova

Tendo em vista os modelos constitutivos e modelos de dano considerado para este estudo, a geometria dos espécimes foram escolhidas de forma a abranger ampla variação de triaxialidades e ângulo de Lode. A influência desses dois parâmetros e alguns modelos de dano baseado nestes foi abordado no [Wierzbicki et al. \(2005\)](#). Para o dimensionamento dos corpos de provas, foram considerados a norma [ASTM Int. \(2009\)](#) e o artigo [Roth e Mohr \(2016\)](#).

Os trabalhos de [Miyauchi \(1984\)](#) e [Till e Hackl \(2013\)](#), [Roth e Mohr \(2016\)](#) desenvolveram uma geometria otimizada para avaliar o cisalhamento, especificamente para liga de titânio, a mesma utilizada neste estudo. Seis corpos de provas para ensaios com triaxialidade e ângulos de Lode diferentes são considerados. Um deles, denominado modelo de Cisalhamento puro ou Sorridente, possui duas seções de medição paralelas para medição da ruptura. Dessa forma, os entalhes no espécime têm a largura e a altura da seção padrão da mesma ordem que a espessura da chapa e assim impedem a ruptura prematura e a flambagem por cisalhamento do componente. A geometria dos corpos de prova é

apresentada na figura 21. A tabela 4 resume os modelos com a suas dimensões gerais, triaxialidades e ângulos de Lode previstos inicialmente. Foram construídos 6 corpos de provas e posteriormente metade destes CDPs passaram pelo processo PIQ.

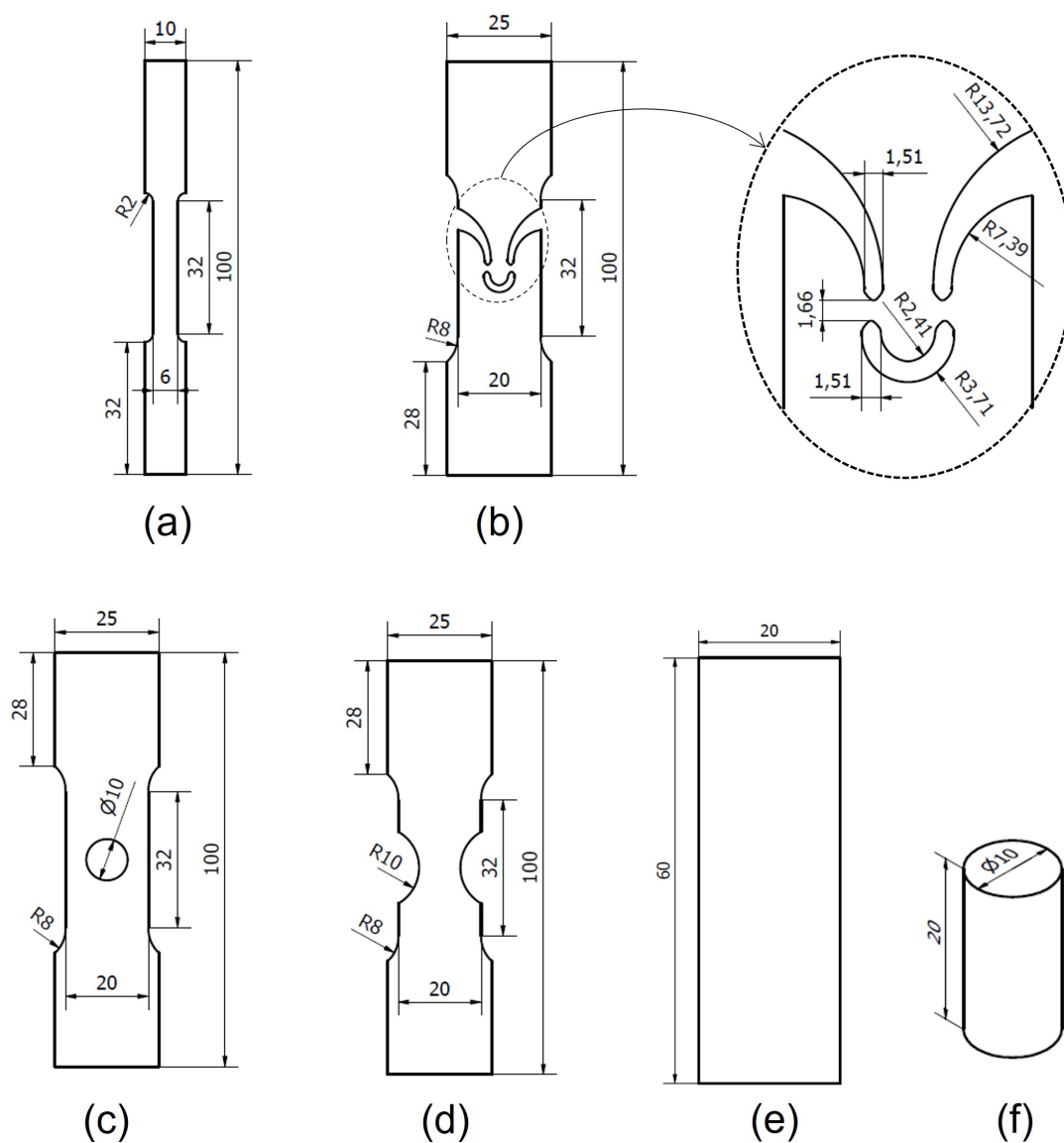


Figura 21 – Geometrias dos corpos de prova: (a) Tração, (b) Cisalhamento puro, (c) Furo central, (d) Entalhes circulares 10, (e) Flexão em V e (f) Cilindro para ensaio de compressão. Fonte: Autor.

Um dos parâmetros que afeta as propriedades mecânicas dos componentes fabricados por manufatura aditiva é a sua direção de fabricação em relação à base da câmara (ZHAO *et al.*, 2016). Para avaliar a influência da direção da fabricação, os corpos de prova de tração foram fabricados em três direções diferentes de  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação à base da câmara da máquina, conforme ilustrado na figura 22.

Espécime	Dimensões	$\eta$	$\bar{\theta}$
Tração	10*100*2	0,33	1
Cisalhamento puro	25*100*2	0	0
Furo Central	20*100*2	0,4	0,93
Entalhado	20*100*2	0,44	0,83
Flexão V	20*60*2 / 20*60*1	0,5	0,56
Cilindro	D10*20	-0,33	-1

Tabela 4 – Características dos espécimes com triaxialidades e ângulo de Lode previsto

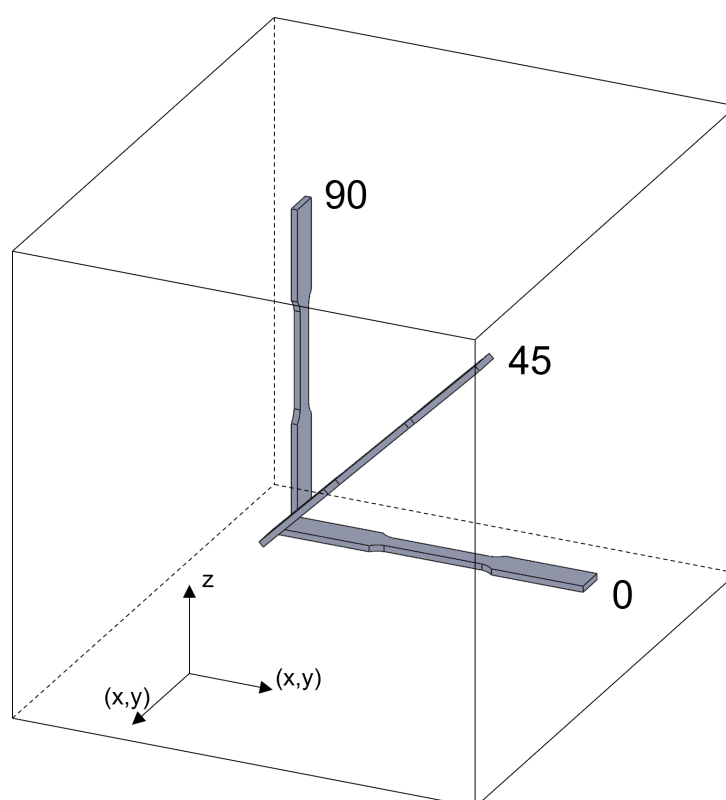


Figura 22 – Ângulos de fabricação relacionados à placa da câmara no plano x-y. Fonte: Autor.

### 4.3 Processo de Prensagem Isostática a Quente (PIQ)

Geralmente, os componentes feitos pelo processo de fusão de leito de pó, em inglês conhecido como *Powder Bed Fusion (PBD)*, contêm defeitos internos. Esses defeitos são gerados devido à falta de fusão durante o processo de fabricação e à porosidade do gás aprisionado proveniente das partículas do pó. Esses defeitos agem como concentradores de tensão e pontos de iniciação de trincas e, conseqüentemente, afetam as propriedades mecânicas do material. A Prensagem Isostática a Quente (PIQ) é a principal técnica para eliminar defeitos internos e consegue atingir quase 100% de material denso.

A norma ASTM F9224-14 (ASTM, 2014) determina os parâmetros de PIQ para

componentes AM como: “Componentes de processo sob atmosfera inerte a não menos que 100 MPa na faixa de 895 a 955°C; mantenha a temperatura selecionada dentro de  $\pm 15^\circ\text{C}$  por  $180 \pm 60$  min, e esfrie sob atmosfera inerte abaixo de 425°C.” Eklund et al. (2018) levaram em consideração as taxas de resfriamento e têmpera e estudou diferentes cenários. O resfriamento rápido permite novas possibilidades de tratamento térmico e têmpera rápida, quebrando completamente a estrutura de grãos colunares do material em uma estrutura de grãos homogênea e equiaxial. Uma comparação das propriedades do material entre estado primário e diferentes parâmetros de PIQ é mostrada na figura 23. Eles concluíram que um processo PIQ com temperatura tão baixa quanto 800°C e pressão de 100 MPa a 200 MPa por 2 horas oferece melhores propriedades em comparação com outros.

Outro benefício importante do PIQ é a sua capacidade de eliminar a porosidade dos componentes, independente do número de defeitos. Ou seja, não importa o nível de porosidade do componente, pois pode ser eliminado pelo PIQ. Consequentemente, torna-se possível acelerar o processo de fabricação, imprimindo com qualidade e densidade menor e recuperando as propriedades do material denso e sem porosidade com processo PIQ.

A disponibilidade deste processo ainda é bastante limitado e no momento da realização deste estudo, não foi encontrada nenhum prestador de serviço no Brasil que atendesse as condições desejadas. Para viabilizar o estudo, foi contactado a empresa Quintus Technologies nos EUA. Metade dos corpos de prova em todas as geometrias foram encaminhadas para esta empresa e foram submetidos a processo de PIQ com uso do forno modelo QIH15L. O desenho esquemático do forno pode ser visto na figura 24.

Para maior controle do processo, quatro termopares instalados nos laterais do forno medem a temperatura. A posição desses sensores está ilustrada na figura 24. O progresso do processo PIQ ao longo do tempo é demonstrado no gráfico 25. Pode-se observar que todos os termopares indicam os mesmos valores, certificando a eficiência do forno em termos de controle da temperatura.

Os processos de PIQ têm como suas principais variáveis a temperatura, a pressão e o tempo, sendo esses, os parâmetros que diferenciam um processo do outro. Neste caso, os espécimes foram submetidos a um processo de PIQ com resfriamento rápido uniforme, onde os corpos de prova foram mantidos em uma temperatura de 800°C e pressão de 200MPa por duas horas e foram resfriados rapidamente em 25 minutos. A pressão aplicada no forno é atingida com auxílio de gás Argônio. O ciclo total do processo leva 5 horas e meia.

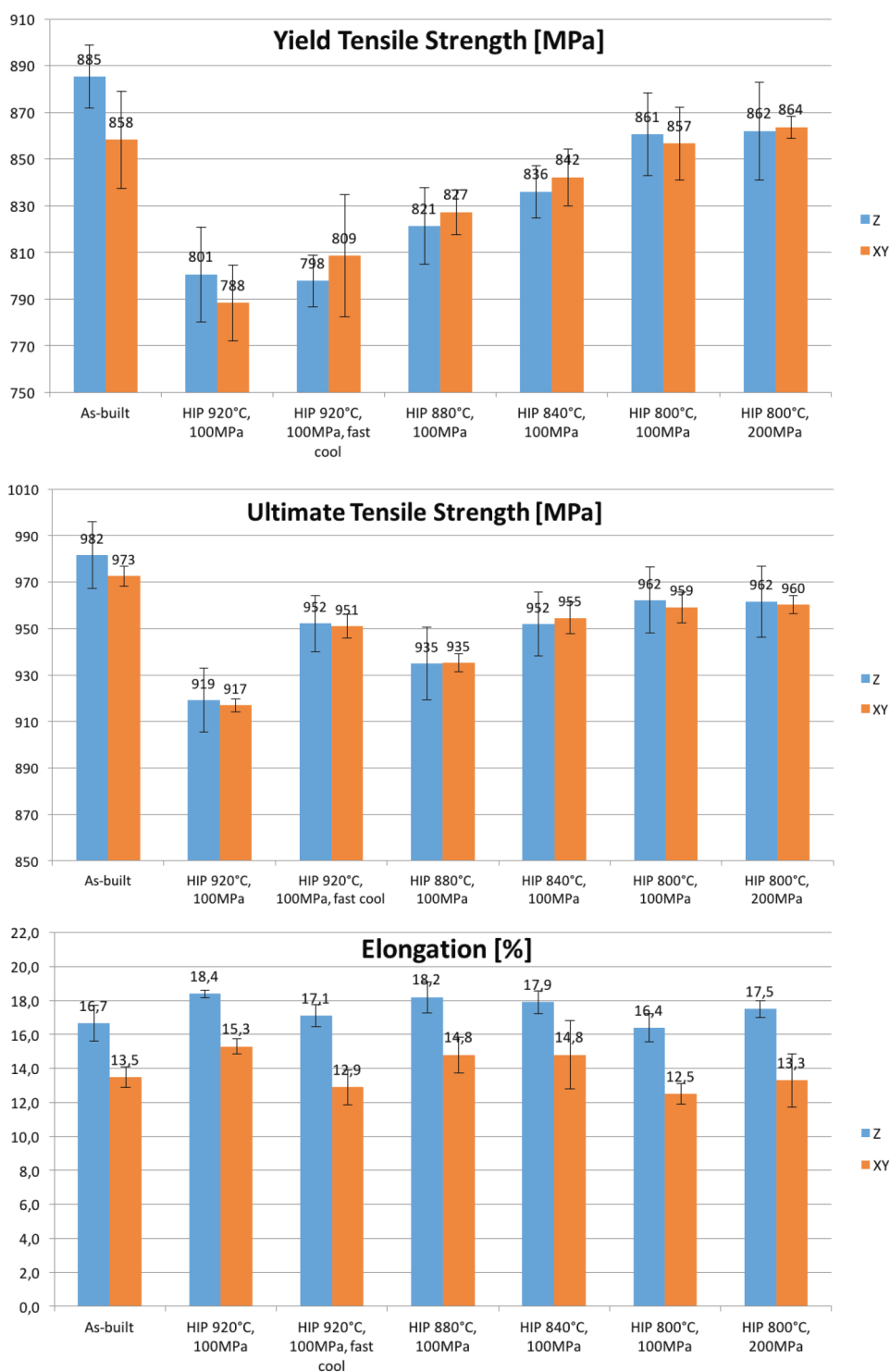


Figura 23 – Comportamento da liga Ti-6Al-4V sob tração para material na condição primária e PIQ com variação dos parâmetros de PIQ. Fonte: (EKLUND et al., 2018).



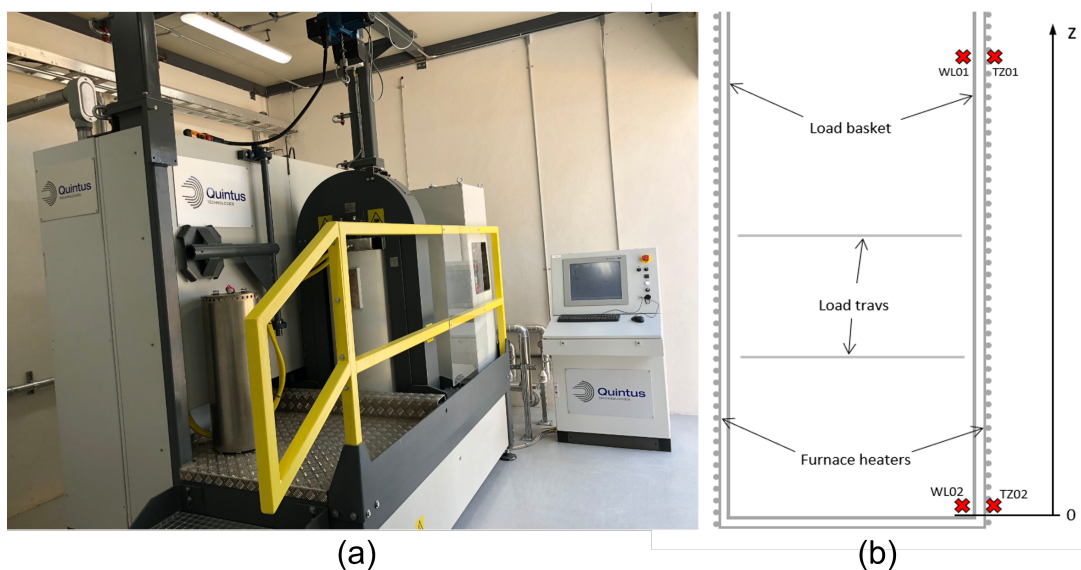


Figura 24 – (a) Forno PIQ modelo QIH15L e (b) desenho esquemático com a indicação dos pontos de medição de temperatura nos laterais superior e inferior. Fonte: Cortesia da Quintus Technologies.

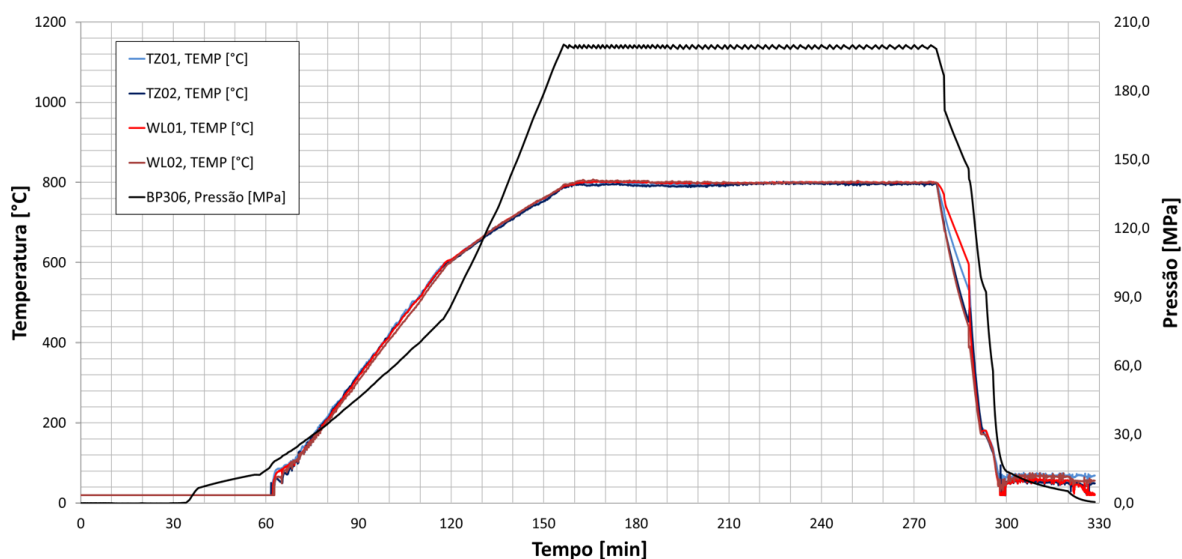


Figura 25 – Gráfico do processo PIQ aplicado nos corpos de prova com a variação de temperatura e pressão ao longo do tempo. Fonte: Autor.

#### 4.4 Análise do material

A análise morfológica da microestrutura é essencial para observar e medir a porosidade do componente e o efeito PIQ. Conforme ilustrado na figura 26, existem várias maneiras de estudar a morfologia, tais como: (a) Micrografia óptica, (b) Microscópio eletrônico de varredura (MEV), (c) Tomografia computadorizada de raios-X (X-ray CT) e (D) Microtomografia de radiação síncrotron  $SR\mu T$ .

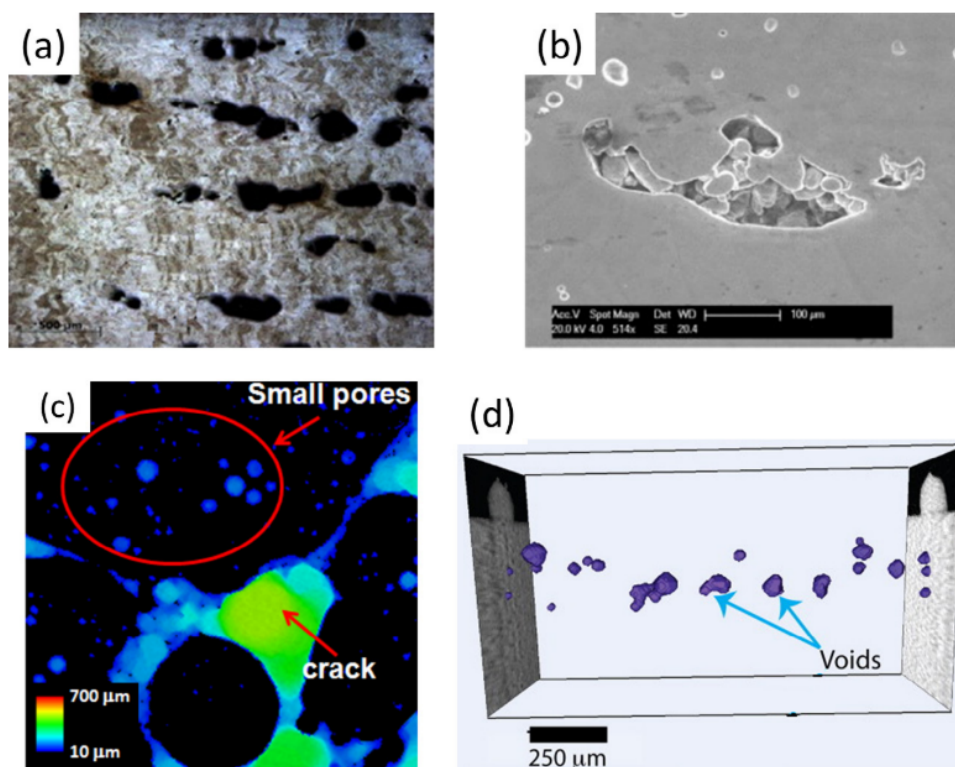


Figura 26 – Medições de porosidade e defeitos por (a) microscopia óptica, (b) SEM, (c) TC de raio-X e (D)  $SR\mu T$ . Fonte:([DEBROY et al., 2018](#)).

Neste estudo, a variação de porosidade antes e depois do processo de PIQ foi avaliada através da Microscopia de raios-X 3D, técnica de microscopia de alta resolução. Outros aspectos como sua composição química, o acabamento superficial dos espécimes em diferentes direções e a sua microestrutura foram avaliados com uso de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) modelo JSM-6010LA da marca JEOL. Esta máquina tem resolução de 4.0 nm e consegue ampliação de até 300.000 vezes.

##### 4.4.1 Porosidade dos componentes

Avaliação do nível de porosidade nos componentes e a comparação entre eles no estado primário e após passar pelo PIQ é de grande importância para entender a efici-

ência deste processo. No seu estudo, [Benzing et al. \(2019\)](#) apontaram o processo PIQ como um processo que não somente fecha as porosidades mas também deve recuperar as propriedades isotrópicas do material. Além disso, [Zhao et al. \(2016\)](#) avaliaram efeito de PIQ nos processos SLM e EBM e observaram que em ambos o tratamento engrossou significativamente as lamelas  $\alpha$ , melhorando a microestrutura do material.

O nível de porosidade do material após tratamento PIQ foi avaliado neste estudo e o efeito disso nas propriedades mecânicas do material será mostrado. Para realização desta análise, dois cilindros com diâmetro de 1 mm foram retirados dos corpos de prova fabricados para testes de compressão, um no estado primário e outro com PIQ, e foram colocados na máquina de microtomografia de raios X 3D. A máquina utilizada é do modelo ZEISS Xradia Versa XRM-510 com a resolução espacial de 50 a 0,9  $\mu\text{m}$ . Este microscópio faz ampliação de imagem em dois estágios, usando feixe de foco micrométrico. Primeiro, faz uma ampliação geométrica convencional em microtomografo e em seguida um cintilador converte os raios X para luz visível e com uso de lentes de alto contraste, amplia a imagem opticamente. Sendo assim, consegue obter uma resolução submicrométrica.

Os dados foram capturados de um volume de 900 x 1300  $\mu\text{m}$  dos espécimes e foram processados com o software Avizo 9 (ThermoFisher Scientific). As imagens capturadas são apresentadas na figura 27.

Os resultados obtidos apontam que o material no seu estado primário apresentou porosidades com diâmetro de esfera de volume equivalente de 1 a 70  $\mu\text{m}$  e o diâmetro mediano foi igual a 43  $\mu\text{m}$  e volume total de poros de 0,1 %. Já o espécime que sofre o processo PIQ tem volume total de poros igual a 0,0% e sem nenhuma porosidade igual ou superior a 1a  $\mu\text{m}$ . Isto indica que o processo PIQ como um pós-processamento para este material fabricado com tecnologia EBM foi bem eficiente e conseguiu atingir material praticamente 100% denso.

Vale destacar dois pontos relacionados a esta análise. Primeiro, os parâmetros de produção padrão da máquina Arcam Q10 plus foram ajustados de uma forma que evitasse a criação de poros nos componentes. Por isso, observou-se um nível de porosidade relativamente baixa até mesmo no material primário. Segundo, o processo EBM ocorre numa câmara de vácuo e isso torna as porosidades mais simples de serem eliminados pelo PIQ e aumenta a eficiência da mesma para melhorar as propriedades mecânicas dos componentes que serão apresentadas adiante.

Tendo essas características em vista, os parâmetros da produção da máquina po-

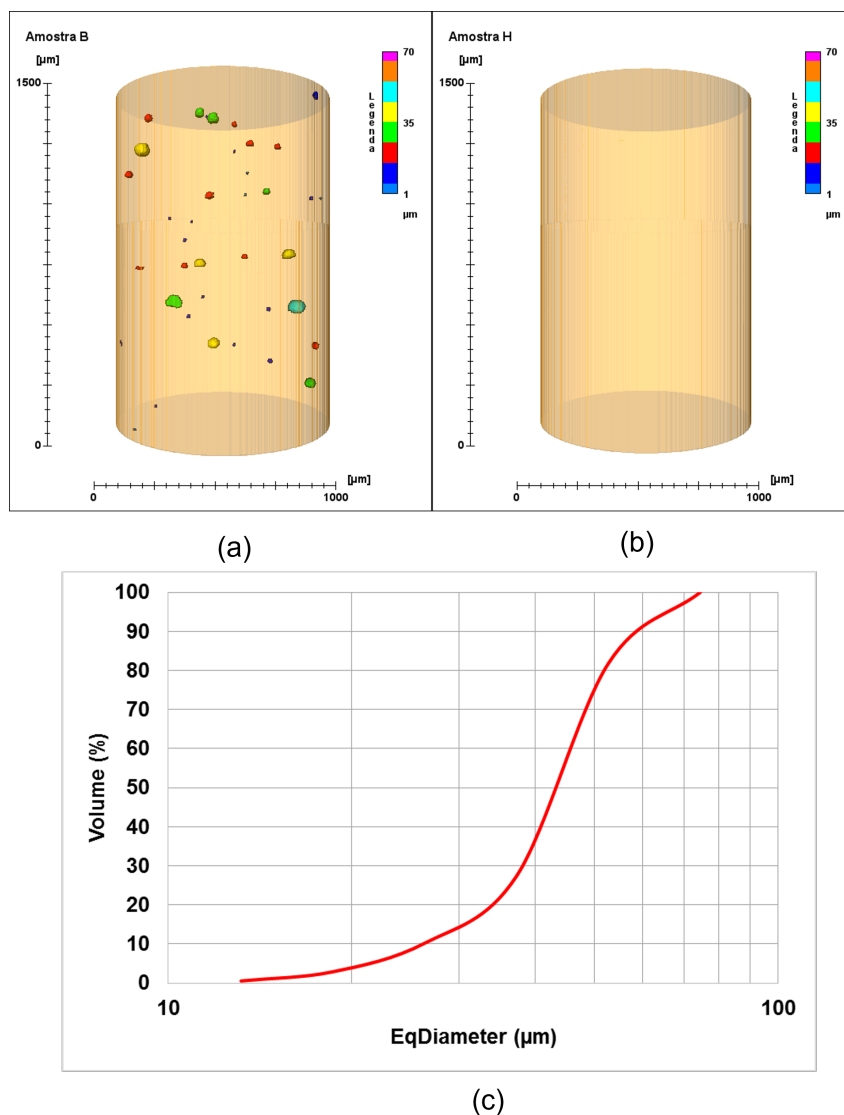


Figura 27 – Nível de porosidade presente no (a) componente na condição de fabricação primária e (b) componente após PIQ e (c) distribuição e tamanho das porosidades. Fonte: Autor.

dem ser otimizados a fim de produzir componentes em menor tempo. Desta forma, os componentes podem apresentar um nível de porosidade maior e isso pode ser eliminado com processo PIQ e obter material denso com as propriedades mecânicas desejadas.

#### 4.4.2 Composição química

A composição química do material foi verificada com o mesmo MEV indicado e o resultado é ilustrado na figura 28. O Titânio apresentou 89,72%, Alumínio dispõe 6,24% e Vanádio possui 4,03% da massa total da decomposição do material. Estes valores são dentro da tolerância estipulada pela norma [ASTM Standard F3001 \(2014\)](#) e perfeitamente aceitável para esta liga de titânio.

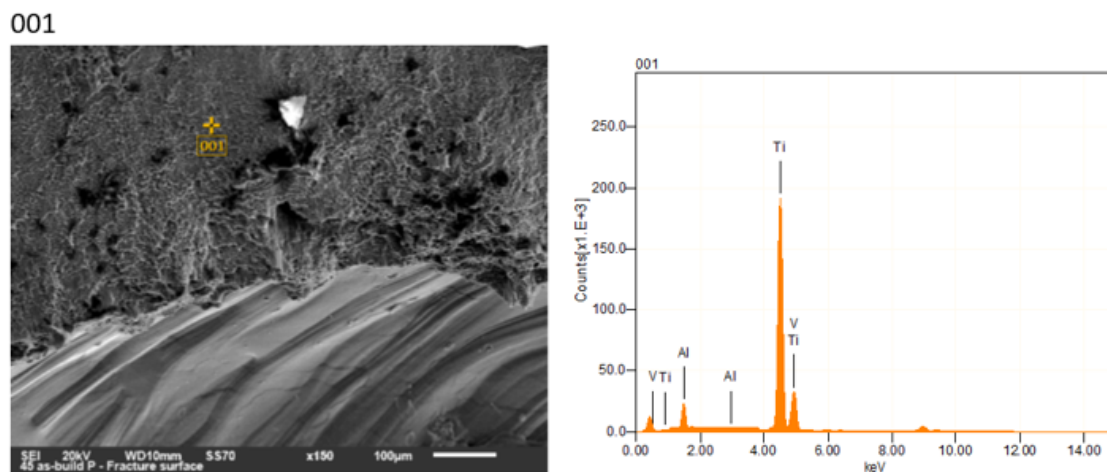


Figura 28 – Exemplo de análise pontual de composição química do material. Fonte: Autor.

#### 4.4.3 Acabamento superficial

Na análise da superfície dos espécimes fabricados em direções diferentes, observou-se uma diferença significativa. Na superfície do componente fabricado em  $0^\circ$  (figura 29 "a" e "b"), há marcas que mostram a passagem do feixe de elétron e também defeitos na superfície. O ponto que diferencia esta superfície dos outros é que não existe nenhuma esfera do pó do material aderido na face, o que é bastante visível nas outras direções.

No caso da superfície fabricada em  $45^\circ$ , o lado voltado para base da câmara vem com a estrutura de suporte que a própria máquina desenvolve para sustentar a fabricação do componente e esta estrutura foi removida posteriormente. A face analisada é a face voltada para cima, ou seja, a superfície que recebeu a passagem do feixe de elétron por último. Observando estas imagens (figura 29 "c" e "d"), percebe-se que há esferas do pó do material colado na face, numa quantidade menor do que se encontra na face dos componentes fabricados em  $90^\circ$  (figura 29 "e" e "f").

Isso ocorre, pois no momento da passagem do feixe de elétron, as esferas em volta da região desejada também recebem uma pequena energia e se aderem à geometria desejada. No caso de fabricação inclinada a  $0$  grau, a superfície projetada é maior e isso diminui o número de esferas coladas. No caso de fabricação em  $90^\circ$ , a superfície desejada é somente a seção transversal do corpo de prova e por ser uma região bem pequena, acaba atraindo mais esferas para a geometria final. Por terem um diâmetro em ordem de  $\mu m$ , estas esferas não mudam a geometria e somente interferem no acabamento superficial do componente. Existem diversos estudos e tecnologias para acabamento superficial, entretanto não entra

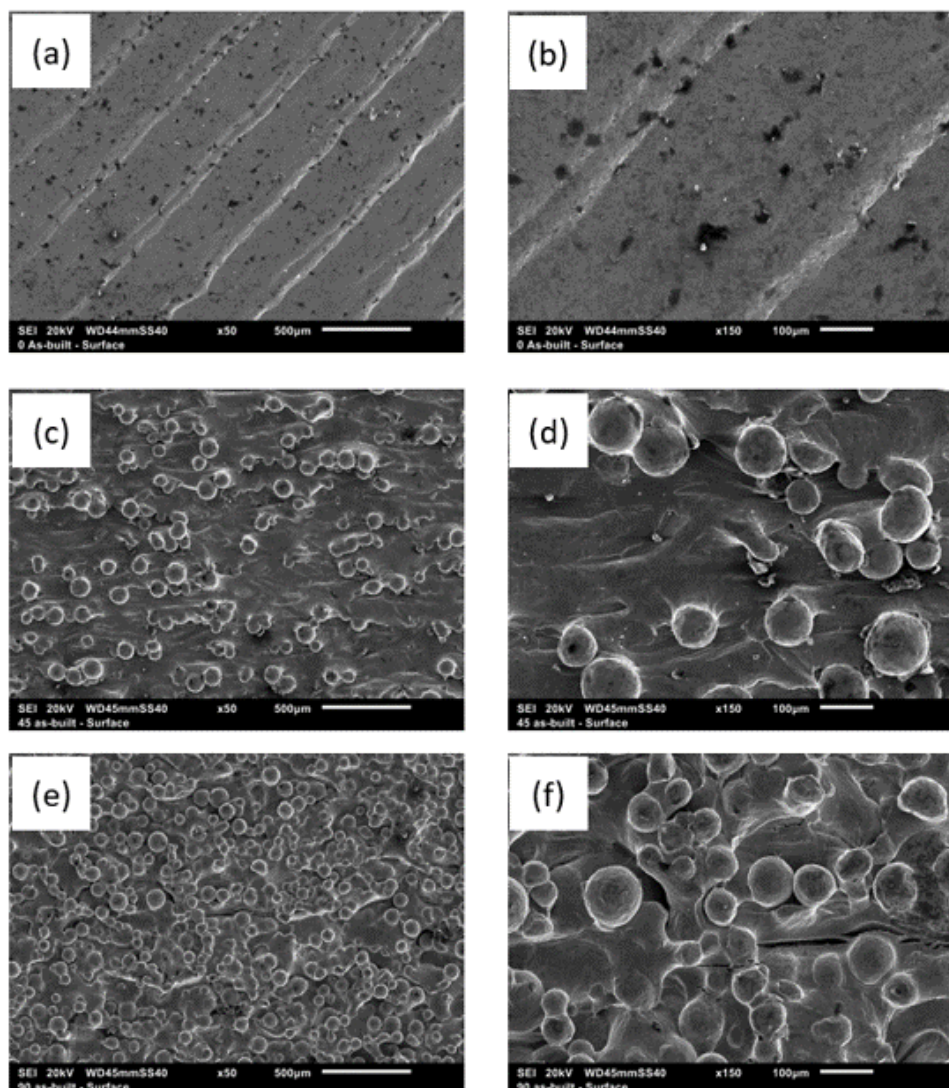


Figura 29 – Superfície dos corpos de prova: (a) e (b) de fabricação em 0°, (c) e (d) de fabricação em 45° e (e) e (f) de fabricação em 90° com 30 e 150 vezes de aproximação respectivamente em cada imagem. Fonte: Autor.

no escopo deste estudo.

#### 4.4.4 Microestrutura

Banerjee e Williams (2013) caracterizou o titânio como uma liga que obtêm as suas propriedades de combinação de duas fases dúcteis com base nas modificações alotrópicas *HSP* e *BCC* da mesma. A fase  $\alpha$  tem um comportamento mais rígido e mais forte quando o carregamento é orientada com seu eixo *c*. A combinação da fase  $\alpha$  com  $\beta$  pode afetar fortemente a plasticidade. Neste caso, um processo termomecânico para reorientar as duas fases e obter morfologia mais homogênea é recomendado.

