



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

HELEN RODRIGUES ARAÚJO

**AVALIAÇÃO DE MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A LASER DE AÇO
AISI H13 PARA PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE FERRAMENTA PARA
TRABALHO A QUENTE**

Recife
2024

HELEN RODRIGUES ARAÚJO

**AVALIAÇÃO DE MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A LASER DE AÇO
AISI H13 PARA PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE FERRAMENTA PARA
TRABALHO A QUENTE**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para a obtenção do título de doutora em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof^o. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.

Coorientador: Prof^o. Dr. Sergio de Traglia Amancio Filho.

Recife

2024

.Catalogação de Publicação na Fonte. UFPE - Biblioteca Central

Araújo, Helen Rodrigues.

AVALIAÇÃO DE MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A LASER DE AÇO AISI H13 PARA PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE / Helen Rodrigues Araújo. - Recife, 2024. 175f.: il.

Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, Programa de pós-graduação em Engenharia Mecânica.

Orientação: Tiago Felipe de Abreu Santos.

Coorientação: Sergio de Traglia Amancio Filho.

1. Manufatura Aditiva a Laser; 2. Planejamento de Experimentos; 3. Ferramenta de trabalho a quente; 4. Aço Ferramenta AISI H13. I. Santos, Tiago Felipe de Abreu. II. Amancio Filho, Sergio de Traglia. III. Título.

UFPE-Biblioteca Central

CDD 621

HELEN RODRIGUES ARAÚJO

**AVALIAÇÃO DE MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A LASER DE AÇO
AISI H13 PARA PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE FERRAMENTA PARA
TRABALHO A QUENTE**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para a obtenção do título de doutora em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Aprovado em: 09/08/2024.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco - UFPE

Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco - UFPE

Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco - UFPE

Prof. Dr. Adilson José de Oliveira (Examinador Externo)
Universidade Federal do Rio Grande do Norte - UFRN

Prof. Dr. Rodrigo José de Oliveira (Examinador Externo)
Universidade Estadual da Paraíba - UEPB

Dedico este trabalho à minha família. Vocês são a minha essência.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de expressar meus sinceros agradecimentos a todos que direta ou indiretamente contribuíram para concretização desta pesquisa. Em especial agradeço:

À Deus e aos meus Pais, Célia e Manoel, pela vida e o amor incondicional e sem limites, contribuindo para formar a pessoa que sou hoje.

Aos meus irmãos Maria da Paz e Helton, pelo exemplo de força, determinação e comprometimento. Estendo meus agradecimentos às suas respectivas famílias.

Aos demais membros da minha família pela cumplicidade e suporte a cada momento da vida. Destaco o apoio incondicional e determinante de meu companheiro de vida, Marco Aurélio.

Ao meu professor e orientador, Tiago Felipe, pelos valiosos ensinamentos e esforços empregados para materialização deste trabalho.

Ao meu coorientador Sergio Amancio Filho, por todo apoio e disponibilidade em contribuir.

Ao professor Edwar Torres, pelas contribuições essenciais para o andamento deste projeto.

A todos os membros do grupo de pesquisa SOLDAMAT, por todo apoio e pela rica troca de experiências que está fazendo deste projeto uma jornada enriquecedora. Destaco as valiosas contribuições de João Lucas, Mathews, Ivan, Igor, Guilherme, Vitor e Giulia na construção deste trabalho.

À UFPE e ao INTM pela disposição dos equipamentos, espaço e materiais, além do suporte técnico durante toda realização deste trabalho. Destaco as contribuições fundamentais de Rubens, Janaína e Walter.

Aos professores e demais membros do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica pela disponibilidade e aprendizado.

Às agências de fomento FACEPE/CNPq/CAPES/FINEP pelo apoio financeiro para realização deste projeto.

Aos membros das bancas Prof. Oscar Araújo Filho, Prof. Edwar Torres, Prof. Adilson de Oliveira, Prof. Severino Urtiga e Prof. Rodrigo Oliveira pelas valiosas contribuições para aperfeiçoar esse trabalho.

A todos meus sinceros AGRADECIMENTOS.

“O importante é não parar de questionar. A curiosidade tem sua própria razão de existir” (Einstein, 1955).

RESUMO

A manufatura aditiva (MA) permite a fabricação de modelos com geometrias complexas e propriedades otimizadas. Entre os processos de MA, destacam-se os de manufatura aditiva baseada em laser, com aplicações que viabilizam melhorias nas propriedades e alto índice de reprodutibilidade. Neste contexto, o objetivo desta pesquisa caracteriza-se por definir parâmetros otimizados para aplicação do processo de manufatura aditiva por deposição de metal a laser (*Laser Metal Deposition* - LMD) para viabilizar a produção, com aço AISI H13, de ferramenta para trabalho a quente, avaliando características microestruturais e comportamento mecânico das múltiplas deposições. Para isso, foi realizado um planejamento de experimentos, pelo método de superfície de resposta, para otimização dos parâmetros de operação do LMD, tais quais potência do laser, velocidade escaneamento (V_e) e velocidade de rotação do disco de alimentação (V_r), este último determina a vazão de pó aditivo. Essa abordagem permite avaliar a influência desses parâmetros no aperfeiçoamento das respostas necessárias ao componente e aumento de eficiência do processo definidas como altura total do conjunto depositado, propriedades de rugosidade e microdureza, além da densidade de poros associada. Neste sentido, procurou-se caracterizar o pó aditivo de H13, pelas técnicas de difração à laser e microscopia eletrônica de varredura. A partir dos resultados do delineamento de experimentos, foi possível estabelecer modelos reduzidos, os quais indicaram interações de segunda ordem entre os fatores, além de demonstrar a grande relevância dos parâmetros avaliados para determinação das respostas definidas, apresentando coeficiente R^2 (ajustado) para as respostas de altura, rugosidade, microdureza e porosidade de 92%, 77%, 98% e 91%, respectivamente, indicando um bom ajuste dos dados pelos modelos propostos. A partir da sobreposição das curvas de contorno e definição de critérios de produção foi possível estabelecer níveis otimizados de potência (1600 e 2500 W), V_e (5,4 e 6 mm/min) e V_r (6,7 e 7 rpm). Foram verificadas diferentes morfologias na matriz martensítica conforme condição de processamento das múltiplas deposições, com valores médios de microdureza de 554 e 538 $HV_{0,2/15}$ e tensão de escoamento em compressão de 1368,2 e 1025,3 MPa para as condições otimizadas, como depositadas.

Palavras-chave: Manufatura Aditiva a Laser; Planejamento de Experimentos; Ferramenta de trabalho a quente; Aço Ferramenta AISI H13.

ABSTRACT

Additive manufacturing (AM) enables the manufacture of models with complex geometries and optimized properties. Among the AM processes, laser-based additive manufacturing stands out, with applications that make possible improvements in properties and high reproducibility index. In this context, the objective of this research is characterized by defining optimized parameters for the application of the laser metal deposition additive manufacturing process (Laser Metal Deposition - LMD) to make feasible the production, with AISI H13 steel, of a hot work tool, aiming to evaluate the microstructural characteristics and mechanical behaviour of multiple depositions. For this purpose, an experimental design was carried out, using the response surface method, to optimize the operating parameters of the LMD, such as laser power, scanning speed (V_e) and rotation speed (V_r) of the feed disk, this last one determines the flow rate of additive powder. This approach allows for evaluating the influence of these parameters on the improvement of the required responses to the component and the increase in process efficiency defined as total height of the set formed by multiple layers, roughness and microhardness properties, in addition to the associated pore density. In this sense, it was characterized the H13 additive powder, by the techniques of laser diffraction and scanning electron microscopy. From the results of the experimental design, it was possible to establish reduced models, which indicated second-order interactions between the factors, in addition to demonstrating the great relevance of the evaluated parameters for the determination of these responses, presenting an adjusted R^2 coefficient for the height, roughness, microhardness and porosity responses of 92%, 77%, 98% and 91%, respectively, indicating a good fit of the data by the proposed models. From the overlay of contour curves and the definition of production criteria, it was possible to establish optimized levels for laser power (1600 e 2500 W), V_e (5.4 e 6 mm/min) e V_r (6.7 e 7 rpm). Different morphologies in the martensitic matrix were observed depending on the processing condition of the multiple depositions, with average microhardness values of 554 and 538 $HV_{0.2/15}$ and compressive yield strength of 1368.2 e 1025.3 MPa for the optimized as-deposited conditions.

Keywords: Laser Based Additive Manufacturing; Design of Experiments; Hot work tools; AISI H13 Tool Steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Análise bibliométrica na temática: número de publicações (a) relacionadas a manufatura aditiva a laser (LBAM) e (b) relacionadas a manufatura aditiva a laser em aços ferramenta H13	20
Figura 2 – Distribuição das receitas de aplicações de MA nos diferentes segmentos	23
Figura 3 – Micrografia isométrica de pré-forma produzida por manufatura aditiva a laser, apresentando os planos XZ (face), YZ (lateral) e XY (topo)	26
Figura 4 – Ilustração esquemática de processos LBAM com dois sistemas de alimentação diferentes: (a) a tecnologia DED do sistema de sopro de pó (LMD); e (b) a tecnologia LPBF do sistema de fusão em leito de pó (SLM)	34
Figura 5 – a) Esquemático de produção por LMD, exemplos de microestrutura, interfaces múltiplas, ciclagem térmica, defeitos e tensão residual, e b) interação entre pó injetado e feixe de laser na poça de fusão	38
Figura 6 – Formação de poros entre cordões	42
Figura 7 – Exemplo de distribuição dos pontos no planejamento de experimento pela técnica de Box-Behnken	52
Figura 8 – Fluxograma da metodologia aplicada para viabilizar este estudo	54
Figura 9 – Equipamento Laser TruDisk 6002	56
Figura 10 – Deposição de metal a laser com transferência de material aditivo por injeção de pó (a) esquemático do processo e (b) detalhe do cabeçote utilizado no trabalho	57
Figura 11 – a) Alimentador de pó utilizado e b) sistema de movimentação contendo braço robótico, cabeçote e sistema ótico de focalização	57
Figura 12 – Relação entre Vazão do pó aditivo AISI H13 e Velocidade do Rotação do disco do sistema de alimentação (V_r)	59
Figura 13 – Representação da região útil no experimento 13 para medições de altura, rugosidade, microdureza e densidade de poros	62
Figura 14 – Cordões simples produzidos para estabelecimento de sobreposição de 50% a partir da medição da largura (a) experimento 5, (b) experimento 14 e (c) experimento 2	62
Figura 15 – Ilustração do parâmetro <i>hatch spacing</i> em aplicações de LBAM	63

Figura 16 – Esquemático do processo de deposição indicando parâmetros do processo mantidos constante	65
Figura 17 – Microscópio confocal e um perfil de rugosidade superficial de área	68
Figura 18 – Ensaio de microdureza Vickers: (a) equipamento utilizado e (b) esquema de localização das indentações no ensaio	68
Figura 19 – Curva de tratamento térmico aplicado nas amostras com parâmetros otimizados	70
Figura 20 – Morfologia esférica do pó metálico de AISI H13 utilizado como material de adição	71
Figura 21 – Distribuição normal granulométrica do aço AISI H13	72
Figura 22 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a altura (H)	79
Figura 23 – Efeitos principais para altura total (H) do conjunto produzido por LMD	80
Figura 24 – Gráfico de interações para altura do conjunto	81
Figura 25 – Superfícies de resposta e respectivos gráficos de contorno para altura total do conjunto: a) V_e (mm/s) x P (W); b) V_r (rpm) x P (W); c) V_r (rpm)x V_e (mm/s)	82
Figura 26 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a rugosidade S_a	87
Figura 27 – Gráfico de efeitos principais para rugosidade S_a	88
Figura 28 – Gráfico de interações para rugosidade (S_a) do conjunto	89
Figura 29 – Superfícies de resposta e respectivos gráficos de contorno para rugosidade (S_a) do conjunto: a) V_e (mm/s) x P (W); b) V_r (rpm) x P (W); c) V_r (rpm)x V_e (mm/s)	90
Figura 30 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a microdureza do conjunto	94
Figura 31 – Gráfico de efeitos principais para microdureza média do conjunto produzido por LMD	95
Figura 32 – Gráfico de interações para microdureza do conjunto	96
Figura 33 – Superfícies de resposta e respectivos gráficos de contorno para microdureza do conjunto: a) V_e (mm/s) x P (W); b) V_r (rpm) x P (W); c) V_r (rpm)x V_e (mm/s)	97
Figura 34 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a porosidade do conjunto	101
Figura 35 – Gráfico de efeitos principais para porosidade do conjunto produzido por LMD	102

Figura 36 – Gráfico de interações para porosidade do conjunto	104
Figura 37 – Superfícies de resposta e respectivos gráficos de contorno para porosidade do conjunto: a) V_e (mm/s) x P (W); b) V_r (rpm) x P (W); c) V_r (rpm) x V_e (mm/s)	105
Figura 38 – Registro dos experimentos realizados utilizando as soluções (a) solução 1, (b) solução 2, (c) solução 3 e (d) solução 4	108
Figura 39 – Gráfico de sobreposição das curvas de contorno das repostas de porosidade, rugosidade S_a , microdureza (HV) e altura H , P (W) x V_e (mm/s)	111
Figura 40 – Micrografias da seção transversal das amostras como depositadas produzidas com parâmetros otimizados (a) na interface entre depósitos solução 1, (b) solução 3 no centro do depósito	112
Figura 41 – Micrografias da seção transversal das amostras produzidas com parâmetros otimizados: solução 1 (a) topo, (c) centro, (e) inferior; solução 3 (b) topo, (d) centro, (f) inferior	116
Figura 42 – Detalhe de estrutura da austenita retida na matriz martensítica das camadas superiores (a) solução 1 e (b) solução 3	117
Figura 43 – Difratoograma das amostras empregando os parâmetros da solução 1 como depositada e nas amostras tratadas termicamente (Solução 1_T)	119
Figura 44 – Difratoograma das amostras empregando os parâmetros da solução 3 como depositada e nas amostras tratadas termicamente (Solução 3_T)	120
Figura 45 – Micrografias da seção transversal das amostras produzidas com parâmetros otimizados após tratamento térmico: solução 1 (a) topo, (c) centro, (e) inferior; solução 3 (b) topo, (d) centro, (f) inferior	122
Figura 46 – Detalhe da concentração de finos precipitados nas camadas inferiores (ZT-2) na (a) solução 1 e (b) solução 3	123
Figura 47 – Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (EDS) nos precipitados dispersos na matriz martensítica nas amostras (a) solução 1 e (b) solução 3	124
Figura 48 – Resultado de microdureza Vickers nas diferentes regiões das múltiplas deposições produzidas como solução 1	125

Figura 49 – Resultado de microdureza Vickers nas diferentes regiões das múltiplas deposições produzidas como solução 3	126
Figura 50 – Média dos valores de microdureza Vickers para as diferentes condições de processamento	127
Figura 51 – Curva tensão em compressão <i>versus</i> deformação dos corpos nas amostras de Solução 1 e 3 como depositadas e tratadas termicamente (Solução 1_TTAT e Solução 3_TTAT)	128
Figura 52 – Avaliação fractográfica das amostras que falharam durante o ensaio de compressão por esforço uniaxial (a) Solução 1 e (b) Solução 3, como depositadas	130
Figura 53 – Análise dos resíduos para as diferentes respostas avaliadas	158

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Categorias dos métodos de MA conforme ISO/ASTM52900 (2022)	28
Tabela 2 – Composição Química do aço AISI H13	54
Tabela 3 – Distribuição granulométrica do pó metálico de AISI H13	55
Tabela 4 – Fatores e níveis definidos para os experimentos	60
Tabela 5 – Resumo dos experimentos realizados conforme planejamento	61
Tabela 6 – Valores de <i>hatch spacing</i> adotados por experimento	63
Tabela 7 – Parâmetros do LMD que permaneceram constantes nos experimentos	64
Tabela 8 – Resumo dos experimentos realizados para validação dos modelos e otimização dos parâmetros	65
Tabela 9 – Condições de aplicação, aspecto visual e macrografias das amostras	73
Tabela 10 – Parâmetros dos experimentos (P, Ve e Vr), altura (H), largura (L), densidade de energia e massa depositada	76
Tabela 11 – ANOVA para o modelo para altura total	84
Tabela 12 – Sumário do modelo para altura total (H) do conjunto	85
Tabela 13 – Resultados de rugosidade das superfícies laterais	86
Tabela 14 – Análise de variância (ANOVA) para modelo de rugosidade Ra	91
Tabela 15 – Sumário do modelo para rugosidade do conjunto	92
Tabela 16 – Resultados de microdureza (HV) dos conjuntos produzido por LMD	93
Tabela 17 – Análise de variância (ANOVA) para modelo de microdureza	98
Tabela 18 – Sumário do modelo para microdureza do conjunto	99
Tabela 19 – Resultados de porosidade dos conjuntos produzido por LMD	100
Tabela 20 – Análise de variância (ANOVA) para modelo de porosidade	106
Tabela 21 – Sumário do modelo para porosidade do conjunto	107
Tabela 22 – Resumo dos experimentos realizados para validação dos modelos e otimização dos parâmetros	107
Tabela 23 – Valores medidos de altura H, rugosidade Sa, Microdureza HV e % de Poros com respectivos intervalos de predição	109
Tabela 24 – Respostas otimizadas aos modelos propostos e respectivas desejabilidade composta	110
Tabela 25 – Tensão de escoamento (MPa), Tensão Limite de compressão (MPa), Módulo de elasticidade (MPa) e Deformação máxima (%) para as diferentes amostras	128

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
1.1	OBJETIVO	21
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	21
2	REFERENCIAL TEÓRICO	22
2.1	MANUFATURA ADITIVA	22
2.1.1	Manufatura aditiva baseada em laser	30
2.2	LASER METAL DEPOSITION (LMD)	35
2.2.1	Variáveis do processo LMD	40
2.3	AÇO FERRAMENTA AISI H13	44
2.3.1	Aplicações de manufatura aditiva em aço ferramenta H13	46
2.4	PLANEJAMENTO DOS EXPERIMENTOS	50
3	MATERIAIS E MÉTODOS	53
3.1	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL ADITIVO	54
3.2	PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS	55
3.3	PARÂMETROS EXPERIMENTAIS	58
3.4	CARACTERIZAÇÃO MACRO, MICROESTRUTURAL E DE RUGOSIDADE	66
3.5	MEDIÇÕES DE MICRODUREZA	68
3.6	REALIZAÇÃO DE ENSAIO MECÂNICO DE COMPRESSÃO	69
3.7	REALIZAÇÃO DE TRATAMENTO TÉRMICO	69
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	71
4.1	CARACTERIZAÇÃO DO PÓ ADITIVO	71
4.2	PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS	73
4.3	RESULTADOS DO PLANEJAMENTO DE EXPERIMENTOS	78
4.3.1	Influência das variáveis do processo LMD na Altura	78
4.3.2	Influência das variáveis do processo LMD na rugosidade	86
4.3.3	Influência das variáveis do processo LMD na microdureza	92
4.3.4	Influência das variáveis do processo LMD na porosidade	99
4.3.5	Seleção de parâmetros otimizados	107
4.4	AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS MÚLTIPLAS DEPOSIÇÕES	111
4.4.1	Microestrutura das pré-formas como depositadas	112
4.4.2	Microestrutura das pré-formas tratadas termicamente	121
4.5	AVALIAÇÃO DE MICRODUREZA NAS MÚLTIPLAS DEPOSIÇÕES	125

4.6	AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE COMPRESSÃO	128
5	CONCLUSÕES	132
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	135
	REFERÊNCIAS	136
	APÊNDICE A – ANÁLISE DE RESÍDUOS	158
	APÊNDICE B – ROTINA DE PROGRAMAÇÃO	161
	ANEXO A – CERTIFICADO MATERIAL ADITIVO	174

1 INTRODUÇÃO

A quarta revolução industrial, globalmente conhecida como Indústria 4.0, é o movimento recente que busca melhorar a eficiência e produtividade dos sistemas operacionais pautado na automação, envolvendo a chamada tecnologia inteligente (Dilberoglu *et al.*, 2017).

Nesta nova era industrial, a utilização de competências assertivas para a fabricação, como exemplo competências digitais, inovação, criatividade e comunicação eficiente para promover agilidade aos processos decisórios, desempenha um papel importante e se apresenta como uma nova forma de desenvolvimento de produtos. Isto possibilita a adoção de estratégias no sistema produtivo que permitem a flexibilização do processo, melhoria e customização de produtos e controle de produção devido ao maior nível de automação, se concentrando em atender requisitos personalizados do mercado (Butt, 2020; Lee; Kao; Yang, 2014; Lu, 2017; Zawadzki; Żywicki, 2016).

Nesse contexto, as tecnologias de manufatura aditiva (MA) tornam-se componentes estratégicos como mecanismo de atendimento às necessidades de desenvolvimento de produtos personalizados. O objetivo principal desse tipo de produção é proporcionar a fabricação de componentes customizados e com atributos avançados relacionados aos diversos tipos de materiais, utilizando técnicas que possibilitam criar objetos de geometrias diversas em menor tempo (Dilberoglu *et al.*, 2017; Thompson *et al.*, 2016; Vafadar *et al.*, 2021).

Os processos de MA são caracterizados pela produção de peças tridimensionais, adicionando progressivamente camadas finas de materiais aditivos, normalmente na forma de pó ou arame, os quais são fundidos devido à exposição a uma fonte de calor, de diferentes naturezas tais como radiação eletromagnéticas (laser), arco elétrico, reações químicas, entre outras. Ao solidificar produzem a geometria final com base em uma trajetória definida, guiada por um modelo digital (Blakey-Milner *et al.*, 2021; Dadasaheb *et al.*, 2022; DebRoy *et al.*, 2018)

O desenvolvimento dos primeiros testes e processos de MA para metais se deu a partir da década de 1960, em laboratórios de universidades e setores de projeto e desenvolvimento (P&D) em indústrias e atualmente se encontra em fase de implementação por diversos segmentos industriais (Milewski, 2017). Para alcançar uma efetiva consolidação dessa tecnologia no mercado de produção, nessas últimas

duas décadas, este método de fabricação tem recebido atenção significativa dos diversos setores de produção. Apresenta-se como uma técnica complementar (ou alternativa) para os métodos convencionais de fabricação subtrativa, devido à sua capacidade de fabricar peças com pouco ou nenhum pós-processamento (Pegues *et al.*, 2020), embora o desenvolvimento de produtos acabados ainda seja um desafio.

Trabalhos desenvolvidos por Leal *et al.* (2017) tem alcançado produtos acabados como a construção de ferramentas para um processo de estampagem na indústria automotiva para a produção de painéis de carroceria com a utilização de processo manufatura aditiva a laser, e por Kittel *et al.* (2020) que produziram um componente de montagem de motor de aeronave a partir da aplicação de técnica de MA por deposição de metal a laser a partir de pó de Inconel 718. Por outro lado, a manufatura aditiva com aplicação de arco elétrico (de Lima *et al.*, 2024; de Sousa Figueiredo *et al.*, 2023) ainda produz predominantemente produtos semiacabados.

Esse progresso no surgimento de diferentes tecnologias de MA requer uma melhor compreensão da relação processamento-estrutura-propriedade das peças fabricadas, principalmente devido ao produto ser submetido por sucessivos ciclos térmicos que geram uma microestrutura diversa (DebRoy *et al.*, 2019). Em consequência, o aumento na utilização de peças produzidas por MA em aplicações de engenharia, em diversos tipos de áreas industriais, tais quais aeroespacial, biomedicina, alimentícia, de manufatura avançada, demandam produtos de maior qualidade e durabilidade, visto as condições de produção, atrelados à redução de consumo e preservação do meio ambiente (Dilberoglu *et al.*, 2017; Horst; Duvoisin; Vieira, 2018; Muhammad; Shao; Shamsaei, 2022).

Dentre os diversos processos de MA, uma classe vem se destacando, a chamada manufatura aditiva com base na fonte de energia a laser (*Laser Based Additive Manufacturing – LBAM*) (Mei *et al.*, 2002; Ur Rahman *et al.*, 2019). O princípio das tecnologias LBAM caracteriza-se pela utilização de um feixe de laser para transferir energia térmica suficiente para sinterizar/fundir e consolidar os materiais aditivos ou emitir quanta de luz de um determinado comprimento de onda para induzir uma resposta de cura química durante a aplicação (Fu *et al.*, 2022).

As técnicas de manufatura aditiva a laser podem ser classificadas de acordo com a diferença na abordagem de alimentação do material durante o processo. No sistema de sopro de pó, o material é transportado através de bicos únicos ou múltiplos e fundidos parcial ou completamente pela energia do laser, protegidos por uma

atmosfera inerte (Liu *et al.*, 2021). Essa classe é representada pelo processo deposição de metal a laser (*laser metal deposition* – LMD), ainda conhecido como deposição direta a laser (*direct laser deposition* ou *direct energy deposition*) (Esfahani *et al.*, 2022; Shamsaei *et al.*, 2015).

No entanto, a disseminação das diferentes tecnologias de manufatura aditiva a laser e a crescente aplicação para a produção de peças funcionais, como por exemplo, produzir uma turbina a gás para transformação da energia contida em um fluxo de fluido em trabalho útil (DebRoy *et al.*, 2018), bem como ferramentas de alta performance para desenvolvimento de operações com altas taxas de carregamento ou sob elevados gradientes de temperatura, exigem um melhor controle do processo.

Um grande número de parâmetros governam os processos de MA a laser, entre eles estão as características do laser e da óptica de focalização, a potência da energia radiante, a velocidade e trajetória de movimento do feixe gerado, características do sistema de alimentação e do material aditivo, os quais são sensíveis às variações externas, sejam elas ambientais ou operacionais, e também interagem entre elas (Hu; Kovacevic, 2003; Oliveira; LaLonde; Ma, 2020). A complexa interação entre os diferentes parâmetros e respectivas influências sobre as propriedades dos componentes e qualidade de produção, denota o desafio associado à implementação dessas tecnologias.

Muitos pesquisadores têm se dedicado à investigação dos efeitos dos fatores do processo e suas interações, na busca pelo controle efetivo das variáveis de entrada significativas, obtendo parâmetros otimizados com objetivo de produzir materiais densos, minimizar defeitos, reduzir a rugosidade da superfície, aumentar a taxa de deposição e produzir peças com propriedades aceitáveis. Nos estudos conduzidos por Ituarte *et al.* (2015) que avaliaram a produção por LBAM com aplicação de planejamento de experimento por Taguchi. Durão *et al.* (2019) avaliaram metodologia de otimização do consumo de material e tempo de produção de aplicação de MA. Khalid e Peng (2021) também estudaram metodologia de avaliação de fatores do processo no consumo de material e fonte de energia. Moradi *et al.* (2021) buscaram avaliar a influência dos parâmetros de processo LBAM em características geométricas e propriedades de deposições aplicando fatorial completo. Tais estudos visam possibilitar previsibilidade aos resultados.