Em seu estudo voltado para liga de titânio Ti-6Al-4V manufaturado com processos de manufatura aditiva, o [Neikter et al. \(2018\)](#) apontou que grãos de  $\beta$  (estrutura BCC) começam a se formar no seu processo de resfriamento para temperaturas abaixo de fusão. Estes grãos são tipicamente de forma colunar e crescem epitaxialmente, perpendiculares às camadas depositadas. A fase  $\alpha$  é construída nos contornos de grão  $\beta$  e forma o limite de grão  $\alpha$  (GB- $\alpha$ ). Em alguns casos de materiais MA, a fase  $\alpha$  pode crescer dentro dos grãos  $\beta$  anteriores como ripas. A presença dessas ripas em direção paralela formam as colônias  $\alpha$ .

Segundo [Zhao et al. \(2016\)](#), componentes fabricados com a técnica EBM, no seu estado primário, geralmente se estabelecem em grãos  $\beta$  anteriores colunares (formados no campo da fase  $\beta$  em alta temperatura) delineados pelo limite de grão  $\alpha$  e uma estrutura  $\alpha + \beta$  transformada dentro do campo anterior grãos  $\beta$ .

Para certificar a microestrutura do material usado, a microestrutura de componentes fabricados em direções diferentes foram capturados com o mesmo MEV e os resultados são apresentados na figura 30. As imagens ilustram a estrutura em  $\alpha$  e  $\beta$  e alguns defeitos nestas superfícies. O nível de porosidade foi avaliado com uso da Microscopia de raios-X 3D (apresentado na seção 4.4.1) por ser um método de alta precisão.

#### 4.4.5 Superfície da fratura

A análise da microestrutura da superfície na região de ruptura é importante para entender as causas e os mecanismos de falha. A superfície de fratura pode fornecer informações valiosas sobre a natureza e a extensão da falha, bem como sobre os fatores que contribuíram para ela.

Ao examinar a microestrutura da superfície de fratura, aspectos como modo de falha, características morfológicas, imperfeições do material e microestrutura podem ser avaliados. Neste sentido, com uso de microscopia eletrônica de varredura (MEV) descrito anteriormente, a superfície de fratura nos corpos de prova de  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$  e cisalhamento no seu estado primário, foram analisados e são apresentados nas figuras 31, 32, 33 e 34, respectivamente. Para cada caso, são apresentadas 3 imagens com níveis diferentes de aproximação. As imperfeições de construção com partículas do pó do material nas partes internas do corpo são evidentes nestas imagens.

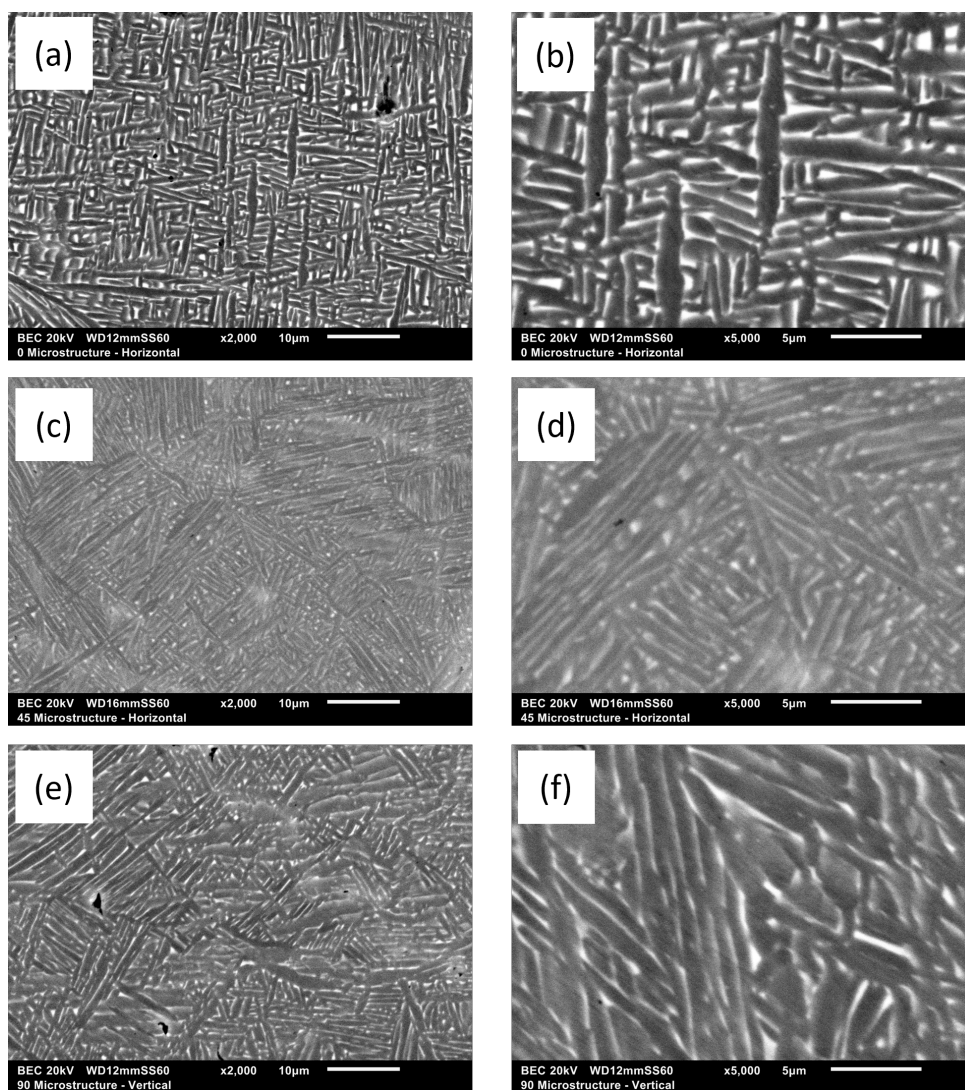


Figura 30 – Microestrutura do corpo de prova com aproximação em 2000 e 5000 vezes em corpos de provas (a) e (b) fabricado em 0°, (c) e (d) produzido em 45° e (e) e (f) feito em 90°. Fonte: Autor.

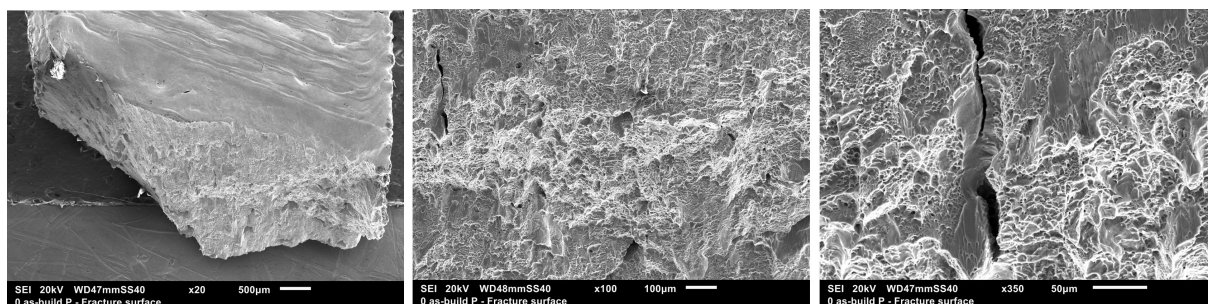


Figura 31 – Superfície de fratura do corpo construído em 0° no seu estado primário aumentadas x20, x100 e x350. Fonte: Autor.



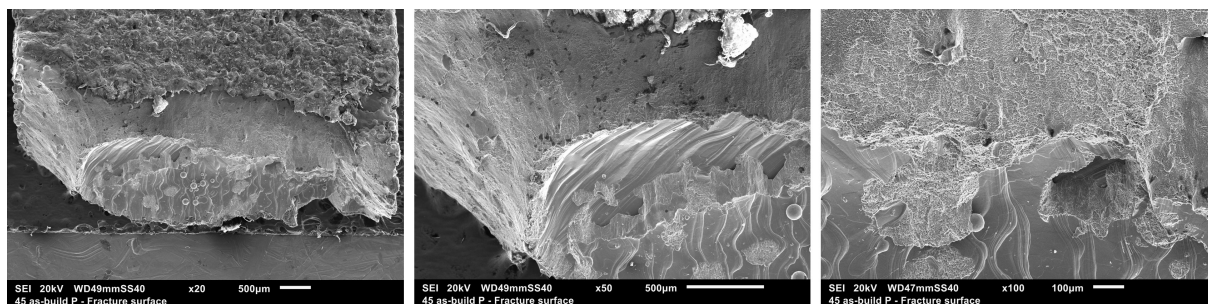


Figura 32 – Superfície de fratura do corpo construído em 45° no seu estado primário aumentadas x20, x100 e x350. Fonte: Autor.

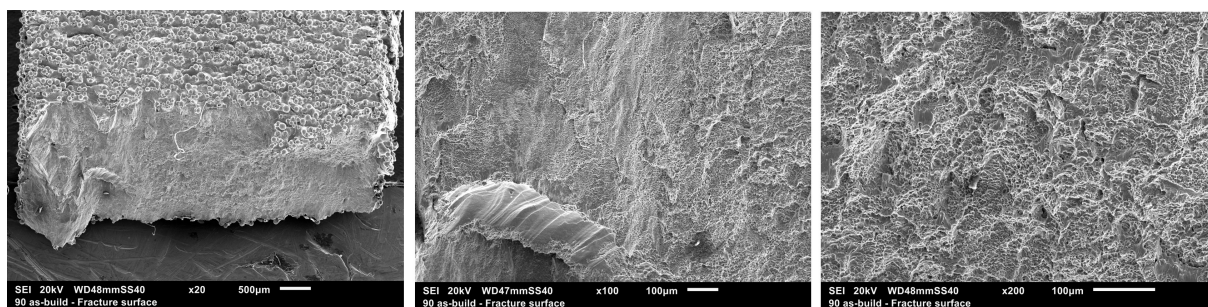


Figura 33 – Superfície de fratura do corpo construído em 90° no seu estado primário aumentadas x20, x100 e x350. Fonte: Autor.

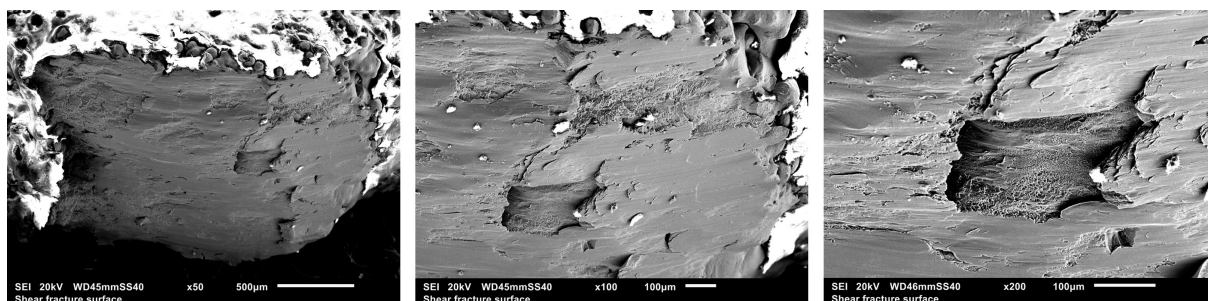


Figura 34 – Superfície de fratura do corpo de prova de cisalhamento no seu estado primário em 3 níveis de aproximação. Fonte: Autor.

## 4.5 Ensaios mecânicos nos corpos de prova

Após serem retirados da câmara de produção, os corpos de prova foram preparados para realização dos testes. Neste sentido, foram removidos o excesso de pó e a estrutura de suporte dos componentes, conforme a figura 35. Os ensaios experimentais são desenhados para dois propósitos específicos. Primeiro, entender o efeito da direção de fabricação do componente no comportamento mecânico e deformação na ruptura e segundo, observar o efeito do processo PIQ nas propriedades mecânicas. Estas informações são necessárias para calibrar os modelos constitutivos e modelos de danos implementados.

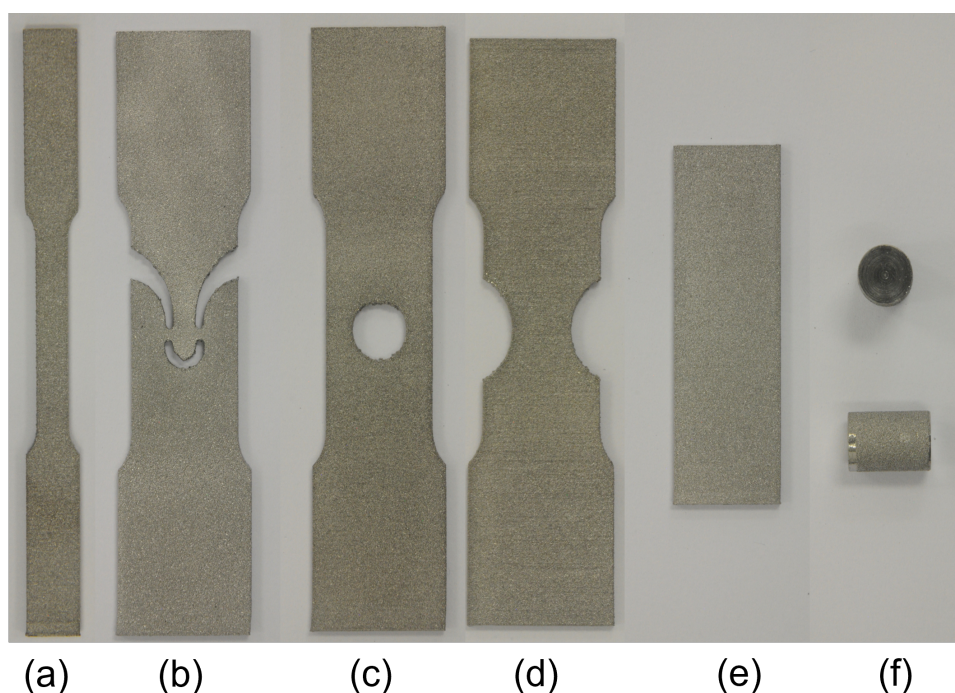


Figura 35 – Corpos de provas preparados para realização dos testes de (a) Tração, (b) Cisalhamento, (c) Furo central, (d) Entalhes circulares de 10 mm, (e) Flexão em V e (f) Cilindro para compressão na vista superior e lateral. Fonte: Autor.

Para garantir a condição quase estática, determinou-se a velocidade de deslocamento da garra superior de  $0,005 \text{ mm/seg}$  para todos os ensaios realizados neste trabalho.

### 4.5.1 Ensaios de tração

Os testes de tração foram realizados em temperatura ambiente em uma máquina Instron modelo 3369 com a célula de carga de  $50kN$ , instalado no laboratório do Grupo de Mecânica dos Sólidos e Impacto em Estruturas (GMSIE) da USP. Conforme apresentado na figura 36, para acompanhar o comportamento dos corpos de prova, foi utilizado um extensômetro do tipo clip-gage da própria máquina Instron e também foi empregada a tecnologia

de Correlação Digital de Imagem (DIC). Através do sistema de correlação, os mapas de deformação são registrados e a deformação dos corpos de prova desde o início até a ruptura é analisada. Para o processo DIC, um padrão preto e branco foi pulverizado na superfície do corpo de prova e as imagens obtidas são processadas. Para testes de tração, foi utilizada uma câmera NIKON D90 com resolução de 12,2 MPixels para captura de imagens a cada 3 segundos. As imagens obtidas foram processadas com uso do software GOM Correlate 2019.

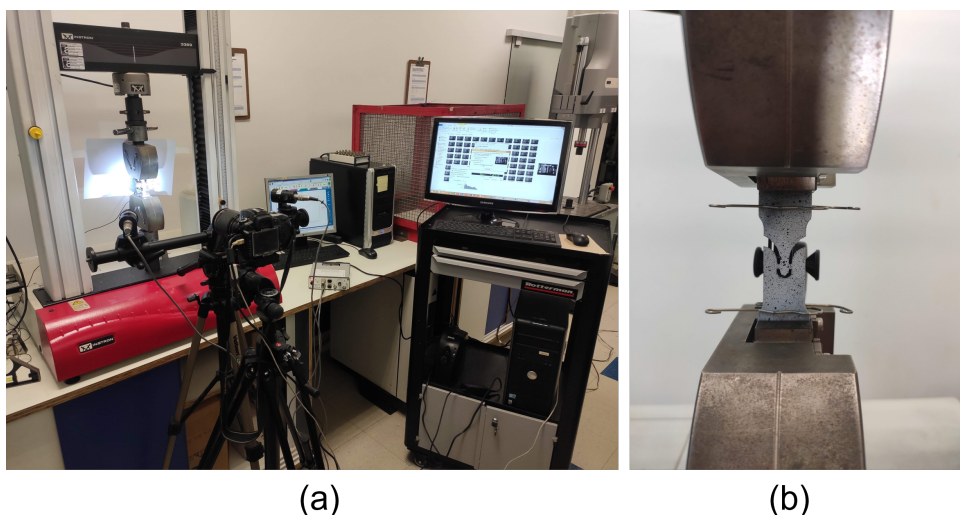


Figura 36 – (a) Configuração dos equipamentos dos experimentos em plano 2D e (b) corpo de prova na máquina Instron 3369. Fonte: Autor.

#### 4.5.2 Ensaio flexão em V

No caso dos testes de flexão em V, como há um deslocamento na direção vertical, o corpo de prova assume um formato tipo  $V$  e por isso a superfície do corpo de prova tem que ser capturada no espaço 3D. Para tal finalidade, foram utilizadas duas câmeras, além do emprego do método DIC. Sendo assim, foram utilizadas as câmeras do Correlated Solution e processados com software VIC-3D. Neste caso, a compatibilidades das câmeras com o software e a calibração das mesmas é de grande importância e exige mais atenção do que caso 2D. A figura 37 mostra configuração do ensaio de flexão em V.

#### 4.5.3 Ensaio de compressão

No caso de ensaios de compressão, os testes foram executados numa máquina servo-hidráulico MTS 370.25 pela sua capacidade maior de carga. Esta máquina possui uma capacidade máxima de carga de  $250kN$  e pertence ao Laboratório de Mecânica Offshore (LMO) da USP. O arranjo do ensaio pode ser visto na figura 38.

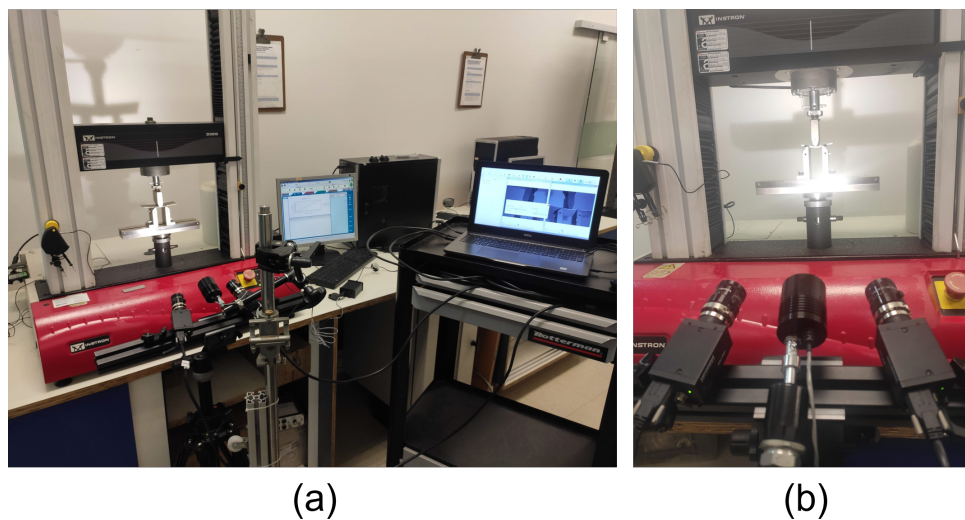


Figura 37 – (a) Configuração dos equipamentos dos experimentos em espaço  $3D$  e (b) corpo de prova na máquina e as câmeras de DIC na máquina Instron 3369. Fonte: Autor.

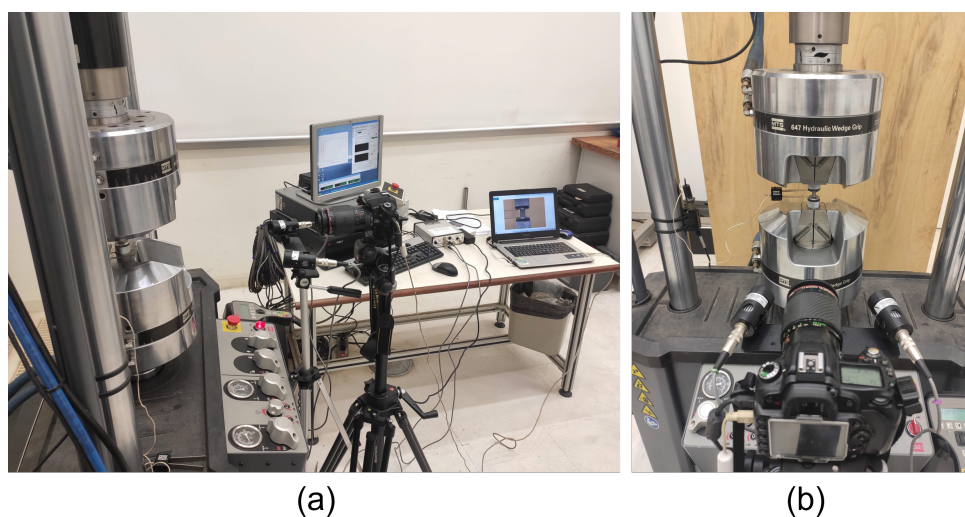


Figura 38 – (a) Configuração dos equipamentos dos experimentos de compressão e (b) corpo de prova na máquina e a câmera de DIC na máquina MTS 370.25. Fonte: Autor.

## 4.6 Resultados

Com os parâmetros especificados na seção 4.5, os ensaios foram realizados e os resultados são apresentados nesta seção. As figuras 39, 40 e 41 mostram os gráficos de tensão e deformação para corpos de prova fabricadas em direções diferentes e figura 42 representa todos no mesmo gráfico. Em todos os casos, os espécimes com PIQ apresentaram um nível de tensão, limite de escoamento e limite de resistência menor e, por outro lado, o material se tornou mais dúctil, com um alongamento maior até atingir o dano completo. Vale ressaltar que nos gráficos a seguir, onde aparece a letra "B" se refere a palavra *as-Built*, aqui chamado como estado primário e onde aparece a letra "H" é referência para casos de processo *HIP*, aqui mencionado como processo PIQ. Cada curva representa um ensaio realizado em um único corpo de prova.

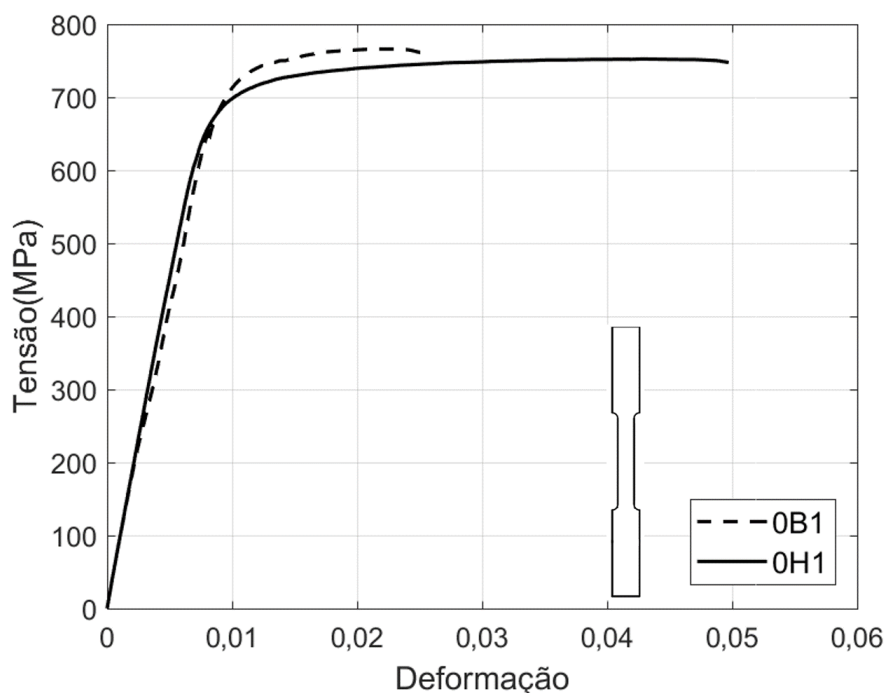


Figura 39 – Gráfico de Tensão x Deformação de engenharia em espécimes de tração em dois estados: Primário (linhas tracejadas) e PIQ (linhas contínuas) para direção de fabricação 0°. Fonte: Autor.

Analisando o limite de resistência à tração ou compressão em valores absolutos, extraídos dos ensaios de tração ou compressão e apresentado na figura 43, percebe-se que os corpos de prova no seu estado primário apresentam um limite superior dos seus pares no estado PIQ. Esse comportamento é esperado, uma vez que os corpos no estado primário têm um comportamento mais frágil e o processo PIQ diminui este limite e aumenta a ductilidade do material.

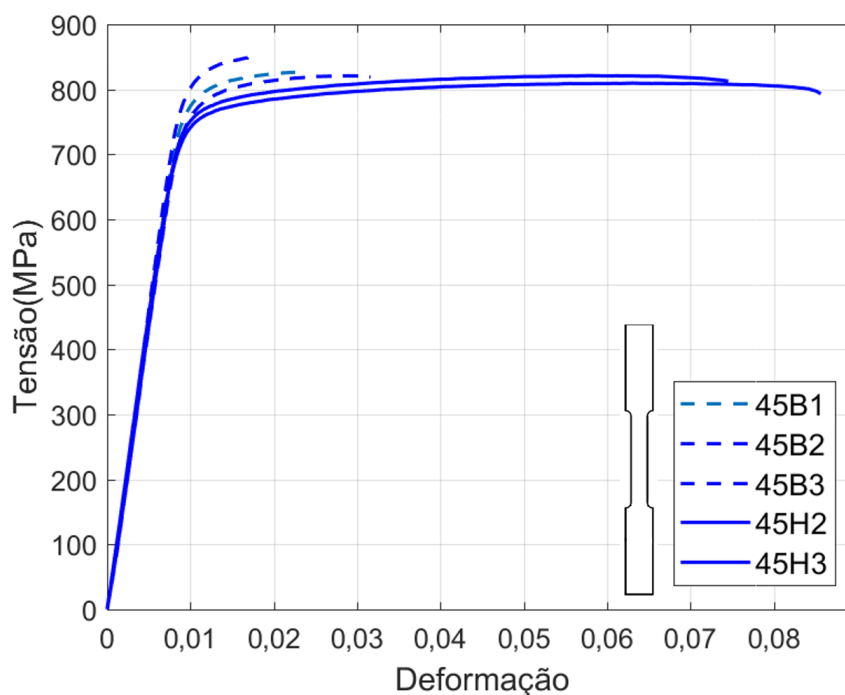


Figura 40 – Gráfico de Tensão x Deformação de engenharia em espécimes de tração em dois estados: Primário (linhas tracejadas) e PIQ (linhas contínuas) para direção de fabricação 45°. Fonte: Autor.

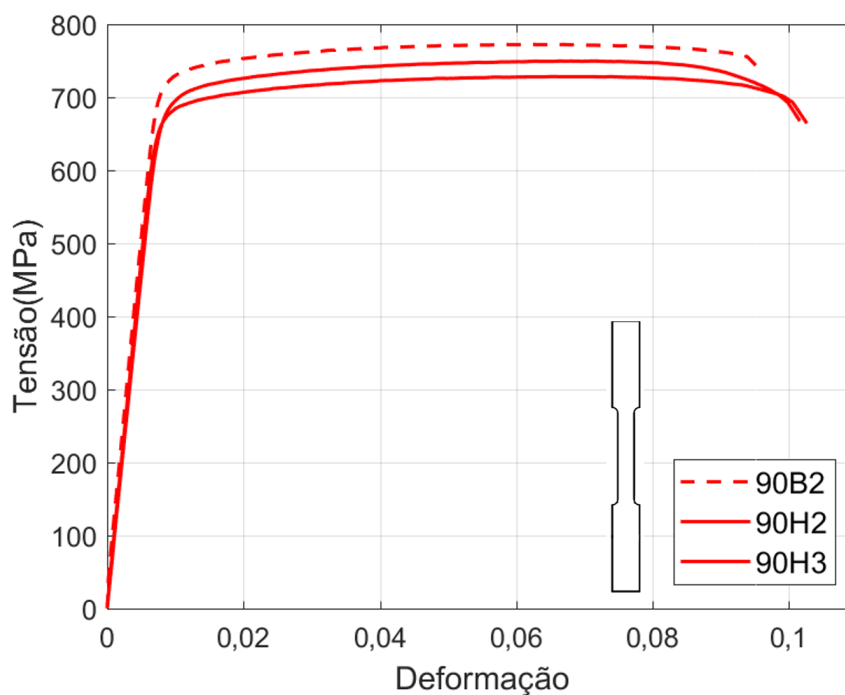


Figura 41 – Gráfico de Tensão x Deformação de engenharia em espécimes de tração em dois estados: Primário (linhas tracejadas) e PIQ (linhas contínuas) para direção de fabricação 90°. Fonte: Autor.

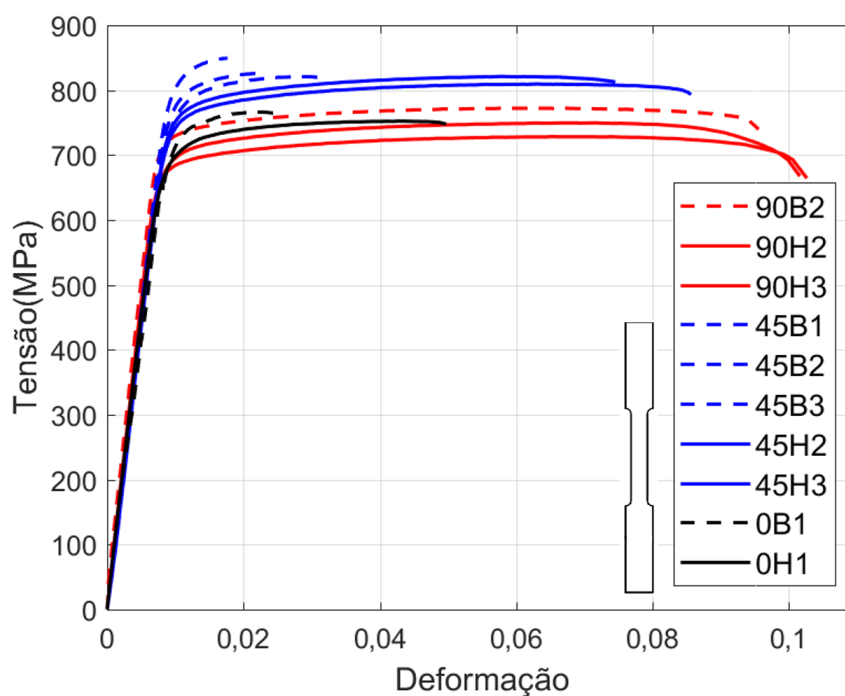


Figura 42 – Gráfico de Tensão x Deformação de engenharia em espécimes de tração em dois estados Primário (linhas tracejadas) e estado PIQ (linhas contínuas) para direção de fabricação em todos os ensaios no mesmo gráfico. Fonte: Autor.

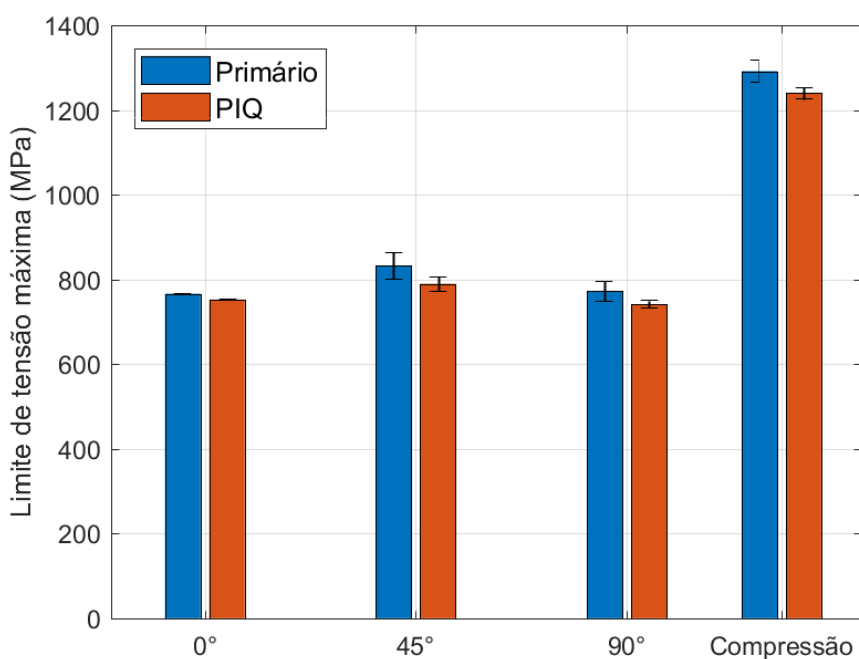


Figura 43 – Limite de resistência à tração ou compressão em valores absolutos. Fonte: Autor.

Nos ensaios de compressão ilustrados na figura 45, comportamento similar foi detectado. Em outras palavras, os corpos de prova que passaram pelo processo PIQ mostraram um alongamento superior quando comparados aos espécimes em estado primário. Os gráficos apresentados foram plotados até o momento que houve uma queda abrupta na carga, considerando a ruptura do espécime (ERICE; ROTH; MOHR, 2018).

A comparação das deformações de ruptura para espécimes fabricados em diferentes configurações é exibida na figura 44. Pode-se destacar que os componentes fabricados na direção  $0^\circ$  tiveram maior aumento de alongamento, seguido pelos componentes em  $45^\circ$  e cilindros de compressão.

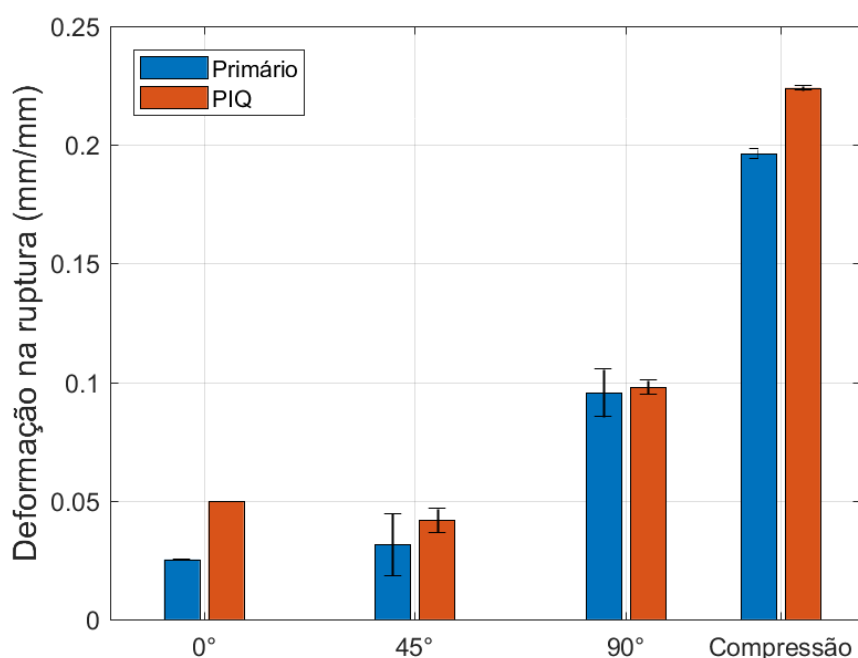


Figura 44 – Comparação de deformação de corpos de prova em dois estados primário e PIQ para direções  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$  e compressão. Fonte: Autor.

Os gráficos de comportamento mecânico dos corpos de prova de cisalhamento sorridente estão apresentados na figura 46. Como os corpos de prova de cisalhamento tem duas bitolas em paralelo, haverá falha total do corpo em duas etapas, como pode ser visto no gráfico pelo pequeno aumento da carga após a primeira queda da carga aplicada. Entretanto, esta variação é irrelevante e o espécime é considerado com dano completo no ponto onde a queda de carga é detectada.