O aço ferramenta para trabalho a quente AISI H13 é um tipo de material amplamente utilizado para viabilizar a aplicação de processos de conformação a

quente como fundição sob pressão, forjamento a quente e matrizes de extrusão, devido à sua adequada combinação de propriedades como dureza, tenacidade, resistência ao escoamento a quente e temperabilidade. A fabricação convencional de ferramentas a partir desse aço envolve a fundição de lingotes, eventual refusão por eletroescória/vácuo, processamento termomecânico, uma ou mais etapas de usinagem convencional e/ou por eletroerosão e tratamento térmico final para ajuste de propriedades (Davis, 1995; Pellizzari *et al.*, 2023), garantindo qualidade às produções, uma vez que por décadas se encontram consolidados no mercado. Entretanto, o custo dedicado à produção de ferramentas e matrizes por tais processos é relativamente alto, o que pode representar ônus para o custo final dos produtos (Roberts; Kennedy; Krauss, 1998).

Por apresentar características como elevada tenacidade e baixa susceptibilidade a trincas a frio durante a manufatura, a utilização de pó aditivo do aço AISI H13 foi estendido para processos de fusão a laser em leito de pó (LPBF) e deposição de metal a laser (LMD), com importantes benefícios na possibilidade de fabricar grandes peças funcionais ou protótipos com geometrias complexas, revestimento superficial, entre outros (Imran; Masood; Brandt, 2015; Pellizzari *et al.*, 2023; Zhao *et al.*, 2023).

Como base nesse contexto, o presente trabalho objetivou a produção de pré-formas com o aço AISI H13 por manufatura aditiva a laser. Buscou-se avaliar as principais condições de fabricação a partir de pós-metálicos, como o aspecto geométrico, a porosidade, a rugosidade e a microdureza utilizando a metodologia de delineamento experimental, visando alcançar as condições otimizadas, dentro de condições de contorno definidas.

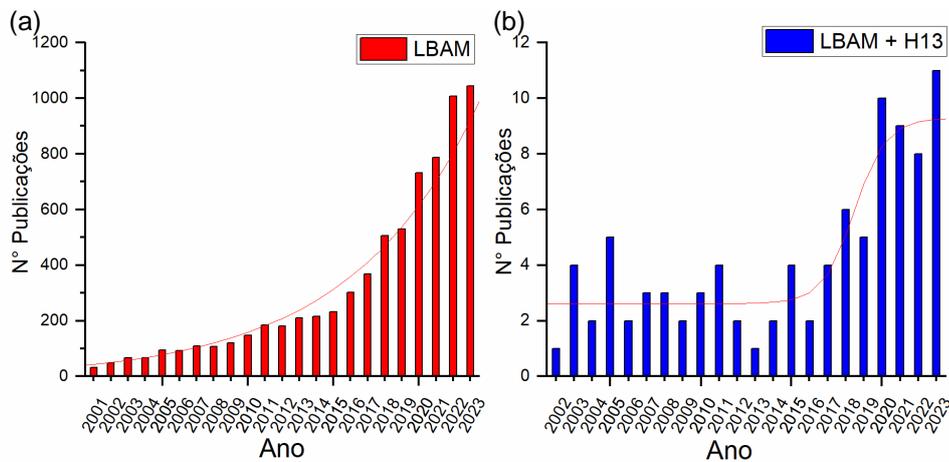
Como é possível observar na Figura 1, há um movimento ascendente no desenvolvimento de pesquisas relacionadas as mencionadas tecnologias, visando atendimento das demandas crescentes dos diferentes setores industriais.

Utilizando a plataforma Scopus¹ para elaboração de indicadores de pesquisa de produção de conhecimento sobre o tema com base em análises bibliométricas, na Figura 1a observa-se um crescimento exponencial em número de publicações, principalmente na última década. Entretanto, os estudos utilizando as técnicas de MA

¹ Utilizando como palavras de busca: "LBAM", "Laser Based Additive Manuf*", "Laser beam additive manuf*", "direct energy deposition", "direct laser deposition", "L-DED", "laser metal deposition", "LMD", "Laser directed energy", "direct metal deposition", "laser powder deposition", "H13", "H-13", "Hot Work Steel", "DOE", "box behnken", "box-behnken", "Design of experiment", "RSM", "Response surface methodology".

a laser em aços ferramentas, como pode ser visto em Figura 1b, apesar da tendência de crescimento, apresenta ainda um número limitado de estudos relacionados, indicando o potencial para explorar essa temática. Ainda há uma lacuna significativa de estudos relacionados ao controle paramétrico desses processos a partir da aplicação de técnicas de delineamento de experimentos, uma vez que foram encontrados apenas 3 estudos relacionados.

Figura 1 – Análise bibliométrica na temática: número de publicações (a) relacionadas a manufatura aditiva a laser (LBAM) e (b) relacionadas a manufatura aditiva a laser em aços ferramenta H13



Fonte: A autora (2024).

1.1 OBJETIVO

Definir níveis otimizados para potência do laser, velocidade de escaneamento e taxa de alimentação do pó aditivo relativos à aplicação do processo de manufatura aditiva por deposição de metal a laser (*Laser Metal Deposition – LMD*), para produção de ferramenta para trabalhos a quente com auxílio da aplicação de técnica de planejamento de experimentos de Superfície de Resposta, caracterizando a microestrutura e propriedades mecânicas dos múltiplos depósitos.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Avaliar as características do material aditivo utilizado na pesquisa (pó da liga AISI H13), por meio da verificação das características química, física e metalúrgica.
- Definir os requisitos do processo de manufatura por deposição de metal a laser.
- Realizar o delineamento dos experimentos de avaliação da influência das condições do processo sobre as respostas necessárias à aplicação.
- Definir os parâmetros ótimos de aplicação do LMD para produção de ferramentas que permitam um desempenho mínimo.
- Analisar as características microestruturais resultantes das múltiplas deposições realizadas por LMD.
- Analisar o desempenho mecânico das múltiplas deposições manufaturadas por parâmetros otimizados do LMD.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

Nesta seção são apresentados os conceitos relativos aos processos e materiais objetos de interesse nesta pesquisa.

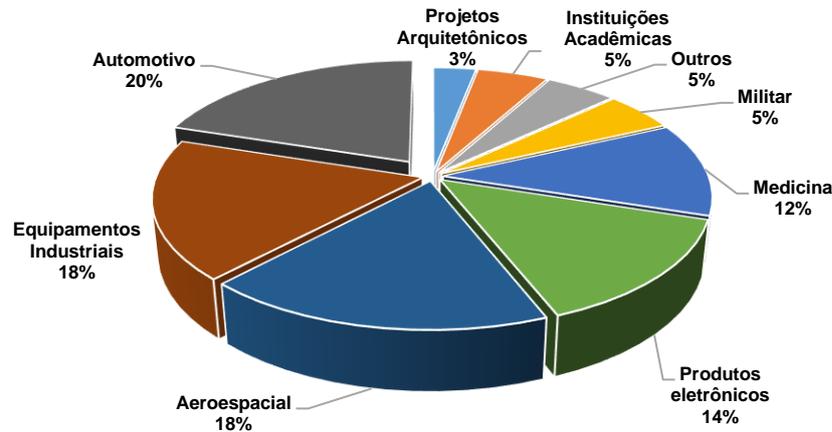
2.1 MANUFATURA ADITIVA

A evolução das tecnologias de Manufatura Aditiva (MA), nas últimas três décadas, tem sido crescente, formando bases para a revolução industrial em curso, como explicam os autores Berman (2012) e Khairallah *et al.* (2016) e proporcionando novas oportunidades em termos de paradigma de produção e possibilidades de fabricação (Attaran, 2017).

Conforme reportado pelo *Annual Worldwide Progress* (Wohlers, 2017), o setor de MA registou um crescimento de dois dígitos durante as três últimas décadas, se tornando um mercado mundial que valia mais de 6 bilhões de dólares em 2016, sendo o mercado brasileiro responsável por apenas 2% desse total, com forte tendência de crescimento (Betim *et al.*, 2019; Thompson *et al.*, 2016). Essa evolução da MA tem sido condicionada aos avanços relacionados aos materiais e às tecnologias dos processos, impulsionadas por fatores como ciclos mais curtos de desenvolvimento de produtos, aumento da procura por produtos customizados, maior foco e regulamentações sobre sustentabilidade, custos de produção e prazos de entrega reduzidos, além da introdução de novas dinâmicas de negócios (Ahuja; Karg; Schmidt, 2015; Bird, 2012; Conner *et al.*, 2014).

A Figura 2 representa a distribuição das receitas de tecnologias de MA para o mercado final em 2018 e representa a diversidade dos segmentos industriais atendidos atualmente, sendo as maiores parcelas atribuídas aos setores automotivos (20%) e de produção de equipamentos industriais (20%) (Vafadar *et al.*, 2021), sendo este último um setor de interesse na presente pesquisa.

Figura 2 – Distribuição das receitas de aplicações de MA nos diferentes segmentos



Fonte: Adaptado de Vafadar (2021).

Na tecnologia de manufatura aditiva (MA), um produto é fabricado a partir de seu modelo tridimensional, depositando o material camada por camada, em contraste com os processos convencionais de moldagem, subtração e manufatura formativa (ASTM International, 2019; Kokare; Oliveira; Godina, 2023; Vafadar *et al.*, 2021). Os benefícios associados às aplicações de MA incluem menor desperdício de material, aumento significativo na “liberdade de design” (ASTM International, 2022; Vafadar *et al.*, 2021), a capacidade de fabricar geometrias complexas (Attaran, 2017), redução substancial do tempo do ciclo de produção (*lead time*) (Zhao, 2016), eliminação da necessidade de manutenção de estoque através da descentralização da fabricação e da capacidade de reparar peças danificadas (Huang *et al.*, 2017), entre outros. Devido a essas vantagens, a MA encontrou aplicações em diversos setores, incluindo aeroespacial, automotivo, construção e saúde, para citar alguns (Ngo *et al.*, 2018).

Segundo Yang *et al.* (2017) a ideia para produzir um objeto tridimensional a partir da deposição sucessiva de camadas impulsionou o desenvolvimento de uma série de patentes no período de 1960 a 1980, que fortaleceram processos baseados neste princípio para produzir protótipos físicos.

Surgido como uma solução para prototipagem rápida em 1988, o SLA - *Stereolithography Apparatus* é a técnica de estereolitografia para formação de objetos em 3D baseada na fotopolimerização induzida por laser ultravioleta, patenteada por Hull e Lewis “*Methods and apparatus for production of three-dimensional objects by stereolithography*”, nº US07182801, em 1991, sendo o primeiro sistema de MA comercializado no mundo. Nos anos de 1991 e 1993 foram desenvolvidas e

comercializadas tecnologias importantes como: *Fused Deposition Model* (FDM) ou Modelagem por Deposição Fundida, na qual um filamento de material termoplástico é aquecido até a fusão dentro do bico de extrusão e o material fundido é depositado camada por camada em uma plataforma de construção; e a *Selective Laser Sintering* (SLS), cujo princípio de operação utiliza o laser para sinterizar (fundir parcialmente) partículas de pó, unindo-as para formar uma estrutura sólida. Tais processos ocupam uma parcela significativa do mercado de tecnologia MA atualmente (Attaran, 2017; Yang *et al.*, 2017).

As últimas duas décadas marcaram um período acelerado de desenvolvimento de novos processos de MA (Herzog *et al.*, 2016; Thompson *et al.*, 2016), acompanhado pela aplicação de diferentes materiais para uma ampla gama de aplicações. Dentre eles, é possível citar as classes de polímeros, metais, cerâmicas, compósitos e materiais biológicos (Kokare; Oliveira; Godina, 2023).

Como afirmam Yang *et al.* (2017), os produtos fabricados a partir de processos de MA deixaram de ter função apenas de protótipos, mas sim peças totalmente funcionais para o usuário final. Em pesquisa desenvolvida por Leddy *et al.* (2015) foi realizado um estudo comparativo de propriedades de próteses personalizadas de membro superior com aplicação de materiais compósitos produzidos por MA e de alumínio produzidas por outro métodos de fabricação. Nesse estudo os resultados revelaram que os produtos fabricados por MA apresentaram maior rigidez com o menor peso em comparação com outros membros testados. Kittel *et al.* (2020) apresentou os resultados de pesquisa que promoveu a fabricação de um componente de aeronaves utilizando a liga de níquel IN718 pelo processo de manufatura aditiva, resultando em peça com características dimensionais e propriedades adequadas, conforme critérios estabelecidos no estudo. Apesar do interesse crescente, a literatura relativa à demonstração de fabricação e avaliação de aplicação de componentes desenvolvidos por manufatura aditiva ainda é limitada.

De acordo com Herzog *et al.* (2016), com o avanço da tecnologia, a densidade e a qualidade das peças impressas em camadas está progressivamente aumentando, possibilitando aplicações em insertos de ferramenta com canais de refrigeração conformados (Rännar; Glad; Gustafson, 2007), assim como em aplicações médicas, por exemplo, na forma de próteses dentárias (Kruth; Vandenbroucke; Naert, 2005) e sistemas completos como casas modulares construídas por um grande sistema de pórtico imprimindo concreto (Volpato, 2021; Yang *et al.*, 2017). Estes estudos apontam

oportunidades para a fabricação de peças metálicas que atendem aos requisitos de aplicações nos diferentes setores industriais.

Os novos desenvolvimentos na tecnologia da manufatura aditiva apresentam esforços em um campo de pesquisa ativa, viabilizando a fabricação de componentes utilizando ligas de alumínio, titânio, aços inoxidáveis, entre outras ligas metálicas de alto desempenho como principal constituinte do processo (Herzog *et al.*, 2016). A maioria dos equipamentos comerciais para manufatura aditiva emprega como material aditivo pós metálicos (Körner, 2016), enquanto a utilização de compósitos de matriz polimérica (Parandoush; Lin, 2017; Wang *et al.*, 2020), materiais cimentícios (Quan *et al.*, 2015), e matrizes metálicas (Clyne; Withers, 1993; Evans; San Marchi; Mortensen, 2003; Gorsse *et al.*, 2017) também são investigados.

A microestrutura resultante das aplicações de processos de MA tem grande influência nas propriedades mecânicas das peças, como comportamento à tração ou quando expostos a esforços cíclicos. Assim, questões relacionadas à microestrutura, composição de fases, ao estado de tensões internas da estrutura e ao tipo de tratamento térmico conveniente atraíram recentemente a atenção da comunidade de pesquisa (Dilberoglu *et al.*, 2017; Grigoriev *et al.*, 2017; Sames *et al.*, 2016).

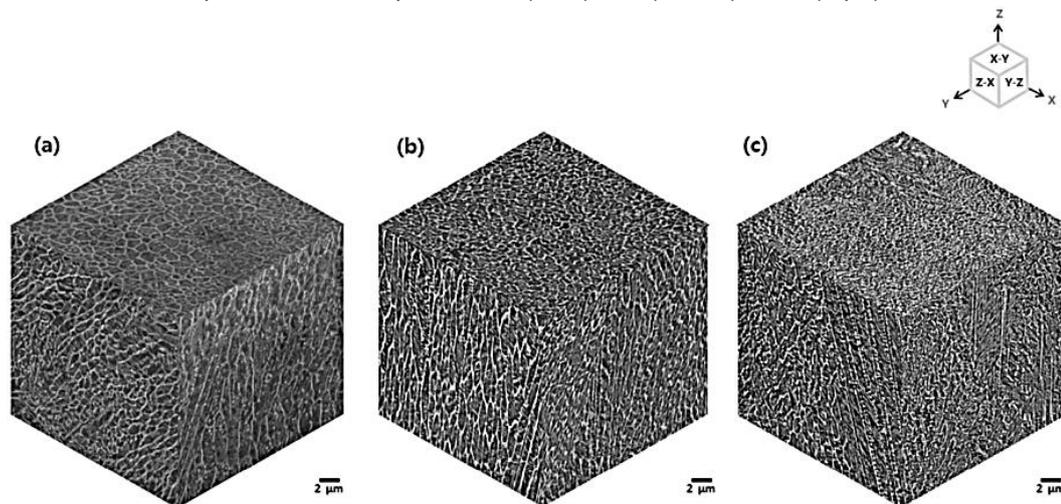
Há um número considerável de desafios para implementação dos processos de MA de forma proporcionar confiabilidade à produção, identificados por vários pesquisadores e organizações. Entre as dificuldades estão incluídos: a complexidade de operação de alguns processos, controle dos custos e velocidade de manufatura, necessidade de aperfeiçoamento das propriedades resultantes e qualidade de superfície, produção de microestrutura homogênea, aplicabilidade da inspeção por técnicas não-destrutivas convencionais, necessidade de adequação dos padrões da indústria que permitam flexibilização (Dilberoglu *et al.*, 2017; Sames *et al.*, 2016).

Os processos de MA apresentam uma física complexa relacionada seja na formação das diferentes fontes de energia como o laser ou arco elétrico, seja relativa aos mecanismos de transferência de calor. Tais modos envolvem processos transientes de condução, convecção e radiação regidos por diferentes fenômenos para promover a fusão dos materiais aditivos, geralmente localizada (da ordem de 20–50 μm), e, conseqüentemente, ciclos de solidificação (Fraga; Carvalho; Oliveira, 2013). Por esse motivo as microestruturas resultantes são anisotrópicas, apresentando diferentes morfologias e propriedades nas diferentes regiões dos depósitos. Essa condição, em geral, difere das microestruturas moldadas ou forjadas

para uma mesma liga (Gorelik, 2017), uma vez que na MA são necessários diversos ciclos térmicos para formação de camadas.

Na Figura 3 é apresentada, como exemplo, micrografias isométricas dos planos X-Y, Y-Z e Z-X de amostras produzidas por manufatura aditiva a laser com adição do pó de H13, em estudo conduzido por Lee *et al.* (2019), adotando diferentes velocidades de escaneamento do feixe: 200, 400 e 800 mm/s para S1 (Figura 3a), S2 (Figura 3b) e S3 (Figura 3c). Como mostrado nos planos Y-Z e Z-X, grãos colunares são desenvolvidos por solidificação direcional. Os grãos colunares tendem a crescer ao longo da direção Z, pois seguem a orientação do fluxo de calor durante a solidificação. No plano X-Y, a seção transversal apresenta grão colunar com dimensões variadas, de 2 μm , 1 μm e 0,5 μm para S2, S4 e S8, respectivamente. Esse comportamento de crescimento direcional foi verificado ser diretamente influenciado pela velocidade de varredura.

Figura 3 – Micrografia isométrica de pré-forma produzida por manufatura aditiva a laser, apresentando os planos XZ (face), YZ (lateral) e XY (topo)



Fonte: adaptado de Lee *et al.* (2019).

A MA compartilha importantes atributos de processamento físico com a soldagem, como a utilização de uma fonte de calor em movimento, que forma uma zona de fusão com metal líquido recirculante. As condições transitórias inerentes ao processamento por MA podem afetar a qualidade metalúrgica resultante, além de contribuir para inclusão de tensões residuais e distorções nos componentes (DebRoy *et al.*, 2018), podendo, dessa forma, possibilitar a formação de defeitos internos aos componentes em produção. Defeitos como porosidade, delaminação, trincas, baixa qualidade superficial, heterogeneidade na microestrutura são frequentemente encontrados na

fabricação por MA (Albannai, 2022; Kok *et al.*, 2018; Wu *et al.*, 2018). Esses defeitos podem prejudicar as propriedades mecânicas do componente (DebRoy *et al.*, 2018; Sames *et al.*, 2016) e reduzir significativamente seu desempenho, principalmente em atividades com esforços cíclicos (Brennan; Keist; Palmer, 2021; Gorelik, 2017; Lippold, 2015).

As condições de produção influenciam diretamente na formação das microestruturas dos depósitos. A fabricação de uma peça estruturalmente sólida, livre de defeitos e confiável, requer uma compreensão dos recursos disponíveis, das opções de processo disponíveis, de seus processos físicos subjacentes, da natureza das matérias-primas, dos métodos de controle de processo e uma apreciação da causa provável dos vários defeitos comuns e suas possíveis soluções (DebRoy *et al.*, 2018).

Embora a essência dos processos de MA permaneça na obtenção de componentes através da deposição sucessivas de camadas, diferentes técnicas de MA foram desenvolvidas ao longo dos anos. Elas diferem entre si em termos de versatilidade de materiais possíveis para aplicação, tipo de matéria-prima (material aditivo) e fontes de energia necessários para deposição das camadas sucessivas (Kumar, 2020).

A classificação dos processos MA é dinâmica e pode ser realizada com base em diversos critérios. Por exemplo, Kruth (1991) classificou os processos MA com base no estado da matéria-prima (pó, líquido e sólido) e na técnica de construção da forma (técnica 3D direta e técnica de camada 2D). Segundo Herzog *et al* (2016) os métodos de MA podem essencialmente ser classificados pela natureza e pelo estado agregado da matéria-prima, bem como pelo mecanismo que promova a ligação entre as camadas unidas de material. Tony *et al.* (2023) classificaram os processos MA a partir de três (3) critérios:

- I. Pelo princípio de criar uma camada (solidificação após fusão, difusão térmica, fotoresistividade, extrusão, etc.).
- II. Pelo princípio de unir duas camadas (difusão, fotoresistividade, irradiação de microondas, cura ultravioleta, etc).
- III. Pelo estado inicial do material (polímero, resina, pó, folha ou líquido).

A ISO/ASTM 52900 (2022), classifica os processos de MA em sete categorias: Jato Aglutinante (*Binder Jetting* - BJ), Deposição por Energia Direcionada (*Directed Energy Deposition* - DED), Extrusão de Material (*Material Extrusion* - ME), Jato de

Material (*Material Jetting* - MJ), Fusão em Leito de Pó (*Powder Bed Fusion* - PBF), Laminação de Folhas (*Sheet Lamination*) e Polimerização VAT. Essas categorias com respectivas descrições do processo de produção, fonte de energia utilizada e tipo de material aditivo aplicado estão resumidas na Tabela 1.

Essa classificação dos processos de manufatura aditiva pela ISO/ASTM 52900 está baseada no método de deposição de material no substrato e considera as diferenças das matérias-primas iniciais e fontes de energia para cada categoria, o que pode contribuir, do ponto de vista de um profissional da área, para uma escolha eficiente de um processo de manufatura (Kokare; Oliveira; Godina, 2023).

Tabela 1 – Categorias dos métodos de MA conforme ISO/ASTM52900 (2022)

Categoria	Descrição	Fonte de energia	Material aditivo
Jato Aglutinante	Um agente de ligação líquido é usado para unir seletivamente materiais em pó depositado	Energia térmica	Pó metálicos
Deposição por energia direcionada	Material aditivo é fundido pela energia térmica focada, seguida pela sua resolidificação	Feixe de laser/feixe de elétrons/arco elétrico	Pó metálicos/Ara mes metálicos
Extrusão de material	Material é seletivamente depositado através de bocal/orifício	Energia térmica	Filamentos poliméricos
Jato de material	Gotas de material são seletivamente depositadas	Energia térmica/fotopolimerização	Polímeros / resina
Fusão em leito de pó	Um leito de pó é seletivamente fundido pela energia térmica aplicada	Feixe de laser/ feixe de elétrons	Pós poliméricos, metálicos e cerâmicos
Laminação de folhas	Folhas de material são gradativamente unidas para criar um componente	Feixe de laser	Folhas de plásticos / metálicas

Polimerização VAT	Fotopolímero líquido contido em uma cuba é seletivamente polimerizado por luz ultravioleta	Luz ultravioleta	Fotopolímeros
------------------------------	--------------------------------------------------------------------------------------------	------------------	---------------

Fonte: adaptado de ASTM International (2022) e Kokare, Oliveira e Godina (2023).

Conforme apresentado na Tabela 1, três, entre as sete categorias descritas, fazem uso da energia térmica do laser para promover a transformação do material adicionado: polimerização VAT, fusão em leito de pó (PBF) e deposição por energia direcionada (DED). Essas tecnologias vem se destacando, sendo conhecidas como manufatura aditiva baseada em laser (*Laser Based Additive Manufacturing – LBAM*) (Mei *et al.*, 2002; Ur Rahman *et al.*, 2019).

A potência do laser usada para esses processos varia de alguns watts a vários quilowatts, e as aplicações variam desde protótipos até componentes estruturais (Schmidt *et al.*, 2017). Apesar da fonte comum de energia, as características de manufatura podem ser significativamente diferentes entre PBF e DED. Rápido aquecimento, resfriamento e solidificação inerentes à fabricação de componentes de metal em MA com a utilização do laser estabelecem a formação de diferentes microestruturas.

Na aplicação desses processos, vários são os fatores responsáveis por afetar o acabamento superficial, a precisão dimensional e as propriedades mecânicas do produto final, incluindo potência do laser, diâmetro do feixe de laser, velocidade de varredura do laser, taxas de alimentação de pó, orientação de deposição da camada, padrões de varredura e espessura da camada, entre outros (Brennan; Keist; Palmer, 2021; Tepylo; Huang; Patnaik, 2019).

Embora a manufatura aditiva (AM) ofereça flexibilidade geométrica e alta taxa de aproveitamento de material, contribuindo para reduzir a razão de material adquirido e o material efetivamente utilizado. Além disso, as produções realizadas por deposição a laser ou com utilização de arco elétrico, promove acabamento superficial com rugosidade relativamente alta, longo tempo de ciclo de produção e pode apresentar baixa precisão, conforme ausência de controle paramétrico. Por outro lado, essas limitações representam vantagens nas aplicações de usinagem por comando numérico computadorizado (CNC) (manufatura subtrativa), especialmente ao utilizar a abordagem multitarefa. A combinação de MA e usinagem CNC caracteriza a chamada manufatura híbrida (Lorenz *et al.*, 2015).

Lalegani Dezaki *et al.* (2022) se dedicaram a realizar uma revisão a respeito das vantagens e desafios relacionados a aplicação simultânea dessas abordagens aditiva e subtrativa. Os resultados indicaram que a textura da superfície é melhorada com aplicação da manufatura híbrida em comparação com a MA, contribuindo para aumentar a produtividade no desenvolvimento de produtos de metais e compósitos de matriz metálica.

2.1.1 Manufatura aditiva baseada em laser

O princípio comum das tecnologias de manufatura aditiva baseada em laser (*Laser Based Additive Manufacturing – LBAM*) pode ser caracterizado pela irradiação de um feixe de laser de alta intensidade e colimado, que pode ser movido muito rapidamente de forma controlada com o uso de espelhos direcionais, visando produzir energia térmica suficiente para consolidar, camada por camada, os materiais aditivos (Fu *et al.*, 2022; Gibson; Rosen; Stucker, 2015).

Liu *et al.* (2021) e Ur Rahman *et al.* (2019) explicam que o entendimento e controle de tais características viabilizam a produção de componentes com propriedades mecânicas adequadas, a fabricação de produtos com baixo nível de defeitos associados, com forte ligação metalúrgica no material aditivo consolidado, zonas termicamente afetadas controladas e diluição entre camadas limitadas. Essas possibilidades permitem que estes métodos de produção sejam considerados uma alternativa viável aos meios convencionais.