No caso de corpos de prova com furo central, pode-se observar comportamento parecido com caso de cisalhamento em termo de queda de carga, conforme gráficos da figura 47. Isso ocorre, pois neste caso também há duas bitolas. O ponto interessante a ser destacado



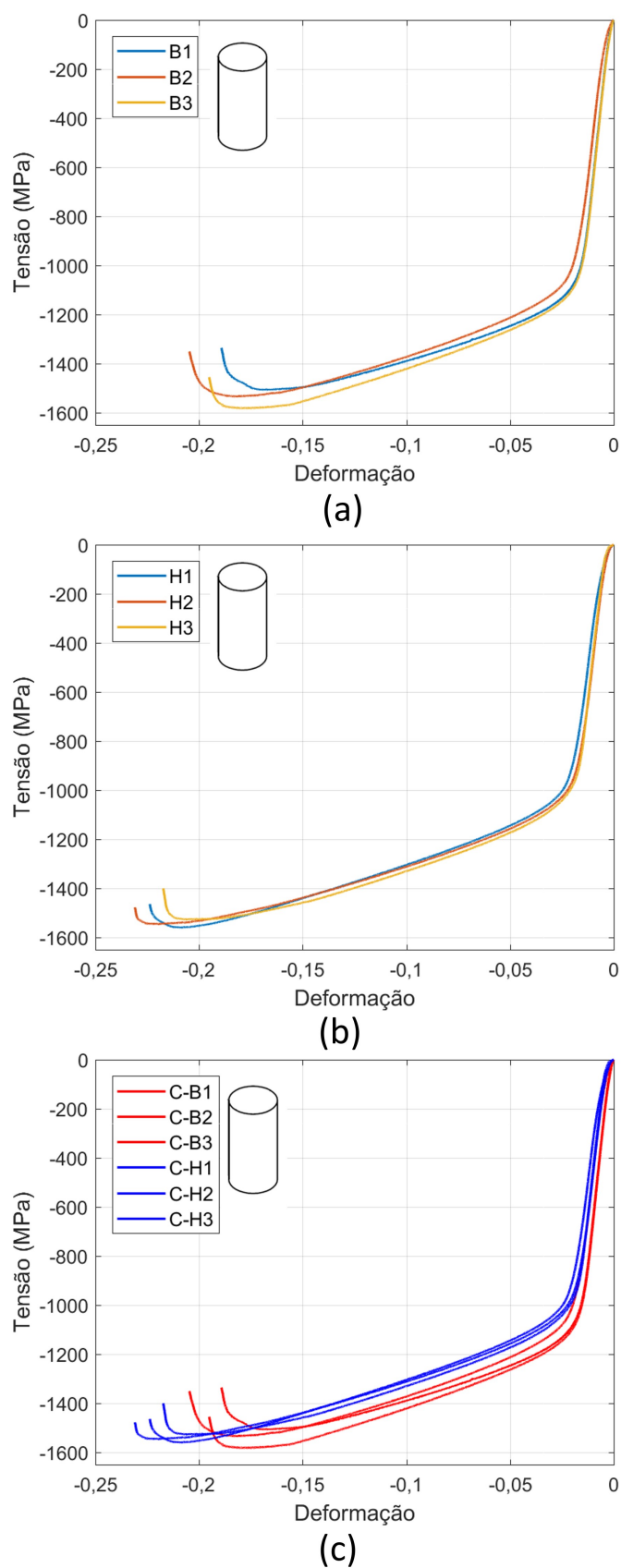
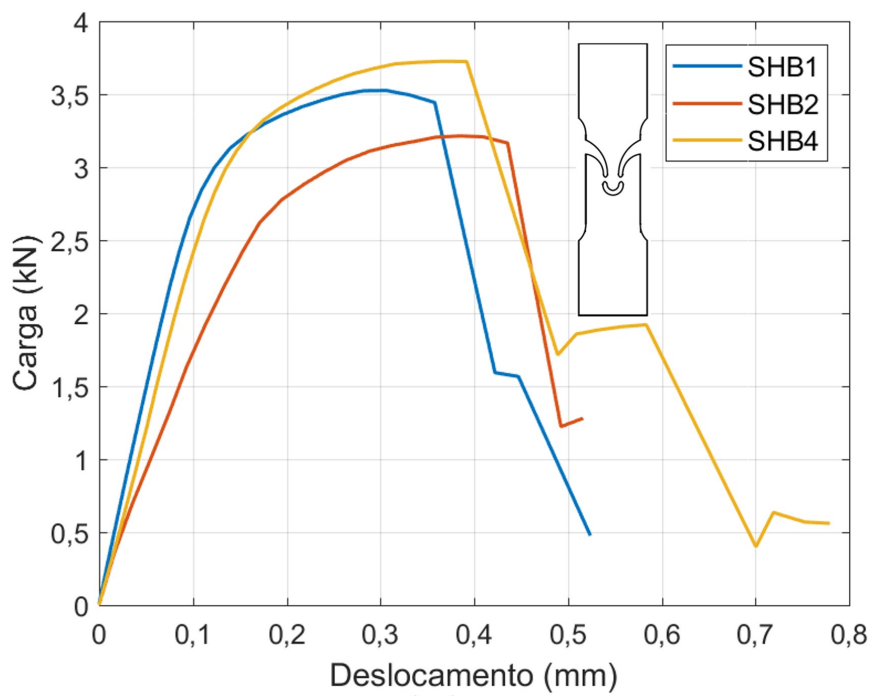
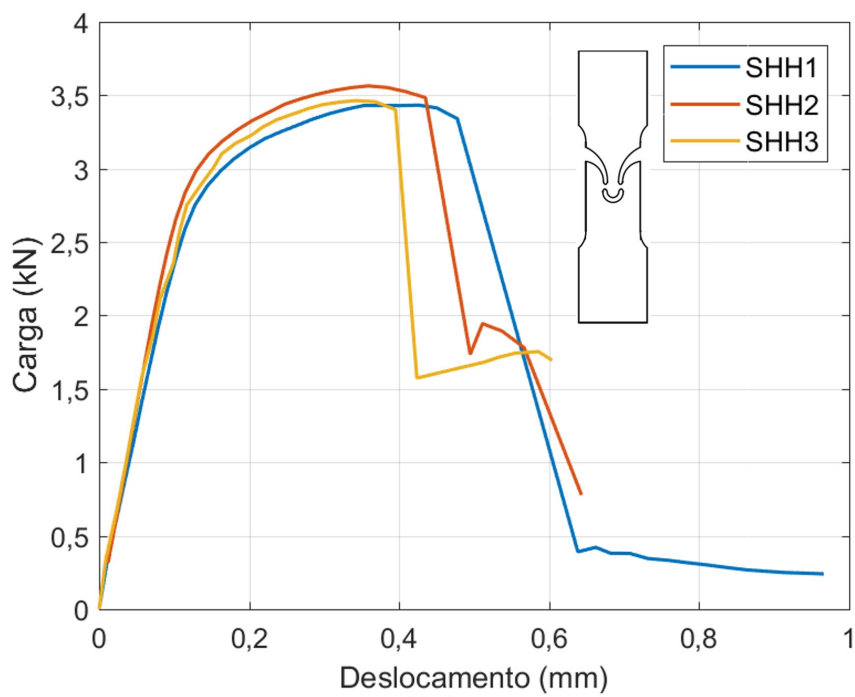


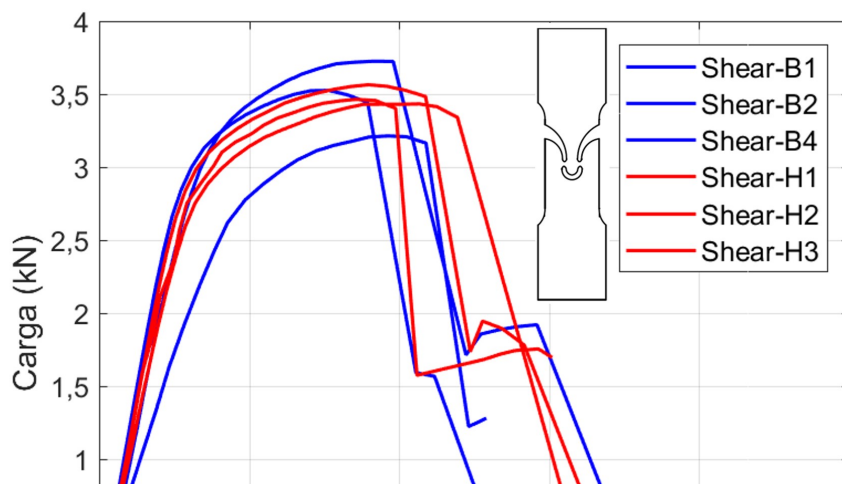
Figura 45 – Gráficos de Tensão x Deformação de engenharia em espécimes em compressão em dois estados (a) Primário, (b) PIQ e (c) todos os ensaios. Fonte: Autor.



(a)



(b)



é que neste caso, o espécime no estado PIQ tem falha simultânea das duas bitolas e a queda de carga é constante.

O gráfico de carga deslocamento de componentes entalhados com raio de 10 mm é apresentado na figura 48. Este caso é o mais próximo de corpo de prova de tração na direção  $90^\circ$  pelo seu ângulo de fabricação, entretanto com um triaxialidade diferente e ser abordado no próximo capítulo.

O ensaio de flexão V, também conhecido como flexão em 3 pontos, tem sua peculiaridade em relação aos demais ensaios. Os corpos de prova foram fabricados em remessas diferentes: espessura de 1 mm no estado primário; e espessura de 2mm no estado PIQ. Isto resulta em valores diferentes de carga até o momento do dano completo e por isso, na figura 49, os gráficos não foram apresentados de forma sobreposta, pois não faria sentido. A deformação equivalente no ponto de dano completo foi capturado e processado com métodos de DIC 3D.

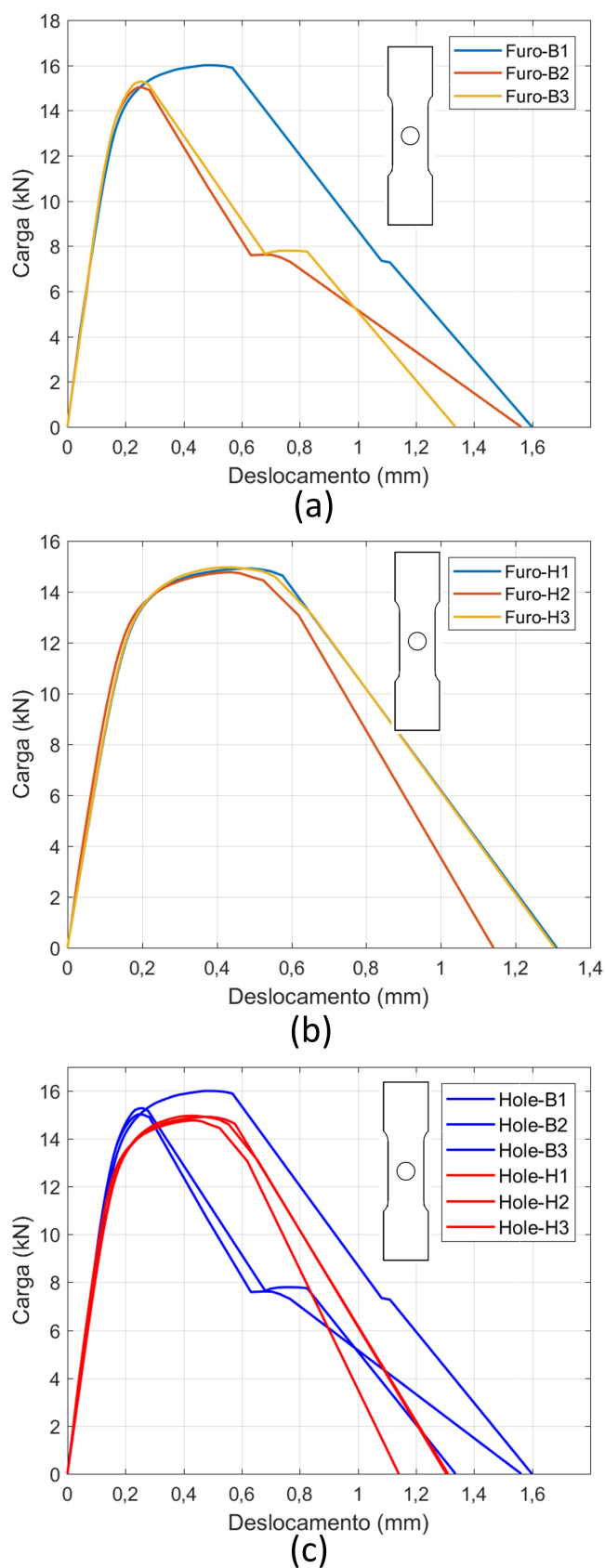


Figura 47 – Gráficos de Força-Deslocamento em espécime com furo central em dois estados (a) Primário, (b) PIQ e (c) todos os ensaios. Fonte: Autor.

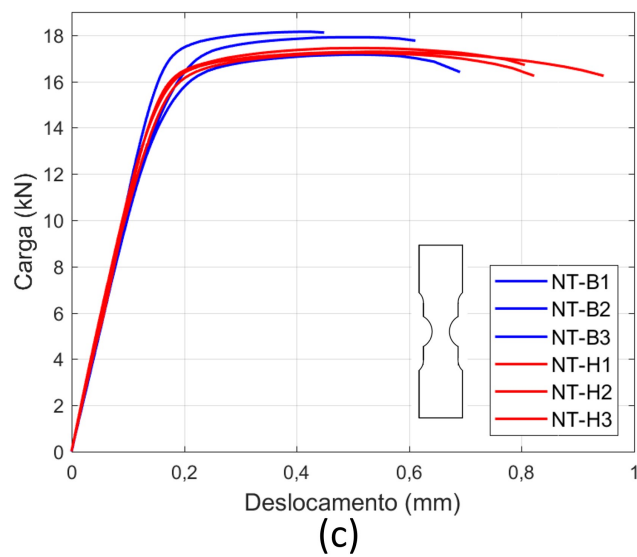
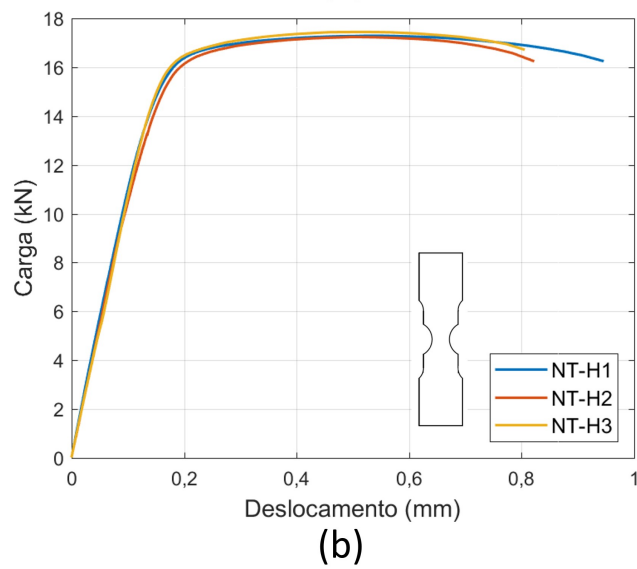
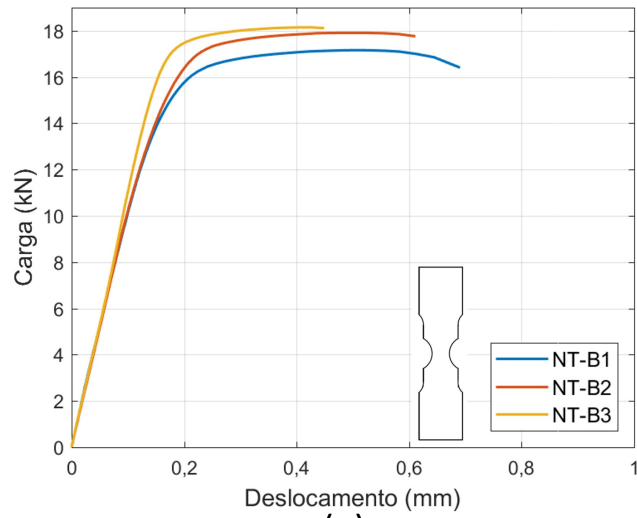


Figura 48 – Gráficos de Força-Deslocamento em espécime entalhado em dois estados (a) Primário, (b) PIQ e (c) todos os ensaios. Fonte: Autor.

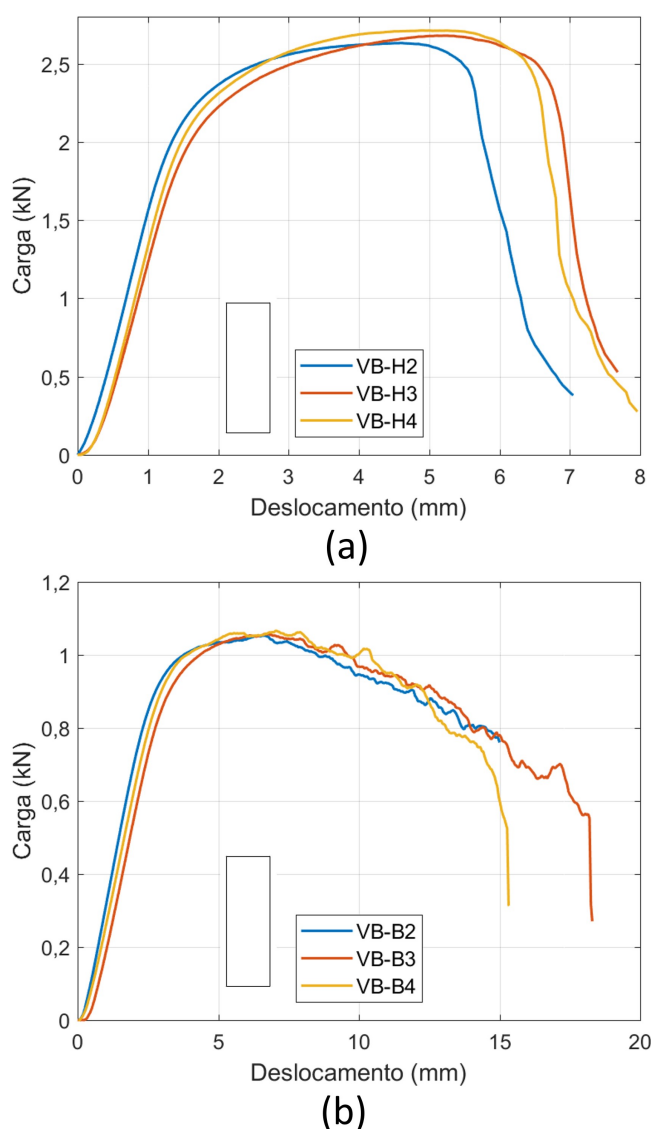


Figura 49 – Gráficos de Força-Deslocamento em espécime de flexão-V em dois estados (a) Primário e (b) PIQ. Fonte: Autor.

#### 4.7 Definição de deformação na ruptura por DIC

Calcular a deformação de fatura é um ponto essencial para calibração dos modelos de dano escolhidos neste estudo. Autores como Bai (2008) e Mohr e Henn (2007), usaram métodos híbridos para calcular a deformação equivalente no ponto de dano completo. Nesta abordagem, o deslocamento capturado no ensaio é simulado pelos programas de simulação estrutural e a deformação final é estimada. Entretanto, com uso de DIC, essa dificuldade foi contornada e não há mais necessidade de um processo híbrido para tal. A deformação no momento de dano completo é calculada diretamente no processamento das imagens obtidas pelo DIC.

Segundo Roth e Mohr (2016), baseado na suposição de incompressibilidade e principais deformações superficiais logarítmicas,  $\varepsilon_I$  e  $\varepsilon_{II}$ , também conhecido como deformação *Hencky*, a deformação efetiva pode ser calculada da seguinte forma:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\varepsilon_I^2 + \varepsilon_I \varepsilon_{II} + \varepsilon_{II}^2} \quad (4.1)$$

Na análise de imagens capturadas para calcular a deformação no ponto de dano, foram utilizados extensômetros virtuais, nas principais direções dos corpos de prova. Imagens ilustrativas desta análise para ensaio de tração na direção de  $0^\circ$  podem ser vistas. Na figura 50, na direção  $45^\circ$  está ilustrada na figura 51 e da direção  $90^\circ$  na figura 52. Em seguida, a mesma análise para corpo de prova com furo, corpo de prova entalhado e cisalhamento puro são apresentadas nas figuras 53, 54 e 55, respectivamente. Pode-se observar que na região desejada, o programa exibe um mapa da deformação efetiva equivalente. Estes valores foram utilizados somente como referência, pois não apresentam uma média confiável. Os valores considerados neste estudo foram calculados a partir da equação 4.1 a partir das medições obtidas nos extensômetros virtuais.

No caso de ensaio de flexão V, o mesmo procedimento foi aplicado, mas com uso de duas câmeras, conforme descrito anteriormente. Uma imagem desta análise é apresentada na figura 56.

Os valores calculados para deformação de dano pela DIC são apresentados na tabela 5. Estes valores serão utilizados na calibração dos modelos de dano a ser abordado no próximo capítulo.

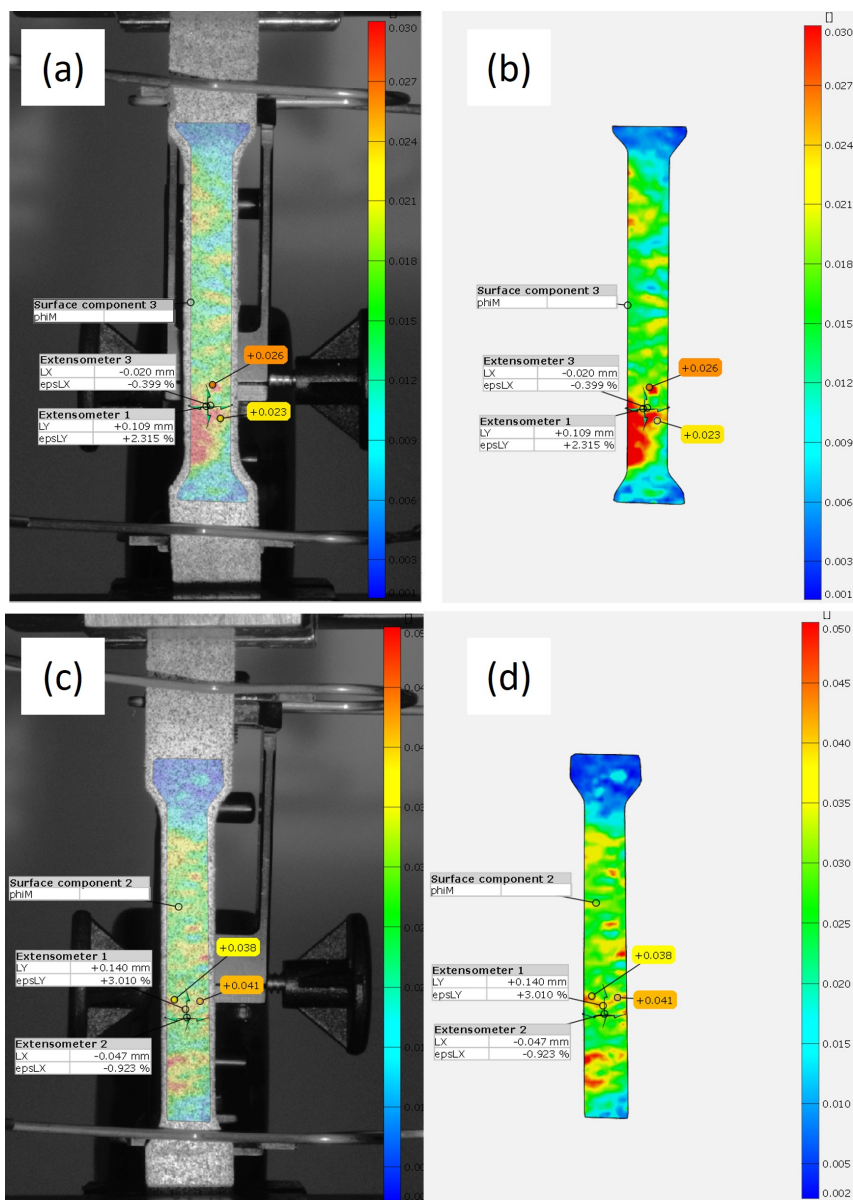


Figura 50 – Análise de deformação via DIC para os ensaios no ângulo de 0° (a) e (b) na condição primário, (c) e (d) na condição PIQ. Fonte: Autor.



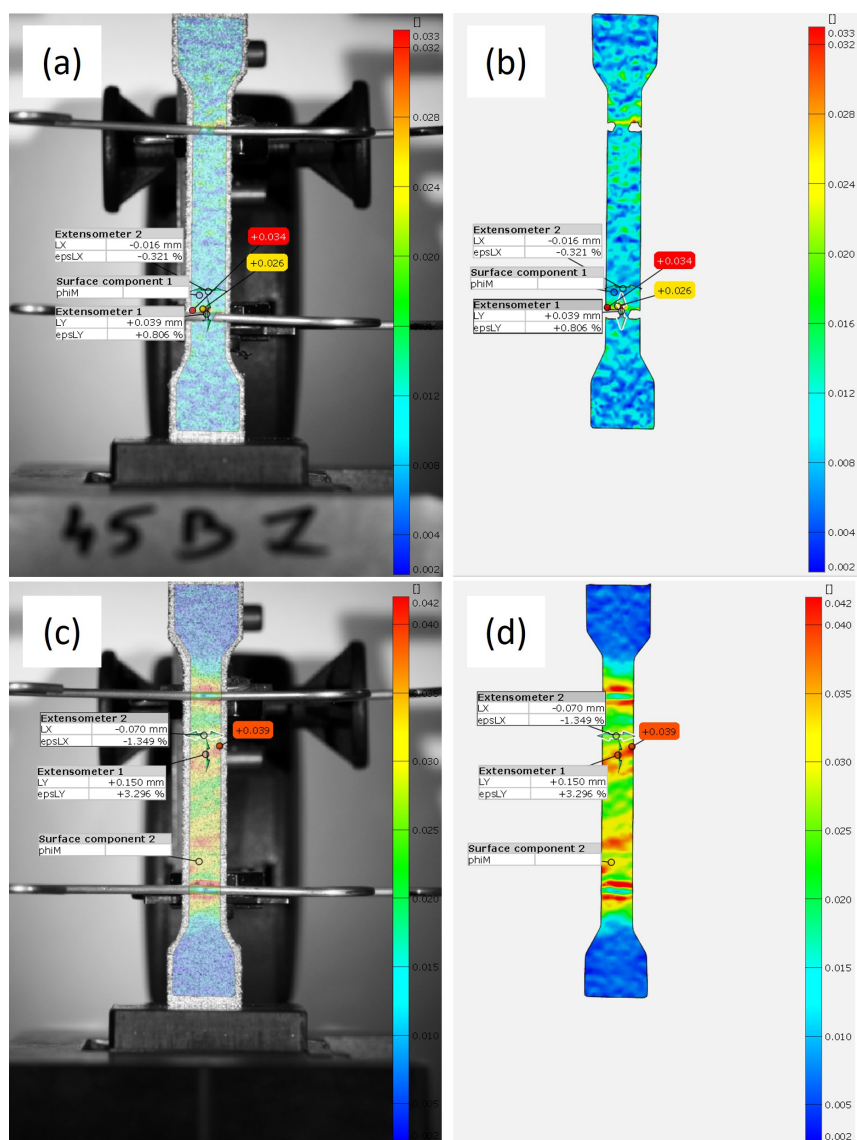


Figura 51 – Análise de deformação via DIC para os ensaios no ângulo de 45° (a) e (b) na condição primário, (c) e (d) na condição PIQ. Fonte: Autor.

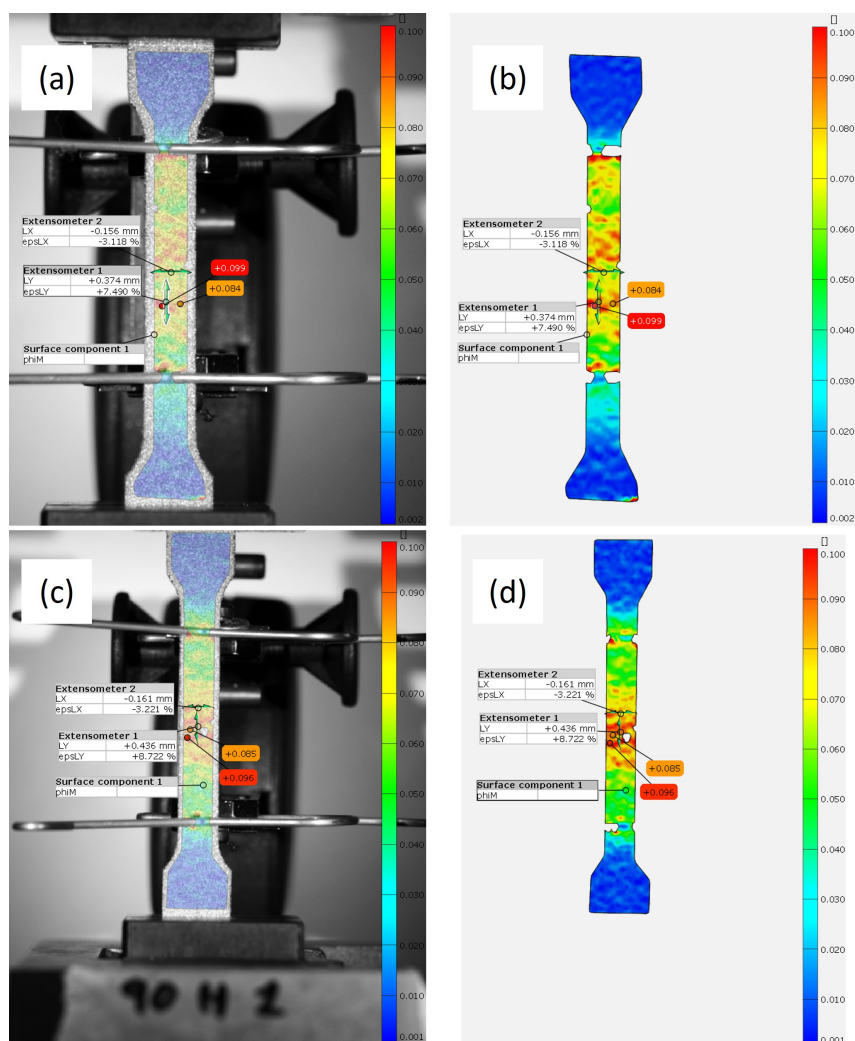


Figura 52 – Análise de deformação via DIC para os ensaios no ângulo de 90° (a) e (b) na condição primário, (c) e (d) na condição PIQ. Fonte: Autor.

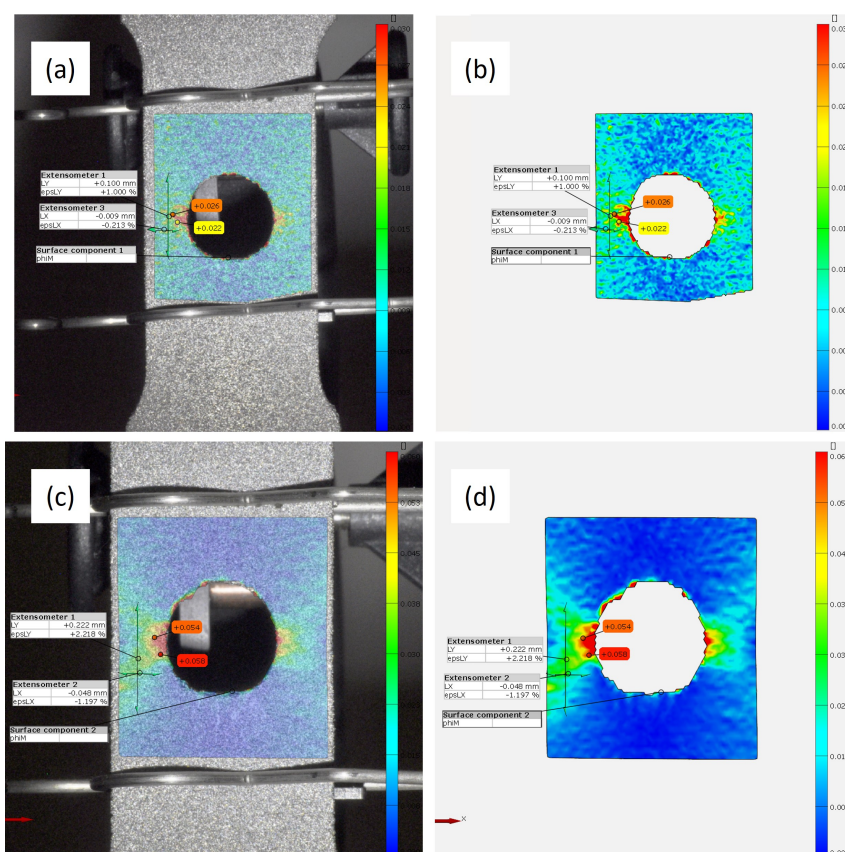


Figura 53 – Análise de deformação via DIC para os ensaios no corpo de prova com furo central (a) e (b) na condição primário, (c) e (d) na condição PIQ. Fonte: Autor.

Espécime	Estado	Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3	$\varepsilon_f$ média	Des. Padrão
0°	Primário	0,0252	–	–	0,0252	-
	PIQ	0,0497	–	–	0,0497	-
45°	Primário	0,029	0,037	0,028	0,0313	0,005
	PIQ	–	0,054	0,0287	0,0417	0,013
90°	Primário	–	0,0956	–	0,0956	–
	PIQ	–	0,0849	0,110	0,0979	0,017
Cisalhamento	Primário	0,067	0,073	0,055	0,064	0,009
	PIQ	0,132	0,122	0,128	0,126	0,006
Entalhado	Primário	0,0222	0,0315	0,0402	0,0312	0,009
	PIQ	0,0486	0,0436	0,0556	0,0496	0,006
Furo Central	Primário	0,0305	0,0268	0,032	0,0298	0,003
	PIQ	0,0497	0,0556	0,0596	0,0576	0,002
Flexão-V	Primário	0,0374	0,0314	0,0351	0,0344	0,003
	PIQ	0,0497	0,0505	0,0571	0,0515	0,001

Tabela 5 – Deformação em dano completo ( $\varepsilon_f$ ) em todos os ensaios mecânicos

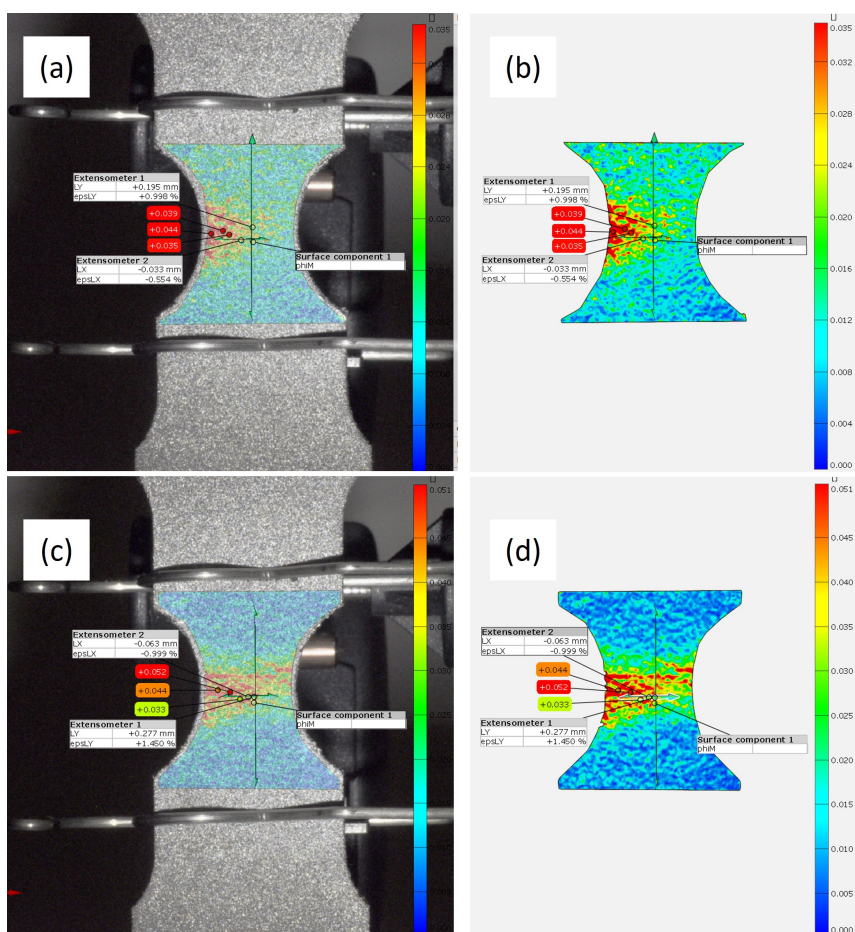


Figura 54 – Análise de deformação via DIC para os ensaios no corpo de prova entalhado (a) e (b) na condição primário, (c) e (d) na condição PIQ. Fonte: Autor.

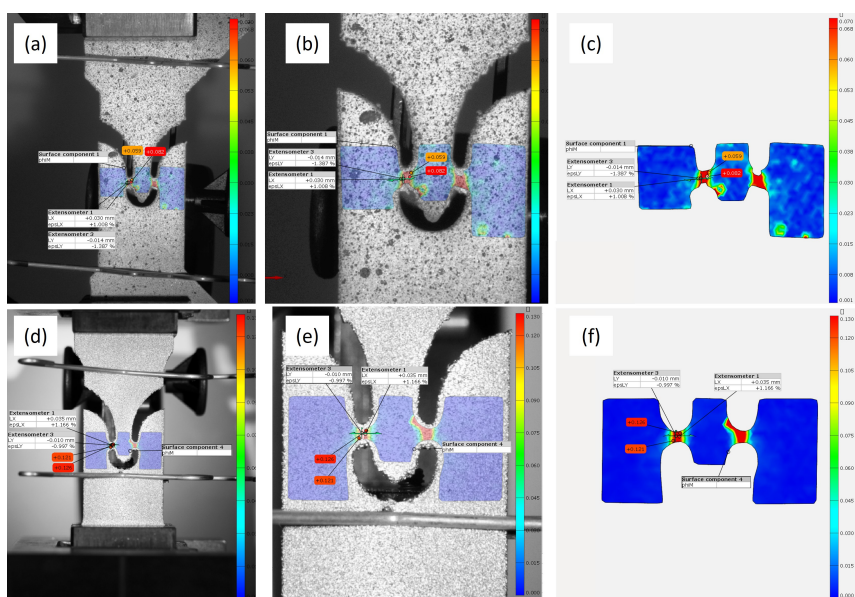


Figura 55 – Análise de deformação via DIC para os ensaios de cisalhamento puro (a), (b) e (c) na condição primário, (d), (e) e (f) na condição PIQ. Fonte: Autor.