No entanto, esse potencial é restringido pelas especificidades inerentes aos processos LBAM, os quais são regidos por diferentes processos físicos, incluindo absorção e transmissão de energia do laser, evaporação de material, refusão e solidificação, dinâmica de transporte de fluidos de fusão e evolução da microestrutura por meio de crescimento epitaxial e nucleação (Fu *et al.*, 2022).

Nos processos LBAM, a radiação eletromagnética de um feixe de laser é absorvida pela superfície de materiais opacos (por exemplo, metais). O tempo de interação entre o laser e o material leva a diferentes processos, como a fusão, solidificação e tratamentos térmicos na camada superficial, dependendo da velocidade relativa do feixe de laser em relação ao substrato. No entanto, o fenômeno físico comum de todas as técnicas de processamento de material a laser é a solidificação rápida, responsável pela formação da estrutura metalúrgica (Toyserkani; Khajepour; Corbin, 2005).

Majumdar e Manna (2003) explicam que o laser é um feixe coerente e amplificado de radiação eletromagnética ou luz, cuja amplificação é alcançada pela emissão estimulada devido aos fótons incidentes de alta energia. Existem diferentes tipos de lasers que podem fornecer a alta densidade de energia necessária para promover a consolidação dos materiais aditivos em componentes tridimensionais. Estes incluem lasers de CO₂, diodo, disco, Nd:YAG, fibra de érbio (Yb), sendo os dois últimos os tipos de lasers comumente usados em aplicações de LBAM de metais (Davim, 2013; Lee *et al.*, 2017).

Os lasers de estado sólido, como Nd:YAG, utilizam cristais neodímio em forma de haste ou disco como meio de ganho sólido (ressonador), enquanto um intenso feixe de luz branca produzido por lâmpadas incandescentes introduz a energia de excitação nesses cristais (Majumdar; Manna, 2003). O bombeamento súbito de energia faz com que o ressonador sofra o processo de fluorescência e produza raios intensos, monocromáticos, unidirecionais (paralelos/convergentes) e coerentes (Lee *et al.*, 2017). O direcionamento desse feixe é realizado por sistema formado por lentes, chamado de sistema óptico que pode focar a energia para um ponto muito pequeno e preciso (Balasubramanian; Buvanashakaran; Sankaranarayanan, 2010; Steen, 1991). As espécies químicas (Nd, gás de CO₂, Yb, entre outros) no meio de ganho determinam o comprimento de onda da saída óptica, determinando as condições de potência associadas, podendo variar de 1 a 100 kW (Majumdar; Manna, 2003).

Essa energia luminosa gerada pode ser absorvida pelos materiais e convertida em energia térmica. O que resulta no aumento localizado da temperatura e subsequente fusão (Mazumder *et al.*, 1996; Santos, T. B. M. R., 2018).

Nd:YAG é dispositivo de emissão de laser de estado sólido que possui óxido de ítrio e alumínio dopado com neodímio, acrônimo do inglês *yttrium aluminum garnet doped with neodymium* (Y₃Al₅O₁₂). O seu comprimento de onda é de 1,06 μm, diferentemente dos lasers de CO₂ que apresentam comprimento de onda de 10,6 μm. Esse comprimento de onda mais curto do laser Nd:YAG resulta em melhor absorção no metal base, melhorando a eficiência de fusão, resultando maior penetração da radiação, menor área de cobertura e precisão no foco. Outro benefício dos lasers Nd:YAG é a possibilidade de usar fibras ópticas para guiar o feixe até a poça de fusão (Santos *et al.*, 2006; Tepylo; Huang; Patnaik, 2019).

O tipo de laser utilizado nos processos de LBAM afeta diretamente a microestrutura e propriedades resultantes das peças, sendo a potência do feixe

influenciando a densidade de energia aportada à poça de fusão, o diâmetro do feixe, o comprimento de onda e o método de entrega do feixe considerados fatores chave para seleção de um laser (Srivatsan; Sudarshan, 2015; Tepylo; Huang; Patnaik, 2019).

Em estudos conduzidos por Kobryn e Semiatin (2001) é realizada uma avaliação comparativa das microestruturas obtidas a partir da aplicação de manufatura aditiva utilizando como fonte de energia laser do tipo Nd:YAG e de CO₂ utilizando o mesmo material aditivo (Ti-6Al-4V). As morfologias apresentaram diferenças entre si, sendo observados grãos essencialmente colunares nos depósitos produzidos por Nd:YAG, enquanto os produzidos por CO₂ eram de natureza mista. Os autores observaram que taxas de resfriamento mais altas (ou seja, uma combinação de baixa potência e alta velocidade de deslocamento do feixe) levam a grãos mais finos, verificando nas estruturas colunares tamanho médio dos grãos de 120 µm (Nd) e 750 µm (CO₂).

Para aumentar a produtividade do processo, ou seja, ampliar a taxa de deposição, a potência do laser deve ajustada de forma a permitir o emprego de maiores velocidade de varredura, de maneira a produzir espessura de camada adequadas à aplicação, uma vez que o material será depositado em cada passagem do feixe de laser. Os valores de potência devem variar conforme as características do material aditivo, que seja suficiente para sua fusão. Outros parâmetros também influenciam a taxa do processo e a qualidade da peça incluem: o tipo de gás de arraste, distância de trabalho e padrão de varredura do laser. Em combinação com a taxa de alimentação de pó, os parâmetros associados ao laser determinam as taxas de deposição do processo e de resfriamento, que por sua vez em conjunto com a composição do material aditivo determinam a estrutura final e textura dos grãos (equiaxial, colunar ou mista), controlando a anisotropia e a heterogeneidade (Kok *et al.*, 2018; Tepylo; Huang; Patnaik, 2019).

Ligas metálicas ou compósitos em formato de pó são comumente utilizados como materiais de alimentação em técnicas de LBAM devido à facilidade de alimentação e fusão controlada. A alimentação de uma mistura de vários pós de ligas em uma proporção pré-definida permite a criação de uma peça com um gradiente de composição/propriedade, permitindo aplicações em demandas personalizadas (DebRoy *et al.*, 2018; Sutton *et al.*, 2016).

No entanto, a fabricação de pós de alta qualidade continua sendo um desafio crítico devido à sua grande área superficial e susceptibilidade à oxidação (DebRoy *et al.*, 2018). Portanto, uma avaliação das rotas de fabricação de pós e de seu

desempenho durante os processos de manufatura aditiva são de grande importância à aplicação, uma vez que a qualidade das peças fabricadas aditivamente são significativamente influenciadas pelas características da matéria-prima, incluindo a forma, distribuição de tamanho, morfologia da superfície, composição e fluidez dos pós (Karlsson *et al.*, 2013; Zhao *et al.*, 2008).

Spierings, Herres e Levy (2011) em pesquisa aplicando método de produção por LBAM observaram que a distribuição do tamanho das partículas influenciou a qualidade das peças metálicas produzidas em aço AISI A316L. Demonstraram que o processamento de pós com partículas mais grosseiras ($D_{90}^2 = 55 \mu\text{m}$) resulta em uma superfície mais rugosa (Ra médio de $11 \mu\text{m}$), mesmo após uma operação de jateamento subsequente. Enquanto a rugosidade superficial média para um pó de tamanho menor ($D_{90} = 24 \mu\text{m}$) após a operação de jateamento está na faixa de $5 \mu\text{m}$.

Simchi (2004), por sua vez, verificou que no caso do pó de ferro com tamanho médio de partícula (MPS) de $13 \mu\text{m}$, a densidade do produto aditivamente manufaturado é relativamente menor do que a do pó mais grosso com MPS de $29 \mu\text{m}$. Resultado atribuído a fatores como: aglomeração de pós menores reduzindo a absorção de energia, química de superfície (concentração de oxigênio) e formato das partículas, além da dispersão óptica da radiação laser de CO_2 pelas partículas de ferro com dimensões próximas ao comprimento de onda do laser.

As técnicas de manufatura aditiva baseadas em laser (LBAM) podem ser classificadas de acordo com a diferença na abordagem de alimentação do material durante o processo, sendo três sistemas principais: sistema de sopro de pó (*powder blown system*), sistema de leito de pó (*powder bed fusion system*) e sistema de alimentação de arame (*wire-feed system*) (Ding *et al.*, 2015; Dobbstein *et al.*, 2018; Thompson *et al.*, 2015; Ur Rahman *et al.*, 2019; Zhou *et al.*, 2019).

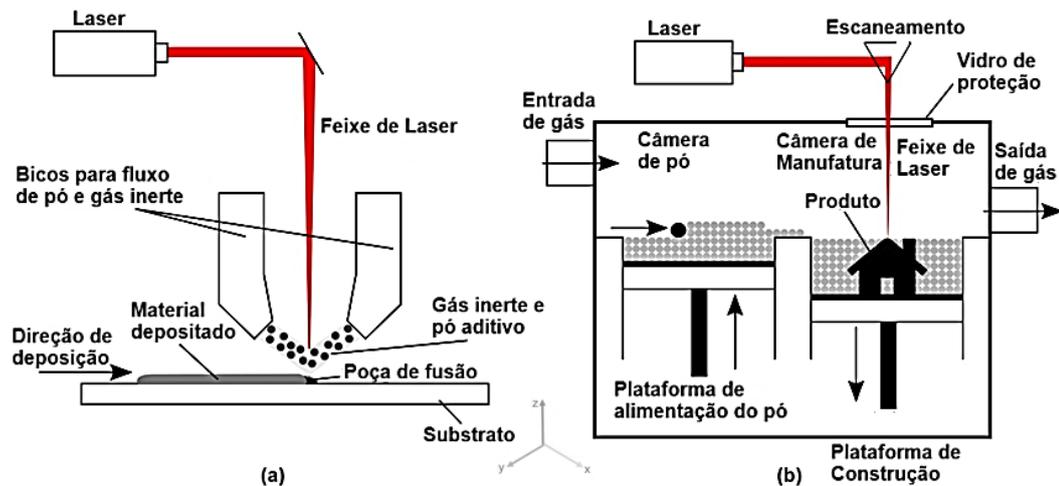
No sistema de sopro de pó, o material é transportado através de bicos únicos ou múltiplos e fundidos pela energia do feixe de laser protegidos por uma atmosfera inerte, classe representada pelos processos deposição de metal a laser (*laser metal deposition – LMD*), ainda conhecido como *direct energy deposition* (DED), *direct laser deposition* ou *direct energy deposition* (Esfahani *et al.*, 2022; Liu *et al.*, 2021; Shamsaei *et al.*, 2015), além da técnica modelagem de rede projetada a laser (*Laser Engineered Net Shapping – LENS*) (Griffith; Keicher; Atwood, 1996).

² 90% da amostra apresenta tamanho mediano de partícula até o valor mencionado.

A Figura 4 apresenta um esquema do princípio de funcionamento de alguns exemplos de processos de fusão em leito de pó a laser (LPBF), o e deposição por energia direcionada (DED), representado pela técnica LMD, sendo estes os dois processos LBAM mais amplamente empregados para fabricação de componentes metálicos funcionais, com diferentes tipos de alimentação de materiais aditivos.

O sistema empregado no processo de DED, conhecido como LMD (Figura 4a) consiste em um alimentador de pó que fornece o material de adição em conjunto com um sistema de distribuição de gás através dos bicos, podendo ser único ou múltiplos. O feixe de laser de alta energia é fornecido ao longo do eixo z no centro do bocal e focado por uma lente próxima à peça de trabalho. O substrato é então movido na direção x-y (sobre o substrato/camada) por um sistema de acionamento controlado por computador, a partir de trajetória estabelecida por software específico. Isto promove a interação do pó com o feixe de laser para fusão e solidificação, conforme geometria de seção transversal projetada, onde consecutivas camadas são depositadas aditivamente, produzindo um componente tridimensional, com capacidade de manufatura utilizando vários materiais (Dutta *et al.*, 2009; Gu, 2015; Mazumder *et al.*, 2010). Este processo será detalhado em tópicos seguintes.

Figura 4 – Ilustração esquemática de processos LBAM com dois sistemas de alimentação diferentes: (a) a tecnologia DED do sistema de sopro de pó (LMD); e (b) a tecnologia LPBF do sistema de fusão em leito de pó (SLM)



Fonte: adaptado de Fu *et al.* (2022).

O sistema de leito de pó (Figura 4b) geralmente é formado por duas câmaras, uma dedicada para manufatura com a incidência do feixe de laser conforme geometria estabelecida no modelo e uma outra câmara que contém o pó aditivo sobre uma

plataforma, que para formação das camadas é transferido para câmara de manufatura por um rolo de revestimento (Fu *et al.*, 2022).

Neste processo a fonte de energia foca seletivamente na superfície, resultando em uma fusão localizada do pó, simultaneamente nas partículas adjacentes da camada em formação quanto da camada anterior, sendo o processo de fusão seletiva a laser, conhecido como *selective laser melting* – SLM, um importante representante desta classe (ASM International, 2020; Liu *et al.*, 2021; Shamsaei *et al.*, 2015).

O processo SLM (Figura 4b) é um tipo de tecnologia de fusão em leito de pó que permite a fabricação de peças com densidade de aproximadamente 100%, que garante propriedades menos anisotrópicas em série, minimizando a necessidade para pós-tratamentos. Em estudo conduzido por Khorasani *et al.* (2019) conforme variação dos parâmetros dessa técnica, verificaram valores de densidade relativa de 94 a 98,5%.

Sua aplicação requer um laser de potência suficiente para promover a fusão seletiva e completa do material aditivo, que varia conforme composição química desse (Bian; Shamsaei; Usher, 2018; Gu *et al.*, 2012; Mumtaz; Erasenthiran; Hopkinson, 2008). Nesse processo, um feixe de laser, através dos espelhos de escaneamento, é projetado para seletivamente fundir os pós depositados no substrato formando uma poça líquida, que solidifica rapidamente. Após isso, a plataforma de construção é deslocada (direção z na Figura 4b) a uma distância equivalente à espessura da camada formada, e a camada seguinte de pós é depositada sobre as camadas anteriores. Este processo é repetido até que o produto com geometria e dimensão final seja formado (Zhang *et al.*, 2020). Algumas desvantagens do SLM incluem a seu processamento relativamente lento, alto custo relativo de equipamentos e acessórios, além de restrição para tamanho de peça conforme dimensionamento da câmara de manufatura (Ngo *et al.*, 2018).

No sistema de alimentação de arame, o fio é alimentado e fundido pela fonte de calor produzida pelo feixe de laser para manufatura de peças metálicas (*wire-laser additive manufacturing* – WLAM) (Ding *et al.*, 2015; Ur Rahman *et al.*, 2019).

2.2 LASER METAL DEPOSITION (LMD)

O processo de Deposição por Energia Direcionada (*Directed Energy Deposition* - DED) é um processo de manufatura aditiva, no qual uma fonte de energia térmica focalizada funde o material, em geral pó metálico ou arame, para promover a

deposição camada por camada (Ribeiro; Mariani; Coelho, 2020; Toyserkani; Khajepour; Corbin, 2005).

Os processos de DED, baseado na tecnologia do laser, é uma resultante da interação de vários fenômenos, desde parâmetros envolvendo a geração da fonte de energia térmica (laser), o sistema de movimentação em diferentes direções, até sistema de alimentação do material aditivo, incluindo a especificação das características deste material (composição, granulometria, formato de partículas), que devem operar relativamente estáveis e em simultâneo para produção das geometrias definidas (Toyserkani; Khajepour; Corbin, 2005).

A deposição por energia direcionada (DED) descreve uma classe de processos de manufatura aditiva em que a energia térmica concentrada é usada para fundir materiais por fusão à medida que são depositados, descritos em detalhes na ASTM F3187 (2016), e oferece uma opção de fabricação adicional juntamente com processos estabelecidos. Santos (2018) em sua tese examina os principais custos ao longo da cadeia do processo DED, incluindo os aspetos de sustentabilidade ambiental, indicando o potencial de reduzir o tempo e os custos de fabricação e aumentar a funcionalidade das peças.

Normalmente, é usado para processar matéria-prima metálicas visando: fabricar peças com formato final e quase acabado, produzir reparos em peças processadas convencionalmente ou que estejam desgastadas, além de permitir modificação de superfície (revestimento) para proteção contra desgaste e corrosão.

Os processos DED diferem entre si de acordo com diversos fatores, incluindo tipo de matéria-prima (arame ou pó), fonte de energia (laser, feixe de elétrons, arco, plasma), número de fontes de energia e arquitetura da máquina. O material (ou seja, arame, pó ou chapa fina metálica) é depositado no substrato a partir de um bocal montado em um braço automático multiaxial, realizando uma trajetória de varredura pré-planejada (Azarniya *et al.*, 2019; Liu *et al.*, 2016; Wolff *et al.*, 2016).

Algumas implementações desta tecnologia de MA incluem manufatura híbrida, na qual essa tecnologia é associada a um processo subtrativo para produção de peças já nas dimensões e condições de acabamento. Outras utilizam um ou mais sensores em tempo real para monitorar várias indicações de desempenho, tais como temperatura ou tamanho da poça de fusão. Para operações de manufatura aditiva por DED, um dos desafios está relacionado a um conjunto limitado de experiência associada aos profissionais relacionados com estas aplicações, o quais devem ser

capazes de proporcionar as devidas considerações na fase de concepção e na seleção de um processo adequado de fabricação (ASTM International, 2019b).

Conforme explicam Svetlizky *et al.* (2021), a qualidade e as propriedades das peças fabricadas pela DED dependem de: (i) do tipo de tecnologia DED (incluindo os tipos fonte de calor); (ii) o ambiente de construção (vácuo, gás inerte ou ambiente); (iii) interações feixe-material; (iv) parâmetros de deposição (principalmente, potência de laser, velocidade de escaneamento, distância de trabalho entre cabeçote e substrato, taxa de alimentação de pó, estratégia de varredura do feixe de laser); e (v) atributos do material aditivo.

As peças fabricadas por DED ficam expostas a ciclos rápidos e repetidos de aquecimento e resfriamento, o que pode formar características microestruturais específicas, fases de não equilíbrio, trincas de solidificação, solidificação direcionada, tensões residuais, porosidade, delaminação e distorções. Em geral, as amostras exibem anisotropia em propriedades mecânicas e microestruturas heterogêneas devido ao caráter direcional da deposição.

Em pesquisa desenvolvida por Silveira, Fechte-Heinen e Epp (2023) foi observado que o acúmulo de calor na sobreposição de camadas produzidas por tecnologia DED em aço AISI H13 causa uma diminuição nas taxas de resfriamento, modificando a cinética de transformação das fases associadas à essa composição de material. Os autores também observaram que o efeito de auto revenimento (ou super revenimento) criado pelos ciclos térmicos de deposição promove a redução da evolução de densidade de discordâncias na estrutura ao longo do tempo de produção. Assim, a história térmica dos processos DED controla a macroestrutura e microestrutura, que pode influenciar as propriedades mecânicas das peças construídas.

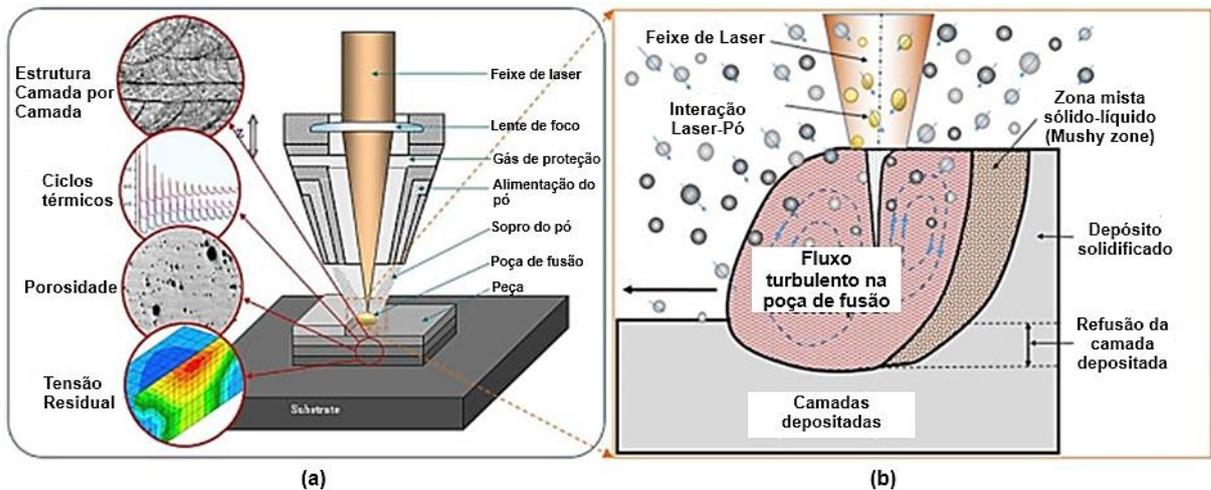
Alguns dos defeitos associados a esse processo de MA podem ser eliminados, ou pelo menos significativamente reduzidos, pela otimização do processo, monitoramento *in situ* e controle de *feedback* (Yang *et al.*, 2021).

DED é um processo de manufatura aditiva adaptado para deposição de materiais diversos como aços inoxidáveis, aços para ferramentas, aços-liga, ligas à base de titânio, ligas à base de cobalto, ligas à base de níquel, ligas de alumínio, ligas de alta entropia, intermetálicos, ligas com memória de forma, cerâmicas e compósitos (Frazier, 2014; Svetlizky *et al.*, 2021).

Segundo explica Azarniya *et al.* (2019), uma das técnicas mais utilizadas para fabricação de peças metálicas, e que integra o grupo de processos DED, é o chamado

deposição de metal a laser (LMD), envolvendo processos como formação de microestrutura a cada ciclo térmico executado para formação das camadas, incidência de porosidade e estabelecimento do sistema de tensões associado ao gradiente térmico. Essa técnica é representada na Figura 5.

Figura 5 – a) Esquemático de produção por LMD, exemplos de microestrutura, interfaces múltiplas, ciclagem térmica, defeitos e tensão residual, e b) interação entre pó injetado e feixe de laser na poça de fusão



Fonte: adaptado de Zheng *et al.* (2019).

Nos processos de LMD (Figura 5a), à medida que a fonte de calor (feixe de laser) responsável pela consolidação do material aditivo avança, o metal depositado solidifica sobre o substrato, formando uma trilha metálica (ou cordão). Estas, por sua vez, se sobrepõem umas às outras com base no espaçamento predefinido (ou seja, a distância entre cordões sucessivos, também chamado de *hatch spacing*), formando uma camada.

Depois de formar uma camada, o sistema de alimentação da fonte térmica juntamente com o sistema de distribuição de matéria-prima move-se por uma pequena distância (espessura da camada) na direção ascendente para depositar a próxima camada (Figura 5a). Assim, após a deposição de todas as camadas, um componente tridimensional semiacabado (*near-net-shape*), com geometria baseada no modelo desenvolvido no CAD (*Computer Aided Design*) é formado. Antes de iniciar a deposição, o modelo digital 3D deve ser tratado em um software CAM (*Computer Aided Manufacturing*) para especificar as condições específicas à manufatura, tais

quais taxa de sobreposição entre cordões, trajetória de varredura e espessura de camada (Gibson; Rosen; Stucker, 2015; Svetlizky *et al.*, 2021).

A Figura 5b apresenta as interações entre o material aditivo (pó metálico) e o feixe de laser na poça de fusão formada. É possível observar que a característica de distribuição do material aditivo por sopro de pó favorece um fluxo turbulento da massa de fluido que ao solidificar formará a camada. A zona mista indicada representa a superfície de interação entre o feixe e pós fundidos com o depósito recém depositado. Essa área sofre um novo ciclo térmico. Todas essas interações determinam as características microestruturais e, conseqüentemente, as propriedades desses múltiplos depósitos.

Os processos LMD oferecem vantagens sobre outras técnicas de MA, especialmente para produção de componentes semiacabados. Por exemplo, peças de maiores dimensões que não cabem no volume de construção dos processos em leito de pó (PBF) podem ser processadas com técnicas LMD. Além disso, as operações de LMD são altamente eficientes para o reparo de peças danificadas ou desgastadas ou quando novos recursos precisam ser adicionados a peças já existentes (Titilayo; Modupe; Akinwale, 2016; Zadpoor, 2018).

Segundo Selcuk (2011), a capacidade de fabricar materiais com classificação funcional, taxas de deposição mais altas e uma janela de processamento mais abrangente para a otimização de peças acabadas são algumas outras vantagens deste processo de fabricação. A economia de custos com materiais nas aplicações de LMD representa outra vantagem, que é particularmente apreciado pelas indústrias automotiva e aeroespacial, onde uma redução de peso pode têm um impacto econômico notável (Azarniya *et al.*, 2019; Brandl *et al.*, 2011).

Autores como Abdulrahman *et al.* (2018) explicam que o processo de deposição não uniforme de pó, pela característica de alimentação desse material nessa técnica, resulta na inserção de defeitos volumétricos, como poros, trincas e falta de fusão entre depósitos. Lewis e Schlienger (2000) acrescenta que as condições superficiais associada à resolução do processo ainda contribuem para que os produtos fabricados sejam semiacabados. Essas limitações indicam oportunidade para o desenvolvimento de pesquisas com o intuito de otimização dos parâmetros dessa técnica, como forma de minimizar esses problemas associados.

2.2.1 Variáveis do Processo LMD

Os parâmetros de processamento são fatores que afetam fortemente a microestrutura e as propriedades mecânicas das peças produzidas por LMD. Dentre os parâmetros mais importantes nestas aplicações encontram-se a potência do laser, velocidade de escaneamento, taxa de alimentação do material aditivo (pó ou arame), diâmetro do feixe de laser, espaçamento entre deposições simples (*hatch spacing*), estratégia de desenvolvimento da deposição (estratégia de varredura), espessura da camada, temperatura do substrato, formato e tamanho de partículas do pó aditivo (Azarniya *et al.*, 2019; Bian; Thompson; Shamsaei, 2015).

Além das já citadas variáveis, o processo de manufatura LMD contempla ainda: tipo de gás de proteção, vazão do gás de arraste do sistema de alimentação, controle de temperatura entre camadas, forma de alimentação do material aditivo, possibilidade de desenvolvimento de novos compósitos durante a alimentação do sistema, possibilidade de controle online ou offline do sistema de movimentação do feixe e alimentação, entre outras (de Oliveira; Ocelík; De Hosson, 2005).

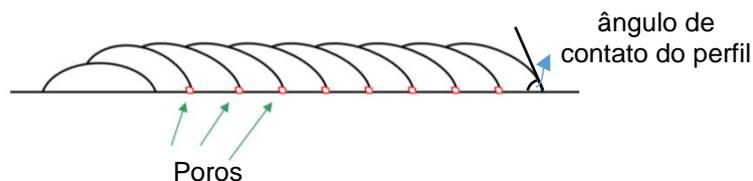
Em relação aos principais parâmetros do processo, Singh e Davim (2018) definem:

- Potência do laser: refere-se à taxa na qual a energia é gerada pelo laser. A potência do laser afeta a energia fornecida ao material, o que determina as propriedades mecânicas das peças construídas. Quando a densidade de potência do laser apresenta-se inferior à faixa especificada para um determinado material, os traços descontínuos podem ser observados com seção transversal não uniforme. Diversos estudos tem sido endereçados para avaliação da influência desse parâmetros nas produções por LMD, dentre eles Graf *et al.* (2013) avaliando a influência desse fator para determinação da largura dos depósitos e obtendo valores próximos de resistência mecânica quando comparado com material forjado. Park *et al.* (2016) verificaram que a propriedade de dureza apresentava menores valores (valores próximo a 52 HRC para materiais de H13) com o aumento da densidade de energia, parâmetro diretamente influenciado pela potência. Nos estudos de Mahamood e Akinlabi (2015) observou-se que a porosidade das deposições de material compósito produzidas por LMD reduz com o incremento da potência do feixe de laser.