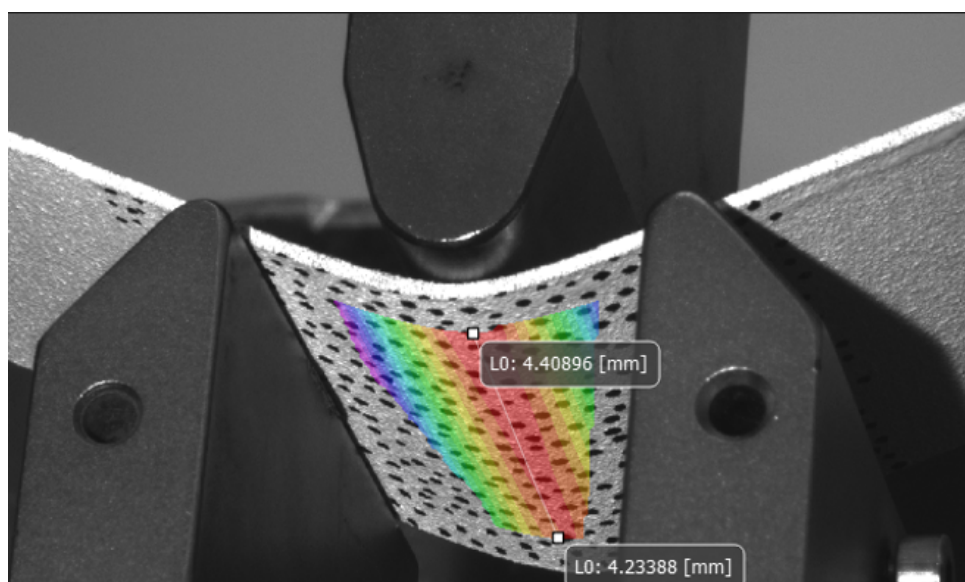


Figura 56 – Análise de deformação via DIC para ensaio de flexão V. Fonte: Autor.

## 5 IMPLEMENTAÇÃO DOS MODELOS E ANÁLISE NUMÉRICA

### 5.1 Introdução

Conforme descrito anteriormente, esta pesquisa visa avaliar a influência dos parâmetros de direção de fabricação e tratamento PIQ no aparecimento e evolução do dano. Neste aspecto, é amplamente conhecido que o material e o processo de fabricação podem influenciar as propriedades mecânicas dos componentes fabricados. Portanto, este estudo avalia o comportamento da liga Ti-6Al-4V devido à grande aplicação na indústria. Os componentes são fabricados por fusão por feixe de elétrons (Electron Beam Melting - EBM), uma tecnologia específica da categoria de Fusão em leito de pó (Powder Bed Fusion - PBF), que é altamente recomendado para produção em massa e tem chamado a atenção da indústria nos últimos anos.

Neste capítulo, os critérios de falha propostos são avaliados, calibrados e implementados. A capacidade de cada um em prever o comportamento em estados de carregamentos diferentes é comparada. Os espécimes foram projetados para fornecer dados suficientes para a calibração dos modelos de dano, abrangendo uma faixa considerável de triaxialidade e ângulos de Lodes diferentes. A calibração de critérios é essencial para entender a capacidade de cada modelo em prever o comportamento do material e a implementação numérica da mesma. A simulação numérica é feita em paralelo com o objetivo de entender o comportamento de cada corpo de prova no início de dano e extrair os valores de triaxialidade e ângulo de Lode em cada caso. As próximas seções descrevem em detalhes este processo.

### 5.2 Modelos de dano cumulativo

Dano em seu sentido mecânico em material sólido é a formação e junção de microvazios ou microfissuras que criam uma descontinuidade no meio contínuo e leva o material à ruptura. O surgimento da descontinuidade afeta características do material como, por exemplo, a diminuição do módulo de elasticidade, densidade, dureza, tensão de escoamento antes e depois do encruamento, entre outras.

As equações constitutivas de deformação e dano caracterizam o comportamento do material sem as descontinuidades superficiais. Assumindo que na deformação plástica, a área efetiva para suportar carga é modificada conforme a carga que recebe, a tensão atuante na nova área também conhecida como tensão efetiva pode ser escrita da seguinte

forma,

$$\sigma_{eff} = \frac{\sigma}{(1 - D)} \quad (5.1)$$

onde  $D$  é o variável de dano e representa o dano acumulado em cada ponto. Vale ressaltar que a equação 5.1 representa dano isotrópico no caso uniaxial e pode ser desenvolvido para outros casos. Uma representação gráfica desta variável num gráfico de tensão-deformação é demonstrada na figura 57. Como pode ser visto no gráfico, a evolução do dano começa no ponto em que o material atinge a sua tensão máxima e com a sua degradação, o amolecimento começa. Também, pode-se observar que variável  $D$  tem valor nulo no seu estado inicial e no ponto da ruptura assume um valor diferente conforme o modelo empregado.

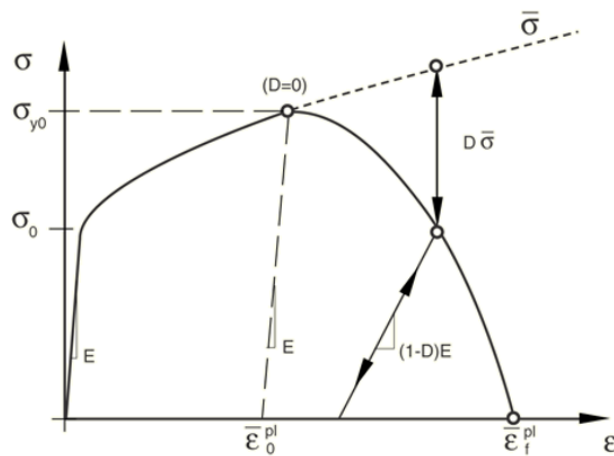


Figura 57 – Gráfico de tensão-deformação com ênfase na ilustração de dano. Fonte: Manual ABAQUS, 2016

No caso de modelos acoplados, devido a sua base física e dependência de mais parâmetros, sua calibração torna-se mais difícil. Por isso os modelos desacoplados são preferidos para implementação numérica, pois o dano evolui com a integração da função de dano e o comportamento elástico e plástico do material não são afetados com esta evolução. Em outras palavras, não há um significado físico claro para os parâmetros do material e eles podem ser definidos por simulação e comparação de experimentos físicos. Vale ressaltar que o número de experimentos necessários para a calibração dos modelos desacoplados é igual ao número de parâmetros do modelo de material (XUE, 2007).

No caso de modelos de dano desacoplados, ou seja, todos os modelos abordados neste estudo, uma função no formato da equação 5.2 acumula o dano em cada iteração e quando atinge o valor unitário, sinaliza o dano completo e conseqüentemente ruptura do material.

$$D = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{d\bar{\varepsilon}_p}{\varepsilon_f} \quad (5.2)$$

Pode-se perceber que esta função começa acumular o dano a partir do momento que começa deformação plástica  $\varepsilon_p$  e chega no valor 1 quando o somatório de deformação plástica fica igual à deformação plástica equivalente ( $\varepsilon_f$ ) o valor calculado pelo modelo de dano empregado. A calibração dos modelos de falha dúctil é apresentada a seguir.

### 5.3 Calibração dos modelos

Para calibrar os parâmetros de cada modelo, experimentos físicos e procedimentos baseado em elementos finitos são empregados para extrair a curva tensão-deformação. Através da comparação carga-deslocamento e dados experimentais, os parâmetros do modelo são otimizados. Os parâmetros obtidos devem ser capazes de prever tanto o encruamento quanto os efeitos de iniciação e acúmulo de dano.

Nesta seção, a calibração dos parâmetros para os modelo de dano de Jonhson-Cook (JC), Mohr Coulomb Modificado (MMC) e Hosford Coulomb (HC), três modelos de dano desacoplados é apresentada. Os dados da deformação plástica equivalente na ruptura dos ensaios descritos na seção 4.6, foram utilizados para calibração dos modelos. Estes valores foram obtidos com a análise por DIC dos ensaios mecânicos. Os resultados dos ensaios repetidos apresentaram valores próximos, conforme mostrado na tabela 5. Dessa maneira, foi adotada a média aritmética para a deformação de ruptura do material. Além disso, para simplificar a demonstração dos dados, os valores das curvas de tensão-deformação e força-deslocamento são a média das curvas de ensaios apresentados na seção 4.6.

Todos os modelos foram avaliados e calibrados para caso de estado primário de fabricação e estado PIQ e foram somente considerados corpos de provas fabricados na direção de  $90^\circ$  para comparação dos resultados. A triaxialidade é calculada com uso de simulações numéricas e estas podem sofrer variações ao longo do carregamento. Portanto, no ponto de ruptura é calculada a média da triaxialidade durante o processo de carregamento no centro da zona de estrição. O mesmo processo acontece para obtenção do parâmetro de Lode, entretanto, este apresenta uma variação menor ao longo do ensaio.

#### 5.3.1 Calibração do modelo Jonhson-Cook (JC)

O modelo constitutivo de Johnson-Cook (JC) é um modelo mecânico para simular a degradação nos materiais metálicos. Este modelo consegue descrever a variação das tensões e deformações ao longo do carregamento. A equação constitutiva de JC é demonstrada na



equação 5.3

$$\sigma = [A + B (\bar{\varepsilon}^{pl})^n] \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}^{pl}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] (1 - \hat{\theta}^m) \quad (5.3)$$

onde  $\varepsilon^{pl}$  é a deformação plástica equivalente e  $A$ ,  $B$ ,  $n$  e  $m$  são parâmetros do material e devem ser calibrados com os dados da curva de tensão-deformação. Este modelo pode ser usado para modelagem com taxas de deformações diferentes e temperaturas diferentes. Neste estudo, as variações de taxa de deformação e temperatura não foram avaliadas, e o modelo se reduz a

$$\sigma = A + B (\bar{\varepsilon}^{pl})^n \quad (5.4)$$

Com uso das curvas de tensão e deformação dos ensaios e função de ajuste de curva, os parâmetros do material foram calculados e são apresentados na tabela 6.

Em seguida, o modelo de dano JC deve ser calibrado. Conforme apresentado na equação 3.18, este modelo contém cinco parâmetros. Uma vez que os efeitos de temperatura e taxa de deformação não estão incluídos neste estudo, os parâmetros  $D_4$  e  $D_5$  são considerados iguais a zero. Portanto, o modelo se reduz a

$$\varepsilon^f = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \eta)] \quad (5.5)$$

onde os parâmetros  $D_1$ ,  $D_2$  e  $D_3$  são calibrados com base no ensaio de tração quase estático em barras lisas e de entalhe e ensaio de compressão nos cilindros (*Upsetting test*). Vale ressaltar que o processo de calibração é altamente afetado pelo material e condições de carregamento. Portanto, o processo de calibração pode variar conforme a aplicação do modelo. Neste caso, a inclusão dos testes de compressão na calibração deste modelo é de grande importância e auxilia em obter parâmetros que representam melhor os casos de triaxialidade negativa. Para otimização destes parâmetros, o método de gradiente descendente, implementado no MATLAB, foi utilizado. Os valores obtidos foram implementados no ABAQUS e num processo iterativo, foram ajustados com os dados dos ensaios. Estes valores são apresentados na tabela 6. A plotagem da curva do modelo de dano JC com estes parâmetros são ilustrados na figura 58.

Tabela 6 – Parâmetros do modelo JC para estado primário e PIQ.

	A(MPa)	B(MPa)	n	$D_1$	$D_2$	$D_3$
Estado Primário	754,32	701,41	0,864	0,045	0,015	6,82
Estado PIQ	691,89	711,23	0,737	0,058	0,068	2,68

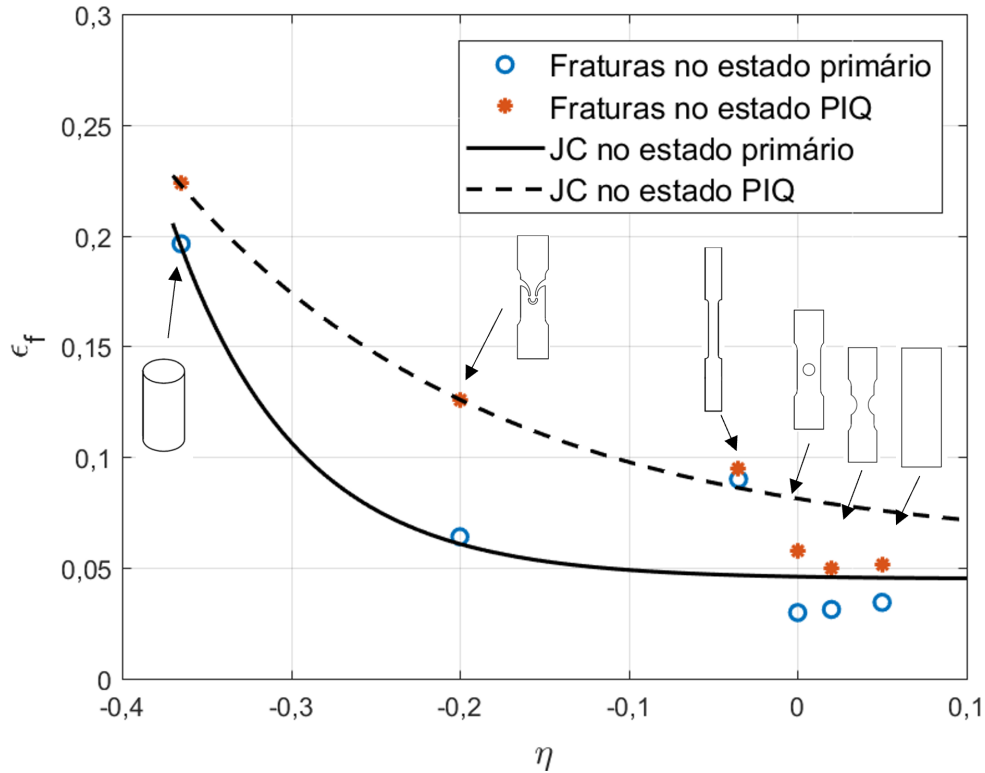


Figura 58 – As curvas do modelo JC para dois estados analisados com os pontos de deformação equivalente à ruptura obtidas para cada ensaio em seu respectivo valor de triaxialidade. Fonte: Autor.

### 5.3.2 Calibração do modelo Mohr-Coulomb Modificado (MMC)

O critério MMC original proposto por [Bai e Wierzbicki \(2010\)](#) foi apresentado na seção 3.4.2. Versões diferentes deste modelo vêm sendo estudadas ao longo dos anos e a influência e a importância de cada parâmetro foi avaliada na literatura. O modelo adotado neste estudo é a versão que possui parâmetros  $(A, n, c_1, c_2, c_\theta^s, c_\theta^c)$  e está ilustrado na equação 5.6.

$$\bar{\epsilon}_f = \left\{ \frac{A}{c_2} \left[ c_\theta^s + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (c_\theta^{ax} - c_\theta^s) \left( \sec \left( \frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) - 1 \right) \right] \left[ \sqrt{\frac{1 + c_1^2}{3}} \cos \left( \frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) + c_1 \left( \eta + \frac{1}{3} \sin \left( \frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (5.6)$$

onde os parâmetros  $A$  e  $n$  são parâmetros de encruamento do material e da função de potência, calibrados pelo ajuste de tensão-deformação conforme definido pelo [Swift \(1952\)](#) e mostrado a seguir

$$k_S [\bar{\epsilon}_p] = A (\bar{\epsilon}_p + \epsilon_0)^n \quad (5.7)$$

Os parâmetros  $c_1$  e  $c_2$  são parâmetros básicos de Mohr-Coulomb a partir de testes de material realizados até a ruptura. O parâmetro  $c_\theta^s$  controla o efeito do parâmetro Lode e  $c_\theta^c$  ajusta a assimetria da superfície da falha.

A calibração do MMC requer pelo menos dois testes experimentais para determinar os parâmetros  $c_1$  e  $c_2$ . Quando não há dados adicionais disponíveis, os parâmetros  $c_\theta^s$  e  $c_\theta^c$  são considerados iguais à unidade. Para um modelo mais preciso, maior número de ensaios mecânicos são demandados.

Primeiramente, os parâmetros  $A$  e  $n$  são calibrados com uso da curva de tensão-deformação. Esses parâmetros são ajustados com uso a ferramenta de ajuste de curvas do MATLAB, usando os dados obtidos a partir do ensaio de compressão. Esta ferramenta otimiza os valores destas variáveis e apresenta o melhor ajuste possível. O resultado obtido apresentam uma boa aproximação da curva de tensão-deformação do material.

Em seguida, os parâmetros de  $c_1$  e  $c_2$  precisam ser ajustados usando as deformações equivalentes na ruptura obtidas por dois ensaios diferentes. Neste caso, as deformações dos ensaios de tração e de cisalhamento foram empregados. Nesta etapa da calibração, os parâmetros  $c_\theta^s$  e  $c_\theta^c$  são considerados iguais à unidade e serão calibrados na próxima etapa.

Na terceira etapa, os demais dados do dano obtidos pelos ensaios são carregados a fim de ajustar os parâmetros  $c_\theta^s$  e  $c_\theta^c$ . Todas as etapas desta calibração foram efetuados com auxílio das funções de otimização do MATLAB. O processo de calibração foi feito duas vezes com dados dos ensaios do estado primário e estado PIQ e os valores são apresentados na tabela 7.

A Figura 59 mostra a curva de ruptura MMC no plano de triaxialidade de tensão e deformação equivalente à ruptura para o modelo MMC. Alternativamente, [Bai e Wierzbicki \(2010\)](#) sugerem que os parâmetros  $c_1$ ,  $c_2$ ,  $c_\theta^s$  e  $c_\theta^c$  podem ser determinados pelo melhor ajuste dos pontos de dados de ruptura. Entretanto, os autores não especificam qual modelo matemático pode ser empregado para ajustar todos os 6 parâmetros de uma vez.

Analisando os efeitos dos parâmetros, percebe-se que o parâmetro  $c_\theta^s$  é a variável que controla a dependência ao ângulo de Lode. Por sua vez, o  $c_\theta^c$  é responsável pelo efeito da assimetria da superfície de ruptura e tem efeito somente nas condições com ângulo de Lode negativo. Sabe-se no caso específico de estado plano de tensão, apresentado na figura 59, ângulo de Lode negativo acontece para valores de triaxialidade negativa ou

triaxialidade acima de 0.33 . Uma apresentação mais clara desta relação pode ser vista na figura 15. Portanto, a curvatura do modelo MMC nesses domínios é controlada por esse fator.

Tabela 7 – Parâmetros do modelo MMC para estado primário e PIQ.

	A(MPa)	n	$\varepsilon_0$	$c_1$	$c_2$	$c_\theta^c$	$c_\theta^s$
Estado Primário	958,39	0,0564	0,007	0,135	712,09	1.1	0,98
Estado PIQ	985,3	0,081	0,007	0,19	705,62	1.1	0,97

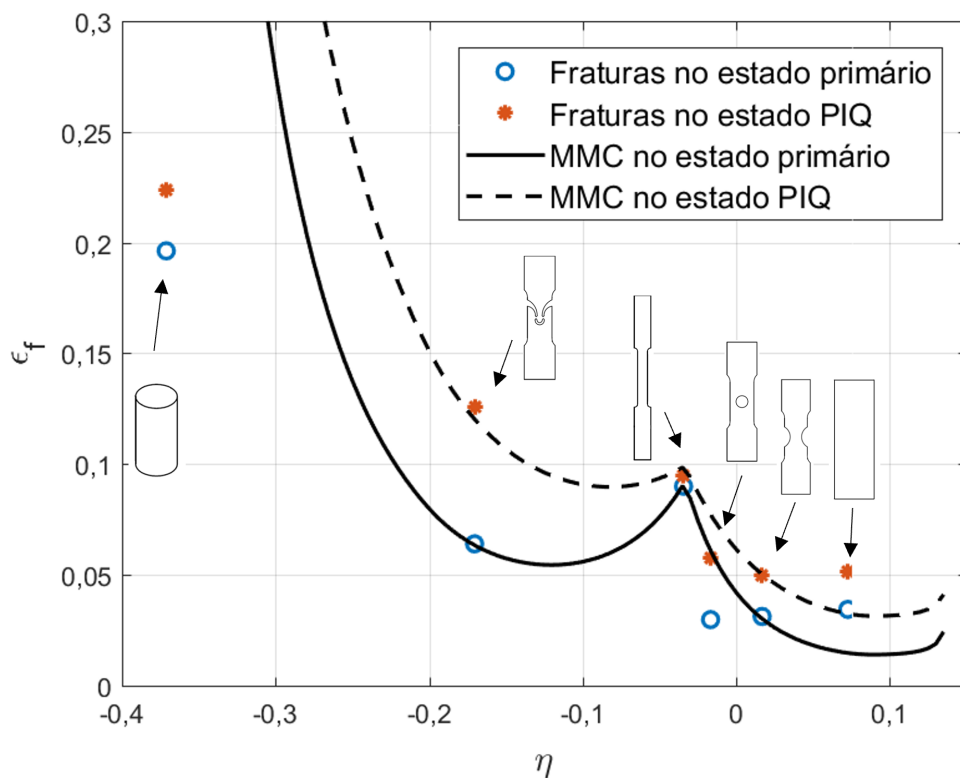


Figura 59 – As curvas do modelo MMC para dois estados analisados com os pontos de deformação equivalente à ruptura obtida para cada ensaio e seu respectivo valor de triaxialidade. Fonte: Autor.

Como consequência do modelo MMC original, pode-se extrair a seguinte condição onde a deformação vai ao infinito quando a equação é satisfeita.

$$\sqrt{\frac{1+c_1^2}{3}} \cos\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) + c_1 \left( \eta + \frac{1}{3} \sin\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) \right) \leq 0 \quad (5.8)$$

Isso significa que existe uma região de corte conforme mostrado na figura 61 e nenhuma falha ocorrerá abaixo de  $\eta = -1/3$ . Entretanto, outros autores, entre eles Khan e Liu (2012a) e Lou, Yoon e Huh (2014), não chegaram na mesma conclusão sobre o limite de

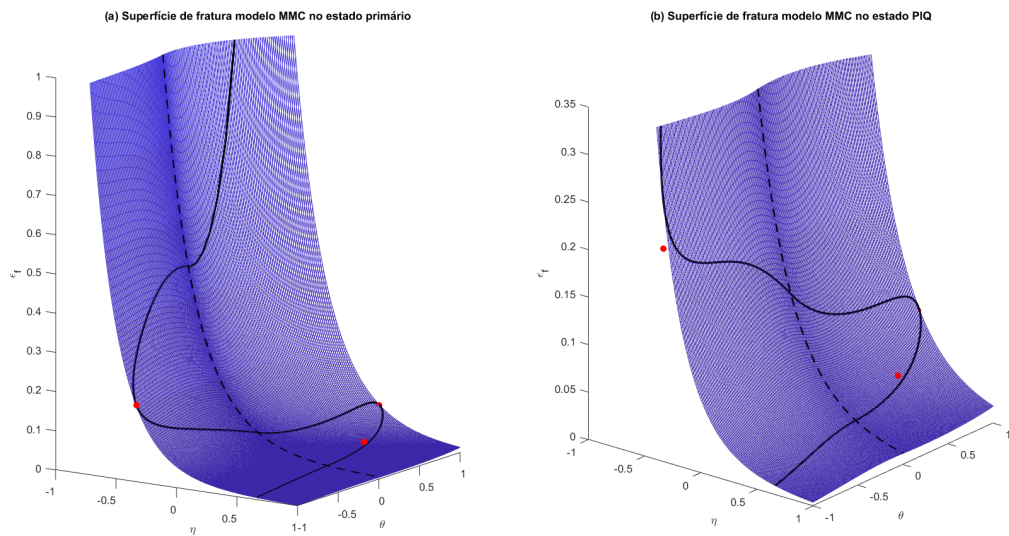


Figura 60 – A superfície da ruptura do modelo MMC para ambos os estados em termos da triaxialidade ( $\eta$ ), ângulo de Lode ( $\theta$ ) e deformação equivalente à ruptura ( $\varepsilon_f$ ). Fonte: Autor.

corde para triaxialidade.

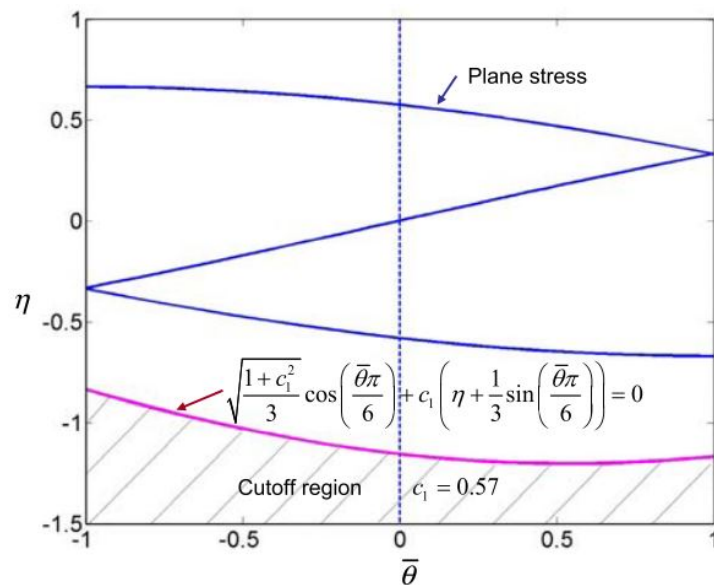


Figura 61 – Limite de corte de triaxialidade negativa pelo critério MMC. Fonte: Bai e Wierzbicki (2010).

### 5.3.3 Calibração do modelo Hosford-Coulomb (HC)

Para modelagem do comportamento de encruamento do material com o critério de Hosford-Coulomb, Mohr e Marcadet (2015) sugerem que seja feita através de uma

combinação linear de lei de potência e lei exponencial como segue,

$$k_\varepsilon [\bar{\varepsilon}_p] = \alpha k_S [\bar{\varepsilon}_p] + (1 - \alpha) k_V [\bar{\varepsilon}_p] \quad (5.9)$$

onde  $\alpha$  é o fator de ponderação com valor entre 0 e 1. A lei de potência é definida como

$$k_S [\bar{\varepsilon}_p] = A (\bar{\varepsilon}_p + \varepsilon_0)^n \quad (5.10)$$

onde  $A$ ,  $n$  e  $\varepsilon_0$  são parâmetros de encruamento e deformação do escoamento. A lei exponencial é escrita como,

$$k_V [\bar{\varepsilon}_p] = k_0 + Q (1 - e^{-\beta \bar{\varepsilon}_p}) \quad (5.11)$$

onde  $k_0$ ,  $Q$  e  $\beta$  são definidos como parâmetros de Voce (VOCE, 1948) e calibrados com a curva de tensão-deformação. A curva tensão-deformação antes da estricção é ajustada primeiro e o estágio pós-estricção é extrapolado pela equação 5.9. Entretanto, para os ensaios realizados no material objetivo deste estudo, foi verificado que a função de potência, apresenta uma boa aproximação dos valores obtidos experimentalmente. Portanto, somente a equação 5.10 foi empregada na implementação do modelo HC neste estudo.

O modelo HC apresentado na seção 3.4.3 possui sete variáveis. Os parâmetros  $a$ ,  $b$ ,  $c$  e  $n$  estão relacionados à parte isotrópica do modelo e  $M_{22}$ ,  $M_{44}$  e  $M_{12}$  descrevem a anisotropia do modelo. A variável  $n$  é a mesma da função de lei de potência 5.10. Os parâmetros HC são determinados por análise inversa detalhadas a seguir.

Vale reforçar que esta pesquisa não tem objetivo de estudar a anisotropia do material. Por isso, a condição isotrópica é assumida e os parâmetros anisotrópicos são impostos a  $M_{22} = M_{44} = 1$  e  $M_{12} = 0$  e os demais parâmetros são identificados apenas para corpos de prova na direção  $90^\circ$ .

A figura 62 representa a superfície da ruptura em  $3D$  e a linha contínua traçada na superfície é a condição de estado plano de tensão nesta superfície. O parâmetro  $b$  é igual à deformação equivalente à ruptura por tração uniaxial ( $UT$ ) e segundo Mohr e Marcadet (2015), este valor é equivalente à deformação equivalente à ruptura para o caso de ensaios equi-biaxiais ( $EBT$ ).

$$b = \bar{\varepsilon}_f^{UT} = \bar{\varepsilon}_f^{EBT} \quad (5.12)$$

A calibração dos parâmetros  $c$  e  $a$  requer a identificação da deformação equivalente à ruptura nas condições de cisalhamento puro ( $SH$ ) e condição de estado plano de deformação ( $PST$ ). A deformação equivalente à ruptura por cisalhamento é definido como,

$$\bar{\varepsilon}_f^{SH} = b \left( \sqrt{3} \frac{1+c}{(1+2^{a-1})^{\frac{1}{a}}} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (5.13)$$

e deformação à ruptura na condição PST é,

$$\bar{\varepsilon}_f^{PST} = b \left( \sqrt{3} \frac{1+c}{(1+2^{a-1})^{\frac{1}{a}} + 2c} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (5.14)$$

Identificando a deformação à ruptura nos dois casos acima, o parâmetro  $c$  pode ser escrito em termos de  $\bar{\varepsilon}_f^{SH}$  e  $\bar{\varepsilon}_f^{PST}$  como segue,

$$c = \frac{1 - \left( \frac{\bar{\varepsilon}_f^{PST}}{\bar{\varepsilon}_f^{SH}} \right)^n}{\frac{2}{\sqrt{3}} \left( \frac{\bar{\varepsilon}_f^{PST}}{b} \right)^n + \left( \frac{\bar{\varepsilon}_f^{PST}}{\bar{\varepsilon}_f^{SH}} \right)^n - 1} \quad (5.15)$$

e então para o expoente  $a$  é necessário resolver a equação implícita abaixo, limitado ao intervalo  $1 \leq a \leq 2$ .

$$(1+2^{a-1})^{\frac{1}{a}} = \sqrt{3} (1+c) \left( \frac{b}{\bar{\varepsilon}_f^{SH}} \right)^n \quad (5.16)$$

Desta forma, para calibrar o modelo HC isotrópico, precisa-se de três ensaios nas condições de tração uniaxial, cisalhamento e estado plano de deformação. Com as deformações equivalentes à ruptura destes ensaios, os parâmetros  $b$  e  $c$  são ajustados, usando as equações 5.14 e 5.15. Obtendo esses dois parâmetros, a equação 5.16 é resolvido com uso de solver de equações do MATLAB com limitação de domínio para ser um valor entre 1 e 2. Uma vez feito este procedimento, os parâmetros encontrados são otimizados por meio de algoritmo livre de derivadas para maximizar a previsão numérica e os dados experimentais. Os parâmetros calibrados do modelo HC podem ser consultados na tabela 8 e a representação no plano 2D pode ser vista na figura 63.

Tabela 8 – Parâmetros do modelo HC para estado primário e PIQ.

	A(MPa)	n	a	b	c
Estado Primário	958,39	0,056	1,31	0,09	0,042
Estado PIQ	985,3	0,081	1,35	0,095	0,094

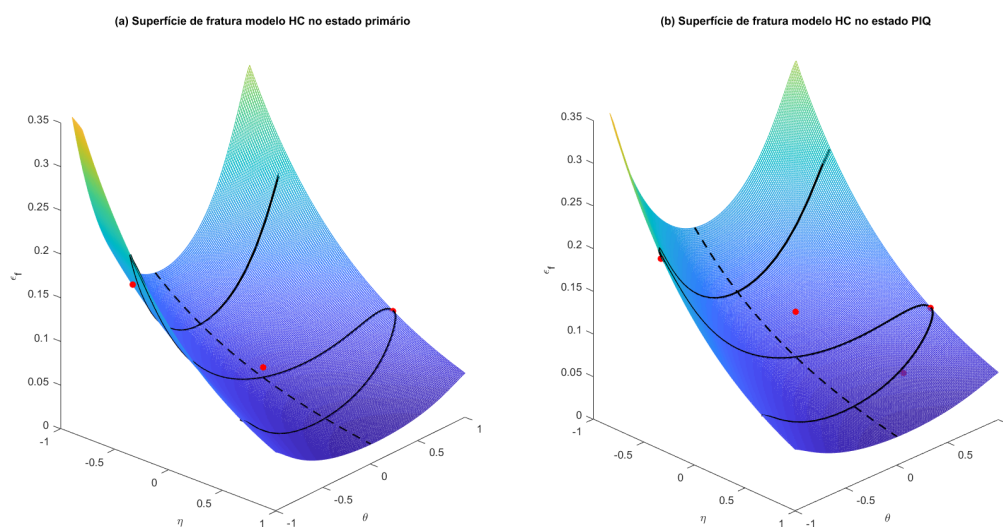


Figura 62 – A superfície da ruptura do modelo HC para ambos os estados em termos da triaxialidade ( $\eta$ ), ângulo de Lode ( $\theta$ ) e deformação equivalente à ruptura ( $\varepsilon_f$ ).  
Fonte: Autor.

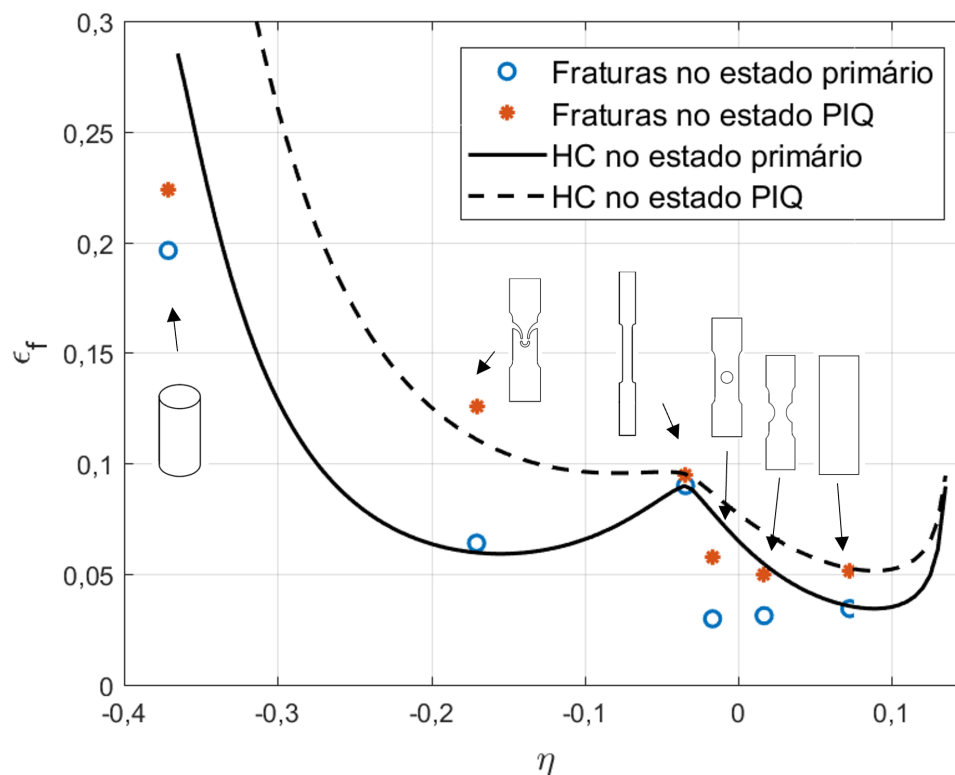


Figura 63 – As curvas do modelo HC para dois estados analisados com os pontos de deformação equivalente à ruptura obtida para cada ensaio em seu respectivo valor de triaxialidade. Fonte: Autor.



## 5.4 Simulação numérica

Uma análise numérica baseada no método dos elementos finitos usando o ABAQUS versão 2016 é adotada para simulação de modelos de dano. Entre os critérios selecionados, apenas o modelo de critério de Johnson-Cook existe na biblioteca do ABAQUS. O uso do modelo de JC requer o uso do encruamento de JC, mas não requer necessariamente o uso da dependência da taxa de deformação de Johnson-Cook. O modelo de plasticidade Johnson-Cook pode ser usado com quaisquer elementos no ABAQUS que incluam comportamento mecânico (elementos que tenham graus de liberdade de deslocamento).

Para viabilizar a simulação numérica com uso de modelos constitutivos e de dano mais modernos com os softwares comerciais de simulação numérica, o desenvolvimento de sub-rotinas é necessário. Por isso, os modelos MMC e HC propostos neste trabalho foram implementados como sub-rotinas. As sub-rotinas de materiais definidas pelo usuário no ABAQUS que permitem aos usuários definir seus próprios modelos de materiais têm duas categorias conhecidas como UMAT e VUMAT.

A principal diferença entre elas é o nível de complexidade que eles podem manipular. O UMAT permite que os usuários definam um modelo de material para descrever o comportamento tensão-deformação de um material sob várias condições de carregamento. Ele é capaz de simular materiais lineares, isotrópicos ou materiais com comportamentos não lineares simples. Esta categoria de sub-rotina pode ser utilizada somente com integração implícita do *ABAQUS/Standard*.

Por outro lado, o VUMAT é capaz de simular comportamentos não lineares mais complexos, como plasticidade, dano e ruptura. Este, permite que os usuários definam suas próprias equações constitutivas e as integrem ao código de análise ABAQUS para simular com precisão o comportamento dos materiais sob diferentes condições de carga. Para usar o VUMAT, o usuário deve escrever uma sub-rotina Fortran que defina o comportamento do material. Esta sub-rotina é então compilada e vinculada ao código de análise *ABAQUS/Explicit*. Quando a análise é executada, o ABAQUS chama a sub-rotina VUMAT para cada elemento do modelo para determinar o comportamento do material em cada ponto.