- Taxa de alimentação/fluxo de material: refere-se à taxa de fluxo da matéria-prima, que encontra aplicação em sistemas DED. No caso de deposição de cordão simples, para uma determinada densidade de potência do laser e tempo de interação, a taxa de deposição aumenta com o aumento da taxa de alimentação de pó até um valor crítico. Isso ocorre porque para uma taxa de alimentação de pó mais elevada no sistema, o fluxo de pó dificulta a interação entre o feixe de laser e o substrato, causando a fusão insuficiente do substrato. Isso resulta em uma geometria de cordão cilíndrica devido à tensão superficial inadequada e maior captação de pó, favorecendo a um aspecto superficial rugoso (Singh; Davim, 2018).
- Velocidade de varredura/escaneamento: afeta a energia do laser depositada e o pó alimentado por unidade de comprimento. Está diretamente relacionada ao tempo de interação, definido como tempo durante o qual o feixe de laser permanece em qualquer ponto, durante o processamento, e é definido como a razão entre o diâmetro do ponto de laser e a velocidade de varredura. A variação na velocidade de escaneamento afeta a quantidade de energia e material alimentado na poça de fusão, o que afeta a geometria e as propriedades dos componentes (Singh; Davim, 2018). O escopo da pesquisa realizada por Mathoho *et al.* (2020) verificou a influência dos parâmetros de LMD como potência e velocidade de escaneamento em características dos múltiplos depósitos como porosidade, evolução microestrutural, dureza e corrosão. Os autores verificaram uma influência significativa da potência na variação de estruturas colunares para grãos equiaxiais, porém a mudança da velocidade de escaneamento não influenciou nessa variação. Por consequência, este fator não influenciou na propriedade de resistência a corrosão avaliada. Por outro lado, Mahamood, Akinlabi e Akinlabi (2015) verificaram que o aumento da velocidade de escaneamento nas produções de LMD contribui para aumentar a propriedade de dureza nos depósitos, uma vez que o aumento da velocidade do feixe modifica a taxa de resfriamento, modificando a estrutura de solidificação.
- Diâmetro do feixe do laser: refere-se ao diâmetro do feixe de laser no alvo. A potência do laser e o tamanho do ponto afetam a intensidade do feixe de laser alimentado no material. Esse parâmetro é diretamente influenciado pelo posicionamento do sistema óptico de direcionamento do feixe de laser (Singh; Davim, 2018).

- Grau de sobreposição: quando uma grande superfície deve ser coberta ou uma camada porosa deve ser fabricada, uma série de cordões são colocados adjacentes uns aos outros com uma sobreposição para cobrir grandes superfícies. Os resultados com deposição de múltiplos cordões, apresentados por Pajukoski *et al.* (2016), revelaram que apenas 50% a 60% de sobreposição produziram revestimentos com baixa diluição³, quando comparada à diluição observada em deposição de cordão simples, além de promover a formação de camadas sem defeitos. Steen, Weerasinghe e Monson (1986) e Li e Ma (1997) em seus estudos demonstraram que a sobreposição a partir de 50% deve ser adotada para produção de revestimentos (ou camadas) com superfícies menos “rugosas” ou com aspecto suavizado. Taxa de sobreposição muito baixa (< 50%) tende a produzir uma diluição excessiva entre cordões, produzindo camadas mais finas, como resultado do processo de consumo de energia para a fusão de parte desses cordões já depositados, visto que quanto menor a taxa de sobreposição menor será a área de fusão do cordão adjacente, concentrando o calor para formação de região diluída entre camadas (de Oliveira; Ocelík; De Hosson, 2005; Figueredo, 2019). Por outro lado, enquanto uma taxa de sobreposição muito alta (> 60%) tende a gerar porosidade entre as deposições. O aumento da sobreposição causa o aumento do ângulo de contato do perfil do cordão já depositado, formando uma região que solidifica primeiro e mais rapidamente, isso cria uma borda inclinada, dificultando a nova fusão e propiciando a formação de defeitos na parte mais profunda da camada de sobreposição (Figura 6), criando porosidade entre camadas durante o processo de manufatura (Li; Ma, 1997; Steen; Weerasinghe; Monson, 1986). Esse controle da diluição entre as camadas influencia diretamente a altura total do conjunto formado por elas.

Figura 6 – Formação de poros entre cordões



Fonte: adaptado de Lopes (2018).

³ Segundo do Vale *et al.* (2021) a diluição representa a proporção do substrato (ou camada anterior) que participou da fusão durante o processo de deposição e foi adicionada a camada (ou cordão) para permitir o estabelecimento de ligação e continuidade entre as camadas.

- Espessura da camada: define a espessura de cada camada na fabricação por camadas sucessivas de componentes, característica fundamental do processamento por MA para formação de geometria definida no modelo tridimensional. A espessura da camada assim como a sobreposição dos cordões determinam o aspecto superficial dos componentes fabricados por LMD e demais processos de MA (Singh; Davim, 2018).

Para o desenvolvimento do LMD existem duas configurações básicas para entrega de pó ao substrato: alimentações de pó lateral e coaxial. A alimentação lateral é muito comum no revestimento a laser, o chamado *laser cladding*, processo precursor desta tecnologia de MA (Paul *et al.*, 2013). Como o fluxo de pó é injetado fora do eixo do feixe de laser na alimentação lateral, o movimento do substrato determina diferentes geometrias locais de deposição.

O sistema de alimentação coaxial consiste em três (ou quatro) canais de entrega do material aditivo (Apolinário *et al.*, 2022). A passagem central é utilizada pelo feixe de laser e gás de proteção; as próximas passagens externas são usadas para injetar o pó com o gás de arraste no formato de cone convergente, de forma a proporcionar um fluxo coaxial de pó e de laser. As passagens mais externas são usadas para fornecer um jato cônico convergente de gás de proteção (Singh; Davim, 2018).

A estratégia de varredura/deposição também tem um efeito nas propriedades dos componentes fabricados pelo LMD. O caminho que a fonte de calor segue durante a fusão ou deposição seletiva para lasers é classificado como estratégia de varredura/deposição. As estratégias de varredura para este tipo de processo tendem a ser relativamente simples como resultado da limitação imposta pelo movimento do sistema de alimentação do material aditivo em conjunto com o feixe de laser. Essas estratégias usam preenchimento retilíneo (unidirecionais ou bidirecionais) para fundir uma determinada camada de peça. A potência e a velocidade da fonte de calor devem ser otimizadas para uma determinada estratégia de varredura, visando aumentar a densidade e contribuir para melhorias nas propriedades dos componentes fabricados (Ribeiro; Mariani; Coelho, 2020; Singh; Davim, 2018).

2.3 AÇO FERRAMENTA AISI H13

O aço ferramenta AISI H13, classificado como aço ao cromo-molibdênio, são caracterizados por um médio teor de carbono e teor controlado de cromo e molibdênio junto com outros elementos de liga. Apresenta várias características como alta temperabilidade, resistência ao desgaste e tenacidade ao impacto, elevada dureza e estabilidade química em altas temperaturas. Geralmente apresentando uma matriz martensítica com precipitados secundários finos dispersos. Por apresentar tais características, tem sido amplamente utilizado na fabricação de moldes de injeção de plástico, matrizes de fundição e matrizes de forjamento para trabalhos a quente (Deirmina *et al.*, 2019). Em aços fundidos ou forjados, convencionalmente, tratamentos térmicos são realizados para controlar sua formação microestrutural, incluindo o processo de precipitação secundária, alcançando resultados eficientes na melhoria da ductilidade e resistência dos aços de matriz H13 (ASTM International, 2015; Zhu; Zhang; Xie, 2019).

O controle da composição determinará composições específicas aos aços que forma esse grupo de materiais (Smoljan, 2009). Os principais elementos de liga desses aços ferramenta para aplicação em trabalho a quente são: o manganês atua como desoxidante, além de melhorar a temperabilidade; o molibdênio contribui para melhorar a propriedade de dureza, além de aumentar a resistência e ductilidade; o cromo que é adicionado principalmente para aumentar a temperabilidade, em atuação conjunta com o manganês, além de aumentar a resistência ao desgaste, uma vez que contribui para o aumento da dureza; o silício é adicionado como desoxidante, atuando para decompor os carbonetos por se dissolver na ferrita; e o vanádio que atua para controlar o tamanho de grão, resultando em granulação refinada favorável para a propriedade de temperabilidade (Andersson, 2018; Chiaverini, 1988).

A microestrutura endurecida de um aço ferramenta típico consiste em uma matriz martensítica temperada contendo vários precipitados de ferro e carbonetos de liga (ricos em Cr, Mo e V) (Kheirandish; Noorian, 2008). A propriedade de tenacidade é melhorada ao controlar o teor de carbono, limitando as concentrações deste elemento na martensita, e com a aplicação de tratamento adequados, limitar o tamanho e a quantidade destes carbonetos na matriz (Roberts; Kennedy; Krauss, 1998). Os precipitados contribuem para o endurecimento secundário do material, e sua

capacidade de não se tornarem grosseiros durante o serviço determina a resistência ao temperamento da ferramenta (Chou *et al.*, 2021; Medvedeva *et al.*, 2009).

O processamento desses aços de alta resistência pela tecnologia emergente da manufatura aditiva tem sido foco de interesse para a indústria de ferramentas em geral. Uma vez que é capaz de fornecer soluções tanto em termos de geometria quanto de composição de ligas para tais componentes. Além de proporcionar condições de fabricação distintas dos métodos convencionais, permitindo microestruturas específicas e novas rotas de pós-processamento (Chou *et al.*, 2021).

As altas taxas de resfriamento ($10^4 - 10^8$ K/s) (Ren *et al.*, 2022) do material fundido em processos LBAM como revestimento a laser, LMD e fusão seletiva a laser (SLM), levam a uma microestrutura dendrítica ou dendrítica celular fina no aço para ferramentas H13. Nesses processos, devido aos altos gradientes de temperatura e ao super resfriamento constitucional, é observada a cristalização celular, em combinação com altas velocidade de escaneamento do feixe de laser aumentam os sites de nucleação de grãos, reduzindo a dimensão dos grãos colunares (Lee *et al.*, 2019).

Em metais com uma estrutura cristalina cúbica, as células geralmente crescem ao longo da direção cristalográfica $\langle 100 \rangle$ e várias células crescem em paralelo, formando uma colônia maior (Åsberg *et al.*, 2019). Esse tipo de estrutura dendrítica celular também pode ser frequentemente encontrado em outros materiais fabricados por MA, como superligas à base de níquel e aço inoxidável austenítico 316L (Ma; Wang; Zeng, 2017).

Nos aços ferramenta, onde também ocorre a transformação no estado sólido, a microestrutura de um material geralmente resfriado rapidamente consiste em martensita fina, austenita retida e precipitados normalmente agrupados nos contornos de grãos (Mertens *et al.*, 2016; Telasang *et al.*, 2014), com uma subestrutura de solidificação de escala fina devido à micro-segregação elementar (Chou *et al.*, 2021). O aço se solidifica como austenita na forma de colônias celulares, que se transformam em martensita ao resfriar abaixo da temperatura inicial de transformação da martensita (M_i) (Holzweissig *et al.*, 2015).

A transformação martensítica é um processo de transformação que ocorre em estado sólido, sem difusão da matéria, utilizando o mecanismo de cisalhamento (Farina, 2011; Pinedo, 2021). Segundo Nishiyama (2012), a nucleação dessa fase não é aleatória, uma vez que ocorre em locais preferenciais pré-existentes, como defeitos na estrutura cristalina. Esse autor ainda acrescenta que a maioria dos aços que

apresentam matriz martensítica pertencem a uma categoria termicamente ativada, uma vez as transformações somente ocorrem durante variações de temperatura (seja de resfriamento ou aquecimento), independentemente do tempo de permanência à temperatura. Se, por exemplo o resfriamento for interrompido, as reações também são interrompidas, reiniciando ao retomar o resfriamento.

Telasang *et al.* (2014) encontraram carbonetos nas áreas interdendríticas no aço para ferramentas aplicado em sua pesquisa com LMD. Comumente, essas microestruturas contêm fases fora de equilíbrio o que acarreta tensões residuais na rede, portanto, o pós-tratamento é frequentemente utilizado (Åsberg *et al.*, 2019).

Conforme explicam Holzweissing *et al.* (2015), durante a formação de uma componente tridimensional pela sobreposição de camadas aplicando como material aditivo um aço ferramenta como o H13, é possível que a microestrutura martensítica se retransforme em austenita durante a fusão de uma camada de pó sobreposta. Então, a austenita será novamente resfriada abaixo de M_i . No entanto, a temperatura não atinge a temperatura final de martensita (M_f) devido ao fluxo constante de calor das regiões fundidas para as camadas anteriormente produzidas, e, portanto, a austenita não é completamente transformada em martensita. A austenita remanescente pode então ser estabilizada pela difusão de carbono da martensita supersaturada em carbono para a austenita (Speer *et al.*, 2003).

2.3.1 Aplicações de Manufatura Aditiva em Aço Ferramenta H13

Devido à complexidade associada ao processamento desses aços ferramenta como forma de garantir propriedades convenientes às aplicações de trabalho a quente, existe um movimento de crescimento de pesquisas associadas à aplicação de técnicas por manufatura aditiva neste material, buscando um maior controle das variáveis dos diferentes processos, de modo a fabricar produtos funcionais, com confiabilidade operacional (Bodziak *et al.*, 2019; Lee *et al.*, 2019; Zhao *et al.*, 2020). Esse movimento acompanha a evolução pela demanda por tais componentes nos diversos setores e indicando a relevância da implementação desses estudos no contexto atual da área de fabricação.

Para isso, pesquisas vêm sendo desenvolvidas para o entendimento dos efeitos dos parâmetros empregados na produção por diferentes técnicas de MA no comportamento de componentes fabricados em aço AISI H13, devido aos requisitos de controle associados aos processos de manufatura de peças utilizando esse

material, a fim de obtenção de peças/ferramentas com propriedades adequadas às diferentes aplicações.

Pinkerton e Li (2005) apresentaram um estudo comparativo a respeito da viabilidade de utilização de pó de aço ferramenta H13 atomizado por água (*water-atomised* – WA) em comparação com o pó atomizado a gás (*gas-atomised* – GA) no processo de manufatura aditiva a laser. Os resultados indicaram que o uso do pó atomizado por água, que possui menor custo de produção associado, permite construir um componente metalurgicamente sólido e não afeta significativamente o acabamento superficial das peças. No entanto, a taxa de deposição é menor do que aquelas alcançadas pela adição de pó atomizado. Para ambos os tipos de pó, a espessura média da camada e a largura aumentam com a potência do laser, mas apenas a espessura da camada mostra aumentos significativos com o aumento da taxa de fluxo de massa do pó. Por sua vez, o material aditivo atomizado por água tende a produzir paredes ligeiramente mais macias, o que foi atribuído ao alcance de uma temperatura mais alta durante o revenimento do material depositado por passes subsequentes do laser. Os autores também concluíram que as deposições que utilizaram o pó H13 atomizado a gás apresentaram maior dureza média nas mesmas condições de processo, associado uma temperatura mais baixa na etapa de transição, devido à menor temperatura na poça de fusão e à maior espessura média da camada.

Muitos estudos têm se dedicado à avaliação da aplicação do processo LBAM, *selective laser melting* (SLM) nas características dos múltiplos depósitos. Macek *et al.* (2022) investigaram o efeito da carga de fadiga na estrutura metálica, vida útil e topografias da superfície de fratura em amostras de aço AISI H13 obtidas por fusão seletiva a laser (SLM). As observações qualitativas por análise fractográfica quanto as realizadas por microtomografia computadorizada confirmaram que tensões mais altas resultam em porosidade mais grosseira e muito mais uniforme observada nas amostras fraturadas, validadas pela análise quantitativa da topografia da superfície de fratura do H13 fabricado por MA, sendo possível concluir que quanto maiores as cargas atuantes na amostra, mais rugosa é a superfície de fratura, pois o modo de fratura dúctil predomina.

Os autores Kahlert *et al.* (2024) realizam um estudo comparativo entre microestrutura, dureza, densidade e propriedades de fadiga de um aço ferramenta de alta liga AISI H13 fabricado por SLM e manufatura por leito de pó aplicando a energia do feixe de elétrons (PBF-EB). As amostras investigadas são caracterizadas por uma

composição de fase complexa contendo ferrita, perlita, bainita e martensita. A condição PBF-EB foi caracterizada por um nível médio de dureza significativamente mais baixo (471 HV), caracterizada por uma mudança constante nos valores de dureza ao longo da altura da construção, enquanto a dureza na condição SLM é mais homogênea, apresentando valores de 697 HV. A resistência à fadiga das amostras PBF-EB é maior (500 MPa) do que a resistência à fadiga das contrapartes SLM (450 MPa), as quais apresentaram uma dispersão mais pronunciada no número de ciclos até a falha, sendo a dispersão causada principalmente por uma maior porosidade predominante nas amostras produzidas por SLM.

Holzweissing *et al.* (2015) se dedicaram a realizar a caracterização microestrutural do aço ferramenta para trabalho a quente processado por fusão seletiva a laser (SLM). Os achados elucidaram a inter-relação entre os parâmetros de processamento e a evolução microestrutural, constatando que a microestrutura após o processamento em camadas consiste parcialmente de austenita retida metastável, que se transforma em martensita em um subsequente teste de tração, o que melhora as propriedades mecânicas do aço ferramenta para função definida, permitindo aplicação direta. Chadha *et al.* (2022) também investigou a transformação da austenita no aço ferramenta H13 fabricado por SLM em amostras impressas e tratadas termicamente. Os resultados dos testes mecânicos revelaram que a fração de austenita, bem como a precipitação de carbonetos, afetam a resistência e a ductilidade do aço ferramenta H13, observando que a fase de austenita metastável se transforma dinamicamente em martensita, devido a variação da energia de Gibbs associada à variação da densidade de discordâncias.

Os autores Åsberg *et al.* (2019) observaram que a aplicação do tratamento de pós processamento de prensagem isostática a quente em amostras produzidas por SLM resultou nos valores de resistência mais altos, promovendo a redução da porosidade e dos defeitos de falta de fusão e pode ser utilizado de maneira eficiente para melhorar as propriedades mecânicas do aço ferramenta H13 fabricado por manufatura aditiva.

Deirmina *et al.* (2019) avaliaram a microestrutura e algumas propriedades do aço ferramenta para trabalho a quente H13 fabricado por fusão seletiva a laser (SLM) após o revenimento direto e nas condições de têmpera e revenimento. Na condição "as-built" consistia em martensita parcialmente revenida e uma quantidade muito maior (até 19% em volume) de austenita retida (RA) em comparação com o aço temperado (RA<2% em volume), levando a um elevado endurecimento secundário durante o

revenimento. A têmpera adicionalmente produziu uma recuperação parcial da estrutura de solidificação, removendo a estrutura celular/dendrítica, bem como a dureza local desigual. O resultado de tenacidade à fratura das amostras revenidas foi comparável à das amostras temperadas e revenidas.

No estudo realizado pelos autores Deirmina *et al.* (2024) foram investigados dois cenários diferentes de tratamento térmico, revenimento direto (ABT) a partir da condição como construído (AB) e têmpera seguida de revenimento (QT), e seu efeito na microestrutura, dureza, tenacidade à fratura (K_{app}) e resistência à têmpera do H13 aditivamente manufaturado por LMD. Um nível de dureza semelhante (500 HV) para ambos os cenários foi verificado, porém as peças QT mostraram níveis mais altos de tenacidade K_{app} (89 MPa√m) do que as peças ABT (70 MPa√m), considerando a homogeneização microestrutural e recristalização que ocorrem durante a austenitização. No entanto, os valores de tenacidade à fratura obtidos para ambas as peças foram comparáveis aos do H13 forjado. A resistência à têmpera do material ABT a 600 °C foi ligeiramente melhorada em comparação com a do material QT, devido a uma subestrutura de martensita mais fina, um tamanho de carbeto secundário mais fino e uma maior fração volumétrica de carbonetos secundários V (C, N).

Os autores Zhao *et al.* (2020) aplicaram três estratégias de varredura com diferentes protocolos de ciclagem térmica para fabricar aços H13 estruturados por gradiente usando o processo de LMD. Utilizando uma estratégia de varredura otimizada com intervalos de tempo adequados entre a deposição das camadas individuais e energia laser incidente adequada, foram obtidas microestruturas gradientes com tamanhos de grão variando de aproximadamente 7,1 μm na superfície superior a aproximadamente 4,7 μm na parte inferior dos conjuntos de camadas. As superfícies das amostras eram constituídas por martensita, enquanto o interior foi transformado de martensita para martensita revenida e nanoprecipitados (Cr₂₃C₆) após o ciclo térmico. Assim, as superfícies das amostras apresentaram alta resistência máxima (1981 MPa) e dureza (~660 HV), enquanto o interior exibiu melhor plasticidade (~12%).

2.4 PLANEJAMENTO DOS EXPERIMENTOS

Segundo Montgomery (2013), para realmente compreender as relações de causa e efeito em um sistema, se faz necessário avaliar a influência dos fatores de entrada do sistema para variância dos resultados analisados.

A aplicação de técnicas de um planejamento experimental (*Design of Experiment* – DOE), no início do desenvolvimento do processo, resultará em melhor rendimento deste, redução da variabilidade, minimização da influência de fontes externas à análise e maior conformidade com os requisitos do sistema, além da redução do tempo de desenvolvimento e dos custos gerais envolvidos no processo (Balasubramanian; Buvanashakaran; Sankaranarayanan, 2010). Permite determinar quais fatores de entrada são responsáveis pelas mudanças observadas na resposta, desenvolver um modelo relacionando a resposta e às variáveis de entrada importantes, buscando utilizá-lo para melhoria de processos/sistemas ou outras tomadas de decisão (Mathews, 2004; Montgomery, 2013).

Conforme explicam Mathews (2004) e Neto, Scarminio e Bruns (2010), o planejamento de experimentos (DOE) é uma técnica estruturada para estudar situações que envolvam respostas que variem em função de um ou mais fatores independentes. Projetado para resolver problemas complexos, tal qual configura o sistema de manufatura do presente trabalho, onde mais de uma variável pode afetar uma resposta e duas ou mais variáveis podem interagir umas com as outras.

A metodologia de superfície de resposta (*Response Surface Methodology* - RSM) é uma técnica estatística utilizada para modelar, otimizar parâmetros e analisar problemas nos quais uma resposta é influenciada por múltiplos fatores, que tem sido empregada com grande sucesso na modelagem de diversos processos industriais (Kaya *et al.*, 2023; Neto; Scarminio; Bruns, 2010).

Na produção por manufatura aditiva, incluindo o emprego do processo LMD, diversas são as possibilidades de avaliação por meio de ferramentas estatísticas, uma vez que muitos fatores estão envolvidos nestas aplicações. A resposta (ou variáveis de saída) caracteriza-se pela propriedade de interesse (Lu; Shi, 2022; Neto; Scarminio; Bruns, 2010), sendo nas aplicações de manufatura aditiva, por exemplo: o aporte térmico associado; propriedades mecânicas de resistência, ductilidade, dureza; aspectos geométricos obtidos nas aplicações; aspectos superficiais dos produtos manufaturados, nível de defeitos formados, entre outras sejam relacionadas ao

aperfeiçoamento das condições do processo seja relativo aos atributos do componente em produção.

As variáveis que influenciam as respostas são conhecidas como fatores (ou variáveis de entrada) (Park, 2007), que para as aplicações de LMD pode-se reunir parâmetros como potência do laser, velocidade de escaneamento, vazão do material aditivo, espessura da camada depositada, diâmetro do feixe do laser, vazão do gás de arraste do pó aditivo, entre outros diferentes fatores.

Ao adotar tais metodologias estatísticas de avaliação, é possível definir o modelo que descreve a influência dos fatores e a significância estatística desses sobre as respostas avaliadas, gerando a superfície de resposta (Montgomery, 2013; Park, 2007). Visa encontrar os níveis adequados para os fatores definidos, como forma de otimização das aplicações de processos de manufatura.

O RSM no planejamento experimental serve a dois propósitos principais: varredura, que envolve a identificação dos fatores que têm impacto no experimento, e otimização, que visa determinar as melhores configurações ou condições de aplicação (Kaya *et al.*, 2023; Olabi *et al.*, 2013). Conforme detalha Hanrahan e Lu (2006) a abordagem típica no projeto experimental é começar com um projeto de triagem que abrange todos os fatores controláveis que poderiam potencialmente influenciar o experimento, depois identificar os fatores cruciais e, finalmente, prosseguir com o emprego das ferramentas de otimização experimental.

Na metodologia RSM, a análise de variância (ANOVA) é usada como ferramenta para avaliar se dois ou mais conjuntos de dados são estatisticamente significativos, examinando as diferenças das médias usando a variância (Thango, 2022). Segundo Armstrong, Eperjesi e Gilmartin (2002), ANOVA é o método paramétrico mais eficiente para analisar dados experimentais.

O uso da metodologia RSM juntamente com a ANOVA demonstraram ser abordagens úteis para examinar a influência de diversos parâmetros em aplicações de manufatura aditiva, incluindo nas aplicações do processo *laser metal deposition* (LMD) (Aggarwal; Urbanic; Saqib, 2018; Mahamood, R. M.; Akinlabi, 2015; Mehrabi; Hossein Seyedkashi; Moradi, 2023; Pant *et al.*, 2019; Pant; Chatterjee, 2020).

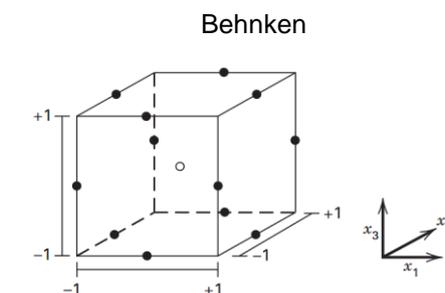
Segundo Montgomery (2013) dentre as diferentes técnicas de RSM, o Box-Behnken permite: i) fornecimento de uma distribuição razoável de pontos de dados (e, portanto, informações) em toda a região de interesse; ii) adequação do modelo, caso seja detectado uma falta de ajuste; iii) experimentos sejam realizados em blocos; iv)

projetos de ordem superior sejam construídos sequencialmente, apresentando boa estimativa dos parâmetros em modelo quadrático; v) estimativa interna do erro; vi) fornecer estimativas precisas dos coeficientes do modelo; vii) bom perfil da variância de predição em toda a região experimental; viii) robustez razoável do modelo em detrimento de valores discrepantes ou faltantes; ix) não requer um grande número de experimentos; x) não requer muitos níveis das variáveis independentes; por fim, xi) simplicidade de cálculo dos parâmetros do modelo.

Os planejamentos resultantes são geralmente eficientes em termos do número de execuções necessárias, suficiente para viabilizar a estimativa dos coeficientes em funções polinomiais de até segundo grau. Técnica definida como um projeto esférico, no qual todos os pontos (combinações de fatores e níveis) estão situados em uma esfera de raio $\sqrt{2}$, interna à região cúbica criada pelos limites superior e inferior (+1 e -1) de cada variável (Figura 7), incluindo pontos centrais adicionais para preservar o equilíbrio do design (Cavazzuti, 2013; Mathews, 2004; Montgomery, 2013).

Estas características apresentam-se como vantagem à escolha deste método para planejamento de experimentos relacionado à aplicações do processo LMD, uma vez que a combinação de valores extremos de fatores como potência do laser, velocidade de escaneamento e vazão de pó aditivo podem ou inviabilizar as deposições ou incluir descontinuidades, tais quais falta de fusão, falta de penetração entre camadas, incidência de poros, entre outros (Olabi *et al.*, 2013).

Figura 7 – Exemplo de distribuição dos pontos no planejamento de experimento pela técnica de Box-



Fonte: adaptado de Montgomery (2013).

Segundo explicam Ferreira *et al.* (2007), o número de experimentos (N) necessários para o desenvolvimento da metodologia Box-Behnken é definido pela Eq. (1), onde k é o número de fatores e C_o é o número de pontos centrais definido, que podem variar entre 3 a 6 ocorrências:

$$N = 2 * k * (k - 1) + C_o \quad \text{Eq. (1)}$$

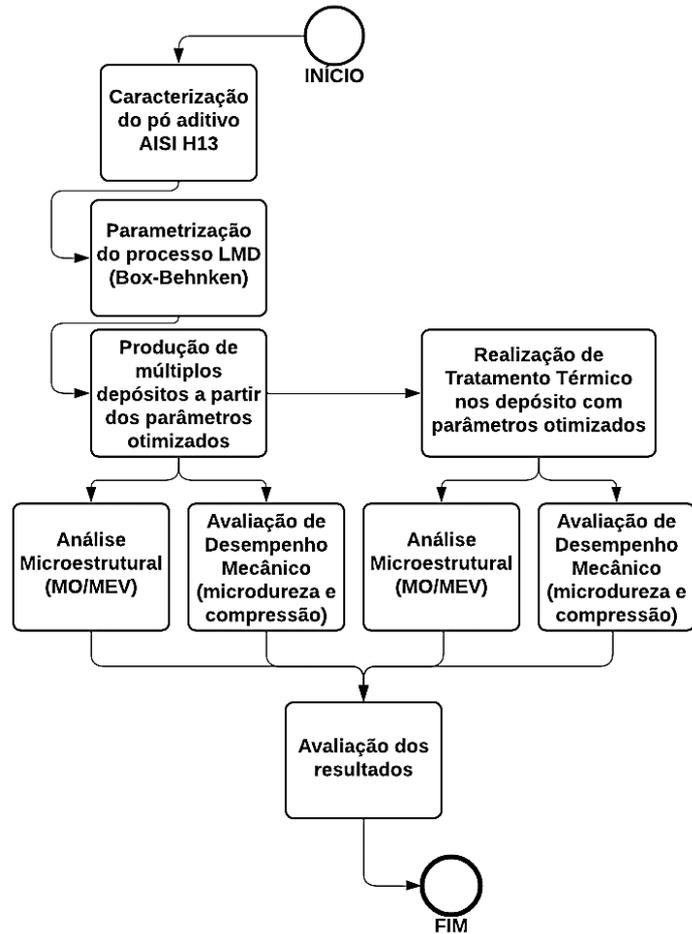
3 MATERIAIS E MÉTODOS

As etapas necessárias para a construção deste trabalho utilizaram a infraestrutura disponível no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (<https://www.ufpe.br/intm>), inseridas nas atividades do grupo de pesquisa SOLDAMAT. Igualmente foram desenvolvidas atividades no Instituto de Pesquisa em Petróleo e Energia – LITPEG (<https://www.ufpe.br/litpeg>), utilizando equipamentos no Laboratório de Materiais Compósitos e Integridade Estrutural (CompoLab) e no Departamento de Engenharia de Minas (DEMINAS). Todos os espaços mencionados integram a infraestrutura da Universidade Federal de Pernambuco.

Neste capítulo são apresentados os materiais e métodos adotados no estudo. Inicia pela apresentação da composição e descrição das técnicas aplicadas para a caracterização do material aditivo. É realizado o detalhamento da metodologia empregada para produção das múltiplas deposições e das técnicas utilizadas para avaliar as diferentes características microestruturais e de propriedades resultantes nos depósitos.

A metodologia do presente trabalho pode ser resumida conforme fluxograma apresentado na Figura 8. Buscou-se atingir os objetivos especificados na pesquisa, seguindo etapas definidas a seguir e identificando oportunidades de otimização do seu desenvolvimento.

Figura 8 – Fluxograma da metodologia aplicada para viabilizar este estudo



Fonte: A autora (2024).

3.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL ADITIVO

Para produção dos depósitos foi utilizado como material aditivo o pó metálico do aço classificado como ferramenta AISI H13. A composição química e a distribuição granulométrica, como recebido, são apresentadas na Tabela 2 e Tabela 3, indicando que 95,4 % (em massa) das partículas deve apresentar tamanho entre 45 e 90 μm . Conforme certificado do material aditivo fornecido pela empresa (Anexo A), o pó foi manufacturado a partir da aplicação de técnica de atomização a gás para obtenção da morfologia esferoidal típica para aplicações de manufatura aditiva.

Tabela 2 – Composição Química do aço AISI H13

Material	C	Cr	Cu	Fe	Mn	Mo	Ni	P	S	Si	V	O	N
H13	0,36	5,25	0,05	90,33	0,32	1,40	0,16	0,01	<0,01	1,01	1,00	0,03	0,01

Fonte: Adaptado de Oerlikon (2022).

Tabela 3 – Distribuição granulométrica do pó metálico de AISI H13

Granulometria (µm)	+90	-90 +45	-45
Volume (%)	0,1	95,4	4,5

Fonte: Adaptado de Oerlikon (2022).

Para permitir o devido funcionamento do sistema de alimentação do pó, foi realizado o peneiramento das partículas como recebida, utilizando peneira granulométrica de tela em material inoxidável A304, ASTM *Mesh* 90. Esse procedimento foi adotado para manter o tamanho de partícula entre 45 e 90 µm.

A distribuição granulométrica efetiva das partículas utilizadas como material aditivo (AISI H13), foi avaliada a partir da aplicação da técnica de Difração de Raios Laser (DL), conforme preceitos da norma ISO 13320 (2020), no equipamento Mastersizer 2000 da MALVERN INSTRUMENTS U.K.TM.

A análise morfológica do pó metálico foi realizada através da técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura com Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (MEV/EDS), modelo MIRA3TM, fabricante Tescan.

3.2 PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS

O planejamento dos experimentos conduzidos nesta pesquisa, desde a escolha do método até a avaliação dos resultados obtidos, teve por objetivo conhecer as relações entre as respostas e os fatores, ou seja, definir as superfícies de resposta para determinação dos valores otimizados dos fatores para a condição final desejada.

Para cumprimento dos objetivos foram produzidas um total de vinte um (21) amostras através do método de manufatura aditiva de deposição de metal a laser (ou *Laser Metal Deposition* – LMD): quinze (15) amostras utilizadas para a determinação dos modelos reduzidos de correlação entre os fatores de processo e as respostas definidas para otimização da produção, quatro (4) amostras utilizadas para validação dos modelos matemáticos estabelecidos e dois (2) para avaliação comparativa com aplicação de tratamento térmico em amostras produzidas com parâmetros otimizados.

Para a manufatura das amostras foi utilizado um laser de disco modelo TruDiskTM 6002, da fabricante Trumpf (<https://www.trumpf.com>), com qualidade do feixe brilhante de 8 mm.mrad, comprimento de onda de 1030 nm, diâmetro de fibra óptica de 200 µm. A potência do equipamento é de 120 W até 6 kW, com controle de onda em modo contínuo ou pulsado.

Segundo Löffler (2013) e Avizonis *et al.* (2009), os lasers de disco utilizam um disco cristalino fino como meio de excitação no estado sólido, dotado de um sistema de refrigeração eficiente para dissipação de calor, permitindo valores de potência de saída nominais de 6 kW e uma maior qualidade do feixe de laser produzido. Para o equipamento aplicado neste estudo o disco é produzido em cristal alumínio e ítrio (YAG) dopado com neodímio (Nb:YAG). A Figura 9 ilustra o equipamento utilizado.

Figura 9 – Equipamento Laser TruDisk 6002

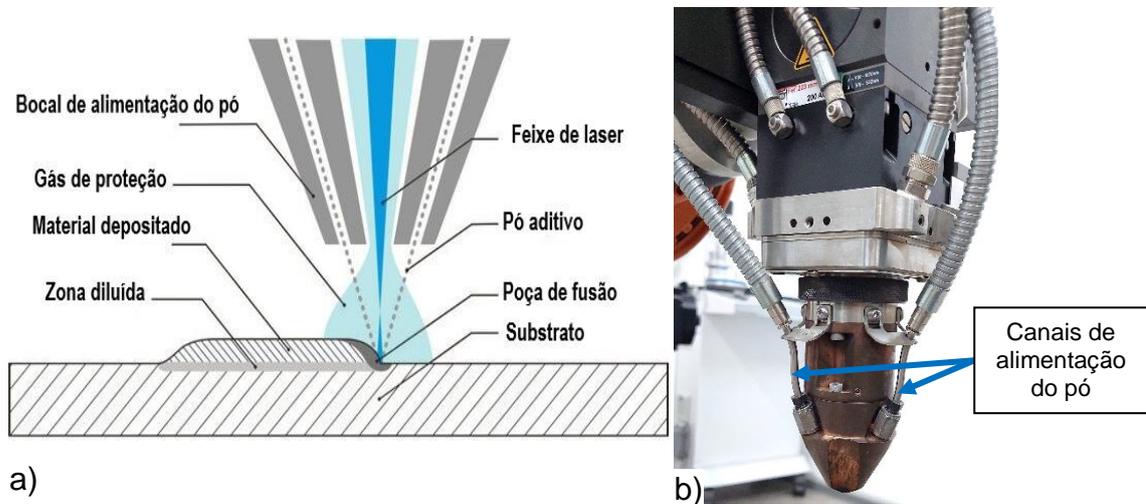


Fonte: A autora (2024).

Esta deposição foi viabilizada pela utilização de um cabeçote fabricado pelo Instituto Fraunhofer de Tecnologias LASER, acoplado à óptica de focalização D70 (fabricante Trumpf), permitindo a alimentação por três vias: de forma coaxial ao feixe de laser e do pó concentrado no ponto focal. Essa característica aumenta a eficiência da utilização da energia térmica do laser para fusão, diminuindo a quantidade de pós não fundidos ou parcialmente fundidos durante o processo. O diagrama esquemático do processo de deposição de metal a laser (Figura 10a) e o cabeçote utilizado são mostrados na Figura 10b.

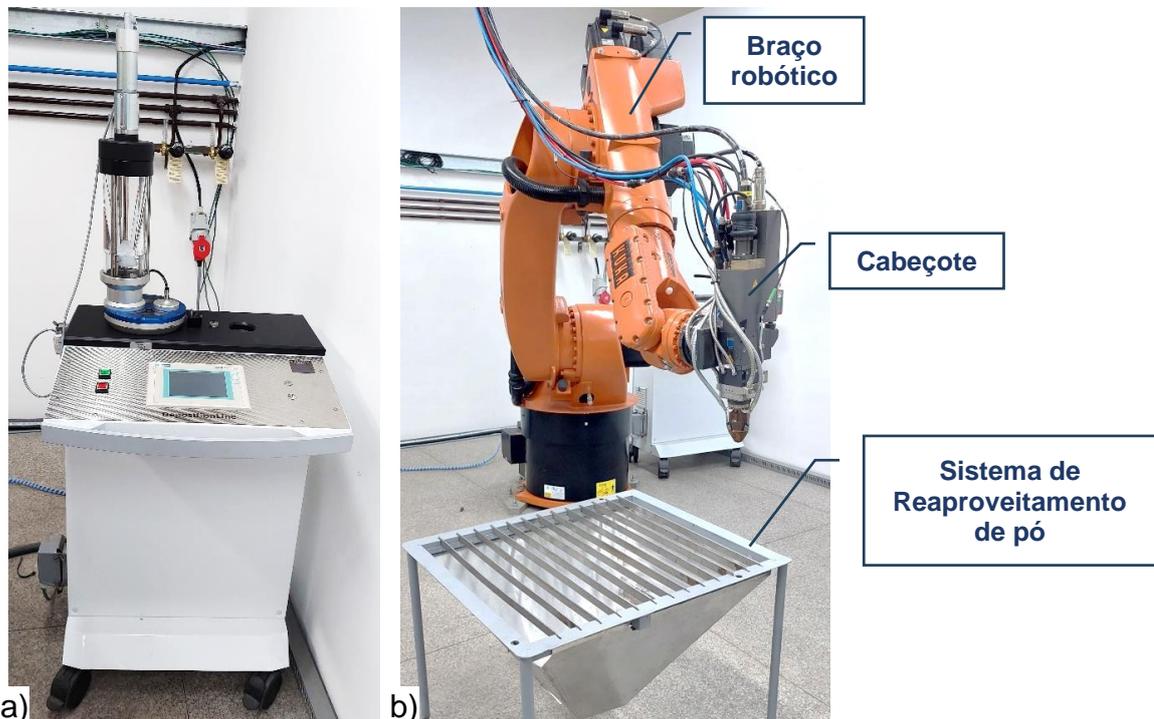
O sistema de alimentação do material aditivo utilizado neste trabalho foi o modelo PF21 – GTV™ (fabricante Trumpf), que contém um disco com ranhura de 5 mm de largura e 0,6 mm de profundidade, possibilitando que a vazão de pó alcance a região de fusão e esteja diretamente relacionada a velocidade de rotação do disco combinada à vazão do gás de arraste. A rotação do disco pode ser variada de 0 a 10 rpm e a vazão do gás de arraste de 0 a 10 slpm (*standard liters per minute*) ou litros por minuto. Este equipamento pode ser visualizado na Figura 11a.

Figura 10 – Deposição de metal a laser com transferência de material aditivo por injeção de pó (a) esquemático do processo e (b) detalhe do cabeçote utilizado no trabalho



Fonte: a) Adaptado de Graf *et al.* (2013), b) A autora (2024).

Figura 11 – a) Alimentador de pó utilizado e b) sistema de movimentação contendo braço robótico, cabeçote e sistema óptico de focalização



Fonte: A autora (2024).

Para proporcionar o movimento ao cabeçote de modo a permitir o controle sobre as variáveis velocidade de escaneamento/deslocamento do feixe de laser, alimentação do material aditivo e distância focal conforme valores estabelecidos nos experimentos, foi utilizado um braço robótico modelo KR 60 HA™ (fabricante KUKA),

controlado por uma central modelo KR C4™ da fabricante KUKA (<https://www.kuka.com/>), com interface de operação pelo software KUKASystemSoftware 4.0. Este equipamento é dotado de seis eixos, com capacidade de 60 kg de carga e resolução de movimentos nas diferentes direções de 0,05 mm. O conjunto formado pelo braço robótico e cabeçote contendo o sistema óptico pode ser visualizado na Figura 11b.

As rotinas de programação específicas foram construídas conforme linguagem de programação própria da Kuka Robotics, a KRL, que permite a variação nos valores de potência e a velocidade de escaneamento do feixe do laser, bem como dos comandos de acionamento do sistema de alimentação do pó aditivo e posicionamento do cabeçote para estabelecer a distância focal. Um exemplo de rotina para produção da primeira camada de experimento definido como solução três está disponível no Apêndice B.

Para realização de trajetórias, visando a fabricação de geometrias diversas, foi desenvolvido pelo grupo de pesquisa um software pós processador: o gcode_rob, de acesso público e disponível em: https://github.com/vitorshaft/gcode_rob/. O gcode_rob traduz os dados de entrada gerados pelo CAM (Computer Aided Manufacturing) para a linguagem KRL. O software utilizado para definição da geometria foi o CAD Fusion 360 (Autodesk®) e o software aplicado para definições das condições de manufatura foi o CAM Netfabb Premium (Autodesk®).

Para viabilizar o reaproveitamento do pó não fundido, foi projetado e fabricado um dispositivo empregando o mesmo material utilizado no substrato, aço carbono ASTM A36, apresentado na Figura 11b, com canais que permitem a coleta do pó não fundido durante a produção e capacidade de até 10 kg.

3.3 PARÂMETROS EXPERIMENTAIS

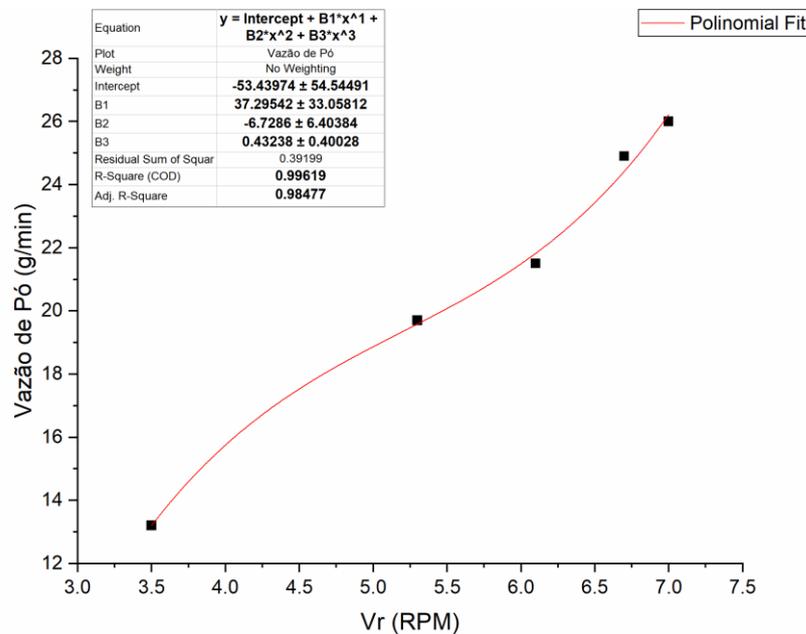
Na presente investigação, inicialmente, para a determinação dos parâmetros adequados de deposição foram fabricados cordões simples (*bead on plate*). Três parâmetros (fatores) do processo LMD foram selecionados, conforme estudos indicam a relevância destes fatores para tais aplicações (Aggarwal; Urbanic; Saqib, 2018; Erfanmanesh *et al.*, 2018; Ning *et al.*, 2005; Pant *et al.*, 2020; Pant; Chatterjee, 2020; Reddy *et al.*, 2018), sendo eles a potência do laser (P), velocidade de escaneamento (Ve) e taxa de alimentação do pó aditivo. O último está diretamente relacionado pela

variação da rotação do disco (V_r) no sistema de alimentação desse material aditivo, conforme a Eq. (2):

$$\text{Vazão do Pó } (x) = 0,43x^3 - 6,73x^2 + 37,29x - 53,4 \quad \text{Eq. (2)}$$

Onde $x = V_r$ e é apresentada na Figura 12. Estabelecendo a vazão constante de gás de arraste (7 slpm), para cada valor de velocidade de rotação do disco de alimentação foi realizada a medição da massa de partículas fornecidas pelos três canais de alimentação por unidade de tempo.

Figura 12 – Relação entre Vazão do pó aditivo AISI H13 e Velocidade do Rotação do disco do sistema de alimentação (V_r)



Fonte: A autora (2024).

Os níveis foram definidos por base na literatura relacionada ao processo de manufatura aditiva empregado e no material de aporte em investigação: o aço AISI H13, indicando valores de potência e velocidade de escaneamento (Liu *et al.*, 2014; Telasang *et al.*, 2014; Zhao *et al.*, 2020) que viabilizam a consolidação dos pós aditivos com essa composição, que resultou em variações de microestrutura com propriedades de microdureza e de resistência interessantes às aplicações do aço ferramenta. Telasang *et al.* (2014), Park *et al.* (2016) e Bailey, Katinas e Shin (2017), indicaram valores de vazão de pó aditivo, diâmetro do feixe de laser no ponto focal e vazão do gás de arraste para alimentação do pó. Os fatores e níveis definidos estão resumidos na Tabela 4.

Tabela 4 – Fatores e níveis definidos para os experimentos

Fatores	NÍVEIS		
	-1	0	+1
Potência do laser (W)	1600	2050	2500
Velocidade de escaneamento (mm/s)	4	5	6
Velocidade de rotação do disco (rpm)	3,5	5,3	7
Taxa de alimentação do pó (g/min)	13,2	19,7	26,0

Fonte: A autora (2024).

A metodologia do Box-Behnken, com três réplicas no ponto central, foi aplicada, com auxílio do software Minitab®, para análise da influência dos fatores sobre as respostas definidas: altura do conjunto depositado (H), a rugosidade da superfície lateral formada pela sobreposição de camadas (Sa), a microdureza Vickers (HV) e o percentual de defeitos volumétricos, representado nesse trabalho por poros.

A altura do conjunto depositado (H) foi adotada como indicador de níveis de produtividade, uma vez que atingir maiores alturas no conjunto depositado indica uma maior taxa de deposição do processo, sendo possível manufacturar um componente em menor tempo. O sobre material ou rugosidade (Sa) se relaciona com a quantidade de material que é necessário remover para a obtenção de uma superfície plana. A microdureza Vickers (HV) é fundamental para as aplicações de MA com AISI H13, visto que a funcionalidade de componentes que empregam esse tipo de material, normalmente, envolve esforços que demandam valores de microdureza na ordem de 580 HV. Finalmente o percentual de poros se relaciona com a densificação do metal e a homogeneização das propriedades.

O percentual de poros foi determinado através da medição de fração (em área) desses defeitos a partir das macrografias de seções transversais de diferentes regiões dos conjuntos depositados, com auxílio do software livre ImageJ.

Após aplicação do número de fatores ($k = 3$) bem como número de réplicas no ponto central ($C_0 = 3$) na Eq. (1), definiu-se a realização de quinze experimentos para construção dos modelos matemáticos. As diferentes combinações dos dados de entrada (fatores em diferentes níveis) estão registradas na Tabela 5.

Os experimentos foram realizados em ordem aleatória para evitar qualquer erro sistemático (Benyounis; Olabi; Hashmi, 2005). Além disso, um método de regressão passo a passo (*backward stepwise selection*) foi usado para ajustar as equações polinomiais estabelecidas (Mathews, 2004; Montgomery, 2013; Olabi *et al.*, 2013).

Tabela 5 – Resumo dos experimentos realizados conforme planejamento

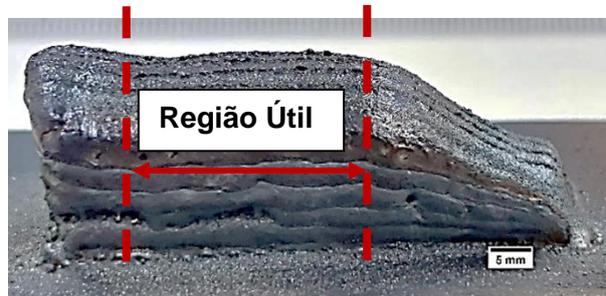
Experimento	P [W]	Ve [mm/s]	Vr [rpm]
1	2500	4	5,3
2	2500	5	3,5
3	1600	6	5,3
4	2050	4	7
5	1600	5	3,5
6	2050	5	5,3
7	2050	6	3,5
8	1600	4	5,3
9	2500	6	5,3
10	2050	5	5,3
11	2050	4	3,5
12	2050	6	7
13	2050	5	5,3
14	1600	5	7
15	2500	5	7

Fonte: A autora (2024).

Para determinar parâmetros adequados, foram fabricadas pré-formas, composto por seis camadas no plano vertical (eixo z) e seis no plano horizontal (eixo x), como cordões de 40 mm de comprimento (eixo y). Para isso, foram produzidos depósitos simples no plano horizontal e com base em estudos anteriores (Marchese *et al.*, 2017; Pajukoski *et al.*, 2016; Rombouts *et al.*, 2006), foi definida uma sobreposição de 50% entre os cordões. Essas pré-formas foram depositadas sobre chapas de aço carbono ASTM A36, com dimensões de 70 x 70 mm.

Em todas as amostras produzidas, foram desconsideradas para análise as regiões frontais delimitadas por, aproximadamente, 8 mm no comprimento, região de ligamento do laser para deposição de cada cordão e de influência do efeito de capilaridade das partículas na poça de fusão pela trajetória adotada. Além disso, foi descartada também a região de desligamento do laser delimitada por, aproximadamente, 12 mm no comprimento total da amostra. A Figura 13 apresenta a região útil da amostra produzida para o experimento 13 para viabilizar a análise das respostas definidas.

Figura 13 – Representação da região útil no experimento 13 para medições de altura, rugosidade,

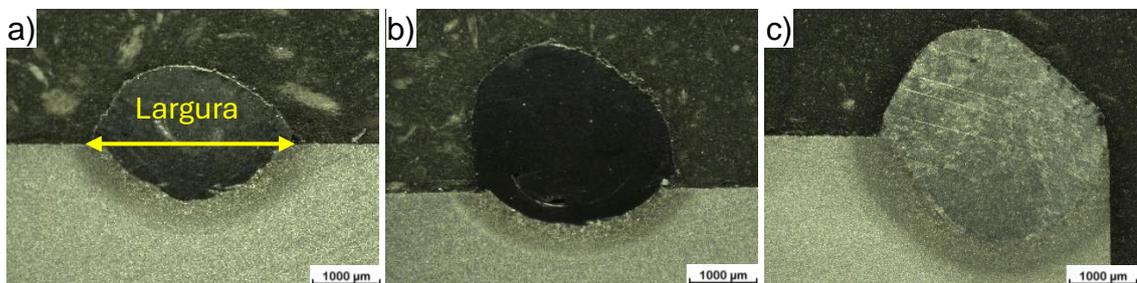


microdureza e densidade de poros

Fonte: A autora (2024).

Para manter constante esse percentual de sobreposição, foi realizada a medida da largura dos cordões simples, conforme as diferentes combinações de parâmetros e níveis estabelecidos por experimento. A Figura 14 apresenta alguns desses cordões.