Embora o VUMAT seja uma ferramenta poderosa para simular comportamentos complexos, ela requer conhecimento avançado de ciência de materiais e habilidades de programação. O usuário deve definir cuidadosamente o modelo de material e garantir que seja implementado corretamente na sub-rotina VUMAT para obter resultados precisos. O fluxograma de simulação numérica com uso do VUMAT é apresentado na figura

64. Aspectos de simulação explícita e cuidados na implementação são abordados em seguida.

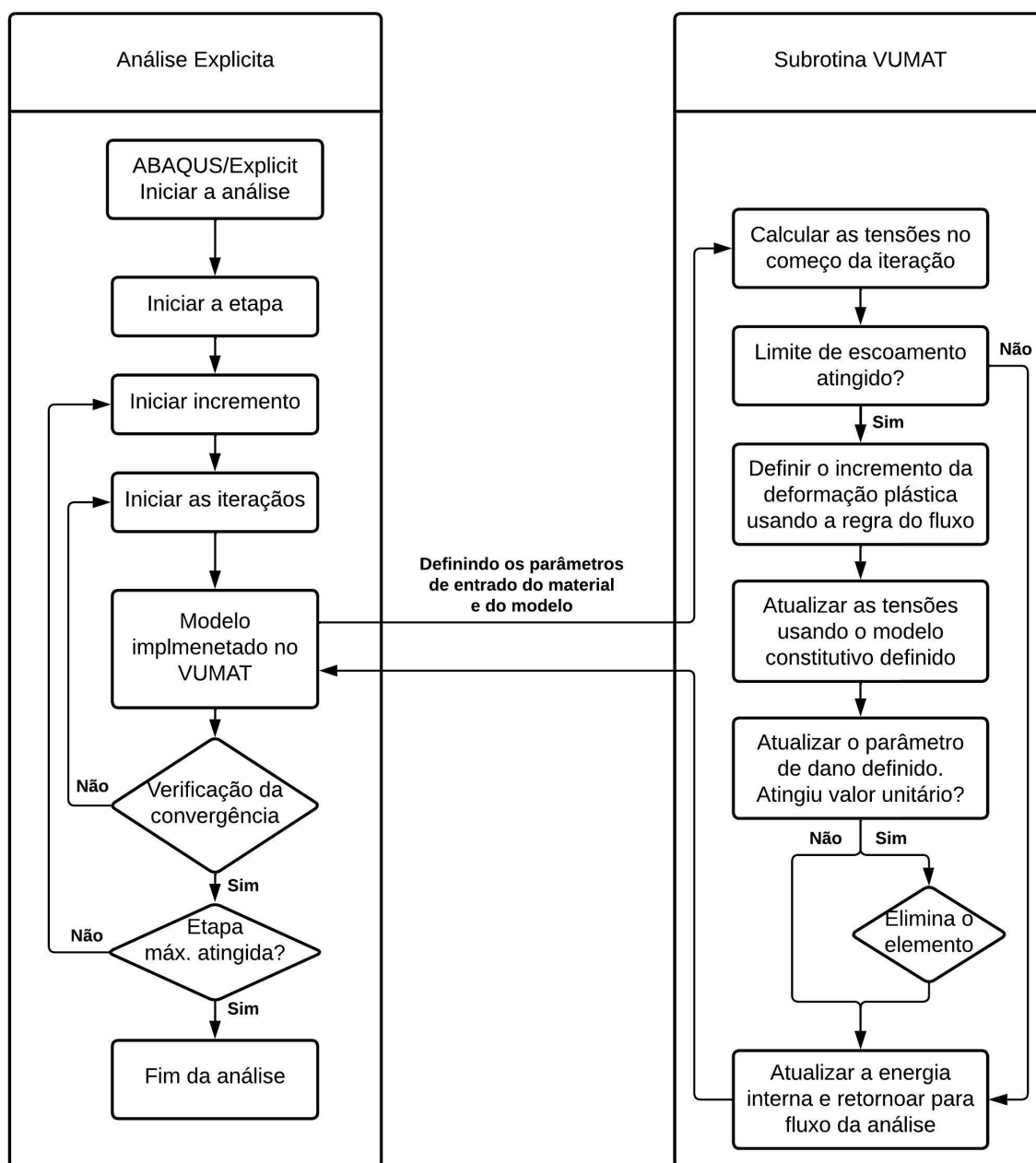


Figura 64 – Fluxograma de simulação explícita usando sub-rotina VUMAT. Fonte: Autor.

#### 5.4.1 Integração explícita da equação de equilíbrio

O desenvolvimento e uso dos elementos finitos começa pela definição da equação de equilíbrio. Esta equação na sua forma mais genérica para sistema amortecida é demonstrada na equação 5.17.

$$M\ddot{u} + C\dot{u} + F_{int} = F_{ext} \quad (5.17)$$

onde  $M$  é matriz de massas,  $C$  é matriz de amortecimentos,  $F_{int}$  e  $F_{ext}$  são os vetores das forças internas e externas respectivamente e a variável  $u$  representa o vetor deslocamento. A integração da equação pode ocorrer com uso de métodos matemáticos diversos. No método explícito, a esquema de integração do tempo da diferença central é utilizado. Este modelo, usa a série de Taylor para expansão de deslocamentos em incrementos de tempos diferentes:

$$\begin{aligned} u(t + \Delta t) &= u(t) + \dot{u}(t)\Delta t + \ddot{u}(t)\frac{\Delta t^2}{2} + \dots \\ u(t - \Delta t) &= u(t) - \dot{u}(t)\Delta t + \ddot{u}(t)\frac{\Delta t^2}{2} - \dots \end{aligned} \quad (5.18)$$

Assim sendo, as equações da velocidade e aceleração no instante  $t_N$  são obtidas através das derivadas destas equações e são demonstradas a seguir:

$$\begin{aligned} \dot{u}_N &= \frac{u_{N+1} - u_{N-1}}{2\Delta t} \\ \ddot{u}_N &= \frac{u_{N+1} - 2u_N + u_{N-1}}{(\Delta t)^2} \end{aligned} \quad (5.19)$$

Considerando que a aceleração se mantém constante entre incremento  $t_N$  e  $t_{N+1}$ , a integração pode ser declarada da seguinte forma:

$$\begin{aligned} u_{N+1} &= u_N + \dot{u}_N\Delta t + \frac{1}{2}\ddot{u}_N(\Delta t)^2 \\ \dot{u}_{N+1} &= \dot{u}_N + \frac{1}{2}(\ddot{u}_N + \ddot{u}_{N+1})\Delta t \end{aligned} \quad (5.20)$$

Com a mesma consideração de aceleração constante, é comum escrever as velocidades intermediárias em termo de  $N - 1/2$  e  $N + 1/2$  e com variação do incremento do tempo, o método de diferença central é aplicado. A equação de velocidade e aceleração pelo método de diferença central é ilustrada na equação 5.21.

$$\begin{aligned} \dot{u}_{N+1/2} &= \frac{u_{N+1} - u_N}{\Delta t_{N+1}} \\ \ddot{u}_N &= \frac{\dot{u}_{N+1/2} - \dot{u}_{N-1/2}}{\Delta t_{N+1/2}} \end{aligned} \quad (5.21)$$

Substituindo a equação de aceleração obtida na equação 5.21 na equação de equilíbrio não amortecido, obtém-se a equação 5.22.

$$M\frac{\dot{u}_{N+1/2} - \dot{u}_{N-1/2}}{\Delta t_{N+1/2}} + F_{int_N} = F_{ext_N} \quad (5.22)$$

e assim, a velocidade e deslocamento em cada incremento de tempo pode ser reescrito da seguinte forma:

$$\begin{aligned} u_{N+1} &= u_N + \dot{u}_{N+1/2}\Delta t_{N+1} \\ \dot{u}_{N+1/2} &= M^{-1}(F_{int_N} - F_{ext_N})\Delta t_{N+1/2} + \dot{u}_{N-1/2} \end{aligned} \quad (5.23)$$

Mais detalhes sobre a integração para o método explícito pode ser consultada na [Dunne e Petrinic \(2005\)](#) e [Neto, Peric e Owen \(2011\)](#).

#### 5.4.2 Estabilidade do incremento de tempo explícito

A importância da definição do incremento de tempo na formulação explícita foi mostrada na seção 5.4.1. Nesta seção, vamos abordar a formulação para melhor definir este tempo.

A formulação de equilíbrio para um sistema em movimento harmônico simples com apenas um grau de liberdade pode ser escrito como:

$$\ddot{u} + \omega^2 u = 0 \quad (5.24)$$

onde  $\omega$  é a frequência angular do sistema. Usando a formulação de diferença central do tempo para aceleração, chega-se na forma seguinte:

$$\ddot{u}_N = \frac{u_{N+1} - 2u_N + u_{N-1}}{(\Delta t)^2} = -\omega^2 u_N \quad (5.25)$$

reorganizando esta equação, tem-se:

$$u_{N+1} - (2 - \omega^2(\Delta t)^2)u_N + u_{N-1} = 0 \quad (5.26)$$

usando a substituição de variáveis  $u_N = A^n$ , a equação é reescrita:

$$A^2 - (2 - \omega^2(\Delta t)^2)A + 1 = 0 \quad (5.27)$$

As raízes da equação 5.27 para  $A$  podem ser calculadas. A condição necessária para estabilidade da equação de equilíbrio se dá por  $|A| \leq 1$ . desta forma, para um sistema com múltiplos graus de liberdade, o incremento de tempo pode ser obtido através da equação 5.28.

$$\Delta t \leq \frac{2}{\omega_{max}} \quad (5.28)$$

onde  $\omega_{max}$  é o maior autovalor do sistema. Uma estimativa conservadora do valor do incremento do tempo pode ser obtida pela relação entre o comprimento característico do elemento e a velocidade de propagação efetivo da onda no material, escrito como:

$$\Delta t \leq \min \frac{L_c}{c_d} \quad (5.29)$$

onde  $L_c$  é o comprimento do elemento e  $c_d$  é a velocidade de propagação de onda efetiva no material. O tamanho do menor elemento é um fator importante para definição do incremento do tempo. Vale reforçar que uma desvantagem do método explícito é a sua característica de ser condicionalmente estável. Em outras palavras, a precisão da integração depende do tamanho do incremento do tempo. Caso o incremento seja muito grande resulta em erros sistemáticos na modelagem. Maiores detalhes pode ser encontrado no [Dunne e Petrinic \(2005\)](#).

### 5.4.3 Integração explícita do modelo constitutivo

A função de escoamento foi apresentada na equação 3.4 e detalhada na mesma seção. A implementação desta função com formulação explícita é discutida nesta seção. Primeiro, recapitula-se a função de escoamento na forma:

$$f(\sigma, \bar{\varepsilon}^p) = \sigma_e - \sigma_y \quad (5.30)$$

e o multiplicador plástico na sua forma genérica é dado por:

$$d\lambda = \frac{(\partial f / \partial \sigma) \cdot \mathbf{C} d\varepsilon}{(\partial f / \partial \sigma) \cdot \mathbf{C} (\partial f / \partial \sigma) - (\partial f / \partial p) [(2/3)(\partial f / \partial \sigma) \cdot (\partial f / \partial \sigma)]^{1/2}} \quad (5.31)$$

A variação da tensão baseado na lei de Hook pode ser escrito como:

$$d\sigma = \mathbf{C}(d\varepsilon - d\varepsilon^p) \quad (5.32)$$

e o incremento da deformação plástica é:

$$d\varepsilon^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (5.33)$$

Desta forma, a atualização de tensão e deformação na formulação explícita, para cada incremento de tempo,  $\Delta t$  pode ser definida como:

$$\begin{aligned} \sigma_{t+\Delta t} &= \sigma_t + d\sigma_t \\ \varepsilon_{t+\Delta t}^p &= \varepsilon_t^p + d\varepsilon_t^p \end{aligned} \quad (5.34)$$

Logo, as tensões e deformações serão atualizados em cada incremento do tempo.

### 5.4.4 Controle do parâmetro de dano desacoplado

Nos modelos implementados, uma variável de dano da forma que foi apresentado na equação 5.2 deve ser considerado. Este parâmetro é uma variável cumulativa e deve ser verificado em cada iteração. A forma como deve ser atualizada em cada iteração é demonstrada na equação 5.35.

$$D_{N+1} = \frac{\sum_0^N d\varepsilon_N^p + d\varepsilon_{N+1}^p}{\varepsilon_f} \quad (5.35)$$

onde  $D_{N+1}$  é o dano acumulado até o incremento  $N + 1$ ,  $d\varepsilon_{N+1}^p$  é a deformação plástica do incremento  $N + 1$  e  $\varepsilon_f$  é a deformação plástica equivalente na ruptura. Este parâmetro é definido pelo modelo constitutivo escolhido. Quando o somatório da deformação plástica acumulada atinge o valor do  $\varepsilon_f$ , o parâmetro de dano alcança o valor unitário e isso sinaliza o dano completo no elemento.

Entretanto, esta variável é o parâmetro necessário, mas não é suficiente para eliminar o elemento. O segundo parâmetro para a evolução de dano pode ser definido em

função da energia na ruptura ou deslocamento na ruptura. Neste estudo, o deslocamento na ruptura foi utilizada e a formulação encontra-se na equação 5.36.

$$u_f = L_c \cdot \varepsilon_f \quad (5.36)$$

onde  $u_f$  é deslocamento na ruptura e é definido pelo tamanho característico do menor elemento  $L_c$  e a deformação equivalente na ruptura  $\varepsilon_f$ . Desta maneira, pode observar que o comportamento do modelo de dano depende do tamanho característico dos elementos utilizados e isto tem que ser incorporado na implementação do VUMAT.

#### 5.4.5 Resumo do algoritmo VUMAT

Nas seções anteriores, cada etapa do fluxograma VUMAT foi abordada e descrita. Nesta seção, o resumo do algoritmo implementado com uso de integração explícita é apresentado.

1. Calculo das tensões baseado na deformação da nova iteração:

$$\sigma = 2G\varepsilon + \lambda Tr(\varepsilon)\mathbf{I}$$

2. Confere a superfície de escoamento:

$$f(\sigma, \bar{\varepsilon}^p) = \sigma_e - \sigma_y \quad (5.37)$$

3. Determina o multiplicador plástico:

$$\begin{aligned} f > 0 \quad d\lambda &: \text{Eq.5.31} \\ f < 0 \quad d\lambda &= 0 \end{aligned} \quad (5.38)$$

4. Atualiza as tensões com modelo constitutivo e modelo de encruamento isotrópico:

$$d\sigma = \mathbf{C}(d\varepsilon - d\varepsilon^p)d\varepsilon^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (5.39)$$

5. Atualiza o parâmetro de dano :

$$D_N = \frac{D + d\varepsilon_{N+1}^p}{\varepsilon_f} \quad (5.40)$$

6. Conferir o parâmetro de dano e o deslocamento na ruptura. Caso as duas condições sejam atendidas, elimina-se o elemento:

$$D \geq 1 \quad e \quad u \geq u_f \quad (5.41)$$

7. Atualiza a energia interna;
8. Retorna para o fluxo da análise.

## 5.4.6 Verificação do modelo implementado

Uma vez implementado o modelo, é importante conferir se o código está funcionando corretamente. Como foi descrito anteriormente, em cada iteração, o código recebe as variáveis do material, as tensões e deformações e parâmetros definidos na iteração anterior e com uso dos algoritmos, atualiza as tensões, deformações e variáveis como encruamento, deformação plástica e dano.

Neste sentido, testa-se o código implementado para carregamento uniaxial e cisalhamento puro, aplicando em um único elemento e múltiplos elementos. Estes casos têm uma resposta definida e facilitam encontrar eventuais erros existentes na sub-rotina implementada. A ilustração desses casos pode ser visto na figura 65.

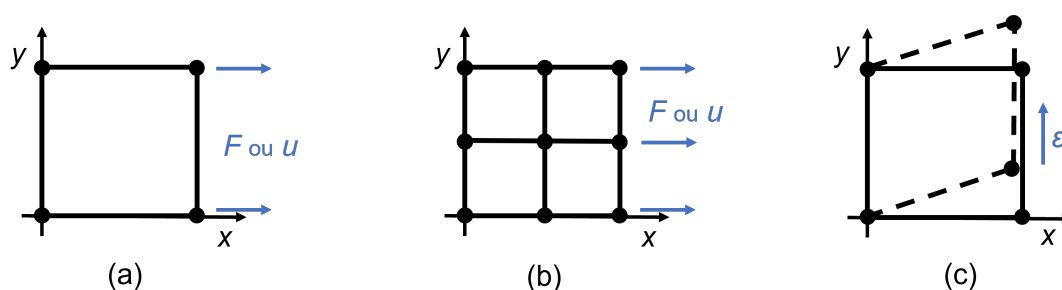


Figura 65 – Verificação do código implementado em (a) único elemento sob solicitação uniaxial, (b) quatro elementos sob solicitação uniaxial e (c) único elemento sob cisalhamento. Fonte: Autor.

O primeiro caso, é o caso mais simples para conferir se as tensões e deformações em cada iteração representam corretamente o comportamento esperado. No caso de múltiplos elementos, o caso anterior é dividido em 4 elementos e tem-se um nó no meio livre. Isto demonstra se o código consegue interligar os elementos corretamente. No último caso, o cisalhamento puro em único elemento é examinado. A importância desta verificação se dá por conta da diferença entre a deformação de cisalhamento de engenharia e deformação de cisalhamento tensorial. Caso os valores obtidos sejam diferentes do esperado, a formulação implementada para cisalhamento deve ser conferida.

Nos casos apresentados, o parâmetro de dano pode ser conferido também. Entretanto, quando os critérios para eliminar o elemento são atingidos, a demonstração da análise é interrompido, pois não existe mais nenhum elemento para tal. Por isso, a verificação deste parâmetro deve ser completada junto com análises das simulações práticas desejadas.

## 5.5 Resultados das simulações numéricas

O desempenho dos modelos na previsão do comportamento de falha de corpos de prova sob diferentes condições de carregamento, apresentados anteriormente, são comparados nesta seção. Os dados experimentais usados para comparação incluem dados de testes de tração, cisalhamento puro, corpo de prova entalhado, corpo de prova com furo central, teste de flexão em V e ensaios de compressão. Ao comparar os resultados da simulação com os dados experimentais, podemos avaliar a precisão e eficácia de cada modelo de dano.

Para cada caso, discutiremos a configuração da simulação, as condições de contorno e os resultados obtidos com cada modelo constitutivo de dano. Levando em consideração que todos os corpos de provas propostos neste estudo possuem a axisimetria em pelo menos dois eixos, somente 1/4 do modelo físico foi simulado. Em todos os ensaios que envolvem tração, os eixos de simetria passam pela espessura e pelo comprimento do modelo. Já para simulação de compressão, ambos os eixos de simetria passam pelo comprimento do espécime em planos perpendiculares entre si. Desta maneira, as forças obtidas pela simulação precisam ser reajustadas para ser comparáveis com os dados dos ensaios.

Mesmo com a recomendação do [Roth e Mohr \(2014\)](#) para usar elementos sólidos para simular estes modelos, foi feita uma comparação entre os elementos sólidos e elementos de casca em termo de eficiência e precisão de resultado. Em todos os casos, exceto o caso de cisalhamento puro, o elemento sólido C3D8R do ABAQUS que é um elemento sólido de 8 nós com integração reduzida, apresentou-se mais adequada. No caso de cisalhamento puro, o elemento S4R que é um elemento de casca quadrilateral de 4 nós com integração reduzida apresentou um resultado melhor e com menor oscilação nas forças obtidas.

Por outro lado, a convergência de tamanho de elemento é um aspecto importante que deve ser analisado com cuidado para poder comparar o desempenho dos elementos corretamente. O método de convergência de tamanho de elemento é uma técnica numérica usada na análise de elementos finitos para determinar o tamanho ótimo dos elementos usados para discretizar a geometria do problema. A técnica envolve a realização de uma série de simulações com tamanhos variados de elementos e a comparação dos resultados para determinar o tamanho do elemento que fornece a solução mais precisa e eficiente. Os resultados apresentados são da malha com convergência do tamanho do elemento no campo de deslocamento.

As particularidades de cada caso serão discutidas em seguida. Apresentaremos os resultados da simulação, incluindo da evolução da triaxialidade. Esta varia ao longo do



tempo e difere para cada elemento e por isso, em cada condição de carregamento, uma média deste parâmetro nos elementos mais críticos, onde ocorre a falha, foi extraída. As curvas de tensão-deformações ou força-deslocamento experimentais são obtidas dos ensaios experimentais para cada condição. Tendo em vista que foram pelo menos 3 repetições de ensaios em cada condição, os valores apresentados aqui são uma média das repetições dos testes. Por fim, compararemos os resultados da simulação com os dados experimentais e avaliaremos a precisão e eficácia de cada modelo do dano na previsão do comportamento dos componentes analisados.

No geral, os resultados apresentados fornecem informações valiosas sobre o desempenho de diferentes modelos de dano na previsão do comportamento de falha de componentes estruturais sob diferentes condições de carga. Essas comparações podem ser usadas para melhorar o projeto e a otimização de estruturas e garantir sua segurança e confiabilidade.

#### 5.5.1 Simulação do ensaio de tração

A simulação de tração foi realizado sobre um modelo composto por 1106 elementos sólidos do tipo C3D8R do ABAQUS. Nos planos de simetria na espessura e no comprimento do corpo de prova, foram aplicados condições de simetria referente a cada plano. As condições de contorno da simulação são ilustradas na figura 66. Essas condições especificaram a maneira como o modelo foi contida e carregada nas extremidades durante a simulação e seus planos de simetria.

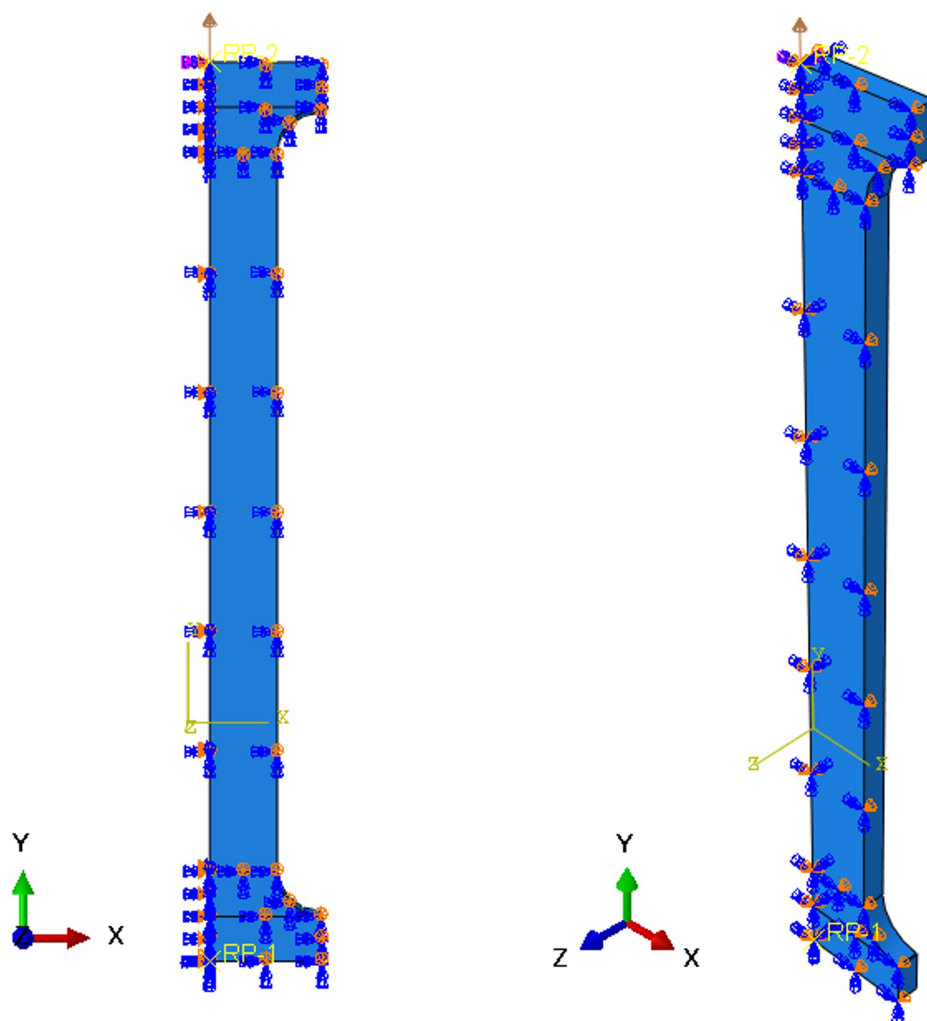


Figura 66 – As condições de contorno na simulação do ensaio de tração em dois planos diferentes. Fonte: Autor.

Uma ilustração das tensões e evolução do parâmetro de dano calculado até a ponto da ruptura podem ser visto nas figuras 67 e 68. Vale destacar que as imagens ilustram o progresso em etapas diferentes e não são síncronas.

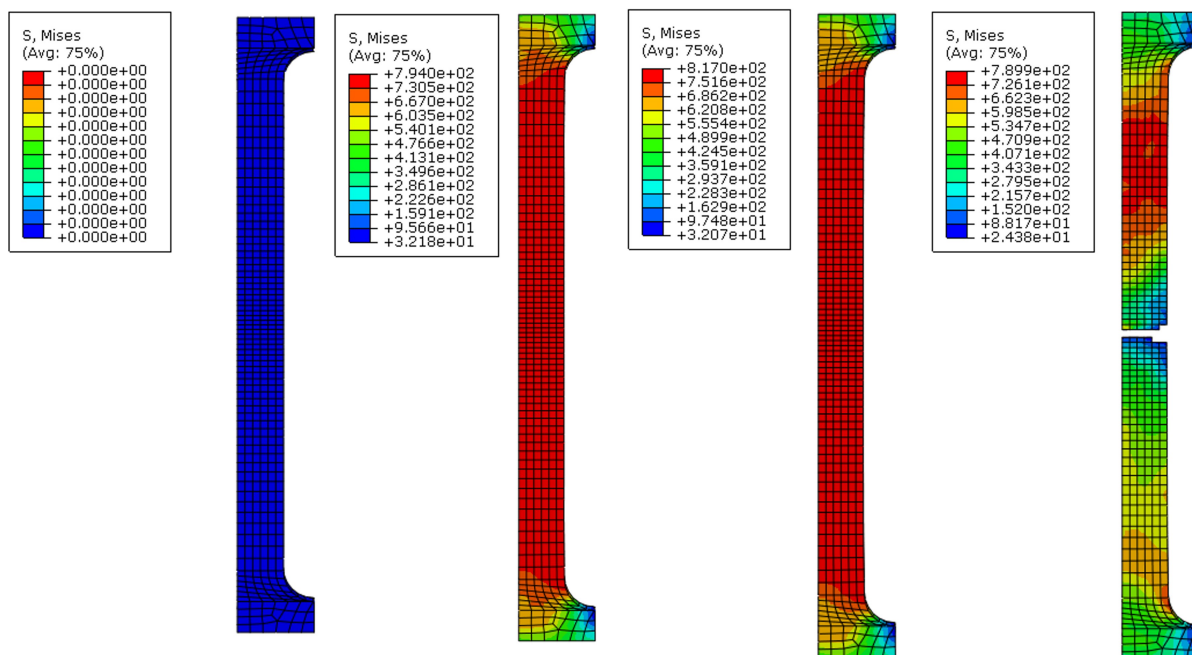


Figura 67 – Tensão equivalente de von Mises no ensaio de tração. Fonte: Autor.

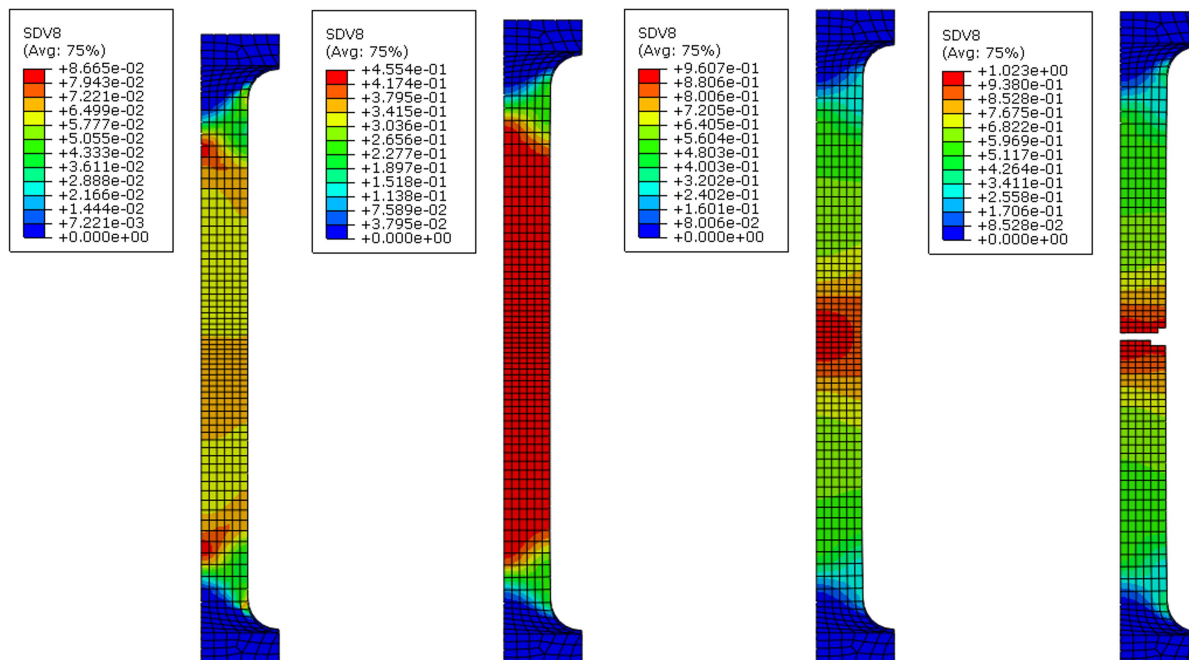


Figura 68 – Acúmulo de dano no ensaio de tração. Fonte: Autor.

A simulação é repetida para condições primária e PIQ usando os três critérios apresentados anteriormente. Os resultados obtidos com cada modelo e a comparação com gráfico de tensão-deformação real media dos ensaios são apresentados na figura 69.

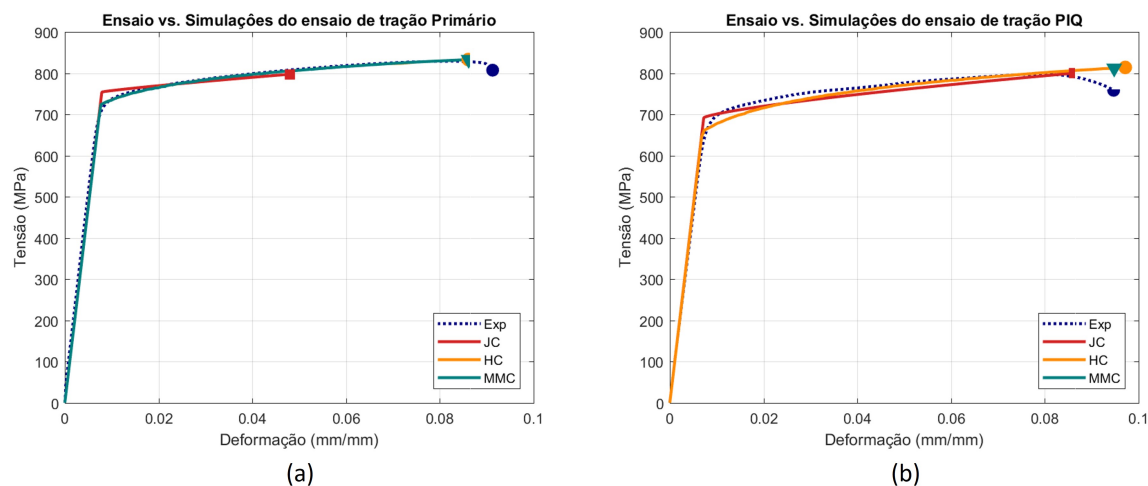


Figura 69 – Gráfico da Tensão-Deformação do ensaio e valores obtidos com as simulações dos modelos no estado (a) Primário (b) PIQ. Fonte: Autor.

### 5.5.2 Simulação do ensaio de cisalhamento puro

A simulação do ensaio de cisalhamento puro foi executada em um modelo composto por 1355 elementos de casca (SHELL) do tipo S4R do software ABAQUS. Levando em consideração a simetria no plano da face do corpo de prova e tipo de elemento utilizado, somente metade do espécime foi modelado. A figura 70 ilustra as condições de contorno utilizadas na simulação, mostrando as fixações e os carregamentos do modelo nas extremidades, levando em conta seu plano de simetria.

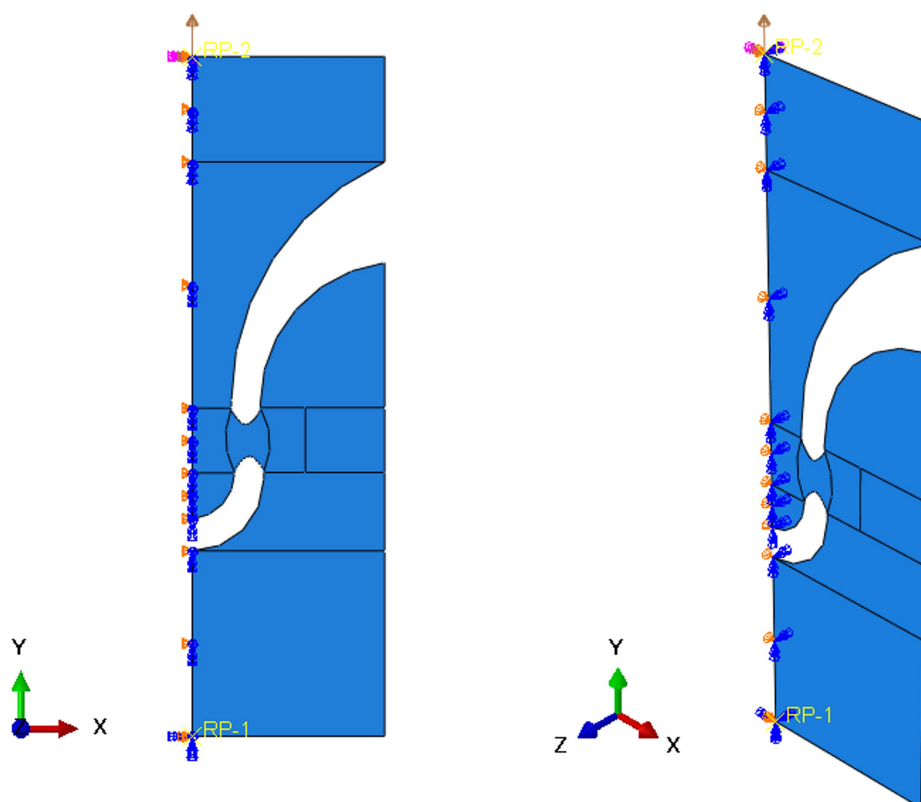


Figura 70 – As condições de contorno na simulação do ensaio de cisalhamento puro em dois plano diferentes. Fonte: Autor.

As tensões e a evolução do parâmetro de dano, calculados até o ponto de ruptura, podem ser visualizados na figura 71. Para melhor visualização da seção de cisalhamento, uma ampliação nesta seção é ilustrada do lado da imagem de cada etapa da evolução.

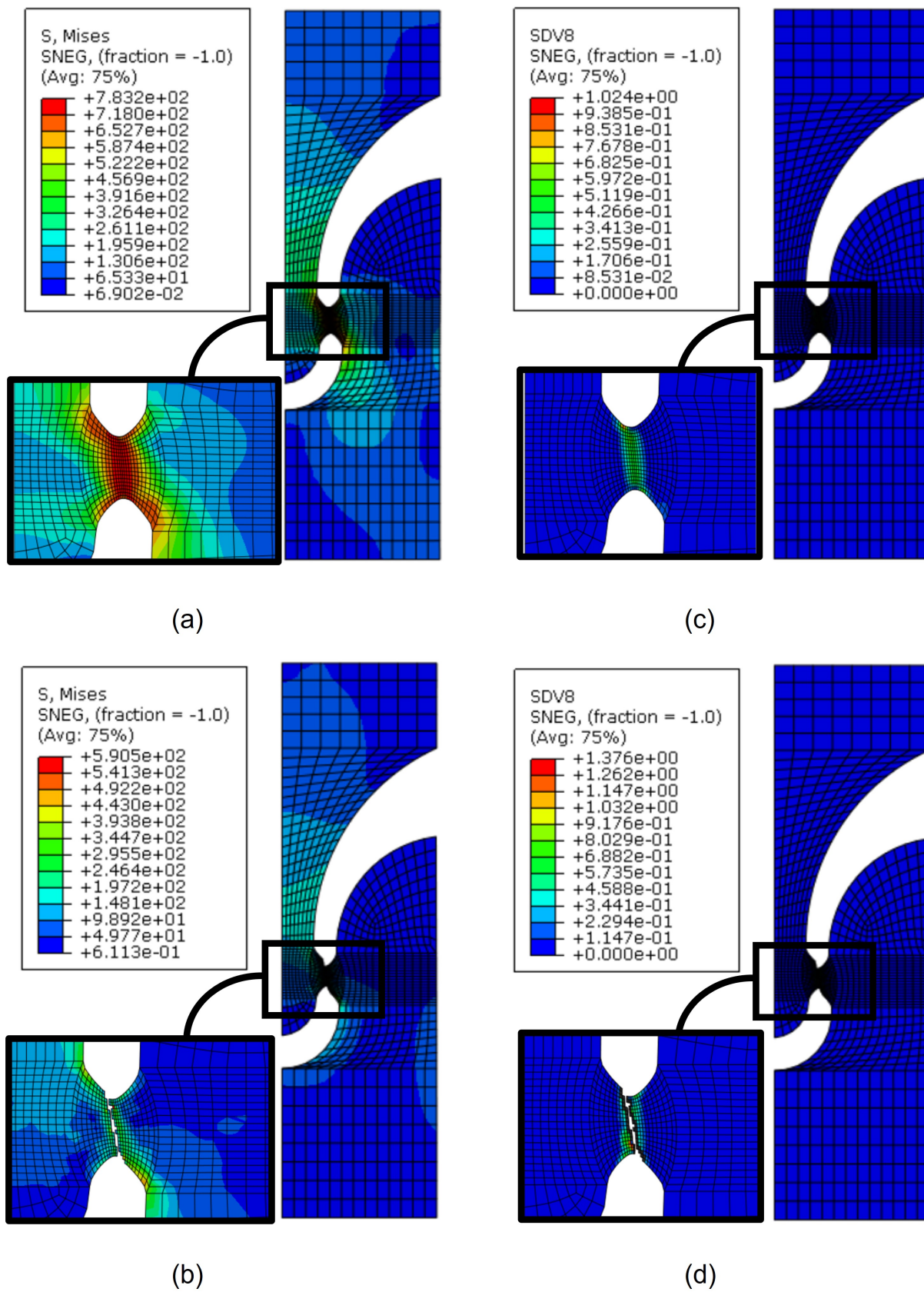


Figura 71 – Tensão equivalente de von Mises (a) e (b) e evolução do dano no ensaio de cisalhamento (c) e (d). Fonte: Autor.

A comparação dos ensaios e a previsão dos modelos são apresentados em função de força e deslocamento. Os deslocamentos nas simulações foram extraídos conforme o tamanho do extensômetro virtual utilizado na análise dos dados de ensaios experimentais. A figura 72 mostra os resultados obtidos das simulações para ambas as condições.

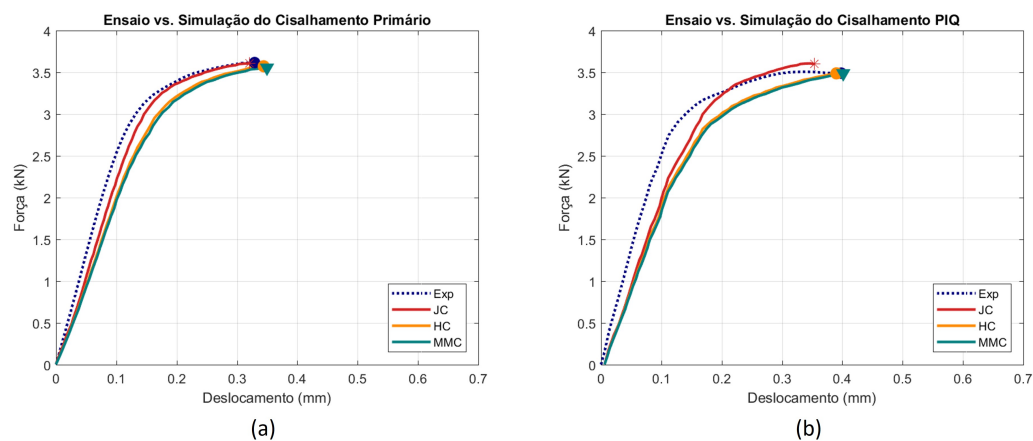


Figura 72 – Gráfico da Força-Deslocamento do ensaio de cisalhamento puro e os valores obtidos com as simulações dos modelos no estado (a) Primário (b) PIQ. Fonte: Autor.

### 5.5.3 Simulação do ensaio de tração no corpo de prova entalhado

O modelo numérico do ensaio no corpo de prova entalhado foi desenvolvido com 2448 elementos sólidos do tipo C3D8R. As condições de simetria e carregamentos são similares à simulação de tração simples, sendo apresentadas na imagem 73.

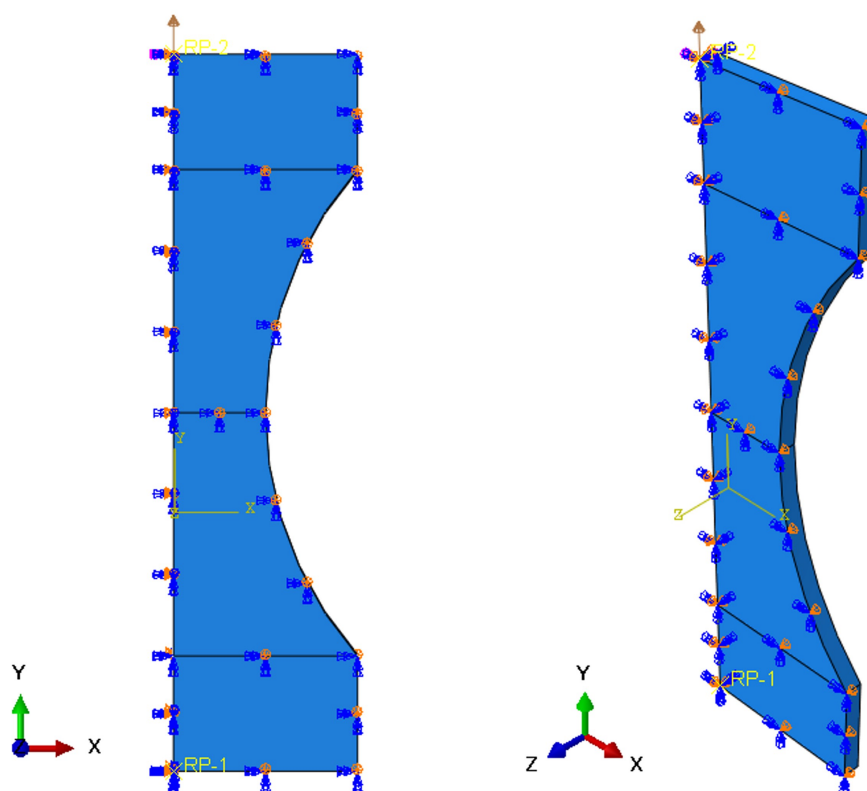


Figura 73 – As condições de contorno na simulação do ensaio de tração no espécime entalhado em dois planos diferentes. Fonte: Autor.

A tensão equivalente de von Mises e a evolução do parâmetro de dano neste modelo são ilustrados na figura 74



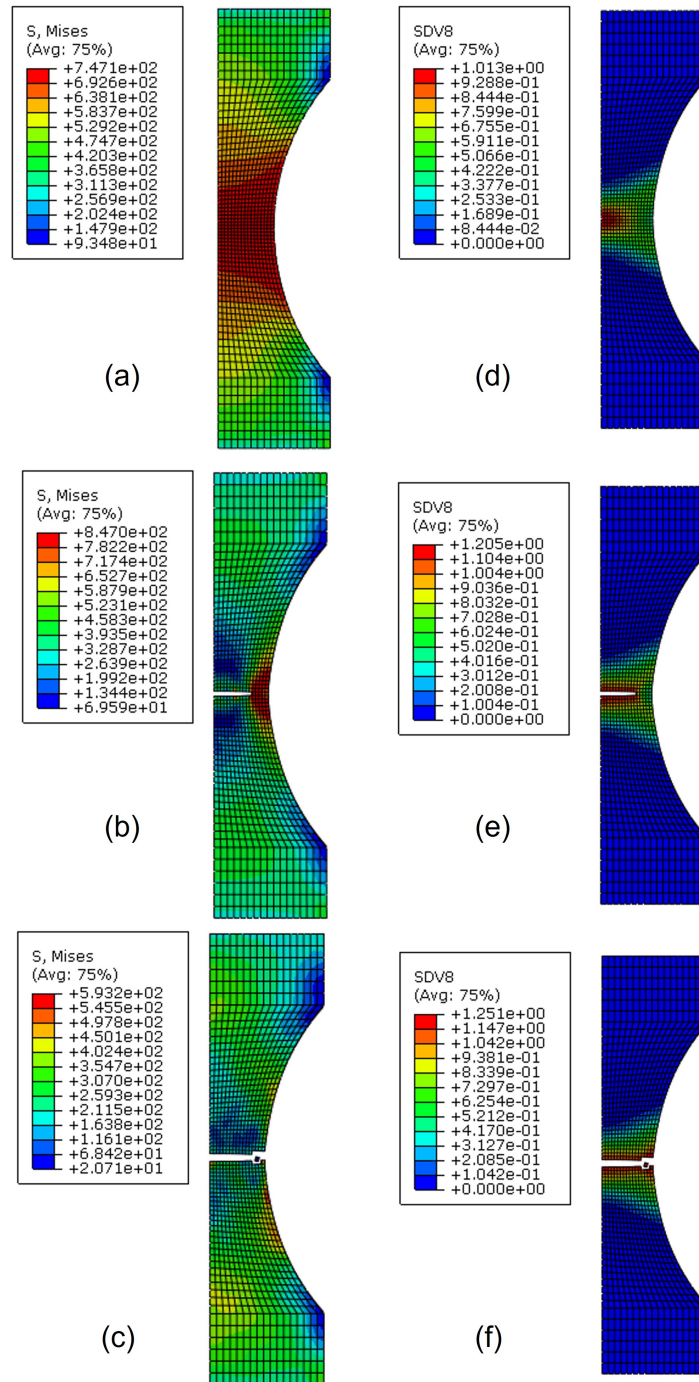


Figura 74 – Tensão equivalente de von Mises (a), (b) e (c) e evolução do dano (d), (e) e (f) no ensaio de corpo entalhado. Fonte: Autor.

A comparação de média dos resultados dos ensaios realizados e a previsão dos modelos correspondentes em função da força e do deslocamento são mostradas na figura 75. Os deslocamentos são correspondentes dos pontos com a mesma distância do extensômetro virtual empregado nas análises de DIC dos ensaios.

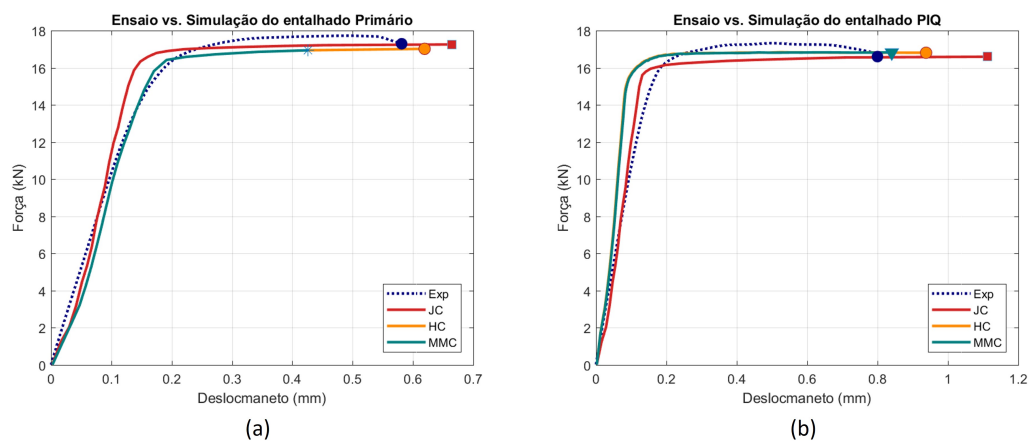


Figura 75 – Gráfico da Força-Deslocamento do ensaio de corpo entalhado e os valores obtidos com as simulações dos modelos no estado (a) Primário (b) PIQ. Fonte: Autor.

#### 5.5.4 Simulação do ensaio de tração com furo central

O mesmo procedimento foi seguido para elaboração de um modelo numérico para o ensaio em corpo de prova entalhado, o qual foi modelado com um total de 1106 elementos sólidos do tipo C3D8R. As condições impostas ao modelo incluem simetria e carregamentos similares àqueles utilizados nas simulações anteriores e estão detalhados na imagem 76.

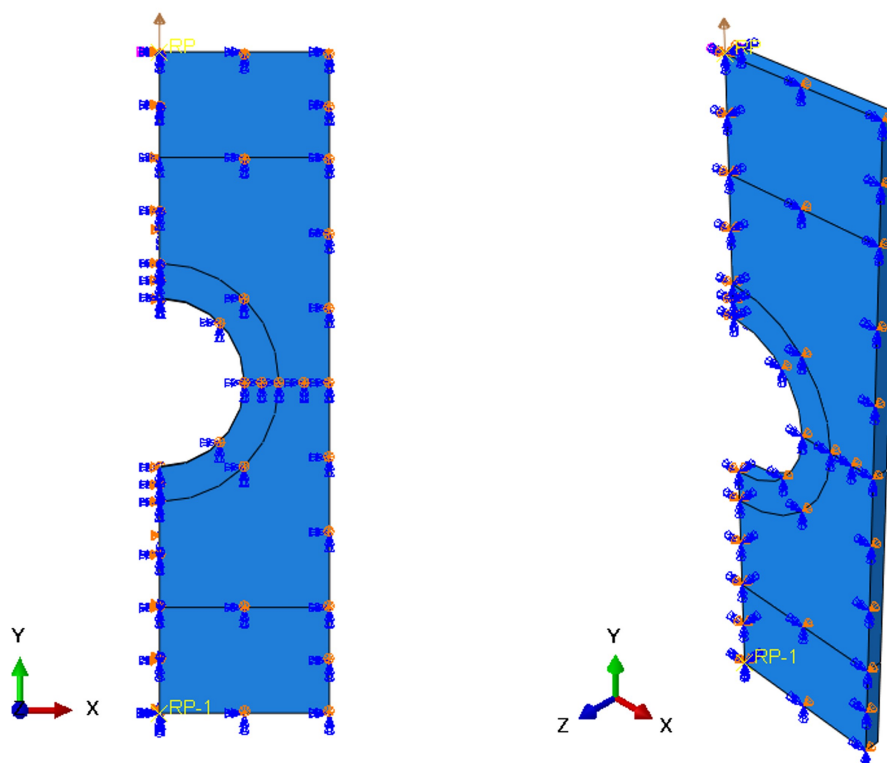


Figura 76 – As condições de contorno na simulação do ensaio de tração no espécime com furo central em dois planos diferentes. Fonte: Autor.

A seguir, é apresentada uma descrição do comportamento da tensão equivalente de von Mises e do parâmetro de dano em um determinado modelo. Tais informações são exibidas na figura 77.

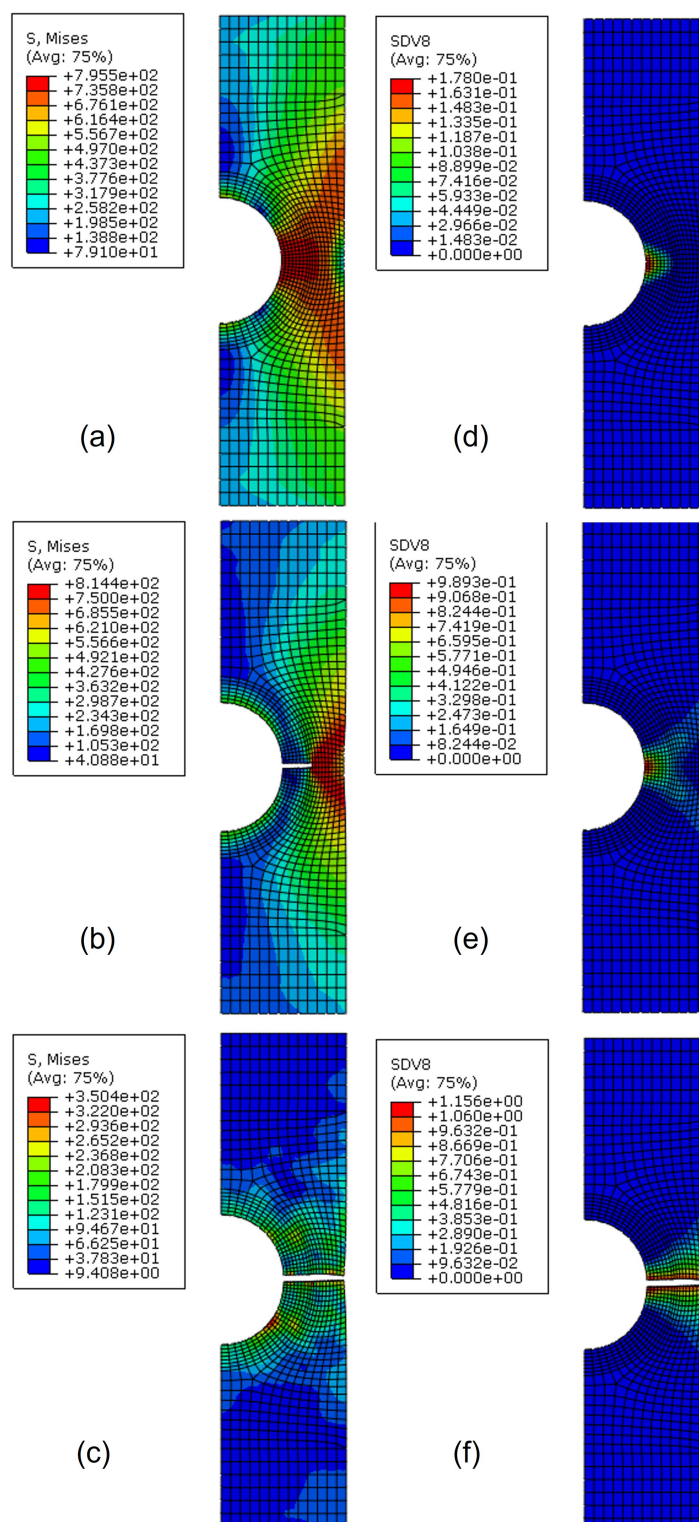


Figura 77 – Tensão equivalente de von Mises (a), (b) e (c) e evolução do dano (d), (e) e (f) no ensaio de corpo com furo. Fonte: Autor.

A figura 78 ilustra a comparação entre a média dos resultados experimentais obtidos e as previsões dos modelos correspondentes, em função da força e do deslocamento. Neste contexto, os deslocamentos foram obtidos a partir dos pontos que se encontram a mesma

distância do extensômetro virtual utilizado nas análises de DIC dos ensaios.

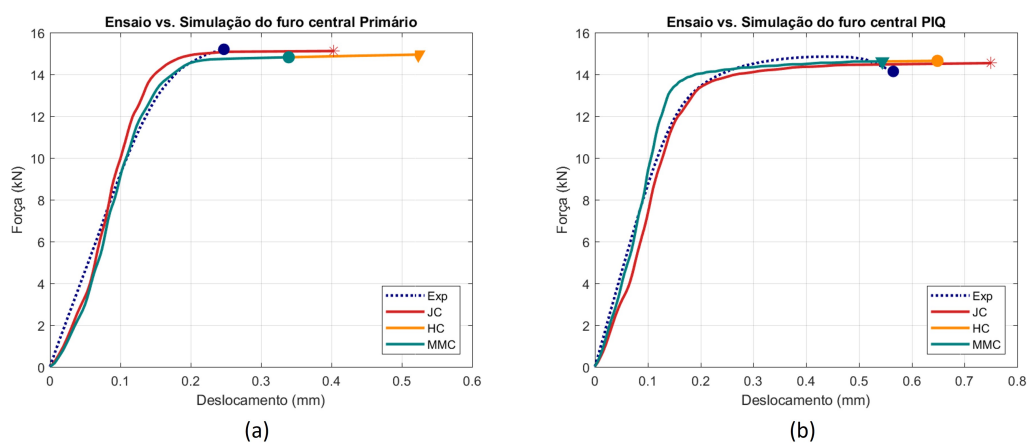


Figura 78 – Gráfico da Força-Deslocamento do ensaio de corpo com furo central e os valores obtidos com as simulações dos modelos no estado (a) Primário (b) PIQ. Fonte: Autor.

### 5.5.5 Simulação do ensaio compressão

O modelo desenvolvido para o ensaio de compressão possui dois planos de simetria ao longo do seu comprimento. Elementos rígidos nas extremidades do espécime aplicam as condições de contorno de compressão no modelo. O modelo e as suas condições podem ser vistas na imagem 79. O modelo contém 22702 elementos sólidos do tipo C3D8R e as superfícies rígidas foram simuladas com uso do elemento R3D4, que é um elemento rígido de 4 nós.

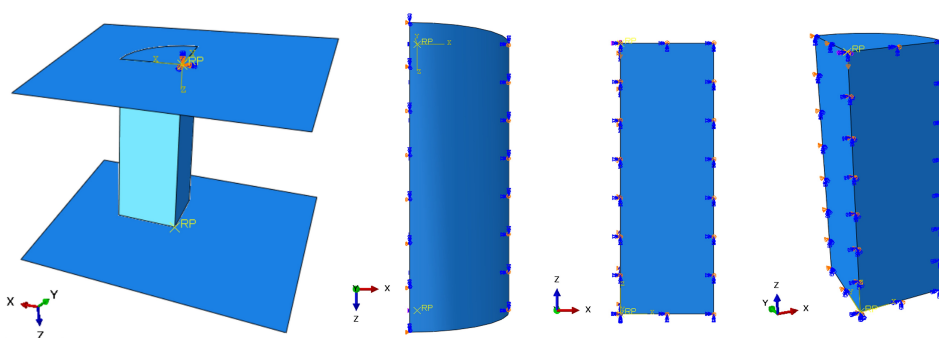


Figura 79 – As condições de contorno na simulação do ensaio de compressão em planos diferentes. Fonte: Autor.

Na figura 80 é apresentada informações sobre o comportamento da tensão equivalente de von Mises e do parâmetro de dano obtidos com um dos modelos para ensaio de compressão.

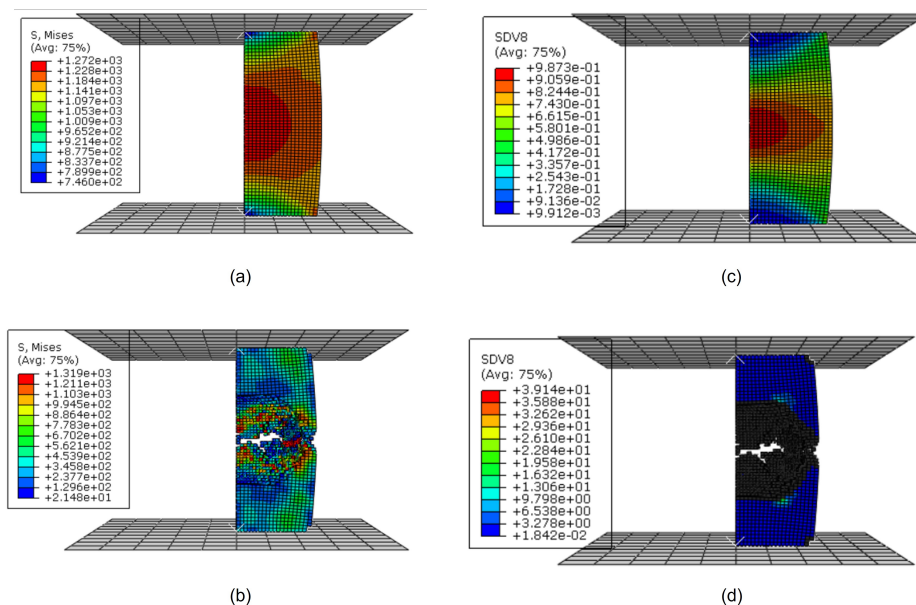


Figura 80 – Tensão equivalente de von Mises (a) e (b) e evolução do dano (c) e (d) no ensaio de compressão. Fonte: Autor.

Na figura 81, é possível observar a comparação entre a média dos resultados dos ensaios e as previsões dos modelos correspondentes, em relação à força e ao deslocamento. Neste caso, os deslocamentos foram extraídos no comprimento do corpo inteiro e comparados com os valores obtidos dos ensaios de compressão. Pelos gráficos, pode-se observar a deficiência dos modelos para condição de compressão, onde temos triaxialidade negativa. A análise dos resultados será tratada na próxima seção.

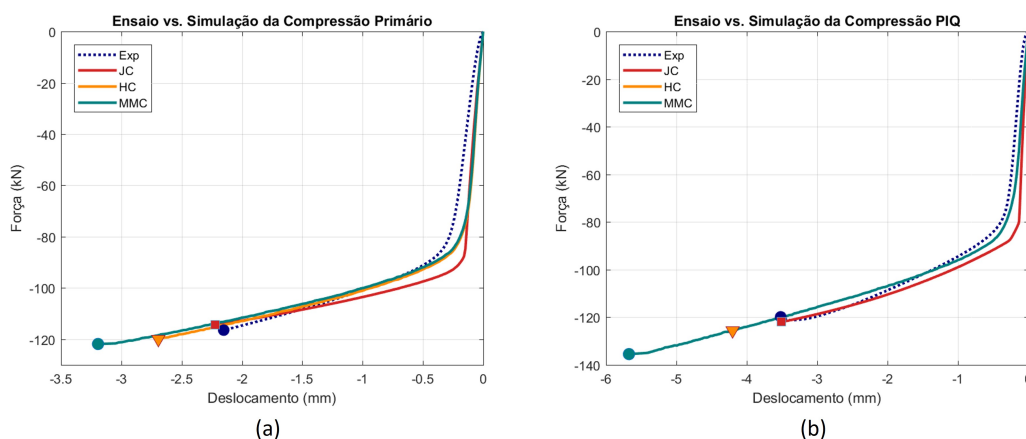


Figura 81 – Gráfico da Força-Deslocamento do ensaio de compressão no cilindro e os valores obtidos com as simulações dos modelos no estado (a) Primário (b) PIQ. Fonte: Autor.

## 5.5.6 Simulação do ensaio de flexão em V

O modelo de flexão em V é desenvolvido com uso de 1/4 do espécime e dois corpos rígidos aplicando as condições de contorno do ensaio. A imagem 82 apresenta o modelo e suas condições de contorno. O modelo do corpo de prova consiste em 5816 elementos sólidos do tipo C3D8R.

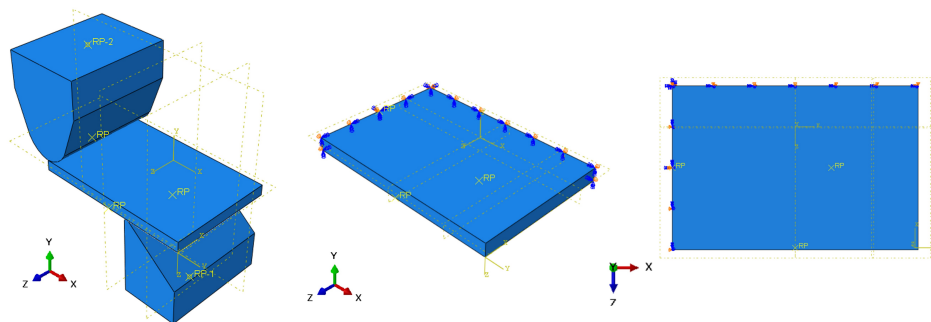


Figura 82 – As condições de contorno na simulação do ensaio de flexão em V em planos diferentes. Fonte: Autor.

A evolução das tensões equivalente de von Mises neste modelo, na sua vista lateral, é apresentada na figura 83. A evolução do dano até o ponto de eliminação de elementos que atingiram o valor crítico pode ser visto na imagem 84.

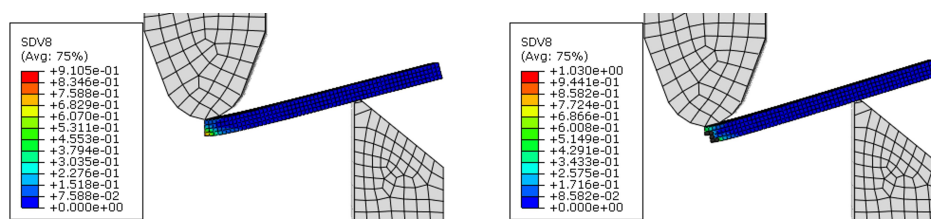


Figura 83 – Tensão equivalente de von Mises no ensaio de flexão-V. Fonte: Autor.

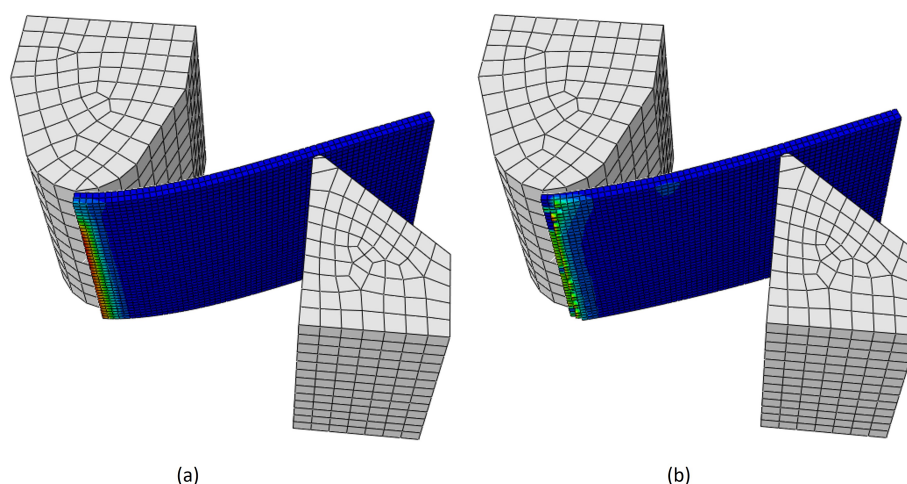


Figura 84 – Evolução do dano na seção crítica no ensaio de flexão em V (a) na evolução (b) atingido o critério de dano e com eliminação de elementos. Fonte: Autor.

A comparação entre a média dos resultados dos ensaios e as previsões dos modelos correspondentes, em relação à força e ao deslocamento, são apresentados na figura 85. Os deslocamentos são do corpo rígido que aplica a força e comparados com os valores obtidos nos ensaios de compressão do mesmo componente. Observa-se que os modelos numéricos apresentaram uma oscilação no começo da curva de força-deslocamento. Essa oscilação inicial é devido aos atritos entre os corpos rígidos que definem as condições de contorno e o corpo de prova e se estabiliza em seguida até o ponto da ruptura.

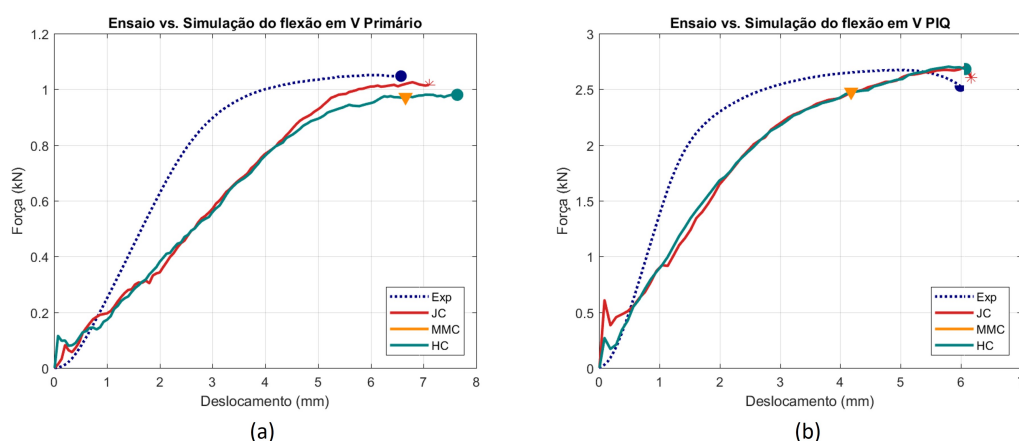


Figura 85 – Gráfico da Força-Deslocamento do ensaio de flexão em V e os valores obtidos com as simulações dos modelos no estado (a) Primário (b) PIQ. Fonte: Autor.

### 5.5.7 Evolução da triaxialidade nos ensaios

A medição e avaliação da triaxialidade nos ensaios e simulações mecânicas são fundamentais para se compreender o comportamento dos materiais sob diferentes condições



de carregamento. Para medir a triaxialidade nos ensaios mecânicos, geralmente é necessário utilizar equipamentos especiais, como células de carga triaxiais (FENG et al., 2023), mais utilizados em ensaios com material frágil. Já nas simulações mecânicas, a triaxialidade pode ser calculada a partir dos dados obtidos pela modelagem do material e da aplicação das condições de carregamento. O conhecimento da triaxialidade é essencial para projetar e otimizar componentes mecânicos, bem como para entender o comportamento de materiais em situações de carga complexas.

A evolução da triaxialidade nos elementos mais críticos em cada simulação são apresentados nas figuras 86 e 87, para estado primário e PIQ, respectivamente. As curvas representam uma média de 5 elementos diferentes na região onde o dano é atingido primeiro. Nessas figuras, o ponto da ruptura prevista por cada modelo estudado neste trabalho é marcado e pode-se observar que o modelo subestimou ou superestimou este ponto. Devido à alteração no estado das tensões nos componentes, há uma variação da triaxialidade ao longo da evolução do dano até a deformação final. Esta alteração é mínima nos componentes com estado de tensão bem definidos como tração simples e compressão e é maior em outras simulações.

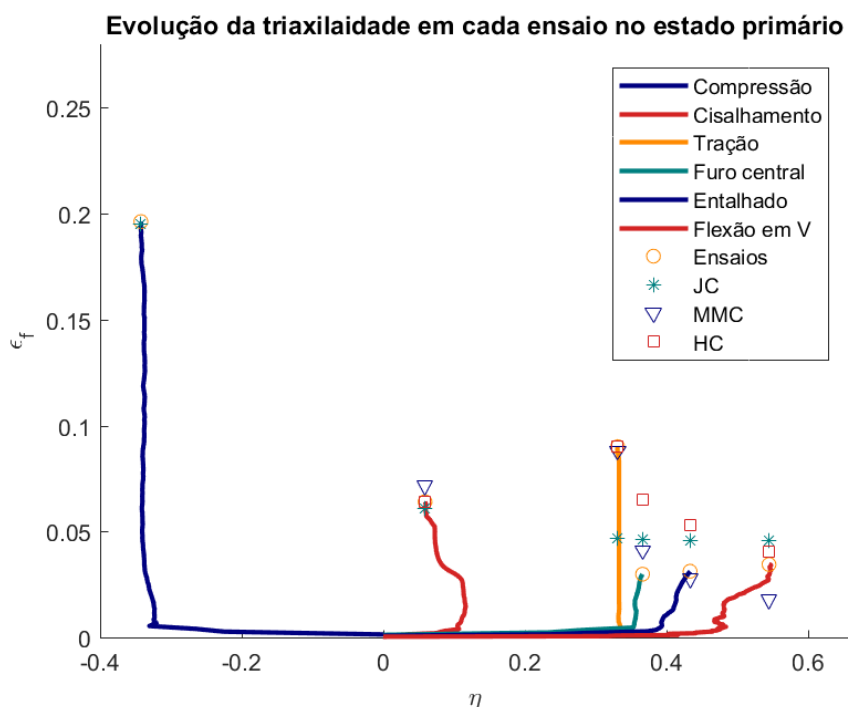


Figura 86 – Evolução das triaxialidades para todas as simulações com todos os modelos no estado primário. Fonte: Autor.

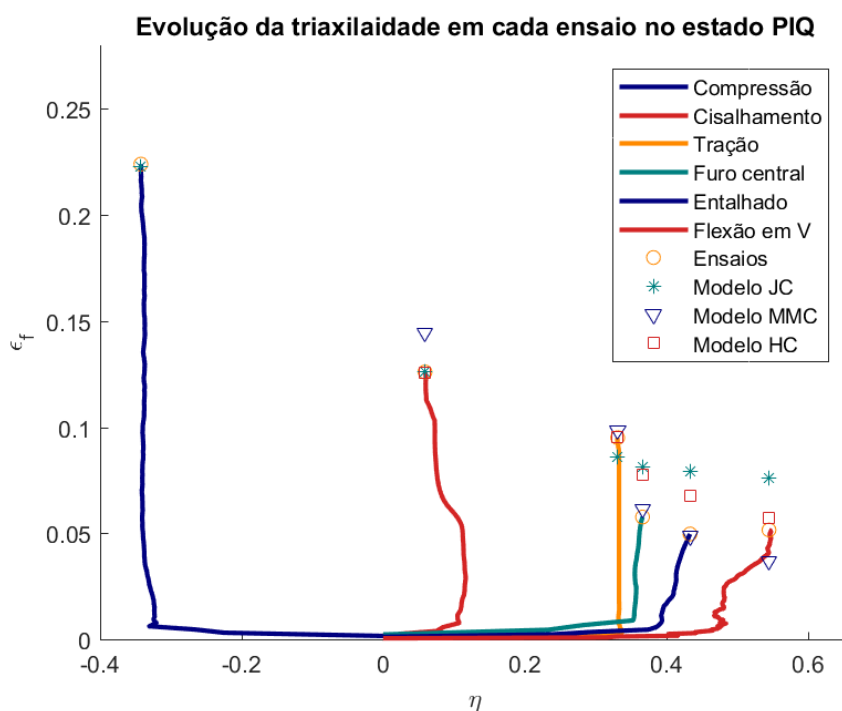


Figura 87 – Evolução das triaxialidades para todas as simulações com todos os modelos no estado PIQ. Fonte: Autor.

## 5.6 Comparação dos modelos de dano

A fim de obter uma compreensão abrangente dos modelos utilizados, a figura 88 exhibe todos os modelos aplicados para os dois estados de fabricação, bem como para os pontos de ruptura correspondentes, em diferentes triaxialidades. O estado primário é identificado pelas linhas e pontos em azul, enquanto o estado PIQ é representado pelas linhas e pontos em vermelho.

Com o objetivo de possibilitar uma comparação mais precisa entre os modelos empregados, as figuras 89 e 90 exibem gráficos de barra que contrastam os valores de deformação na ruptura previstos por cada modelo com aqueles obtidos experimentalmente no estado primário e PIQ, respectivamente. Isso permitirá uma análise mais detalhada da eficácia de cada modelo em prever as deformações reais na ruptura.