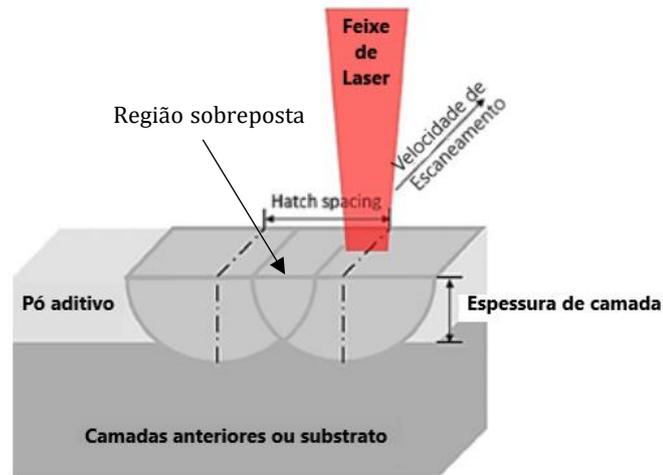
Figura 14 – Cordões simples produzidos para estabelecimento de sobreposição de 50% a partir da medição da largura (a) experimento 5, (b) experimento 14 e (c) experimento 2



Fonte: A autora (2024).

Como a largura de cada cordão variou conforme parâmetros de potência, V_r e V_e adotados, foi definido o espaçamento entre o centro do feixe de laser que corresponde a variável conhecida como *hatch spacing*, ilustrado na Figura 15.

Figura 15 – Ilustração do parâmetro *hatch spacing* em aplicações de LBAM



Fonte: adaptado de Yap *et al.* (2015).

Os valores de *hatch spacing* adotados para cada experimento estão descritos na Tabela 6. A partir de desses valores de entrada, foi possível estabelecer a programação de trajetória do cabeçote de entrega do feixe de laser e do pó aditivo, no eixo x, personalizada para cada experimento.

Tabela 6 – Valores de *hatch spacing* adotados por experimento

Experimento	P [W]	Ve [mm/s]	Vr [rpm]	<i>hatch spacing</i> [mm]
1	2500	4	5,3	1,7635
2	2500	5	3,5	1,6990
3	1600	6	5,3	1,4165
4	2050	4	7,0	1,4935
5	1600	5	3,5	1,5025
6	2050	5	5,3	1,6220
7	2050	6	3,5	1,6605
8	1600	4	5,3	1,3845
9	2500	6	5,3	1,7215
10	2050	5	5,3	1,6220
11	2050	4	3,5	1,6830
12	2050	6	7,0	1,5545
13	2050	5	5,3	1,6220
14	1600	5	7,0	1,5700
15	2500	5	7,0	1,7095

Fonte: A autora (2024).

Os demais parâmetros associados à manufatura por aplicação do LMD foram mantidos constantes para cada experimento realizado. A distância focal e distância entre cabeçote e substrato foram definidos em +25 mm e 13 mm, respectivamente.

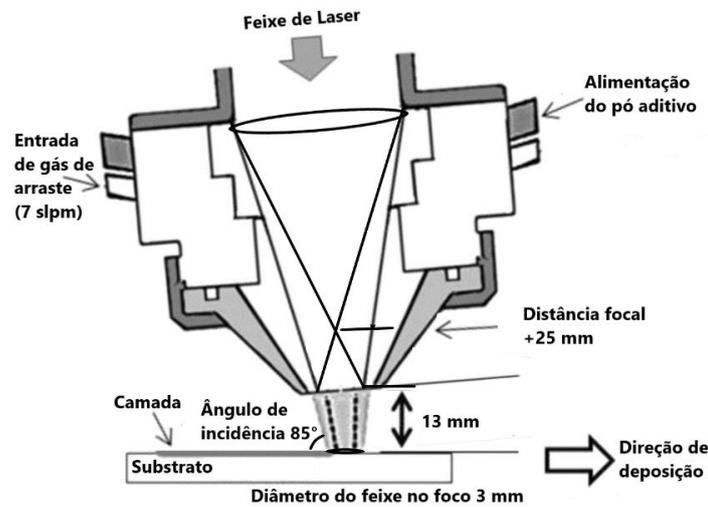
Os dois formam a distância de trabalho que estabelece um diâmetro do feixe no foco de 3 mm, conforme utilizado por Zhao *et al.* (2020) e em trabalhos anteriores do grupo de pesquisa como nos estudos de Figueredo (2019) e Apolinário *et al.* (2022), os quais obtiveram uma eficiência de produção adequada para consolidação dos pós adicionados. Nesses trabalhos também foram consultados o valor da vazão de gás de arraste suficiente para a disponibilização das partículas na poça de fusão, influenciando a relação indicada na Figura 12, e o perfil do feixe de laser de modo TEM₀₀ que apresentou intensidade do feixe suficiente para viabilização da deposição (fusão das partículas). O ângulo de incidência adotado de 85° se deve a recomendação de proteção do fabricante do sistema óptico para minimização do efeito de reflexão dos raios laser projetados sobre este. A granulometria utilizada levou em consideração a faixa permitida pelo fabricante do sistema de alimentação. Os valores adotados estão resumidos na Tabela 7 e ilustrados na Figura 16.

Tabela 7 – Parâmetros do LMD que permaneceram constantes nos experimentos

Parâmetro	Descrição
Diâmetro do feixe no foco	3,0 mm
Distância focal	+ 25 mm
Distância entre tocha e substrato	13 mm
Ângulo de incidência do feixe	85 °
Gás de arraste do pó aditivo	Argônio
Vazão do gás de arraste	7 slpm (<i>standard liters per minute</i>)
Pó aditivo	AISI H13
Faixa de granulometria do pó	45 a 90 µm
Perfil do feixe de laser	TEM ₀₀ (modo transversal eletromagnético)

Fonte: A autora (2024).

Figura 16 – Esquemático do processo de deposição indicando parâmetros do processo mantidos constante



Fonte: adaptado de Telasang *et al.* (2014).

A distância de trabalho foi mantida constante, havendo a necessidade de mudança de programação do sistema robótico para cada altura de camada medida, caracterizando o método adaptativo recomendado por estudos anteriores utilizando esta tecnologia (Shim *et al.*, 2016).

No intervalo entre as deposições das camadas de cada experimento foi realizada uma limpeza mecânica com escova rotativa para a remoção de escórias formadas na solidificação destas camadas.

Após deposição, a massa do conjunto produzido foi medida em uma balança de precisão modelo BS 3000A de capacidade 3000 g (fabricante BIOPRECISA®).

Para validação dos modelos matemáticos propostos para as respostas de altura, rugosidade, microdureza e percentual de poros, foram produzidos quatro (4) novos conjuntos, conforme a combinação dos parâmetros estabelecidos na Tabela 8.

Tabela 8 – Resumo dos experimentos realizados para validação dos modelos e otimização dos parâmetros

Solução	P [W]	Ve [mm/s]	Vr [rpm]	<i>hatch spacing</i> [mm]
1	1600	5,4	6,7	1,4765
2	1725	5,3	7	1,2520
3	2500	6	7	1,2960
4	2275	5,5	6,1	1,6905

Fonte: A autora (2024).

3.4 CARACTERIZAÇÃO MACRO, MICROESTRUTURAL E DE RUGOSIDADE

Para realização das avaliações macro e microestruturais, as amostras foram retiradas a partir de realização de cortes no sentido transversal da amostra, perpendicular ao eixo de deposição dos cordões. Para isto foi utilizado o equipamento de corte metalográfico, modelo COR 300 da fabricante Arotec. O dispositivo está equipado com um sistema de fixação e um disco de corte para metalografia, produzido em óxido de alumínio (Al_2O_3) e carbetto de silício (SiC) com dureza entre 50-60 HRC. Todos os cortes foram lubrificados e produzidos com rotação de corte de 2200 rpm e avanço manual por alavanca lateral.

De maneira a facilitar o manuseio das amostras, bem como permitir a realização do processo de lixamento de forma segura e realização das análises de microdureza, as amostras foram embutidas em material polimérico (baquelite), utilizando uma embutidora modelo PRE-40Mi da fabricante Arotec.

Após o processo de embutimento, seguiu-se a etapa de preparação das superfícies de análise das amostras na lixadeira/politriz metalográfica modelo Aropol 2V da fabricante Arotec, utilizando diferentes lixas com granulometrias de abrasivos variando de #180, 220, 320, 400, 600, 1000, 1200 a 1500. O processo é concluído com o polimento em tecido macio com aplicação da pasta abrasiva diamantada de três (3) e um (1) microns (fornecedor Risitec). Após a preparação metalográfica, foi realizado o ataque químico com solução de Nital a 2% (preparação de 2% em volume de ácido nítrico e 98% de álcool etílico), com amostra imersa em solução por 180 s.

A caracterização macroestrutural foi viabilizada pela utilização do Estereoscópio da ZEISS modelo STEMI 2000 com câmera digital Axiocam 105 Color acoplada e com o software associado Zeiss Blue. As micrografias obtidas permitiram a determinação da porosidade nos depósitos, com a utilização do programa de análise e tratamento de imagens ImageJ, fornecendo valores importantes para a aplicação da análise estatística para os modelos definidos no DOE.

A avaliação das fases e microconstituintes formados pela exposição ao ciclo térmico resultante do processo manufatura foi desenvolvida por microscopia óptica e eletrônica. A primeira etapa empregando o microscópio óptico, ZEISS modelo AXIO LAB A1 acoplado com câmera digital Axiocam 105 Color e com o software associado Zeiss Blue. A segunda utiliza Microscópio Eletrônico de Varredura com

Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (MEV/EDS), da Tescan, modelo MIRA3, com o objetivo de realizar.

Para auxiliar na identificação das fases formadas nas deposições foi realizada a caracterização por difração de raios-X (DRX) do material aditivo. Foi utilizado um difratômetro Shimadzu XRD-7000, com tensão 40 kV, corrente elétrica 10 mA, modo de escaneamento contínuo, velocidade de medição de 1°/min e faixa de varredura entre 30 e 120°. O comprimento de onda utilizado foi o resultante de transição eletrônica Cu-K α , isto é 1,5406 Å. A fenda divergente (DS) e a fenda de espalhamento (SS) foram de 1°.

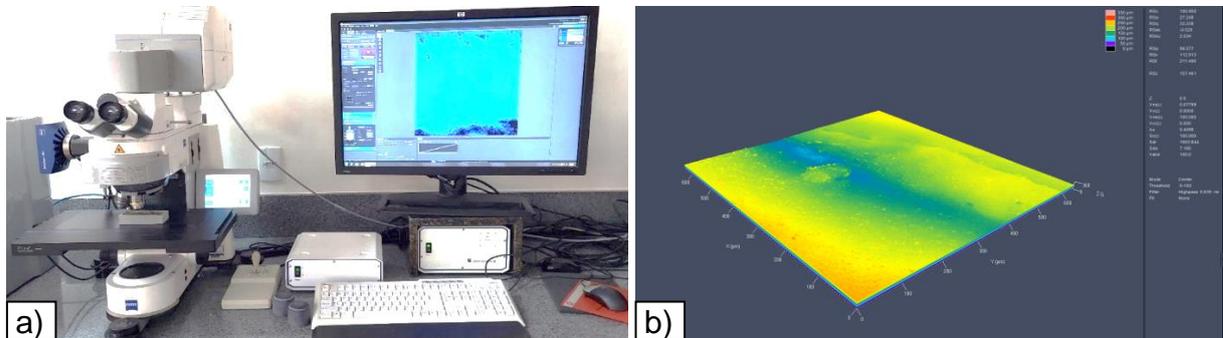
Para medição da rugosidade (S_a) foi empregada uma técnica analítica de não-contato a partir da utilização do microscópio confocal de escaneamento à laser modelo LSM 700 (fabricante Zeiss) com câmera digital AxioCam MRc, conforme norma técnica ISO 4288:1996 *Geometrical Product Specifications (GPS) — Surface texture: Profile method — Rules and procedures for the assessment of surface texture*, sendo substituída pela norma ISO 21920-3:2021 *Geometrical product specifications (GPS) — Surface texture: Profile*. Uma média de três medições foi feita em cada amostra, com uma área de avaliação de 640,17 x 640,17 μm^2 .

Conforme explicam Barragan de Los Rios *et al.* (2023) e Souza *et al.* (2021) a aplicabilidade dos parâmetros convencionais de avaliação de rugosidade, tais quais R_a , R_z , R_t , requer considerações adicionais para peças produzidas por MA. Isto devido à presença de heterogeneidades como, respingos, poros, falta de fusão ou mordeduras, junto com as ondulações na superfície das peças obtidas por DED. Portanto, a rugosidade superficial de área mostra-se como uma abordagem apropriada para determinação das ondulações da superfície desses componentes obtidos por MA. Este parâmetro é determinado pela Eq. (3).

$$S_a = \frac{1}{A} \iint |z(x,y)| dx dy \quad \text{Eq. (3)}$$

O S_a pode ser considerada a extensão de R_a para uma área superficial, onde $Z(x, y)$ são as variações medidas no plano analisado (picos e vales) integradas em uma área infinitesimal representada nesta equação pelo produto escalar delta x e delta y (Barragan de Los Rios *et al.*, 2023). A Figura 17 apresenta o equipamento utilizado para tais medições e um perfil de rugosidade superficial de área analisada por esta técnica.

Figura 17 – Microscópio confocal e um perfil de rugosidade superficial de área



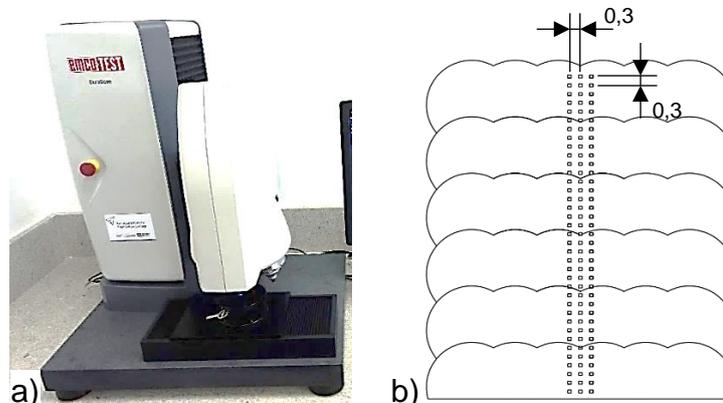
Fonte: A autora (2024).

3.5 MEDIÇÕES DE MICRODUREZA

Para determinar os valores de dureza nas amostras produzidas nas diferentes combinações de parâmetros foi realizado o ensaio de microdureza Vickers utilizando o Microdurômetro Durascan Emcotest™, Modelo G5 (Figura 18a).

As medições foram realizadas na seção transversal dos três corpos de prova removidos de cada amostra produzida nos diferentes experimentos, conforme recomendações da ASTM E384-17: *Test Method for Microindentation Hardness of Materials* (2017). A carga aplicada foi de 200 kgf, por um período de 15 s e distância entre as indentações de 0,3 mm. A Figura 18b ilustra, esquematicamente, a posição das indentações nos corpos de prova.

Figura 18 – Ensaio de microdureza Vickers: (a) equipamento utilizado e (b) esquema de localização das indentações no ensaio



Fonte: A autora (2024).

3.6 REALIZAÇÃO DE ENSAIO MECÂNICO DE COMPRESSÃO

Para medição das propriedades de resistência à compressão e tensão de escoamento nas amostras produzidas a partir de condições otimizadas do processo de LMD, foi realizado o ensaio de compressão utilizando o equipamento de ensaios mecânicos universal DL10000, de carga máxima 100 kN (fabricante EMIC®).

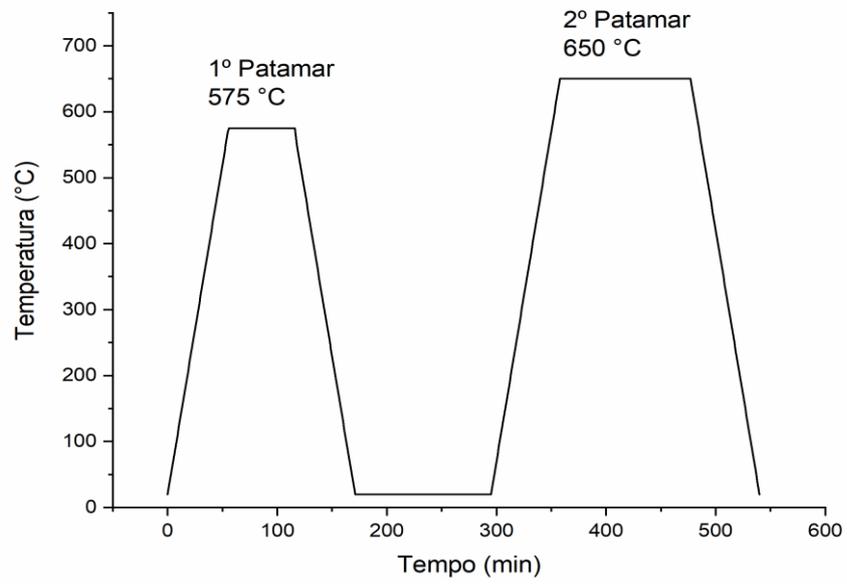
Cilindros de 5 mm de diâmetro e 10 mm de altura foram fabricados, conforme recomendações das normas ASTM E9: *Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature* (2009). De cada amostra foram produzidos três (3) corpos de prova para avaliação dessas propriedades, com taxa constante de carregamento de 0,5 mm/min até atingir 60% de deformação, realizado a temperatura ambiente (Fonseca *et al.*, 2023).

3.7 REALIZAÇÃO DE TRATAMENTO TÉRMICO

O tratamento térmico de duplo revenimento foi realizado nas amostras produzidas com parâmetros otimizados para avaliação comparativa de caracterização microestrutural, comportamento de microdureza e resistência à compressão, utilizando um forno de resistência elétrica, modelo W-One, fabricante EDG Equipamentos.

O primeiro ciclo foi realizado a 575 °C por 1 hora e o segundo a 650 °C por 2 horas, seguindo uma taxa de aquecimento de 10 °C/min e esfriados ao ar após o tratamento térmico, conforme apresenta a Figura 19. Os parâmetros definidos para este experimento seguiram o procedimento adotado nos estudos de Fonseca *et al.* (2022) e (2023). Os trabalhos apresentaram detalhadamente o processo de micro segregação dos elementos no processo de transformação de fases a partir da aplicação de manufatura aditiva a laser no aço AISI H13, resultando em menor resistência mecânica, maior tenacidade e maior taxa de desgaste, quando comparado com outros ciclos de tratamento que realizou a austenitização e revenimento. Como mencionado na revisão, tais propriedades de tenacidade e taxa de desgaste são determinantes para aplicações deste tipo de material em condições de trabalho a quente.

Figura 19 – Curva de tratamento térmico aplicado nas amostras com parâmetros otimizados



Fonte: A autora (2024).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

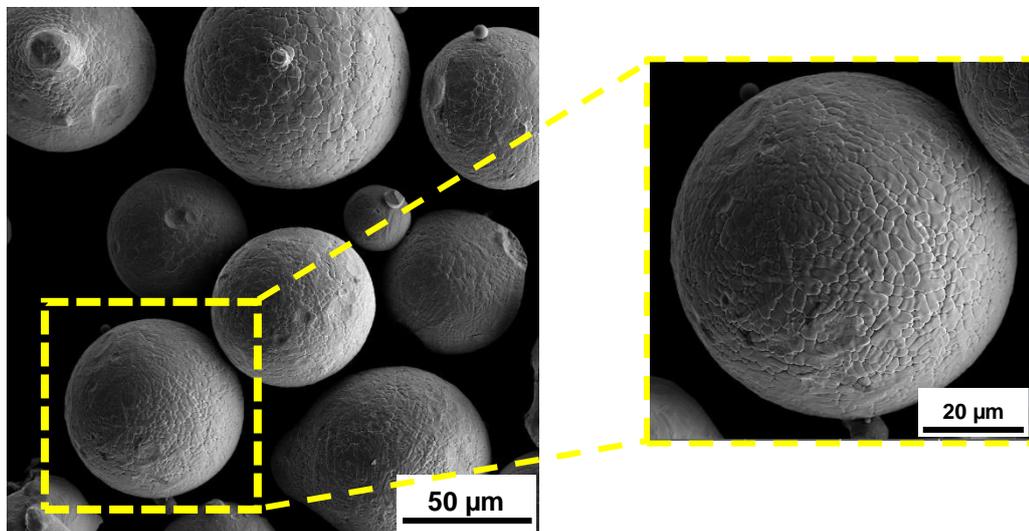
Nesta seção são apresentados os resultados obtidos a partir da adoção dos procedimentos metodológicos definidos para esta pesquisa.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO PÓ ADITIVO

As características de distribuição granulométrica e morfológica das partículas que compõe o material aditivo AISI H13 foram avaliadas, sendo sua composição apresentada na Tabela 2, apresentada no capítulo 3. Estes aspectos, combinados as condições de aplicação da tecnologia de manufatura aditiva a laser, contribui para determinar as características geométricas e microestruturais dos depósitos, influenciando na formação de defeitos nos componentes em produção (Wang *et al.*, 2018; Wang; Li; Tao, 2016; Zhong *et al.*, 2015).

Como pode ser observado na Figura 20, a morfologia do material aplicado como aditivo é esférica, típica de pós fabricados pela técnica de atomização a gás.

Figura 20 – Morfologia esférica do pó metálico de AISI H13 utilizado como material de adição



Fonte: A autora (2024).

O processo atomização à gás (*gas atomization* – GA) resulta na fabricação de pós com morfologia esférica e aspecto superficial rugoso, embora a presença das partículas satélites aumente a rugosidade da superfície (DebRoy *et al.*, 2018).

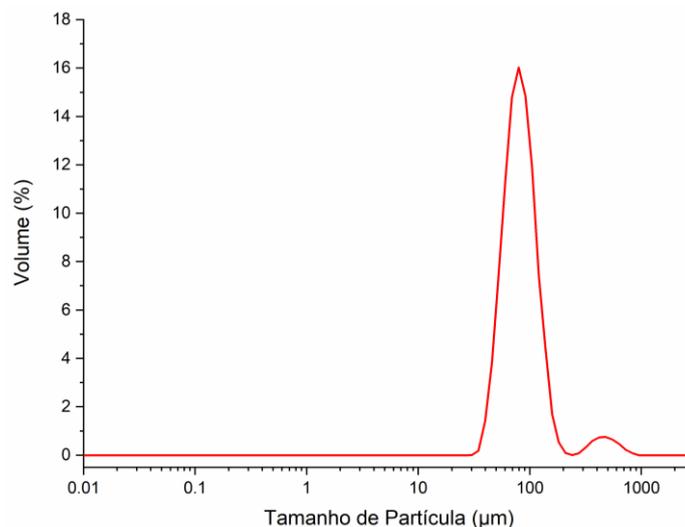
Segundo Wang, Li e Tao (2016), as partículas com formato irregular promovem a concentração de tensões nos cantos vivos. Por isso a utilização de pós esféricos com distribuição de tamanho uniforme, com dimensões variando entre 75 - 200 µm

(Lavernia; Srivatsan, 2010), conforme composição do material e condições aplicadas no processamento desses, promove fusão homogênea. Isso possibilita a formação de boa ligação entre camadas, e por consequência, contribui para melhores propriedades mecânicas e acabamento superficial no depósitos (Liu *et al.*, 2011; Mathias, 2022; Qi; Azer; Ritter, 2009).

Entretanto, em comparação aos pós processados por *Plasma Rotating Electrode Process* (PREP), os fabricados por GA favorecem o aprisionamento de bolhas de gás durante a deposição, o que produz porosidade (Qi; Azer; Ritter, 2009). As partículas finas de pó fabricados por PREP possuem distribuição homogênea de tamanho e superfície lisa, fornecendo fluxo ininterrupto através dos bicos alimentadores e promove a formação de poças de fusão concentradas. No entanto, pós com essas características tendem a ser mais caros devido ao custo associado ao processo de fabricação. Como resultado, nas aplicações dos processos de MA a laser busca-se equilibrar o acabamento superficial e a distribuição de tamanho, conforme resultados esperados aos componentes (DebRoy *et al.*, 2018).

A avaliação da distribuição granulométrica do material aditivo aço H13, como recebido, revelou que 10% do volume ($d = 0,1$) das partículas apresentou o diâmetro mediano abaixo de 48,98 μm ; 50% ($d = 0,5$) abaixo de 76,01 μm ; 90% ($d = 0,9$) abaixo de 91,20 μm , atendendo aos requisitos do sistema de alimentação utilizado para as deposições. A distribuição pode ser visualizada na Figura 21.

Figura 21 – Distribuição normal granulométrica do aço AISI H13

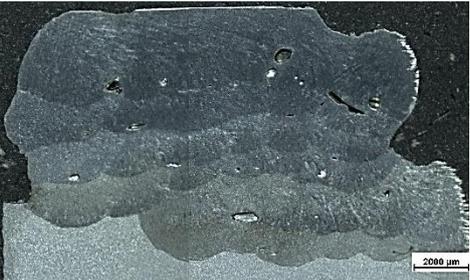
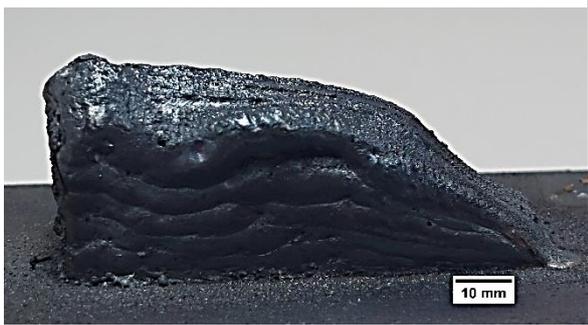
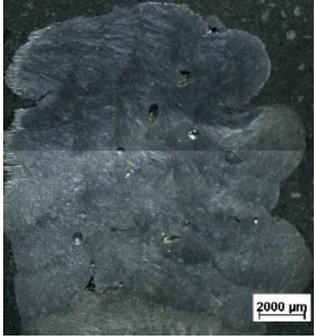


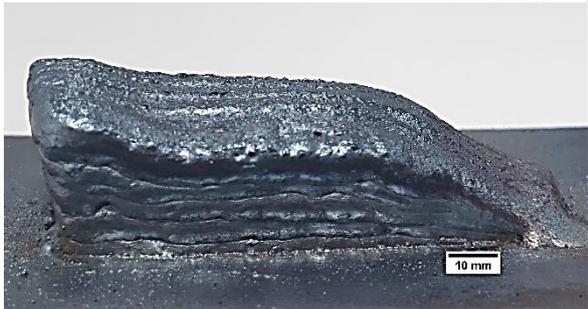
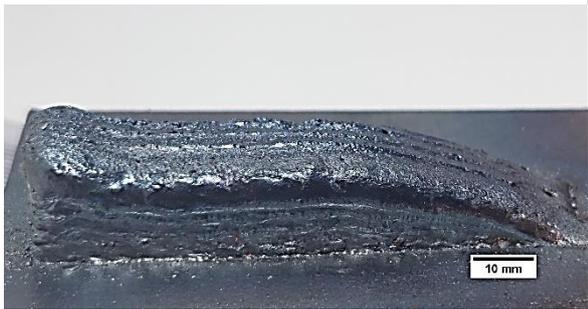
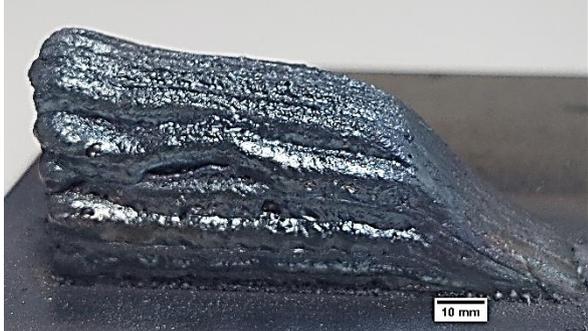
Fonte: A autora (2024).