Com base nas informações apresentadas, é possível constatar que o modelo Johnson-Cook (JC) tem uma capacidade satisfatória em prever as deformações na ruptura em condições de triaxialidade negativa e zero, devido à sua alta precisão na previsão de ruptura no teste de compressão e cisalhamento puro. No entanto, quando se trata de situações com triaxialidade maior que zero, esse modelo apresenta uma discrepância em comparação com outros modelos que levam em conta a influência do ângulo de Lode.

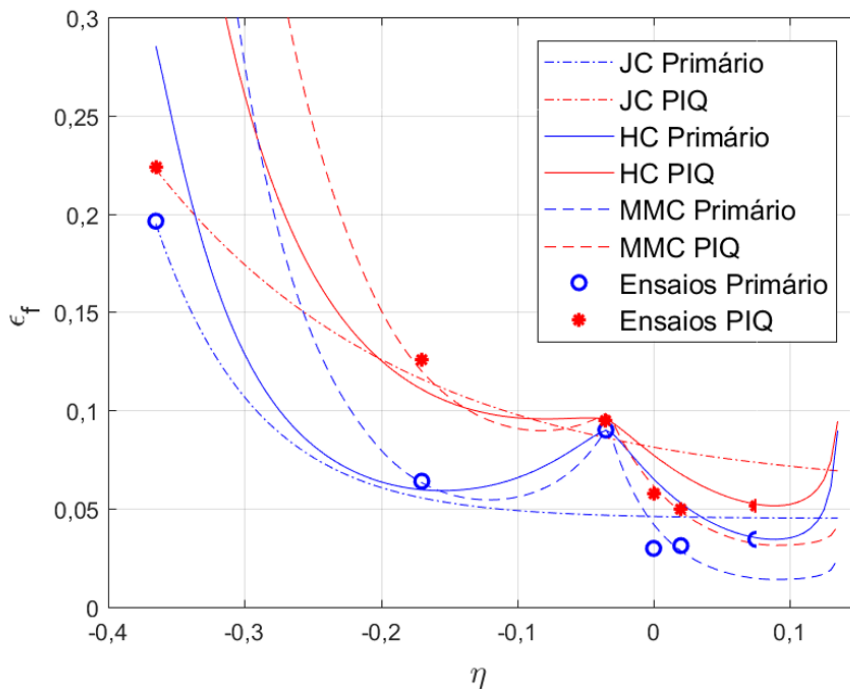


Figura 88 – Curvas dos modelos de dano JC, MMC e HC em termo de triaxialidade e deformação na ruptura no estado primário e PIQ e os valores obtidos dos ensaios. Fonte: Autor.

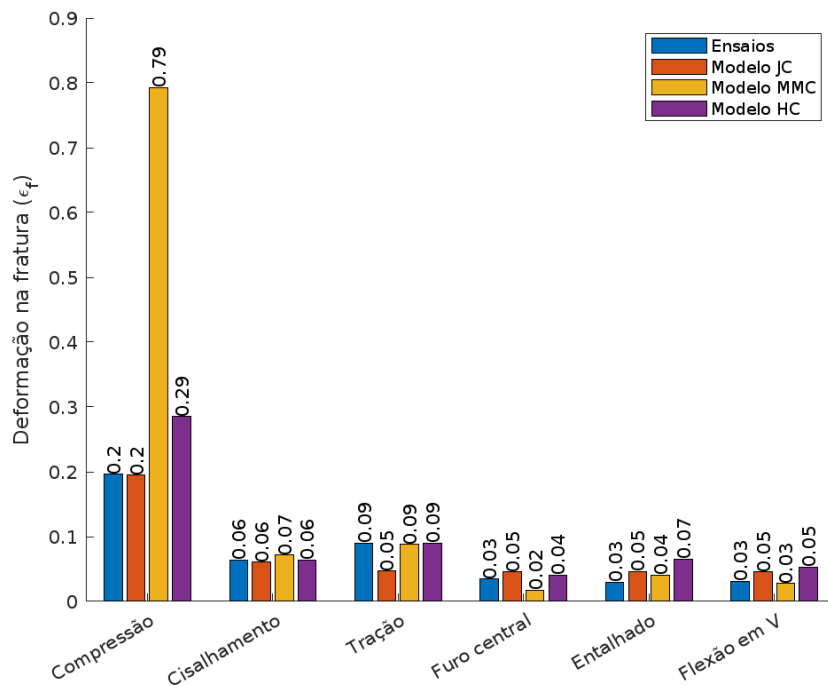


Figura 89 – Deformações da ruptura para cada ensaio e os valores de previsão de ruptura por cada modelo no estado primário. Fonte: Autor.

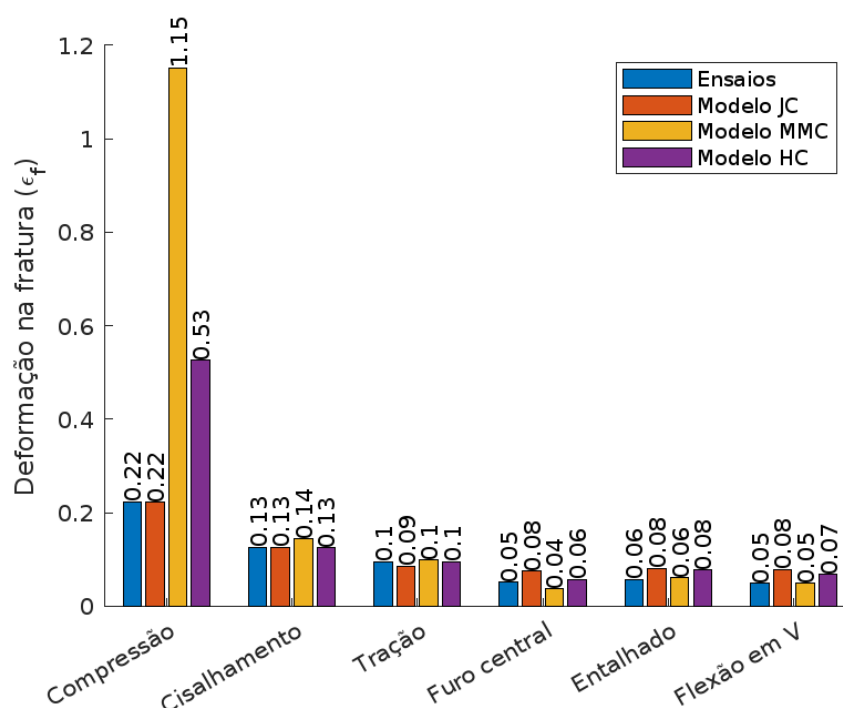


Figura 90 – Deformações da ruptura para cada ensaio e os valores de previsão de ruptura por cada modelo no estado PIQ. Fonte: Autor.

Os modelos Mohr-Coulomb Modificado (MMC) e Hosford-Coulomb (HC), por sua vez, são capazes de levar em consideração o ângulo de Lode em suas funções de previsão de ruptura. Esses modelos mostram uma previsão mais precisa em condições de triaxialidade positiva, mas têm dificuldades em prever as deformações em condições de triaxialidade negativa com uma precisão aceitável. Isso fica evidente nas figuras 89 e 90, onde os valores previstos por esses modelos para o ensaio de compressão são significativamente maiores do que os valores obtidos experimentalmente.

## 5.7 Discussão e modelo proposto

Os resultados deste estudo permitem concluir que nenhum modelo pode prever a ruptura dúctil da liga Ti-6Al-4V para todas as condições de tensão de forma satisfatória. Para triaxialidades positivas, o material mostrou-se altamente dependente do ângulo de Lode, e, portanto o modelo JC vai ter deficiência em prever a ruptura por não considerar o ângulo de Lode. Por outro lado, os modelos de MMC e HC que levam em consideração o ângulo de Lode, da forma proposta na literatura, não são eficazes para prever a ruptura em triaxialidades negativas.

A fim de achar o modelo que melhor representa o comportamento do material, o procedimento de calibração dos parâmetros dos modelos foi revista. Neste sentido, o modelo MMC4 com 6 parâmetros tem maior flexibilidade para ser modificado. Uma análise detalhada desses parâmetros, avaliando a influência de cada um deles pode ser encontrado no artigo do [Bai e Wierzbicki \(2010\)](#). Neste artigo, os autores destacam que os parâmetros  $n$ ,  $c_{\theta}^s$  e  $c_{\theta}^{ax}$  são os fatores-chave que controlam o efeito do ângulo de Lode. Entre esses fatores,  $n$  é o expoente de encruamento, o  $c_{\theta}^s$  e  $c_{\theta}^{ax}$  são valores empíricos obtidos da melhor ajuste de curva com os dados.

Conforme mostrado na equação 3.21, o valor do  $c_{\theta}^{ax}$  no modelo original é atrelado a valores positivos e negativos de ângulo de Lode. Com aumento desse valor, a deformação de ruptura vai reduzir tanto para triaxialidades negativas quanto para triaxialidades positivas acima de  $\eta \geq 0,5$ . Essas variações são plotadas na figura 93 com as curvas em vermelha, comparados com curvas em preto que representam valores menores para  $c_{\theta}^c$ . Percebe-se que essa variação, corrige o modelo para triaxialidades negativas mas, por outro lado, tem seu efeito para triaxialidades elevadas, em especial, para solicitações biaxiais.

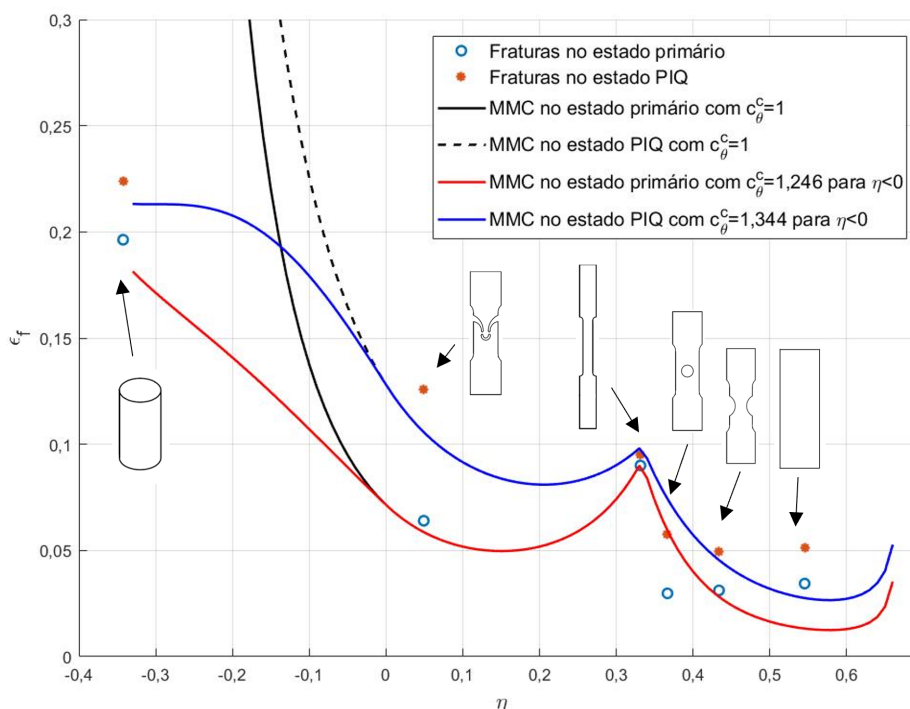


Figura 91 – Curvas do modelo MMC com valores diferentes para fator  $c_{\theta}^c$ . Fonte : Autor.

Com a finalidade de ajustar o modelo MMC para melhor previsão de ruptura, nota-se que é necessário acoplar esse parâmetro com os níveis de triaxialidades. Deste modo,

chega-se a conclusão que esse fator deve ser controlado não somente pelo ângulo de Lode, mas também pela triaxialidade associada. Em outras palavras, sugere-se definir esse fator da seguinte forma:

$$c_{\theta}^{ax} = \begin{cases} 1 & \text{para } \bar{\theta} \geq 0 \\ c_{\theta_1}^c & \text{para } \bar{\theta} < 0 \quad \eta \geq 0,5 \\ c_{\theta}^c & \text{para } \bar{\theta} < 0 \quad \eta \leq 0,5 \end{cases} \quad (5.42)$$

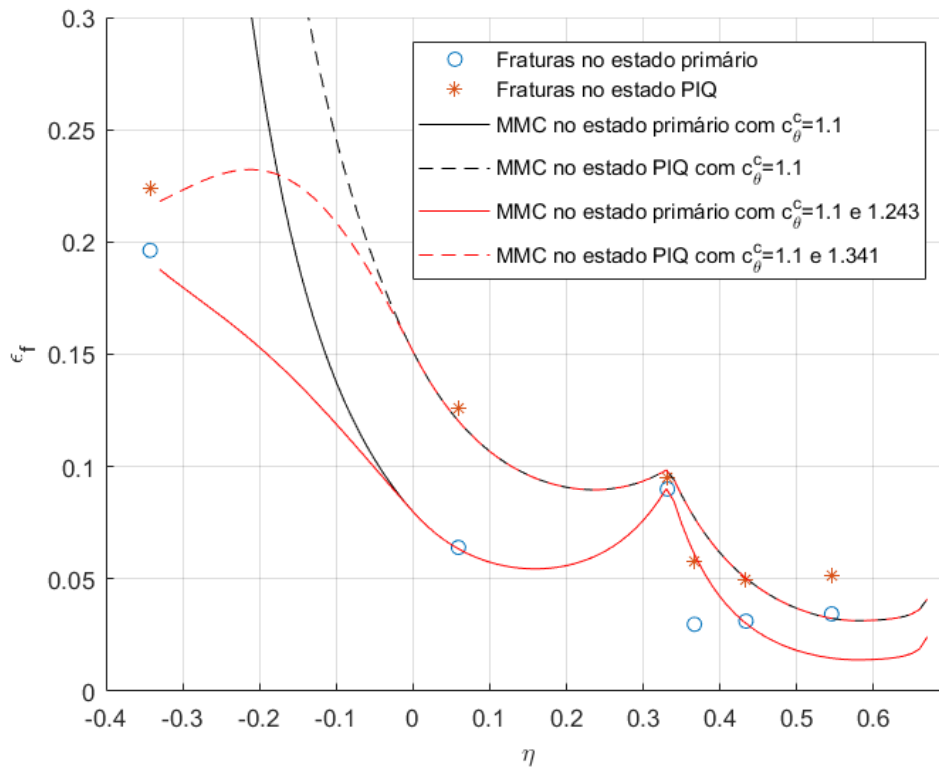


Figura 92 – Melhor modelo de previsão de ruptura usando combinação de dois modelos. Fonte: Autor.

A curva que representa a ruptura no estado PIQ, fica com um formato côncavo e pode representar somente os valores de triaxialidade próximo de 0,33 apresentada na figura 92. Comparando com outros modelos, esse formato da curva se afasta da convenção de modelos de dano para triaxialidades negativas. Em busca de um modelo mais ajustado, a equação 3.23 foi dividida em 3 partes e o efeito de cada parte da equação foi avaliado. A equação é reproduzida abaixo:

$$\bar{\varepsilon}_f = \left\{ \frac{A}{c_2} \left[ c_{\theta}^s + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (c_{\theta}^{ax} - c_{\theta}^s) \left( \sec \left( \frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) - 1 \right) \right] \left[ \sqrt{\frac{1 + c_1^2}{3}} \cos \left( \frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) + c_1 \left( \eta + \frac{1}{3} \sin \left( \frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (5.43)$$

Foi constatado que a segunda parte da equação que contém os parâmetros  $c_\theta^s$ ,  $c_\theta^{ax}$  e ângulo de Lode, controla o formato da curva e outras duas partes controlam o nível da curva. Avaliando cuidadosamente esta parte da equação, chega-se à conclusão que outra equação pode representar melhor o comportamento do modelo, minimizando o erro na precisão de ruptura. O modelo proposto então tem a seguinte formato:

$$\bar{\epsilon}_f = \left\{ \frac{A}{c_2} \left[ c_\theta^s + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (c_\theta^{ax} - c_\theta^s) (-0.15 \cdot \bar{\theta}) \right] \left[ \sqrt{\frac{1 + c_1^2}{3}} \cos\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) + c_1 \left( \eta + \frac{1}{3} \sin\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (5.44)$$

com a condição:

$$c_\theta^{ax} = \begin{cases} 1 & \text{para } \bar{\theta} \geq 0 \\ c_{\theta_1}^c & \text{para } \bar{\theta} < 0 \quad \eta \geq 0,5 \\ c_\theta^c & \text{para } \bar{\theta} < 0 \quad \eta \leq 0,5 \end{cases} \quad (5.45)$$

Para efeito de comparação, a curva do modelo proposto junto com o modelo original são apresentados na figura 92. Observa-se que com as condições colocadas, a curva se aproxima mais com as deformações de ruptura para triaxialidades negativas.

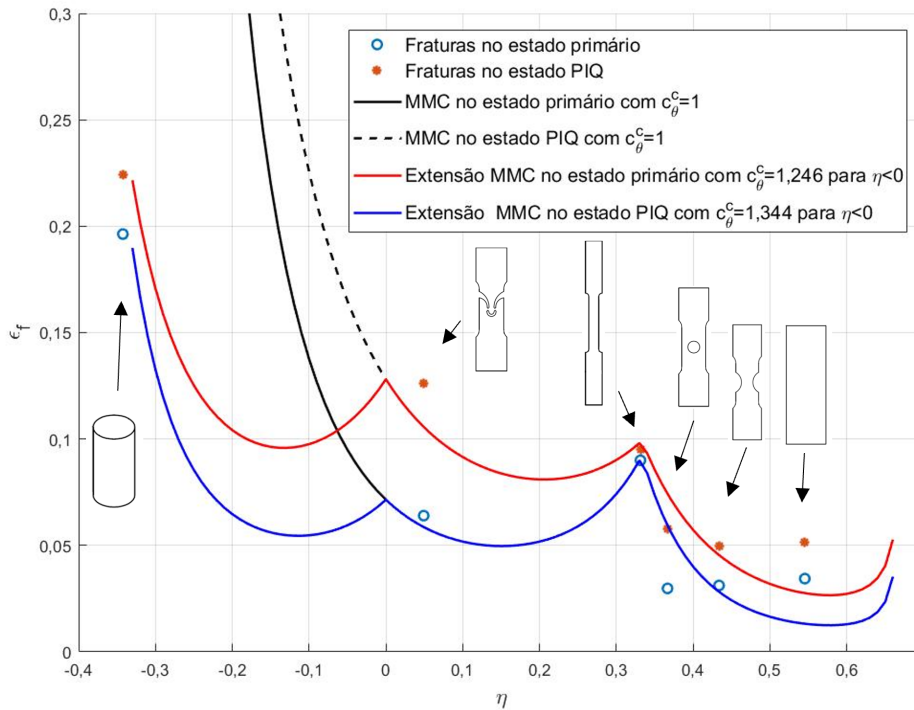


Figura 93 – Curvas do modelo MMC e extensão do modelo proposto. Fonte: Autor.

A superfície de ruptura em função da triaxialidade e ângulo de Lode para ambos os estados com o modelo proposto é apresentado na figura 94.

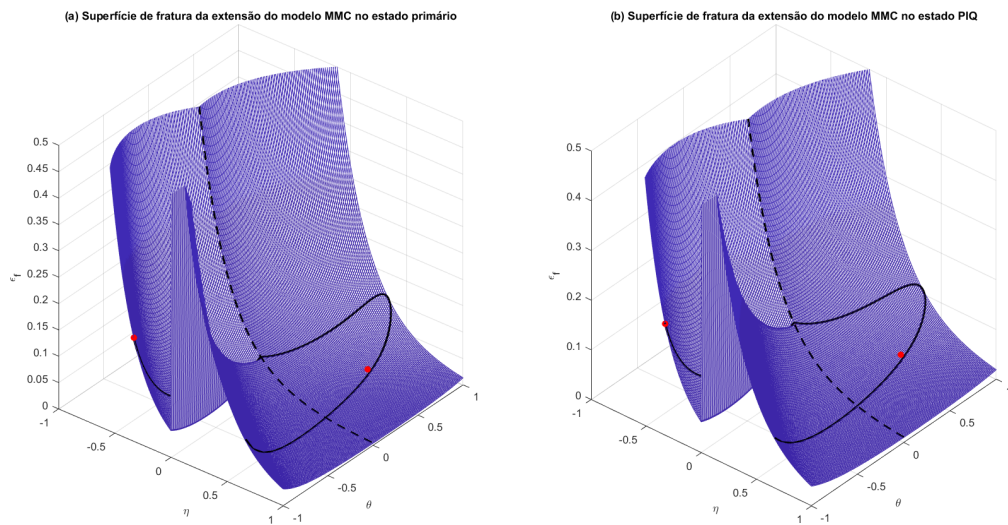


Figura 94 – Superfícies de ruptura dúctil com o modelo proposto e parâmetros para cada estado de fabricação. Fonte: Autor.

Repara-se que a superfície apresenta um pico na região com ângulo de Lode próximo de  $-1$  e triaxialidades positivas baixas. Conforme foi destacado na figura 15, não se conhece solicitações clássicas que atuem nesta faixa, entretanto é um ponto a ser explorado com novos carregamentos e conferir se pode atingir esta relação entre esses parâmetros.

O modelo proposto apresenta um erro médio de 2,16 % para o estado primário e de 6,19 % para o estado PIQ em relação das deformações obtidas pelos ensaios. Para fins de comparação entre os modelos, a tabela 9 destaca as características de cada um dos modelos.

Vale reforçar que o modelo proposto, tem o mesmo nível de complexidade de calibração do modelo MMC4, porém com uma previsão melhor para casos de triaxialidades negativas. Sendo que os dois modelos precisam ser implementados como sub-rotina, a modificação sugerida não aumenta a complexidade na implementação do modelo para simulações, entretanto melhora o modelo para prever o dano numa faixa de triaxialidade mais ampla.



Modelo de dano	Núm. de parâmetros	Núm. min de ensaios	Observações
JC	5	2	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Envolve somente a triaxialidade;</li> <li>- Sugere-se usar ensaio de compressão e tração para calibrar o modelo;</li> <li>- Demais ensaios podem melhorar a previsão do modelo.</li> </ul>
MMC	6	2	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Usa a triaxialidade e ângulo de Lode para prever o dano;</li> <li>- Usa ensaios de tração e cisalhamento para calibrar o modelo;</li> <li>- Ensaios adicionais ajudam a melhorar o ajuste dos parâmetros de previsão;</li> <li>- Não apresenta uma boa previsão para o estado de triaxialidade negativa;</li> <li>- Precisa ser implementado como sub-rotina.</li> </ul>
HC	5	3	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Usa a triaxialidade e ângulo de Lode para prever o dano;</li> <li>- Usa ensaios de cisalhamento puro e tração ou estado plano de deformação para calibrar o modelo;</li> <li>- Ensaios adicionais ajudam a melhorar o ajuste dos parâmetros de previsão;</li> <li>- Não é adequado para triaxialidades negativas;</li> <li>- Precisa ser implementado como sub-rotina.</li> </ul>
MMC proposto	6	2	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Segue o mesmo raciocínio do modelo MMC com uma modificação no modelo;</li> <li>- Com a modificação proposta, o modelo consegue prever a ruptura nas triaxialidades negativas;</li> <li>- Melhor previsão de ruptura entre os modelos estudados neste trabalho.</li> </ul>

Tabela 9 – Comparação dos modelos avaliados neste estudo em termo de complexidade, parâmetros envolvidos e observações de cada um.

## 6 CONCLUSÃO

A manufatura aditiva é uma tecnologia que possibilita a produção de peças e objetos através da deposição de material em camadas sucessivas, com base em modelos digitais em 3D. A ruptura nas peças fabricadas por manufatura aditiva é uma preocupação importante, especialmente em aplicações críticas, como na indústria aeroespacial e médica. Devido ao processo de construção por camadas, as peças podem apresentar descontinuidades internas que afetam a resistência à ruptura. Por isso, é fundamental a realização de estudos e testes para avaliar a integridade estrutural das peças e garantir sua segurança e confiabilidade. Além disso, o desenvolvimento de novos materiais e técnicas de fabricação podem ajudar a minimizar o risco de ruptura e aumentar a qualidade e a resistência das peças fabricadas por manufatura aditiva.

Os fatores envolvidos na qualidade do componente final são diversos e é inviável abordar todos os parâmetros. Neste estudo, a liga Ti-6Al-4V fabricada pelo processo de EBM foi escolhido pela sua ampla aplicação na indústria médica e aeroespacial. Para garantir genuinidade do material, a decomposição dele foi avaliada pelo MEV e atendeu exatamente a composição química prevista pelo fabricante. Além disso, o efeito de ângulos em relação a base da câmara de produção e processo PIQ no comportamento mecânico da peça e os modelos de dano que podem prever a ruptura foram abordados. Para isso, o projeto de corpos de provas tem que atender todos os aspectos previstos no projeto, desde ângulos diferentes de fabricação até condições de triaxialidade e ângulos de Lode.

Um dos principais defeitos em peças fabricadas por manufatura aditiva, especialmente com a tecnologia EBM, é a porosidade, que pode afetar a qualidade, a resistência e a durabilidade das peças. A porosidade é causada pelo acúmulo de gases durante o processo de impressão, resultando em pequenas cavidades internas na peça. Para resolver esse problema, a técnica de Prensagem Isostática a Quente (PIQ) pode ser utilizada. O PIQ é um processo de tratamento térmico que aplica alta pressão e temperatura para eliminar as porosidades e melhorar a densidade das peças. O uso do PIQ pode melhorar significativamente a qualidade das peças fabricadas por manufatura aditiva, tornando essas peças mais resistentes e confiáveis.

O projeto de definição dos corpos de prova foi elaborado de forma a abranger faixas de triaxialidade e ângulo de Lode diferentes, visando calibrar os parâmetros dos modelos de dano. Isso é importante porque a ruptura é um fenômeno complexo que depende de diversos fatores, como a tensão triaxial, ângulo de Lode e a microestrutura do material. Ao selecionar corpos de prova que abrangem diferentes condições, é possível obter uma caracterização mais abrangente e precisa do comportamento de ruptura do material em questão, o que é fundamental para o desenvolvimento de modelos de simulação e para a

melhoria da confiabilidade e durabilidade de peças fabricadas por manufatura aditiva. Por outro lado, os corpos de prova de tração uniaxial pura foram fabricados em ângulos  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação à base da câmara para avaliar o efeito de sobreposição de camadas em ângulos nas propriedades mecânicas. Além disso, todos os corpos de prova foram fabricados e analisados no estado primário e PIQ para poder avaliar o efeito do PIQ. Após avaliar os corpos em ambos os estados pela microtomografia de raio X 3D, 100% das porosidades em ordem de 1 a  $70 \mu m$  no estado primário, foram eliminados após passar pelo processo PIQ.

Todos os corpos de prova passaram por ensaios destrutivos até a ruptura. A medição das deformações equivalentes na ruptura é essencial para avaliar o desempenho dos materiais sujeitos a tensões extremas. Por isso, a utilização de extensômetros virtuais e equações de deformação é uma técnica amplamente utilizada. A técnica de Digital Image Correlation (DIC) foi utilizada para capturar as deformações na ruptura dos corpos de prova. Para corpos de prova no plano, foi usado o DIC 2D e, para o ensaio de flexão em V, o DIC 3D com duas câmeras. Os resultados foram analisados por meio de extensômetros virtuais e da equação de deformação equivalente de von-Mises. Observou-se um aumento na deformação na ruptura dos corpos de prova no estado PIQ em comparação com aqueles no estado primário, principalmente nos ângulos de  $0^\circ$  e  $45^\circ$ . A comparação dos resultados dos ensaios de tração dos espécimes sujeitos ao processo PIQ mostra uma melhoria significativa no alongamento de 97,31% para  $0^\circ$ , de 31,98% para  $45^\circ$ , 14,11% para compressão e de apenas 2,46% para  $90^\circ$ . Isso indica uma melhoria na integridade do material o que é um fator importante para aumentar a confiabilidade e a durabilidade das peças produzidas por manufatura aditiva e uma melhoria na ductilidade após o processo de PIQ.

Para avaliar os modelos de dano na previsão da ruptura para esse material e processo, os modelos Johnson-Cook (JC), Mohr-Coloumb Modificado (MMC) e Hosford-Coloumb (HC) foram escolhidos. Entretanto, os modelos MMC e HC não estavam disponíveis nas bibliotecas do software utilizado, o que demandou uma implementação via sob-rotina e um estudo mais aprofundado na mecânica do contínuo e plasticidade para viabilizar a implementação. Uma vez que a plasticidade é um fenômeno não linear, a sub rotina VUMAT, baseado em métodos explícitos, foi o método escolhido para a implementação. Para implementar os modelos no VUMAT, foram utilizados conceitos como fluxo plástico não associado, encruamento isotrópico e caracterização das tensões.

Ao implementar um modelo explícito em um software de simulação, é fundamental entender seu comportamento para garantir que a implementação esteja correta. Isso se deve ao fato de que os modelos explícitos têm uma dinâmica temporal intrínseca e, por isso, requerem um controle mais rigoroso de sua implementação. É importante realizar uma análise cuidadosa do comportamento do modelo e das interações entre os diferentes componentes para garantir que o modelo esteja representando adequadamente o comportamento do sistema físico. Além disso, é fundamental validar a implementação do

---

modelo com experimentos para verificar se os resultados estão dentro das expectativas e para garantir que a implementação seja precisa e confiável.

Em modelos de simulação de falhas e dano em materiais, a triaxialidade e o ângulo de Lode são considerados como parâmetros fundamentais para avaliar a evolução de dano. Por esse motivo, esses parâmetros foram implementados em modelos como parâmetros de controle. A triaxialidade é a relação entre as tensões principais do material, enquanto o ângulo de Lode mede a distribuição relativa de tensão em relação à sua magnitude. Esses parâmetros são particularmente importantes para a previsão de falhas em materiais submetidos a condições complexas de carregamento e ajudam a melhorar a compreensão dos mecanismos de falha em materiais. Sua implementação é, portanto, um aspecto importante no desenvolvimento de modelos de simulação precisos e confiáveis para a previsão de falhas em materiais. Vale ressaltar que avaliar esses parâmetros de forma analítica em condições de carregamentos diferentes nem sempre são possíveis e, portanto, uma média dos valores obtidos pela simulação numérica é considerada como referência.

Foram simulados todos os ensaios utilizando os modelos propostos para a dano. Pela simetria dos corpos de prova, 1/4 do modelo foi simulado, usando elementos sólidos para todos os modelos exceto o modelo de cisalhamento puro que foi modelado com uso de elemento de casca. As simulações foram executadas com todos os modelos de dano prevista e com os parâmetros calibrados para ambos os estados de fabricação.

Entre os modelos de dano, o modelo de Johnson-Cook (JC) considera apenas a triaxialidade e não leva em consideração o ângulo de Lode. Este modelo foi calibrado com dados de deformação na ruptura de todos os ensaios, em especial o ensaio de compressão e apresenta uma aproximação melhor nas taxas de triaxialidade abaixo de zero, ou seja, em casos de compressão. Por outro lado, os modelos de Mohr-Coulomb Modificado (MMC) e Hosford-Coulomb (HC) não apresentam resultados satisfatórios para triaxialidades negativas, mas possuem uma resposta melhor para casos de triaxialidade positiva. Desta forma, pode concluir que esses modelos não são adequados para prever a ruptura em condições que envolvam compressão em qualquer sentido.

Para lidar com as limitações dos modelos de dano analisados, um estudo detalhado dos parâmetros do modelo de MMC foi desenvolvido. Esse modelo foi escolhido por seu alto nível de flexibilidade devido ao número de parâmetros do modelo. Como resultado, uma extensão do modelo foi sugerido que apresenta uma aproximação melhor tanto para triaxialidades positivas quanto para triaxialidades negativas. Esse modelo é capaz de superar as limitações dos modelos anteriores e aumentar a precisão na previsão da ruptura em diferentes condições de carga. O erro médio apresentado com esse modelo é de 2,16% para estado primário e de 6,19% para estado PIQ.

## 6.1 Trabalhos futuros

A tecnologia de manufatura aditiva e todos os seus parâmetros estão em alta tendência de evolução na indústria e pesquisa em centros de excelência. Esses parâmetros são diversos e englobam desde a preparação dos modelos e tecnologias, até o controle do processo e pós-processamentos. As sugestões de trabalhos futuros englobam somente os parâmetros e dados que foram abordados neste estudo. Essas sugestões são:

- Avaliar o comportamento dos materiais em ângulos menores que 45 graus em relação à base da câmara de fabricação. O comportamento dos materiais em outros ângulos é importante para entender as propriedades mecânicas e a ruptura do material em diferentes direções. Essa avaliação pode ser realizada por meio de ensaios experimentais e também por meio de simulações numéricas com diferentes modelos de dano. O resultado dessa avaliação pode contribuir para a compreensão do comportamento dos materiais em outras direções e auxiliar no projeto de componentes que serão submetidos a diferentes tipos de solicitação.
- Explorar o uso de redes neurais e aplicação de *Digital Twin* com os dados obtidos nos ensaios para prever o comportamento de materiais em condições específicas. O uso de inteligência artificial pode ajudar a identificar correlações entre variáveis e aprimorar os modelos existentes. Seria interessante comparar os resultados obtidos através da aplicação de redes neurais com os modelos propostos e avaliar o potencial dessa técnica para previsão de ruptura em outros materiais e condições.
- Avaliar a questão da anisotropia nos modelos propostos. A manufatura aditiva pode produzir peças com anisotropia, ou seja, propriedades mecânicas diferentes em diferentes direções. Isso pode afetar o comportamento da ruptura e, portanto, deve ser levado em consideração ao calibrar os modelos de dano. Seria interessante investigar como os modelos propostos se comportam em diferentes direções e se eles podem ser ajustados para levar em consideração a anisotropia. Isso poderia ser feito por meio de ensaios de tração em diferentes direções e a comparação dos resultados experimentais com os resultados simulados pelos modelos.
- Produzir peças com velocidades ou tamanhos de camada maiores, onde a porosidade é maior e avaliar a eficácia do processo de Prensagem Isostático a Quente (PIQ) em eliminar a porosidade nessas condições. Isso pode ser feito através da comparação dos resultados de ensaios mecânicos, tais como ensaios de tração e compressão, bem como análises microestruturais utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV) e tomografia computadorizada (CT), por exemplo. Além disso, pode-se investigar como diferentes parâmetros do processo de PIQ, como a temperatura, pressão e tempo, afetam a eficácia da eliminação de porosidade em peças fabricadas por manufatura aditiva.

- Avaliar um componente com dimensões e carregamentos diferentes e conferir a previsão do modelo a respeito de modelos e em condições diferentes.

Esses estudos podem ajudar a melhorar o desempenho e a confiabilidade de peças fabricadas por manufatura aditiva em setores críticos, como aeroespacial e médico. Vale reforçar que as sugestões não se limitam somente a esses itens, mas pelo ponto de vista do autor, essas são as principais linhas que podem dar sequência neste estudo.

## REFERÊNCIAS

ALLAHVERDIZADEH, N. et al. An experimental and numerical study for the damage characterization of a Ti6Al4V titanium alloy. **Int. J. Mech. Sci.**, v. 93, p. 32–47, 2015.

ALVES, M. **Damage Mechanics Applied to Structural Impact**. 1996. Tese (Doutorado) — University of Liverpool, 1996.

ALVES, M.; JONES, N. Influence of hydrostatic stress on failure of axisymmetric notched specimens. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Pergamon, v. 47, n. 3, p. 643–667, mar 1999. ISSN 00225096. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S002250969800060X>>.

ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics: fundamentals and applications**. [S.l.]: CRC press, 2017. ISSN 00225096. ISBN 9781420058215.

ASHBY, M. F.; GANDHI, C.; TAPLIN, D. M. Overview No. 3 Fracture-mechanism maps and their construction for f.c.c. metals and alloys. **Acta Metallurgica**, Pergamon, v. 27, n. 5, p. 699–729, may 1979. ISSN 00016160. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616079901056>>.

ASTM. **ASTM F2924 - 14 Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium with Powder Bed Fusion**. 2014. 9 p. Disponível em: <<https://www.astm.org/Standards/F2924.htm>>.

ASTM, A. **1472-02a, Standard Specification for Wrought Titanium-6Aluminum-4Vanadium Alloy for Surgical Implant Applications (UNS R56400)**. 2002. West Conshohocken p.

ASTM Int. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 1. **Astm**, n. C, p. 1–27, 2009. Disponível em: <<http://www.astm.org/Standards/E8.htm>>.

ASTM Standard F3001. Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium ELI (Extra Low Interstitial) with Powder Bed Fusion. In: **ASTM Book of Standards**. [s.n.], 2014. Disponível em: <<https://www.astm.org/f3001-14r21.html>>.

BAI, Y. Effect of Loading History on Necking and Fracture. **PhD Thesis**, n. 2000, p. 1–262, 2008. Disponível em: <<https://www.researchgate.net/publication/38003378>>.

BAI, Y.; WIERZBICKI, T. Application of extended Mohr-Coulomb criterion to ductile fracture. **International Journal of Fracture**, v. 161, n. 1, p. 1–20, 2010. ISSN 03769429.

\_\_\_\_\_. A comparative study of three groups of ductile fracture loci in the 3D space. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 135, p. 147–167, 2015. ISSN 00137944. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2014.12.023>>.

BANERJEE, D.; WILLIAMS, J. C. Perspectives on titanium science and technology. **Acta Materialia**, v. 61, n. 3, p. 844–879, feb 2013. ISSN 13596454.

- BAO, Y.; WIERZBICKI, T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. **International Journal of Mechanical Sciences**, Pergamon, v. 46, n. 1, p. 81–98, jan 2004. ISSN 00207403. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740304000360>>.
- \_\_\_\_\_. On the cut-off value of negative triaxiality for fracture. v. 72, p. 1049–1069, 2005.
- BARLAT, F. et al. Plane stress yield function for aluminum alloy sheets - Part 1: Theory. **International Journal of Plasticity**, Pergamon, v. 19, n. 9, p. 1297–1319, sep 2003. ISSN 07496419. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641902000190>>.
- BECKER, T. H.; KUMAR, P.; RAMAMURTY, U. Fracture and fatigue in additively manufactured metals. **Acta Materialia**, Acta Materialia Inc, v. 219, oct 2021. ISSN 13596454.
- BEESE, A. M. et al. Partially coupled anisotropic fracture model for aluminum sheets. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 77, n. 7, p. 1128–1152, may 2010. ISSN 00137944.
- BEISSEL, S. R.; HOLMQUIST, T. J.; JOHNSON, G. R. Influence of the third invariant in the ballistic impact of silicon carbide. **International Journal of Impact Engineering**, Pergamon, v. 45, p. 52–59, jul 2012. ISSN 0734743X. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0734743X12000206#bib7>>.
- BENZING, J. et al. Hot isostatic pressing (HIP) to achieve isotropic microstructure and retain as-built strength in an additive manufacturing titanium alloy (Ti-6Al-4V). **Materials Letters**, Elsevier B.V., v. 257, p. 126690, dec 2019. ISSN 18734979. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126690>>.
- BLAKEY-MILNER, B. et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. **Materials Design**, Elsevier, v. 209, p. 110008, nov 2021. ISSN 0264-1275.
- BOURELL, D. et al. Materials for additive manufacturing. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, CIRP, v. 66, n. 2, p. 659–681, 2017. ISSN 17260604. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.cirp.2017.05.009>>.
- BRANDL, E.; LEYENS, C.; PALM, F. Mechanical properties of additive manufactured Ti-6Al-4V using wire and powder based processes. In: **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**. IOP Publishing, 2011. v. 26, n. 1, p. 012004. ISBN 1757-899X. ISSN 17578981. Disponível em: <<http://stacks.iop.org/1757-899X/26/i=1/a=012004?key=crossref.c362f0236ee048bdb0a9dfeda93401d5>>.
- Cockroft, M.G., Latham, D. Ductile and workability of metals. **J. Inst. Metall.** **96**, p. 33–39, 1968.
- COULOMB, C. A. Essai sur une application des regles des maximis et minimis a quelques problemes de statique relatifs a l'architecture (An attempt to apply the rules of maxima and minima to several problems of stability related to architecture). **Memoires de l'Academie royale des Sciences**, v. 7, p. 343–382, 1776. Disponível em: <<https://trid.trb.org/view/124803>>.
- CURRAN, D.; SEAMAN, L.; SHOCKEY, D. Dynamic failure of solids. **Physics Reports**, North-Holland, v. 147, n. 5-6, p. 253–388, mar 1987. ISSN 0370-1573. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0370157387900494>>.



Da Rocha, S. S. et al. Vickers hardness of cast commercially pure titanium and Ti-6Al-4V alloy submitted to heat treatments. **Brazilian Dental Journal**, Fundação Odontológica de Ribeirão Preto, v. 17, n. 2, p. 126–129, 2006. ISSN 01036440. Disponível em: <[http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S0103-64402006000200008&lng=en&tlng=en](http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0103-64402006000200008&lng=en&tlng=en)>.

DEBROY, T. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 92, p. 112–224, 2018. ISSN 00796425.

DIEGEL, O.; NORDIN, A.; MOTTE, D. **A Practical Guide to Design for Additive Manufacturing**. Singapore: Springer Singapore, 2019. 19–39 p. (Springer Series in Advanced Manufacturing). ISBN 978-981-13-8281-9. Disponível em: <[http://link.springer.com/10.1007/978-981-13-8281-9https://doi.org/10.1007/978-981-13-8281-9\\_2](http://link.springer.com/10.1007/978-981-13-8281-9https://doi.org/10.1007/978-981-13-8281-9_2)>.

DONACHIE, M. J. **Titanium : a technical guide**. ASM International, 2000. 381 p. ISBN 9781615030620. Disponível em: <[https://books.google.com.br/books?hl=en&lr=&id=HgzukknbNGAC&oi=fnd&pg=PR7&dq=Titanium:+a+technical+guide+ASM+international&ots=K02\\_ch3AXO&sig=mh-ghNtnTORxqEJEOaMfk5sf7TE#v=onepage&q=Titanium%3AatechnicalguideASMinternational&f=falsehttps://books.goo](https://books.google.com.br/books?hl=en&lr=&id=HgzukknbNGAC&oi=fnd&pg=PR7&dq=Titanium:+a+technical+guide+ASM+international&ots=K02_ch3AXO&sig=mh-ghNtnTORxqEJEOaMfk5sf7TE#v=onepage&q=Titanium%3AatechnicalguideASMinternational&f=falsehttps://books.goo)>.

DUNAND, M.; MOHR, D. Effect of Lode parameter on plastic flow localization after proportional loading at low stress triaxialities. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 66, p. 133–153, may 2014. ISSN 00225096. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0022509614000180>>.

DUNNE, F.; PETRINIC, N. **Introduction to computational plasticity**. [S.l.]: OUP Oxford, 2005.

DUTTA, B.; FROES, F. H. The Additive Manufacturing of Titanium Alloys. **Additive Manufacturing of Titanium Alloys**, v. 72, n. 2, p. 1–10, 2016. ISSN 00260657. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B978012804782800001X>>.

DZUGAN, J. et al. The effects of post-processing on the local fracture toughness properties of electron beam powder bed fusion Ti-6Al-4V alloy. **Engineering Fracture Mechanics**, Elsevier Ltd, v. 273, oct 2022. ISSN 00137944.

EDWARDS, P.; O'CONNOR, A.; RAMULU, M. Electron Beam Additive Manufacturing of Titanium Components: Properties and Performance. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, American Society of Mechanical Engineers, v. 135, n. 6, p. 061016, nov 2013. ISSN 01689002. Disponível em: <<http://manufacturingscience.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?doi=10.1115/1.4025773>>.

EKLUND, A. et al. Optimizing HIP and Printing Parameters for EBM Ti-6Al-4V. **Key Engineering Materials**, v. 770, p. 174–178, 2018. ISSN 1662-9795. Disponível em: <<https://www.scientific.net/KEM.770.174>>.

ERICE, B.; ROTH, C. C.; MOHR, D. Stress-state and strain-rate dependent ductile fracture of dual and complex phase steel. **Mechanics of Materials**, v. 116, p. 11–32, 2018. ISSN 01676636.

- FENG, X. T. et al. A rigid true triaxial apparatus for analyses of deformation and failure features of deep weak rock under excavation stress paths. **Journal of Rock Mechanics and Geotechnical Engineering**, Chinese Academy of Sciences, 2023. ISSN 16747755.
- FRAZIER, W. E. Metal additive manufacturing: A review. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 23, n. 6, p. 1917–1928, 2014. ISSN 15441024.
- GAO, X. et al. Effects of the stress state on plasticity and ductile failure of an aluminum 5083 alloy. 2009. Disponível em: <[www.elsevier.com/locate/ijplas](http://www.elsevier.com/locate/ijplas)>.
- GOODS, S.; BROWN, L. Overview No. 1: The nucleation of cavities by plastic deformation. **Acta Metallurgica**, Pergamon, v. 27, n. 1, p. 1–15, jan 1979. ISSN 0001-6160. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616079900518>>.
- GORSSE, S. et al. Additive manufacturing of metals: a brief review of the characteristic microstructures and properties of steels, Ti-6Al-4V and high-entropy alloys. **Science and Technology of Advanced Materials**, Taylor and Francis Ltd., v. 18, n. 1, p. 584–610, dec 2017. ISSN 18785514. Disponível em: <<https://www.tandfonline.com/action/journalInformation?journalCode=tsta20>>.
- GU, G.; MOHR, D. Anisotropic Hosford-Coulomb fracture initiation model: Theory and application. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 147, p. 480–497, 2015. ISSN 00137944.
- GURSON, A. L. Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I—Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 99, n. 1, p. 2, 1977. ISSN 00944289. Disponível em: <<http://materialstechnology.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?articleid=1422194>>.
- HAYES, B. J. et al. Predicting tensile properties of Ti-6Al-4V produced via directed energy deposition. **Acta Materialia**, Pergamon, v. 133, p. 120–133, jul 2017. ISSN 1359-6454.
- HERZOG, D. et al. Additive manufacturing of metals. **Acta Materialia**, Elsevier Ltd, v. 117, p. 371–392, 2016. ISSN 13596454. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>>.
- HOSFORD, W. A Generalized Isotropic Yield Criterion. **Journal of Applied Mechanics**, v. 39, n. 2, p. 607–609, 1972.
- HU, Q. et al. A new shear and tension based ductile fracture criterion: Modeling and validation. **European Journal of Mechanics, A/Solids**, v. 66, p. 370–386, 2017. ISSN 09977538.
- ISO/ASTM International. ISO/ASTM 52900 - Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies. **Rapid Manufacturing Association**, p. 10–12, 2013. ISSN 1882-675X. Disponível em: <<http://www.ciri.org.nz/nzrma/technologies.html>>.
- JOHNSON, G. R.; COOK, W. H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. **Engineering Fracture Mechanics**, Pergamon, v. 21, n. 1, p. 31–48, jan 1985. ISSN 00137944. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0013794485900529>>.

KHAN, A. S.; LIU, H. A new approach for ductile fracture prediction on Al 2024-T351 alloy. **International Journal of Plasticity**, Pergamon, v. 35, p. 1–12, aug 2012. ISSN 07496419. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641912000046>>.

\_\_\_\_\_. Strain rate and temperature dependent fracture criteria for isotropic and anisotropic metals. **International Journal of Plasticity**, Pergamon, v. 37, p. 1–15, oct 2012. ISSN 0749-6419. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641912000137?via%3Dihub>>.

LEARY, M. Design for additive manufacturing. **Design for Additive Manufacturing**, Elsevier, p. 1–346, jan 2019.

LEMAITRE, J. A Continuous Damage Mechanics Model for Ductile Fracture. **J. Eng. Mater. Technol.(Trans. ASME)**, v. 107, n. January 1985, p. 83–89, 1985. ISSN 00944289. Disponível em: <<http://www.csa.com/partners/viewrecord.php?requester=gs&collection=TRD&recid=8506312105MD&recid=018505610239AAI%5Cnpapers2://publication/uuid/E7AC72D0-5239-4B7E-9F02-0D2830639BD9>>.

Lemaitre, Jean and Chaboche, J.-L. **Mechanics of solid materials**. [S.l.]: Cambridge university press, 1994.

LEWANDOWSKI, J. J.; SEIFI, M. Metal Additive Manufacturing: A Review of Mechanical Properties. **Annual Review of Materials Research**, v. 46, n. 1, p. 151–186, 2016. ISSN 1531-7331. Disponível em: <<http://www.annualreviews.org/doi/10.1146/annurev-matsci-070115-032024>>.

LI, H. et al. Ductile fracture: Experiments and computations. **International Journal of Plasticity**, Pergamon, v. 27, n. 2, p. 147–180, feb 2011. ISSN 07496419. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641910000598>>.

LIAN, J. et al. A hybrid approach for modelling of plasticity and failure behaviour of advanced high-strength steel sheets. **International Journal of Damage Mechanics**, v. 22, n. 2, p. 188–218, mar 2013. ISSN 10567895. Disponível em: <<http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/1056789512439319>>.

LOU, Y.; HUH, H. Extension of a shear-controlled ductile fracture model considering the stress triaxiality and the Lode parameter. **International Journal of Solids and Structures**, Pergamon, v. 50, n. 2, p. 447–455, jan 2013. ISSN 00207683. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S002076831200426X>>.

LOU, Y. et al. New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals. In: **International Journal of Solids and Structures**. Pergamon, 2012. v. 49, n. 25, p. 3605–3615. ISBN 0020-7683. ISSN 00207683. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S002076831200056X>>.

LOU, Y.; YOON, J. W. Anisotropic ductile fracture criterion based on linear transformation. **Int. J. Plasticity**, Pergamon, v. 93, p. 3–25, jun 2017. ISSN 07496419. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S074964191730195X>>.

LOU, Y.; YOON, J. W.; HUH, H. Modeling of shear ductile fracture considering a changeable cut-off value for stress triaxiality. **International Journal of Plasticity**, Pergamon, v. 54, p. 56–80, mar 2014. ISSN 07496419.

- MARCADET, S. et al. A rate-dependent Hosford-Coulomb model for predicting ductile fracture at high strain rates. **EPJ Web of Conferences**, v. 94, p. 01080, 2015. ISSN 2100-014X. Disponível em: <<http://www.scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0-84958039315&partnerID=tZOtx3y1>>.
- MCCLINTOCK, F. A. A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes. **Journal of applied mechanics**, v. 35, n. 2, p. 363–371, 1968.
- MIYAUCHI, K. A proposal for a planar simple shear test in sheet metals. **Sci. Pap. Inst. Phys. Chem. Res.(Jpn)**., v. 78, n. 3, p. 27–40, 1984.
- MOHR, D.; HENN, S. Calibration of stress-triaxiality dependent crack formation criteria: A new hybrid experimental-numerical method. **Experimental Mechanics**, v. 47, n. 6, p. 805–820, 2007. ISSN 00144851.
- MOHR, D.; MARCADET, S. J. Micromechanically-motivated phenomenological Hosford – Coulomb model for predicting ductile fracture initiation at low stress triaxialities. **International Journal of Solids and Structures**, v. 68, p. 40–55, 2015. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768315000700>>.
- MOHR, O. **Abhandlungen aus dem gebiete der technischen mechanik...** [s.n.], 1906. Disponível em: <[https://scholar.google.com/scholar\\_lookup?title=AbhandlungenausdemGebietederTechnischenMechanik&author=O.Mohr&publication\\_year=1914](https://scholar.google.com/scholar_lookup?title=AbhandlungenausdemGebietederTechnischenMechanik&author=O.Mohr&publication_year=1914)>.
- MURR, L. E. et al. Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting. **Acta Materialia**, Pergamon, v. 58, n. 5, p. 1887–1894, mar 2010. ISSN 13596454. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645409008118>>.
- NEEDLEMAN, A.; TVERGAARD, V. An analysis of ductile rupture in notched bars. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Pergamon, v. 32, n. 6, p. 461–490, jan 1984. ISSN 0022-5096. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022509684900310>>.
- NEIKTER, M. et al. Microstructural characterization and comparison of Ti-6Al-4V manufactured with different additive manufacturing processes. **Materials Characterization**, Elsevier Inc., v. 143, p. 68–75, sep 2018. ISSN 10445803.
- NETO, E. A. de S.; PERIC, D.; OWEN, D. R. **Computational methods for plasticity: theory and applications**. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2011.
- OH, S. I.; CHEN, C. C.; KOBAYASHI, S. Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing. **Transactions of the ASME**, American Society of Mechanical Engineers, v. 101, n. February 1979, p. 36–44, feb 1979. ISSN 00220817. Disponível em: <<http://manufacturingscience.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?articleid=1445990>>.
- PAPASIDERO, J.; DOQUET, V.; MOHR, D. Ductile fracture of aluminum 2024-T351 under proportional and non-proportional multi-axial loading: Bao-Wierzbicki results revisited. **International Journal of Solids and Structures**, v. 69-70, p. 459–474, 2015. ISSN 00207683.

RAZAVI, S. M. J. et al. Fatigue behavior of porous Ti-6Al-4V made by laser-engineered net shaping. **Materials**, v. 11, n. 2, 2018. ISSN 19961944.

RICE, J. R.; TRACEY, D. M. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Pergamon, v. 17, n. 3, p. 201–217, jun 1969. ISSN 0022-5096. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0022509669900337><https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022509669900337>>.

ROTH, C.; MOHR, D. Effect of strain rate on ductile fracture initiation in advanced high strength steel sheets: Experiments and modeling. **International Journal of Plasticity**, v. 56, p. 19–44, 2014. ISSN 07496419.

ROTH, C. C.; MOHR, D. Ductile fracture experiments with locally proportional loading histories. **International Journal of Plasticity**, v. 79, p. 328–354, 2016. ISSN 07496419.

SCHMIDT, M. et al. Laser based additive manufacturing in industry and academia. v. 66, p. 561–583, 2017. Disponível em: <[https://ac.els-cdn.com/S0007850617301506/1-s2.0-S0007850617301506-main.pdf?\\_tid=9158b29f-5599-4be6-bbfc-db75e18b4d47&acdnat=1520540330\\_d047aa9ad3b8a822472d69d0b84c91d0](https://ac.els-cdn.com/S0007850617301506/1-s2.0-S0007850617301506-main.pdf?_tid=9158b29f-5599-4be6-bbfc-db75e18b4d47&acdnat=1520540330_d047aa9ad3b8a822472d69d0b84c91d0)>.

SHANBHAG, G.; VLASEA, M. Powder reuse cycles in electron beam powder bed fusion—variation of powder characteristics. **Materials**, v. 14, n. 16, 2021. ISSN 19961944.

SIMONELLI, M.; TSE, Y. Y.; TUCK, C. Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V. **Materials Science and Engineering A**, v. 616, p. 1–11, 2014. ISSN 09215093.

SWIFT, H. W. Plastic instability under plane stress. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Pergamon, v. 1, n. 1, p. 1–18, oct 1952. ISSN 00225096. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022509652900021>>.

TILL, E.; HACKL, B. Calibration of plasticity - and failure models for AHSS sheets. In: **Proceedings of the international deep drawing research conference IDDRG**. [S.l.: s.n.], 2013. p. 119–124.

VANEKER, T. et al. Design for additive manufacturing: Framework and methodology. **CIRP Annals**, Elsevier USA, v. 69, n. 2, p. 578–599, jan 2020. ISSN 17260604.

VOCE, E. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. **Journal of the Institute of Metals**, v. 74, n. 537–562, 1948.

WIERZBICKI, T.; BAO, Y.; BAI, Y. A new experimental technique for constructing a fracture envelope of metals under multi-axial loading. **Proceedings of the 2005 SEM Annual Conference and Exposition on Experimental and Applied Mechanics**, n. June, p. 1295–1303, 2005. ISSN 0098-7484. Disponível em: <<https://www.researchgate.net/publication/266470054http://sem-proceedings.com/05s/sem.org-2005-SEM-Ann-Conf-s055p3-A-New-Experimental-Technique-Constructing-Fracture-Envelope-M.pdf>>.

WIERZBICKI, T. et al. Calibration and evaluation of seven fracture models. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 47, n. 4-5 SPEC. ISS., p. 719–743, 2005. ISSN 00207403.

WILKINS, M.; STREIT, R.; REAUGH, J. **Cumulative-strain-damage model of ductile fracture: simulation and prediction of engineering fracture tests**. Livermore, CA, 1980. Disponível em: <<http://www.osti.gov/servlets/purl/6628920-KUgBmG/>>.

WILSON-HEID, A. E. et al. Quantitative relationship between anisotropic strain to failure and grain morphology in additively manufactured Ti-6Al-4V. **Materials Science and Engineering A**, Elsevier Ltd, v. 706, p. 287–294, oct 2017. ISSN 09215093.

WOHLERS, T. <https://wohlersassociates.com/product/wr2023/>. [S.l.]: Wohlers Associates, Inc, 2023.

XUE, L. Damage accumulation and fracture initiation in uncracked ductile solids subject to triaxial loading. **International Journal of Solids and Structures**, v. 44, n. 16, p. 5163–5181, 2007. ISSN 00207683. Disponível em: <[www.elsevier.com/locate/ijsolstr](http://www.elsevier.com/locate/ijsolstr)>.

YIN, Y. et al. Simulation of ductile fracture of structural steels with void growth model and a continuum damage criterion based on it. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 98, p. 134–148, dec 2018. ISSN 01678442. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0167844218302490>>.

ZHAI, Y.; GALARRAGA, H.; LADOS, D. A. Microstructure Evolution, Tensile Properties, and Fatigue Damage Mechanisms in Ti-6Al-4V Alloys Fabricated by Two Additive Manufacturing Techniques. **Procedia Engineering**, v. 114, p. 658–666, 2015. ISSN 18777058.

ZHAO, X. et al. Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting. **Materials Design**, v. 95, p. 21–31, 2016. ISSN 02641275. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0264127515309928>>.

## **Apêndices**

## APÊNDICE A – TECNOLOGIAS DE MANUFATURA ADITIVA

Ao longo dos anos, várias tecnologias foram estabelecidas em máquinas de MA, algumas com pouca diferença entre si. A falta de agrupamento foi um obstáculo para distingui-las. Para facilitar e definir o conceito geral dessas tecnologias, a ASTM publicou um padrão de terminologia para tecnologias de MA ([ISO/ASTM International, 2013](#)), onde todas as tecnologias de MA são divididas em sete categorias gerais, como descrito abaixo:

- **Impressão por jato de ligante (*Binder Jetting*):** Uma técnica de manufatura aditiva na qual um agente ligante líquido é depositado seletivamente para unir materiais em pó.
- **Deposição por Energia Direcionada (*Directed Energy Deposition*):** Um processo de manufatura aditiva no qual energia térmica focalizada é usada para fundir materiais à medida que são depositados. Energia térmica focalizada significa que uma fonte de energia (por exemplo, laser, feixe de elétrons ou arco de plasma) é focalizada para derreter os materiais sendo depositados.
- **Extrusão de Material (*Material Extrusion*):** Um processo de manufatura aditiva no qual o material é seletivamente dispensado através de um bico ou orifício.
- **Jateamento de material (*Material Jetting*):** Um processo de fabricação aditiva em que gotas de material de construção são depositadas seletivamente.
- **Fusão em leito de pó (*Powder Bed Fusion*):** Um processo de fabricação aditiva no qual a energia térmica funde seletivamente regiões de um leito de pó.
- **Laminação de folha (*Sheet Lamination*):** Um processo de fabricação aditiva no qual folhas de material são unidas para formar um objeto.
- **Fotopolimerização Vat (*Vat Photopolymerization*):** Um processo de fabricação aditiva em que um fotopolímero líquido em um recipiente é seletivamente curado pela polimerização ativada por luz.



## APÊNDICE B – ESTADO DAS TENSÕES E DEFORMAÇÕES

A notação tensorial é amplamente utilizado no desenvolvimento teórico das tensões e deformações no meio contínuo. Entretanto, para implementação numérica dos modelos, é comum usar uma representação vetorial das tensões e deformação. Esta transformação, pode ser vista nas equações B.1 e B.2.

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix} \rightarrow \sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{bmatrix} \quad (\text{B.1})$$

$$\varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{bmatrix} \rightarrow \varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{12} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{13} \end{bmatrix} \quad (\text{B.2})$$

Como pode ser visto na equação B.2, as deformações de cisalhamento no formato vetorial devem ser armazenados como cisalhamento de engenharia, ou seja, o dobro do cisalhamento tensorial. Colocando a lei de Hook, usando este formato vetorial, obtém-se a equação B.3.

$$\sigma = C\varepsilon \rightarrow \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{12} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \end{bmatrix} \quad (\text{B.3})$$

onde  $\lambda$  e  $\mu$  são constantes de Lamé e são definidos como  $\lambda = E\nu/(1 + \nu)(1 - 2\nu)$  e  $\mu = G = E/2(1 + \nu)$ . Usando estes constantes, a equação de Hook pode ser escrito como equação B.4.

$$\sigma = 2G\varepsilon + \lambda Tr(\varepsilon)\mathbf{I} \quad (\text{B.4})$$

a tensão de cisalhamento pode ser escrito como:

$$\sigma_{12} = 2G\varepsilon_{12} = \frac{E}{(1 + \nu)}\varepsilon_{12} = \frac{E}{2(1 + \nu)}\gamma_{12} \quad (\text{B.5})$$

Na implementação dos modelos em formato de sub-rotina, as variáveis de Lamé são calculados e as tensões são obtidos com uso da equação [B.4](#).

## C FLUXO PLÁSTICO

O fluxo plástico é um conceito fundamental em plasticidade que descreve o comportamento da deformação do metal sob tensão e é um fator chave na compreensão da ductilidade e conformabilidade dos metais, que são propriedades essenciais para muitas aplicações industriais. É particularmente útil para descrever o comportamento de metais que possuem múltiplos sistemas de deslizamento ou orientações cristalográficas. O conceito de fluxo plástico é fundamental na modelagem de materiais para prever o comportamento de metais sob diferentes condições e tensões, o que é crítico para projetar estruturas e componentes que possam suportar diferentes tipos de cargas [Dunne e Petrinic \(2005\)](#). Além disso, o fluxo plástico é um conceito fundamental no desenvolvimento de modelos numéricos que simulam a deformação do metal sob tensão, o que é essencial para o projeto e otimização de processos de fabricação.

Uma vez que o critério de escoamento é alcançado, o fluxo de plasticidade e a hipótese da normalidade da plasticidade são definidas através da direção da plasticidade. Isto caracteriza o termo "fluxo associado", onde o incremento no tensor de deformação plástica está na direção normal à tangente à superfície de escoamento no ponto de carga. A representação esquemática disso pode ser encontrada na figura 95.

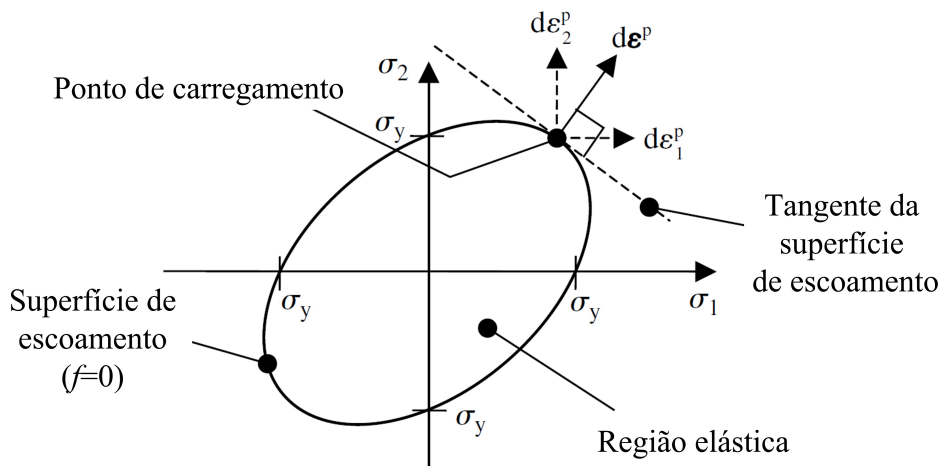


Figura 95 – Ilustração do incremento de deformação normal à superfície de escoamento de von Mises para estado plano de tensão. Fonte: Adaptado do [Dunne e Petrinic \(2005\)](#).

O fluxo é classificado como associado e não associado. O fluxo associado em termos da função de escoamento pode ser apresentado como:

$$d\varepsilon^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (\text{C.1})$$

A equação de fluxo associado tem duas partes. A direção do fluxo é dada por  $\partial f/\partial \sigma$  e a magnitude é calculada pela  $d\lambda$  conhecido como multiplicador plástico. Pode-se notar que no caso de fluxo associado, a taxa de deformação plástica  $d\varepsilon^p$  é um tensor normal à superfície de escoamento no espaço de tensões principais. Sendo assim, os modelos de fluxo não associados, em modo geral, são aqueles que não são normais a superfície de escoamento.

Vale reforçar que as leis associadas são uma consequência do *Princípio de dissipação plástica máxima*. Neste aspecto, a suposição é que as leis associadas não são universais. Desta forma, uso de leis não associadas é essencial. Maiores detalhes podem ser encontrados no [Neto, Peric e Owen \(2011\)](#).

O postulado da dissipação plástica máxima e as leis associativas correspondentes não são universais. Com base em considerações físicas, a dissipação máxima demonstrou manter a plasticidade do cristal e é particularmente bem-sucedida quando aplicada à descrição de metais. No entanto, para muitos materiais, particularmente solos e materiais granulares, em geral, as leis associativas frequentemente não correspondem às evidências experimentais. Nesses casos, o postulado de dissipação máxima claramente não é aplicável e o uso de leis não associativas é essencial.

Na implementação dos modelos neste trabalho, foi empregado um fluxo plástico não associado genérico. Este modelo é definido através da derivada de tensão de potencial de fluxo, demonstrado na equação [C.2](#).

$$d\varepsilon^p = d\lambda \frac{\partial g[\sigma]}{\partial \sigma} \quad (\text{C.2})$$

onde  $g[\sigma]$  é a potencial de fluxo e representa um modelo específico da função de escoamento Hill48 sendo determinado como:

$$g[\sigma] = \sqrt{(G\sigma) \cdot \sigma} \quad (\text{C.3})$$

onde

$$G = \begin{bmatrix} 1 & G_{12} & -(1 + G_{12}) & 0 & 0 & 0 \\ G_{12} & G_{22} & -(G_{22} + G_{12}) & 0 & 0 & 0 \\ -(1 + G_{12}) & -(G_{22} + G_{12}) & 1 + 2G_{12} + G_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G_{33} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 3 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 3 \end{bmatrix} \quad (\text{C.4})$$

onde  $G_{12}$ ,  $G_{22}$  e  $G_{33}$  são parâmetros da razão de Lankford e determinam o modelo para casos anisotrópicos. No caso específico de  $G_{12} = -0,5$ ,  $G_{22} = 1$  e  $G_{33} = 3$ , o fluxo plástico

associado é recuperado.

A variável conjugada de Hill para o trabalho é o deslocamento generalizado ou em outros termos, deslocamento conjugado de um sistema, que representa uma medida da extensão em que o sistema é deformado ou distorcido. A definição específica da variável de Hill de trabalho conjugado depende do sistema termodinâmico específico que está sendo estudado e do tipo de trabalho que está sendo considerado. No entanto, em geral, a variável de Hill é uma medida da resposta do sistema a mudanças nas forças mecânicas externas e desempenha um papel importante na determinação do comportamento do sistema sob várias condições termodinâmicas.

## D ENCRUAMENTO ISOTRÓPICO

O encruamento isotrópico é um tipo de encruamento de material em que as propriedades mecânicas de um material mudam em resposta à deformação plástica. Quando um material é submetido à deformação plástica, ele sofre alterações permanentes em sua estrutura, resultando em alterações em suas propriedades mecânicas, como resistência, rigidez e ductilidade. O encruamento isotrópico ocorre quando a resposta do material à deformação plástica é a mesma em todas as direções, o que significa que a resistência e a rigidez do material aumentam uniformemente em todas as direções (Lemaitre, Jean and Chaboche, 1994).

Além de suas aplicações práticas, o encruamento isotrópico também é um tópico de interesse no campo da ciência dos materiais e é frequentemente estudado juntamente com outros tipos de mecanismos de encruamento, como o encruamento cinemático e o encruamento combinado. O encruamento isotrópico é um fenômeno complexo que pode ser influenciado por vários fatores, como a composição do material, sua microestrutura e as condições de carga.

A compreensão desses mecanismos de encruamento é essencial para prever o comportamento e a durabilidade de estruturas metálicas sob diferentes condições de carregamento. O encruamento isotrópico também pode afetar a conformabilidade de um material, pois aumenta sua resistência à deformação. No geral, o encruamento isotrópico desempenha um papel significativo no comportamento mecânico de metais e ligas, e seus efeitos devem ser cuidadosamente considerados no projeto e análise de estruturas metálicas.

A transição do comportamento elástico para plástico com encruamento pode ser observada na figura 96. Esta figura ilustra uma curva tensão-deformação com encruamento não linear e representações acompanhantes das superfícies de escoamento inicial e subsequente. A superfície de escoamento subsequente é representada como expandida em comparação com a original, com encruamento isotrópico ocorrendo quando a expansão é uniforme em todas as direções do espaço de tensões.

Como pode ser visto, o carregamento ocorre na direção  $\sigma_2$  e assim que atinge a superfície de escoamento inicial  $\sigma_2 = \sigma_y$ , a superfície se expande na medida que o encruamento avança e sempre mantém o ponto de carregamento na superfície de escoamento. Esta condição é necessária para conservar a consistência e satisfazer a função de escoamento apresentada na equação 3.4. Desta forma, a resistência à deformação  $k$  é uma variável em

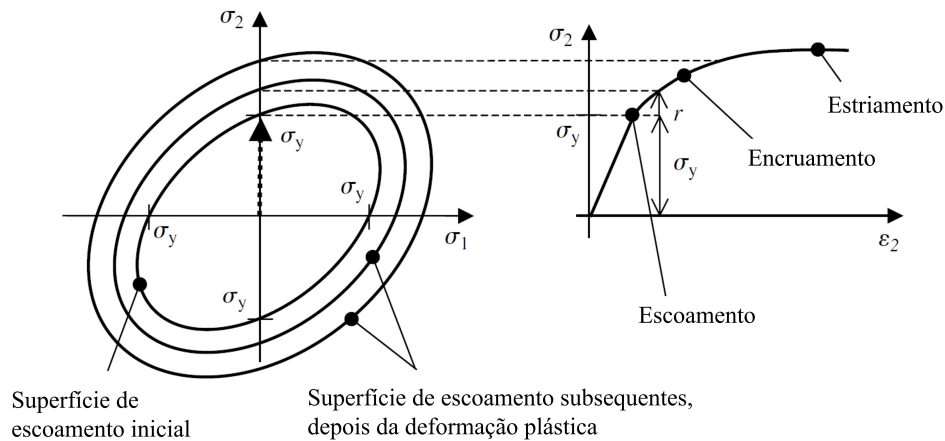


Figura 96 – Encruamento isotrópico com a expansão da superfície de escoamento e representação na curva de tensão-deformação uniaxial. Fonte: Adaptado do [Dunne e Petrinic \(2005\)](#).

função do encruamento isotrópico e apresentado na equação D.1 em função da tensão.

$$\sigma_y(p) = \sigma_{y0} + r(p) \quad (\text{D.1})$$

onde  $\sigma_{y0}$  é o limite de escoamento inicial e  $r(p)$  representa o encruamento isotrópico. Alguns métodos comuns para modelar o encruamento isotrópico incluem o modelo Ramberg-Osgood, o modelo Chaboche, o modelo Armstrong-Frederick e modelo Swift entre outras. Esses modelos usam equações matemáticas para descrever a relação entre a tensão e a deformação de um material durante a deformação plástica, levando em consideração os efeitos do encruamento isotrópico e outros mecanismos de encruamento. A previsão precisa do encruamento isotrópico requer técnicas de modelagem avançadas e dados experimentais para calibrar os modelos.

O modelo de Swift é amplamente adotado para modelagem de encruamento por sua alta capacidade de representação de encruamento de metais até ponto de estiramento. Este modelo foi adotado e implementado neste estudo e tem uma boa aproximação com os dados experimentais obtidos pelos ensaios. O modelo Swift é escrito como:

$$\sigma_y = A(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon}^p)^n \quad (\text{D.2})$$

onde  $\varepsilon_0$  é a deformação de escoamento e  $A$  e  $n$  são obtidas da melhor ajuste da curva dos ensaios experimentais com métodos de otimização.

## E CARACTERIZAÇÃO DO ESTADO DE TENSÃO

Para caracterização e implementação das tensões e deformações, é importante usar a notação tensorial. Esses tensores são abordados na . Considerando como base a descrição de cinemática de deformação e os conceitos de tensão de equilíbrio, sabe-se que o estado de tensão no espaço 3D é escrito como tensor das tensões conforme a equação E.1

$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_1 & \tau_{12} & \tau_{13} \\ \tau_{21} & \sigma_2 & \tau_{23} \\ \tau_{31} & \tau_{32} & \sigma_3 \end{bmatrix} \quad (\text{E.1})$$

O tensor E.1 pode ser decomposto em duas partes da seguinte forma:

$$\sigma_m = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (\text{E.2})$$

$$[S] = \begin{bmatrix} \sigma_1 - \sigma_m & \tau_{12} & \tau_{13} \\ \tau_{21} & \sigma_2 - \sigma_m & \tau_{23} \\ \tau_{31} & \tau_{32} & \sigma_3 - \sigma_m \end{bmatrix} \quad (\text{E.3})$$

conhecidos como tensão hidrostática pura,  $(\sigma_m)$  e tensor de tensão desviadora  $[S]$ . Sendo assim, o tensor de tensões desviadoras pode ser rerepresentado por:

$$[S] = [\sigma] + p[I] \quad (\text{E.4})$$

onde  $[I]$  é o tensor identidade e  $p = -\sigma_m$  sendo que o  $p$  é positivo em compressão enquanto  $\sigma_m$  é positivo em tração.

É importante desenvolver o modelo constitutivo independente das coordenadas atribuídas ao material. Por isso, é necessário definir o modelo usando as invariantes das tensões que são independentes das coordenadas locais. Para tanto, três invariantes do tensor de tensões são definidos de forma que as tensões de cisalhamento desaparecem e permanecem apenas as tensões normais de forma que satisfaçam a equação característica E.5, sendo que suas raízes definem as tensões principais:

$$\sigma^3 - I_1\sigma^2 + I_2\sigma - I_3 = 0, \quad (\text{E.5})$$

onde o primeiro ( $I_1$ ), segundo ( $I_2$ ) e terceiro ( $I_3$ ) invariantes de tensor de tensões, são:

$$I_1 = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 \quad (\text{E.6})$$



$$I_2 = (\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1) - \tau_{12}^2 - \tau_{23}^2 - \tau_{31}^2 \quad (\text{E.7})$$

e

$$I_3 = \begin{vmatrix} \sigma_1 & \tau_{12} & \tau_{13} \\ \tau_{21} & \sigma_2 & \tau_{23} \\ \tau_{31} & \tau_{32} & \sigma_3 \end{vmatrix} \quad (\text{E.8})$$