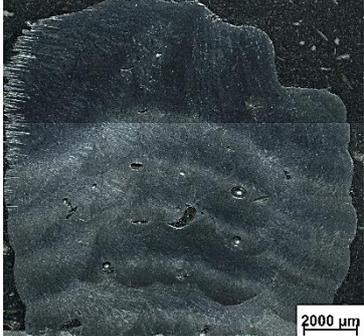
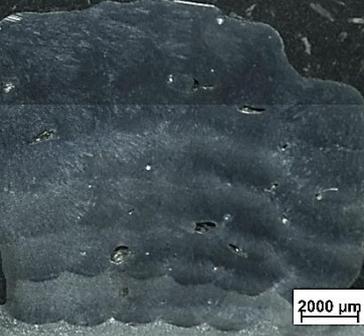
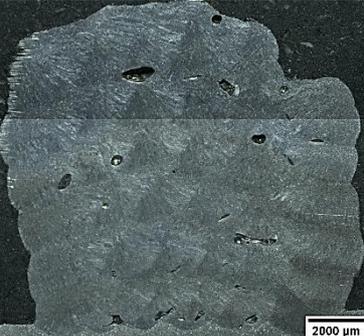
4.2 PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS

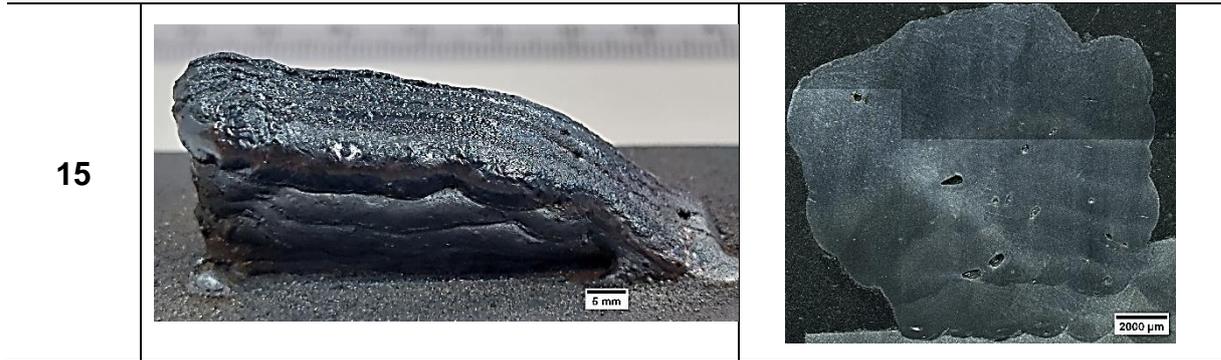
A Tabela 9 apresenta o aspecto visual e macrografias da seção transversal das amostras obtidas conforme condições definidas no DOE.

Tabela 9 – Condições de aplicação, aspecto visual e macrografias das amostras

Experi- mento	Aspecto visual	Macrografia
1		
2		
3		
4		

5	 <p>A lateral view of a fossil specimen, likely a brachiopod, showing a dark, layered structure. A white scale bar in the bottom right corner indicates 10 mm.</p>	 <p>A close-up view of the fossil specimen, showing a dark, layered structure with small, light-colored spots. A white scale bar in the bottom right corner indicates 2000 µm.</p>
6	 <p>A lateral view of a fossil specimen, showing a dark, layered structure. A white scale bar in the bottom right corner indicates 10 mm.</p>	 <p>A close-up view of the fossil specimen, showing a dark, layered structure with small, light-colored spots. A white scale bar in the bottom right corner indicates 2000 µm.</p>
7	 <p>A lateral view of a fossil specimen, showing a dark, layered structure. A white scale bar in the bottom right corner indicates 10 mm.</p>	 <p>A close-up view of the fossil specimen, showing a dark, layered structure with small, light-colored spots. A white scale bar in the bottom right corner indicates 2000 µm.</p>
8	 <p>A lateral view of a fossil specimen, showing a dark, layered structure. A white scale bar in the bottom right corner indicates 10 mm.</p>	 <p>A close-up view of the fossil specimen, showing a dark, layered structure with small, light-colored spots. A white scale bar in the bottom right corner indicates 2000 µm.</p>
9	 <p>A lateral view of a fossil specimen, showing a dark, layered structure. A white scale bar in the bottom right corner indicates 10 mm.</p>	 <p>A close-up view of the fossil specimen, showing a dark, layered structure with small, light-colored spots. A white scale bar in the bottom right corner indicates 2000 µm.</p>

10	 <p>A macro photograph of a dark, layered specimen, possibly a fossil or mineral. The specimen shows distinct horizontal layers and a rough, crystalline surface. A scale bar in the bottom right corner indicates 10 mm.</p>	 <p>A micro photograph showing the surface texture of the specimen. The surface is dark and appears to have a wavy, undulating pattern with small, irregular features. A scale bar in the bottom right corner indicates 2000 μm.</p>
11	 <p>A macro photograph of a dark, layered specimen, similar to specimen 10 but with a different layering pattern. A scale bar in the bottom right corner indicates 5 mm.</p>	 <p>A micro photograph showing the surface texture of the specimen. The surface is dark and appears to have a wavy, undulating pattern with small, irregular features. A scale bar in the bottom right corner indicates 2000 μm.</p>
12	 <p>A macro photograph of a dark, layered specimen, similar to specimen 10 but with a different layering pattern. A scale bar in the bottom right corner indicates 5 mm.</p>	 <p>A micro photograph showing the surface texture of the specimen. The surface is dark and appears to have a wavy, undulating pattern with small, irregular features. A scale bar in the bottom right corner indicates 2000 μm.</p>
13	 <p>A macro photograph of a dark, layered specimen, similar to specimen 10 but with a different layering pattern. A scale bar in the bottom right corner indicates 5 mm.</p>	 <p>A micro photograph showing the surface texture of the specimen. The surface is dark and appears to have a wavy, undulating pattern with small, irregular features. A scale bar in the bottom right corner indicates 2000 μm.</p>
14	 <p>A macro photograph of a dark, layered specimen, similar to specimen 10 but with a different layering pattern. A scale bar in the bottom right corner indicates 5 mm.</p>	 <p>A micro photograph showing the surface texture of the specimen. The surface is dark and appears to have a wavy, undulating pattern with small, irregular features. A scale bar in the bottom right corner indicates 2000 μm.</p>



Fonte: A autora (2024).

Na inspeção visual foi possível verificar a variação da altura e largura do conjunto depositado, apresentados na Tabela 10, como resultado da variação na espessura das camadas.

Tabela 10 – Parâmetros dos experimentos (P, Ve e Vr), altura (H), largura (L), densidade de energia e massa depositada

Experi- mento	P [W]	Ve [mm/s]	Vr [rpm]	H [mm]	L [mm]	Densidade de energia [J/mm ²]	Massa (g)
1	2500	4	5,3	12,6	14,9	208,3	37,3
2	2500	5	3,5	9,3	14,2	166,7	27,2
3	1600	6	5,3	9,6	11,5	88,9	25,9
4	2050	4	7,0	16,6	13,7	170,8	44,8
5	1600	5	3,5	9,6	12,8	106,7	26,2
6	2050	5	5,3	11,9	14,5	136,7	37,3
7	2050	6	3,5	8,2	12,6	113,9	22,7
8	1600	4	5,3	17,3	13,1	133,3	42,5
9	2500	6	5,3	11,5	13,9	138,9	35,1
10	2050	5	5,3	13,5	13,9	136,7	40,2
11	2050	4	3,5	11,9	13,9	170,8	33,6
12	2050	6	7,0	13,8	13,3	113,9	42,0
13	2050	5	5,3	12,6	13,8	136,7	37,4
14	1600	5	7,0	13,9	13,1	106,7	39,7
15	2500	5	7,0	15,1	14,9	166,7	47,6

Fonte: A autora (2024).

Foram observados os maiores valores de altura para os experimentos oito (8), quatro (4), e quinze (15), com altura média de 17,34 mm, 16,62 mm e 15,10 mm, respectivamente, que correspondem a maiores valores de vazão de pó aditivo (com o aumento de Vr) e menores valores de velocidade de escaneamento (Ve). Essa condição representa um aumento na taxa de deposição de material, podendo ser

verificado maiores espessuras de camadas. Entretanto, apesar de apresentar maior valor de altura, a amostra oito (8) apresentou a maior irregularidade superficial. A influência desses fatores do processo na altura foi abordada no tópico 4.3.1.

O controle de sobreposição entre os cordões (50%) por camada, com valores de *hatch spacing* (Tabela 6) apresentando pequena diferença entre eles (desvio padrão_{hatch spacing} = 0,1) contribuiu para manter os valores de largura com baixo desvio (desvio padrão_L = 0,9). Foram observados os menores valores de largura para os experimentos três (3) e sete (7), com valores de 11,5 mm e 12,6 mm, respectivamente. Para estes depósitos observou-se maiores valores de *Ve* e menores valores de *Vr*, indicando baixa taxa de deposição, resultando em menores espessuras de camadas e altura associadas conforme observadas nos respectivos aspectos visuais.

Nas micrografias dos experimentos um (1) e quinze (15) é possível observar uma menor concentração de defeitos por seção transversal, 2,24 % e 1,68 %, respectivamente, associado a maiores valores de potência e menores valores de *Ve*. Em contrapartida, nas micrografias dos experimentos oito (8) e quatorze (14) pode ser observados maior densidade de poros, sendo aplicados nesses depósitos menores valores de potência e maiores valores de *Vr* (maior vazão de pó). Mais detalhes sobre a interação desses fatores nos resultados de porosidade foram discutidos no tópico 4.3.4.

A potência (*P*) representa a energia utilizada pelo laser por unidade de tempo, é fundamental na determinação da densidade de energia por área (*E*), também conhecido como fluência. Essa densidade de energia, por sua vez, é influenciada pela velocidade de escaneamento do laser (*Ve*) e pela distância focal. Esta última que determina o diâmetro do feixe no ponto focal (*D*) sobre a superfície, conforme pode ser observado na Eq. (4). Este parâmetro expressa um dos aspectos importantes do processamento a laser, visto que a alta densidade de energia do feixe é responsável por diversas vantagens associadas aos processos, como aporte térmico controlado, menores distorções e menor zona termicamente afetada (Apolinario *et al.*, 2019; Shim *et al.*, 2016; Toyserkani; Khajepour; Corbin, 2005).

$$E = \frac{P}{V_e * D} \quad (\text{J/mm}^2) \quad \text{Eq. (4)}$$

Os valores de densidade de energia, calculados conforme Eq. (4) também podem ser visualizados na Tabela 10. É possível observar que os maiores valores de

densidade de energia, experimentos um (1) (208,3 J/mm²), quatro (4) (170,8 J/mm²) e doze (12) (170,8 J/mm²) estão associados à redução da velocidade de escaneamento e aumento de potência, uma vez que o diâmetro do feixe no ponto focal (D) foi mantido constante para todas as amostras (Tabela 7). A densidade E é o principal parâmetro para garantir a fusão do pó aditivo e do substrato, e tem influência na penetração entre camadas, e por consequência, na geometria final obtida (Dadbakhsh; Hao; Kong, 2010; Shim *et al.*, 2016),

O aumento significativo nos valores de massa depositada foi observado nos experimentos com maior rotação de disco, que por sua vez representa maior taxa de alimentação de pó aditivo ao sistema.

4.3 RESULTADOS DO PLANEJAMENTO DE EXPERIMENTOS

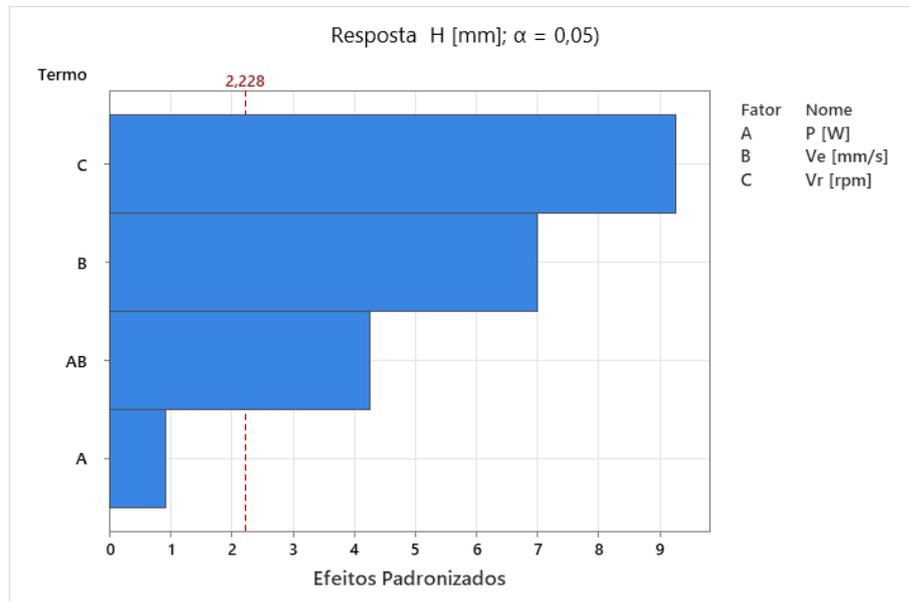
Segundo Ferreira *et al.* (2007), pela adoção da metodologia RSM, a otimização pode ser realizada de duas maneiras: (i) As superfícies de resposta podem ser determinadas para cada resposta e estas superfícies podem ser analisadas simultaneamente ou (ii) um modelo para uma única função composta que leva em conta todas as respostas que pode ser determinado para obter uma única superfície de resposta. Nos tópicos que se seguem a abordagem adotada foi a primeira opção de otimização.

4.3.1 Influência das variáveis do processo LMD na altura

A partir da aplicação da metodologia RSM, aliada ao tratamento estatístico dos dados, tornou-se possível avaliar os fatores de maior influência na altura dos depósitos (Tabela 10), predizendo assim valores otimizados. Como condição de contorno se objetiva maximizar a altura total do conjunto durante manufatura, para otimizar o tempo de produção, obtendo as dimensões de projeto, com o menor número de camadas.

A Figura 22 apresenta o gráfico de Pareto que indica os efeitos padronizados dos fatores definidos, para a altura total do conjunto.

Figura 22 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a altura (H)



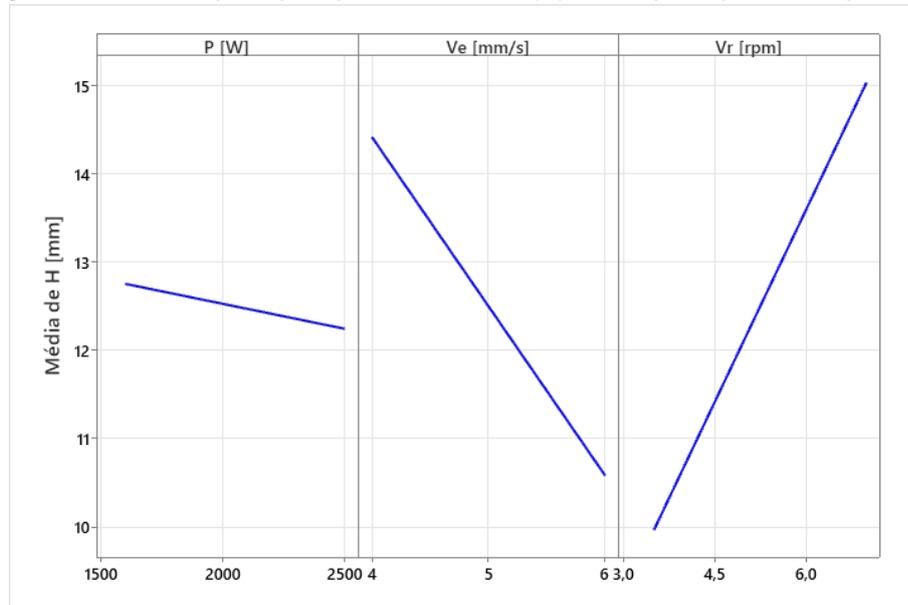
Fonte: A autora (2024).

Para a altura, foi observado que o parâmetro mais significativo no modelo definido é a velocidade de rotação do disco (V_r), que representa a taxa de alimentação do pó aditivo, seguido da influência da velocidade de escaneamento, uma vez que cruzam a linha de referência⁴ que para este modelo está em 2,228. É possível notar que a potência apenas em combinação com a velocidade de escaneamento apresenta-se como um fator estatisticamente significativo. Estes fatores são considerados estatisticamente significativos com os termos do modelo atual, pois foi realizado um ajuste do modelo (eliminação dos fatores não significativos) conforme a seleção *stepwise backward*, considerando-se um nível de significância de 5% ($\text{Valor-P} < 0,05$), que representa o intervalo de confiança de 95%.

A partir da análise dos efeitos principais sobre esta resposta (Figura 23) é possível verificar que a relação entre a rotação do disco (maior volume de pó sendo adicionado) e a altura, é diretamente proporcional. Essa taxa de mudança é significativa, pois mais material aditivo está sendo fundido, por consequência, a taxa de deposição aumenta.

⁴ O valor atribuído à linha de referência (*logworth statistic*) representa as transformações $-\log_{10}(\text{valor} - P)$ para cada efeito do modelo (Ogawa *et al.*, 2020; Yu, 2013).

Figura 23 – Efeitos principais para altura total (H) do conjunto produzido por LMD



Fonte: A autora (2024).

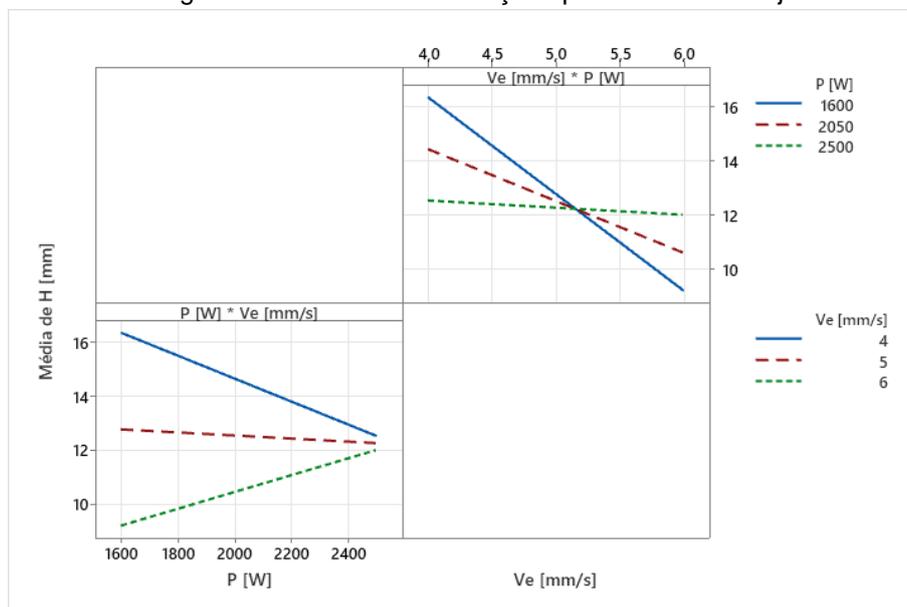
Entretanto, observa-se na Figura 23 que para maiores valores de velocidade de escaneamento a relação com a altura é inversa, pois menor será a interação da fonte de calor (feixe de laser) com a poça de fusão, reduzindo densidade de energia durante o processo (Torres *et al.*, 2021). Isso pode ser observado, por exemplo, para os experimentos três (3) e sete (7) que apresentaram densidade de energia de 88,9 e 113,9 J/mm² respectivamente (Tabela 10), alterando as condições térmicas do sistema (Gröning *et al.*, 2023), resultando em menores taxas de deposição do pó e, por consequência, menor altura nas camadas (ver Tabela 9).

É importante salientar que a potência, como fator singular, não apresenta significância estatística ao modelo estabelecido, a variação da altura é mínima para variações significativas de potência. Esse resultado não era esperado, pois a expectativa é que o aumento nos valores de potência incrementa a taxa de fusão de pó, mas também aumenta a penetração e a largura do depósito. Entretanto, esse efeito somente é representativo combinado com velocidades menores de escaneamento. Efeitos semelhantes da velocidade de escaneamento e taxa de alimentação de pó através da aplicação de técnica de MA baseada em laser foram observados por de Oliveira, Ocelík e Hosson (2005), Shim *et al.* (2016), Ju *et al.* (2018) e Apolinario *et al.* (2022).

Como houve uma interação de segunda ordem entre os fatores de potência e velocidade escaneamento, a partir da análise de interação apresentado na Figura 24, é possível observar que para menores valores de velocidade de escaneamento (< 5

mm/s), o acréscimo nos valores de potência tende a reduzir a altura do cordão, uma vez que a densidade de energia promove o aumento da penetração dos cordões (Ju *et al.*, 2018), reduzindo, por consequência, a altura da camada. Essa condição pode ser observada nas macrografias dos experimentos um (1) e onze (11) (Tabela 9) que aplicaram as maiores densidades de energia de 208 e 171 J/mm². Entretanto, para velocidades de escaneamento acima de 5 mm/s esse comportamento inverte já que mesmo elevando a potência do laser, o efeito de tendência negativa desse fator sobre a altura será minimizado.

Figura 24 – Gráfico de interações para altura do conjunto

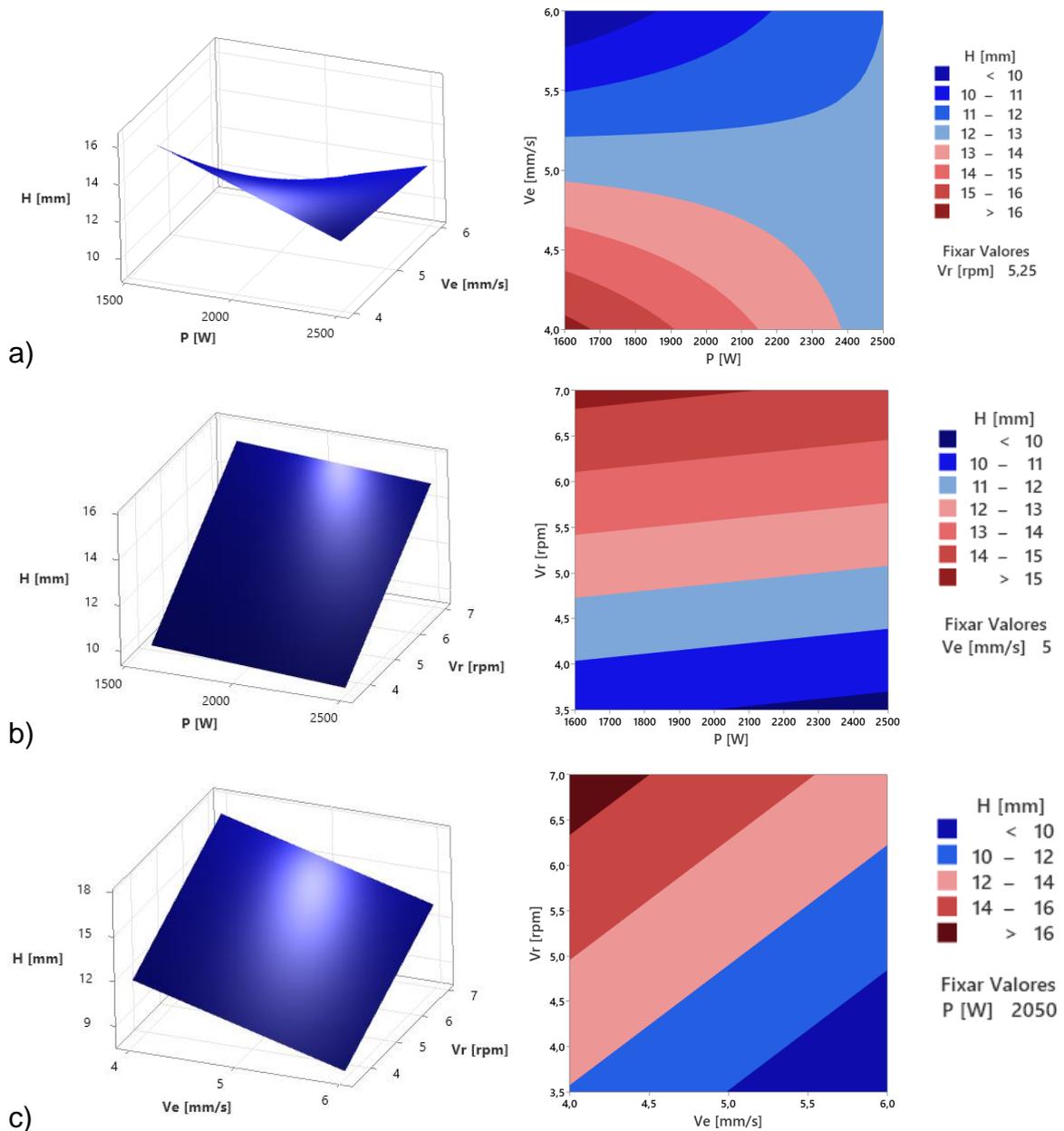


Fonte: A autora (2024).

A Figura 25 apresenta as superfícies de resposta e os respectivos gráficos de contorno gerados para análise das interações entre os fatores definidos como significativos sobre a resposta de altura total do conjunto depositado. Os gráficos de contorno representam a projeção das superfícies de resposta relativa aos valores associados aos pontos centrais, sendo $V_r = 5,25$ rpm, $V_e = 5$ mm/s e $P = 2050$ W.

A partir da avaliação das superfícies de respostas apresentada na Figura 25 é possível observar que apenas a interação entre a potência e velocidade de escaneamento (Figura 25a) apresentou curvatura, como esperado para uma interação de segunda ordem.

Figura 25 – Superfícies de resposta e respectivos gráficos de contorno para altura total do conjunto:
 a) V_e (mm/s) x P (W); b) V_r (rpm) x P (W); c) V_r (rpm) x V_e (mm/s)



Fonte: A autora (2024).

Notou-se que para alcançar valores máximos de altura nessa interação, é preciso adotar valores mínimos de potência e de velocidade escaneamento. Nas demais superfícies não se observou curvatura, mas foi possível evidenciar que para interação V_r x P (Figura 25b), os valores máximos de altura são obtidos a partir da adoção de valores máximo de V_r e mínimo de P . Para a interação entre V_r x V_e (Figura 25c), os valores máximos de altura são obtidos na aplicação de valores máximos de V_r e mínimos de V_e , proporcionando uma maior taxa de deposição durante o processo.

Esses efeitos dos parâmetros definidos sobre a resposta de altura (H), avaliados da Figura 22 a Figura 25, conforme metodologia RSM, baseiam-se no modelo definido em Eq. (5) e permite descrever a relação entre a resposta e os termos no modelo. Esta equação é uma representação algébrica da linha de regressão, que segundo Montgomery (2013) para modelos que incorporam interações de segunda ordem, como observadas para esta resposta (H), costuma apresentar-se na forma de um polinômio de grau superior conforme definido em Eq. (5):

$$H[mm] = 53,37 - 0,01897P[W] - 9,47Ve\left[\frac{mm}{s}\right] + 1,450Vr[rpm] + 0,003681P[W] * Ve\left[\frac{mm}{s}\right] \quad \text{Eq. (5)}$$

Neste modelo de regressão, o coeficiente do termo representa a alteração na resposta média para cada mudança da unidade daquele termo. O sinal que acompanha o coeficiente indica a direção da relação entre o termo e a resposta. Por exemplo, para esta equação, como o coeficiente associado à Ve é negativo, conforme a velocidade de escaneamento aumenta, o valor médio da altura tende a reduzir, conforme pode ser observado na Figura 23. O contrário é verdadeiro para a variação de Vr .

O espaço amostral definido pelos níveis apresentados na Tabela 4 (capítulo 3) estabelecem os limites das variáveis descritas na representação algébrica apresentada na Eq. (5) e nas demais equações apresentadas nos tópicos que seguem.

No tópico 4.3.5 são apresentados os resultados de validação dos modelos matemáticos definidos para cada resposta, indicando a eficiência da equação em estabelecer novas respostas para valores dos fatores diferentes dos utilizados para construção da relação.

A Tabela 11 apresenta o resumo da análise de variância (ANOVA) deste modelo estabelecido para altura (H) do conjunto depositado.

Para determinar se a associação entre a resposta e cada termo/fator no modelo é estatisticamente significativa, foi preciso comparar o valor-P para o termo com o seu nível de significância ($\alpha = 0,05$), indicando intervalo de confiança de 95%, a fim de avaliar a hipótese nula. A hipótese nula é que não há nenhuma associação entre o termo e a resposta. Para $\text{valor-P} \leq \alpha$ significa que a associação entre o fator e a

resposta é estatisticamente significativa. Na Tabela 11 é possível observar que os valores-P associados a V_e , V_r e à interação de segunda ordem $P*V_e$ apresentaram valores inferiores a 0,05 indicando a associação entre a resposta H e tais termos, validando as constatações realizada anteriormente a partir dos gráficos de Pareto e superfícies de resposta.

Tabela 11 – ANOVA para o modelo para altura total

Fonte de variação	Grau de Liberdade GL	Soma dos Quadrados SQ (Aj.)	Quadrado da média QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Modelo	4	92,5326	23,1332	38,41	0,000
Linear	3	81,5600	27,1867	45,14	0,000
P [W]	1	0,5194	0,5194	0,86	0,375
V_e [mm/s]	1	29,5040	29,5040	48,99	0,000
V_r [rpm]	1	51,5366	51,5366	85,58	0,000
Interação com 2 Fatores	1	10,9727	10,9727	18,22	0,002
P [W]* V_e [mm/s]	1	10,9727	10,9727	18,22	0,002
Erro	10	6,0221	0,6022		
Falta de ajuste	8	4,7939	0,5992	0,98	0,598
Erro puro	2	1,2282	0,6141	*	*
Total	14	98,5547			

Fonte: A autora (2024).

Devido à limitação do software não é possível verificar os valores nominais atribuído aos valores-P abaixo do nível de significância. Para isso utiliza-se, complementarmente, a avaliação do valor-F, uma vez que se tal valor for suficientemente grande e o valor-P associado a ele for menor que um nível de significância escolhido ($\alpha = 0,05$), corrobora a rejeição da hipótese nula. Foi observado no gráfico de Pareto da resposta H (Figura 22) uma maior significância para o fator definido como velocidade de rotação de disco, uma vez que este termo é, em comparação aos demais termos, o que apresenta maior valor-F = 85,58, já o termo verificado como de menor significância ao modelo, potência, apresentou valor-P acima do nível α e menor valor-F = 0,86.

A Tabela 12 apresenta um sumário do modelo determinado pela associação dos fatores com a resposta H, apresentando parâmetros que permitem determinar se o modelo ajusta bem os dados fornecidos.

A partir de informações obtidas no software de análise utilizado nesta pesquisa, os parâmetros listados na Tabela 12 foram conceituados. O parâmetro definido por S representa o desvio padrão da distância entre os valores dos dados e os valores ajustados, medido nas unidades da variável de resposta. Para a resposta H o desvio apresentou um valor de 0,78, demonstrando a proximidade entre as observações da resposta e os valores ajustados.

Tabela 12 – Sumário do modelo para altura total (H) do conjunto

S	R²	R²(ajustado)	R²(predito)
0,78	93,89%	91,45%	83,52%

Fonte: A autora (2024).

O coeficiente de correlação (R^2) apresenta o percentual de variação na resposta que o modelo se propõe a explicar. Este parâmetro representa um índice de qualidade da equação, uma vez que pode determinar se o modelo proposto ajusta bem os dados, quanto mais próximo de 100% determina que o modelo de regressão melhor explica a variação da resposta. O parâmetro definido por $R^2(\text{ajustado})$, representa o percentual de variação na resposta que é explicada pelo modelo, porém ajustada para o número dos preditores efetivos do modelo em relação ao número de observações.

O modelo reduzido proposto para resposta altura do conjunto (H) apresentou coeficiente de correlação R^2 de 93,89% e $R^2(\text{ajustado})$ de 91,45%, indicando um bom ajuste dos dados por parte do modelo proposto. Foi observada uma pequena diferença entre os valores, uma vez que o $R^2(\text{ajustado})$ apenas incorpora o número de preditores significativos ao modelo, denotando que os dados utilizados aprimoraram o modelo.

O coeficiente definido por $R^2(\text{predito})$ determina a capacidade do modelo predizer as respostas para novas combinações de fatores. Quanto mais próximo do valor de R^2 , mais precisas serão as respostas preditas pelo modelo. O valor de $R^2(\text{predito})$ para o modelo definido para a altura foi de 83,52%, revelando uma eficiência adequada para predizer a altura em novas observações.

Para verificação se os modelos propostos atendem aos pressupostos da análise, como forma de aumentar a confiança na interpretação dos resultados desses índices, faz-se necessário a observação dos resíduos. Este parâmetro configura a diferença entre a observação e média do tratamento estatístico correspondente a cada resposta definida. Os gráficos de probabilidade normal dos resíduos, o de resíduos versus

ajustes e o de resíduos versus ordem associados a cada modelo proposto foram observados e atendem aos pressupostos estabelecidos, conforme apresentados na Figura 53 do Apêndice.

4.3.2 Influência das variáveis do processo LMD na rugosidade

Os resultados das medições de rugosidade de uma área (S_a) das superfícies laterais, definida pela sobreposição sucessiva de camadas de cada conjunto produzido estão descritos na Tabela 13. Foram observados os maiores valores de rugosidade para os experimentos seis (6), dez (10) e treze (13), com S_a médio de 35,34 μm , 32,41 μm e 32,41 μm . Esses experimentos foram definidos como pontos centrais no planejamento de experimentos, produzidos a partir da mesma combinação de fatores.

Tabela 13 – Resultados de rugosidade das superfícies laterais

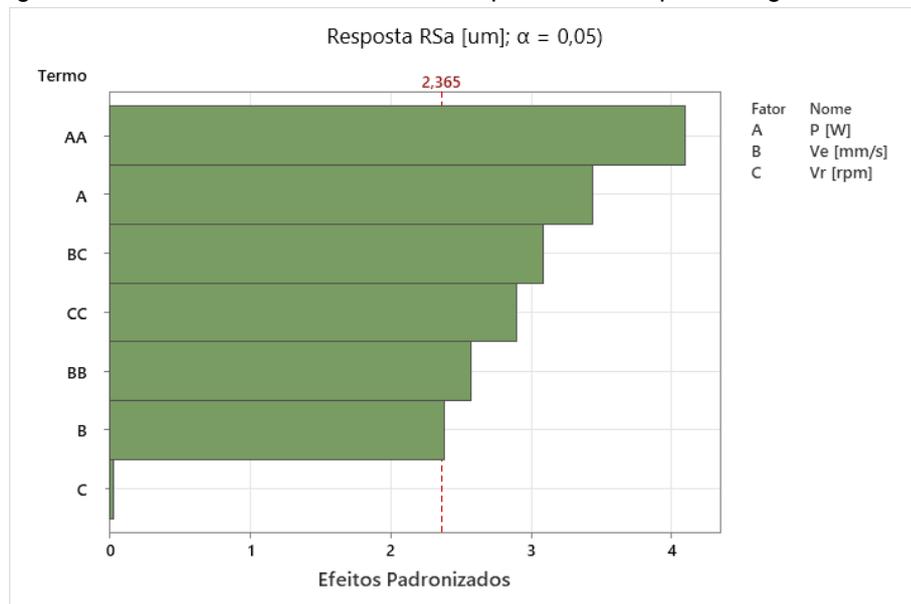
Experimento	P [W]	Ve [mm/s]	Vr [rpm]	S_a [μm]	Desvio padrão [μm]
1	2500	4	5,3	27,11	1,53
2	2500	5	3,5	26,17	4,69
3	1600	6	5,3	8,37	3,19
4	2050	4	7,0	20,81	1,10
5	1600	5	3,5	16,88	5,83
6	2050	5	5,3	35,34	5,20
7	2050	6	3,5	13,17	3,76
8	1600	4	5,3	21,71	1,66
9	2500	6	5,3	23,88	5,77
10	2050	5	5,3	30,26	4,57
11	2050	4	3,5	27,97	3,25
12	2050	6	7,0	28,09	1,74
13	2050	5	5,3	32,41	6,78
14	1600	5	7,0	15,52	2,15
15	2500	5	7,0	20,10	6,37

Fonte: A autora (2024).

A partir da aplicação da metodologia RSM e o tratamento estatístico dos dados, tornou-se possível avaliar os fatores de maior influência em (S_a), para determinar valores otimizados. O objetivo é minimizar a rugosidade associada ao conjunto durante manufatura, para otimizar a produção, devido à dificuldade associada a usinabilidade do aço H13 e a redução no desperdício de material, aplicando o mínimo de operações de pós-processamento.

A Figura 26 apresenta o gráfico de Pareto para a resposta rugosidade (S_a) do conjunto. Foi observado que, para o nível de significância $\alpha = 0,05$, o parâmetro mais significativo no modelo definido é a potência, sendo a interação de segunda ordem deste fator ainda mais significativa, seguido da influência das interações de segunda ordem $V_e \cdot V_r$, $V_e \cdot V_e$ e $V_r \cdot V_r$, uma vez que cruzam a linha de referência que para este modelo foi calculado em 2,365. É possível notar que a velocidade de rotação do disco (taxa de alimentação do pó), como fator individual, não se apresenta estatisticamente, porém em interação de segunda ordem com V_e se torna significativo.

Figura 26 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a rugosidade S_a

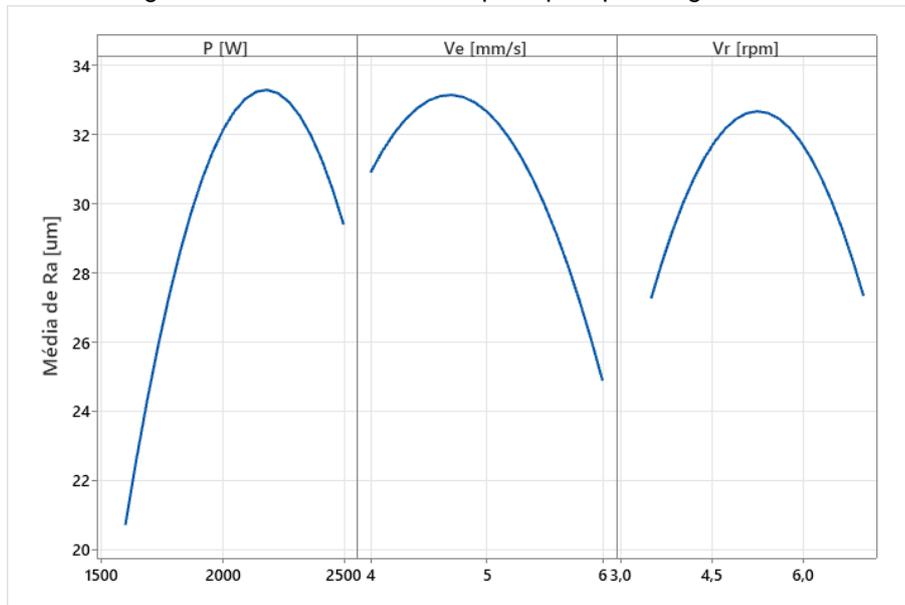


Fonte: A autora (2024).

A partir da análise do gráfico dos efeitos principais sobre esta resposta (Figura 27) é possível verificar que a relação de rugosidade com os fatores definidos para análise não é linear, como anteriormente observado para a altura, mas sim polinomial, devido as interações de segunda ordem representativas. S_a aumenta até valores de potência próximo de 2050 W. Para potências maiores esta relação inverte, uma vez que a penetração entre as camadas aumenta com o incremento da densidade de energia. Esse fato contribuiu para formação de superfícies laterais com aspectos suavizados, como observado para os experimentos quatro (4) e quinze (15), com valores de densidade de energia de 170,8 e 166,7 J/mm².

Foi possível observar que a rugosidade tende a diminuir, a partir de $V_e > 4,5$ mm/s e valores de velocidade de rotação do disco (V_r) superiores a 5,2 rpm, atribuído à redução da taxa de deposição nessas condições.

Figura 27 – Gráfico de efeitos principais para rugosidade Sa



Fonte: A autora (2024).

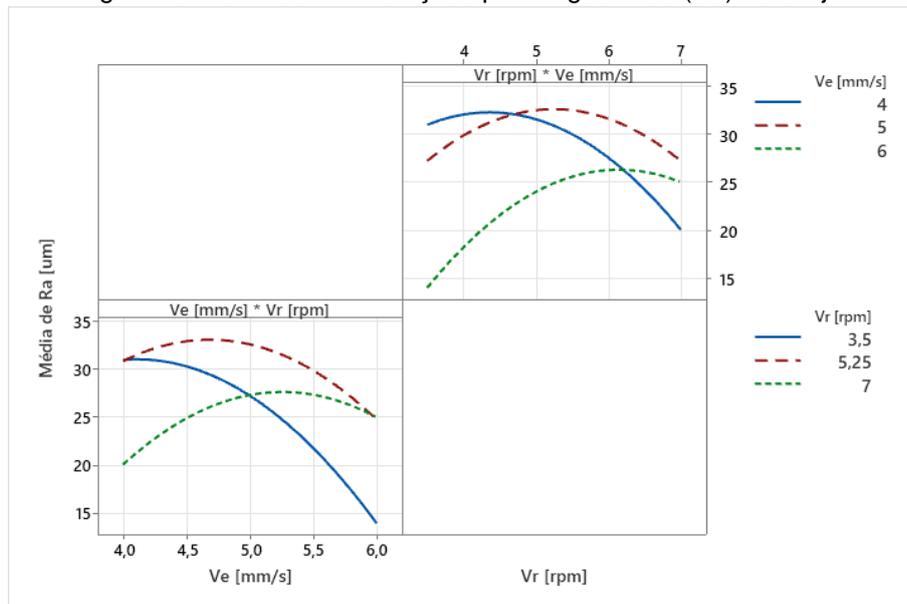
Estudos conduzidos por Armillotta e Cavallaro (2013) e Thompson *et al.* (2016) indicam que a interface formada entre o material recém-depositado e o existente pode atuar como uma região de nucleação de fissuras e outros tipos de falhas. Uma vez que a discretização de camadas nos processos de MA é raramente isotrópica, a rugosidade da superfície e as propriedades do material resultante também são geralmente anisotrópicas. Segundo esses autores, a redução da espessura da camada é geralmente sugerida para melhorar a qualidade da superfície. Essa condição indica que parâmetros os quais influenciam no aumento da penetração entre camadas, resultando da redução da espessura destas, como a potência, assume relevância no modelo proposto para rugosidade, como observado em Figura 26. No entanto, cabe citar que a redução de espessura das camadas contribui para aumentar a quantidade de camadas necessárias para atingir uma altura específica.

Estudos (Frank; Fadel, 1995; Moroni; Syam; Petrò, 2015; Reinhart; Teufelhart; Riss, 2012; Thompson *et al.*, 2016) sugerem o controle da qualidade de superfície por meio da modificação da estratégia de varredura do componente. No presente estudo, este parâmetro foi mantido constante e linear durante a condução dos experimentos.

Neste modelo construído para a resposta de rugosidade, como houve uma interação de segunda ordem entre os fatores de velocidade escaneamento (V_e) e velocidade de rotação do disco (V_r), a partir da análise do gráfico de interação apresentado na Figura 28. É possível observar que para menores valores de velocidade de rotação do disco ($< 5,3$ rpm), o acréscimo nos valores de V_e tende a

reduzir a rugosidade do cordão, uma vez que este fator contribuirá para redução da espessura da camada (Ju *et al.*, 2018), ao reduzir a taxa de deposição. Entretanto, para velocidades de escaneamento acima de 5 mm/s observa-se uma tendência de aumento na rugosidade até atingir valores máximos próximo à $V_r = 5,3$ rpm, apresentando a partir desse ponto tendência de redução de S_a com o incremento de V_r .

Figura 28 – Gráfico de interações para rugosidade (S_a) do conjunto

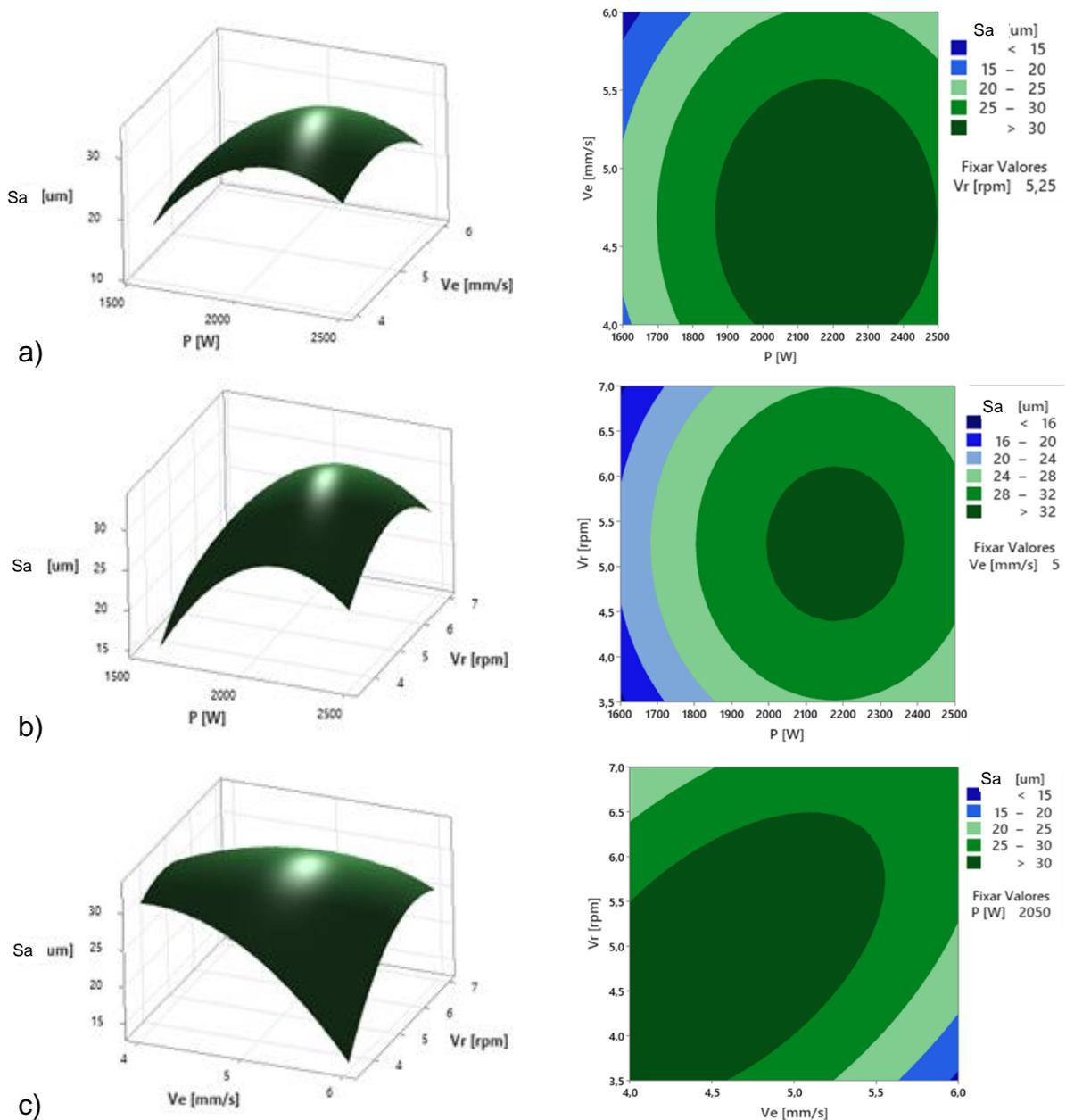


Fonte: A autora (2024).

A Figura 29 apresenta as superfícies de resposta e os respectivos gráficos de contorno, que representam a projeção das superfícies de resposta relativa aos valores associados ao plano que contém os pontos centrais, sendo $V_r = 5,25$ rpm, $V_e = 5$ mm/s e $P = 2050$ W.

A partir da avaliação das superfícies de respostas apresentada na Figura 29 é possível observar como todas as interações entre os fatores estabelecidos apresentaram curvatura, uma vez que foi observada a significância estatística para as interações de segunda ordem. Notou-se que os valores máximos de rugosidade nessas interações estão localizados no centro da curvatura (*saddle point*) (Montgomery, 2013), projetados no gráfico de contorno como região concêntrica da projeção.

Figura 29 – Superfícies de resposta e respectivos gráficos de contorno para rugosidade (Sa) do conjunto: a) Ve (mm/s) x P (W); b) Vr (rpm) x P (W); c) Vr (rpm)x Ve (mm/s)



Fonte: A autora (2024).

A fim de evitar tais regiões, uma vez que se busca, na otimização dos fatores, minimizar a rugosidade da superfície formada pelas sucessivas camadas, é necessário buscar as regiões de extremidade destas superfícies. Na interação Ve x P (Figura 29a), para alcançar valores mínimos de Sa é preciso adotar valores mínimos de potência e máximos de velocidade escaneamento, para promover a redução da espessura de camadas. Para Vr x P (Figura 29b), Sa mínimo é obtido a partir de valores mínimos de Vr e de P. Enquanto para Vr x Ve (Figura 29c), são requeridos

valores mínimos de Vr e máximos de Ve para proporcionar uma menor taxa de deposição durante o processo, promovendo menor altura de camada.

Estes efeitos dos parâmetros definidos sobre a resposta rugosidade (Sa), avaliados na Figura 26 a Figura 29, conforme metodologia RSM, baseiam-se no modelo definido em Eq. (6):

$$\begin{aligned}
 Sa[\mu m] = & -215,5 + 0,1640P[W] + 28,2Ve\left[\frac{mm}{s}\right] + 2,70Vr[rpm] \\
 & - 0,000038P[W] * P[W] - 4,78Ve\left[\frac{mm}{s}\right] * Ve\left[\frac{mm}{s}\right] \\
 & - 1,757Vr[rpm] * Vr[rpm] + 3,15Ve\left[\frac{mm}{s}\right] * Vr[rpm]
 \end{aligned}
 \quad \text{Eq. (6)}$$

A Tabela 14 apresenta o resumo da análise de variância (ANOVA) deste modelo estabelecido para rugosidade (Sa) do conjunto depositado. É possível observar que os valores-P associados a P, Ve, e às interações de segunda ordem de P*P, Ve*Ve, Vr*Vr e Ve*Vr apresentaram valores abaixo de 0,05 indicando a associação entre a resposta Sa e tais termos.

Tabela 14 – Análise de variância (ANOVA) para modelo de rugosidade Ra

Fonte de variação	Grau de liberdade GL	Soma dos quadrados SQ (Aj.)	Quadrado da média QM (Aj.)	Valor-F	Valor-P
Modelo	7	700,780	100,111	7,84	0,007
Linear	3	223,644	74,548	5,84	0,026
P [W]	1	151,150	151,150	11,84	0,011
Ve [mm/s]	1	72,482	72,482	5,68	0,049
Vr [rpm]	1	0,013	0,013	0,00	0,975
Quadrado	3	355,230	118,410	9,27	0,008
P [W]*P [W]	1	214,451	214,451	16,79	0,005
Ve [mm/s]*Ve [mm/s]	1	84,356	84,356	6,61	0,037
Vr [rpm]*Vr [rpm]	1	106,935	106,935	8,37	0,023
Interação com 2 Fatores	1	121,906	121,906	9,55	0,018
Ve [mm/s]*Vr [rpm]	1	121,906	121,906	9,55	0,018
Erro	7	89,384	12,769		
Falta de ajuste	5	76,370	15,274	2,35	0,325
Erro puro	2	13,015	6,507	*	*
Total	14	790,165			

Fonte: A autora (2024).

Foi observado no gráfico de Pareto da resposta Sa (Figura 26) uma maior significância para a interação de segunda ordem P*P, uma vez que este termo é, em comparação aos demais termos, o que apresenta maior valor-F = 16,79, já o termo verificado como de menor significância ao modelo, Vr, apresentou valor-P acima do nível α e menor valor-F = 0,00.

A Tabela 15 apresenta um sumário do modelo determinado pela associação dos fatores com a resposta Ra.

Tabela 15 – Sumário do modelo para rugosidade do conjunto

S	R ²	R ² (ajustado)	R ² (predito)
3,57340	88,69%	77,38%	27,98%

Fonte: A autora (2024).

Para a resposta Sa, o desvio S apresentou um valor de 3,57, demonstrando a uma relativa proximidade entre as observações da resposta e os valores ajustados, conforme unidade medidas de rugosidade.

O modelo reduzido proposto para resposta rugosidade do conjunto (Sa), conforme Eq. (6), apresentou coeficiente de correlação R² de 88,69% e R²(ajustado) de 77,38%, indicando pela proximidade entre estes valores um ajuste adequado dos dados por parte do modelo proposto, porém com eficiência menor se comparado aos resultados para altura H. Esse fato indica que o R² incorporou um número de preditores que não aprimora o modelo, fatores sem significância estatística como Vr.

O valor de R²(predito) para o modelo definido para a rugosidade foi de apenas 27,98%, o que indica a baixa eficiência desse modelo para predizer a resposta de rugosidade para novas combinações de fatores dentro do espaço experimental determinado.

4.3.3 Influência das variáveis do processo LMD na microdureza

Os resultados das medições de microdureza Vickers de cada pré-forma produzida estão descritos na Tabela 16. É possível observar os maiores valores de dureza para os experimentos quatorze (14), doze (12), três (3) e oito (8), com microdureza média de 562 HV_(0,2/15), 553 HV_(0,2/15), 533 HV_(0,2/15) e 530 HV_(0,2/15), respectivamente.

Tabela 16 – Resultados de microdureza (HV) dos conjuntos produzido por LMD

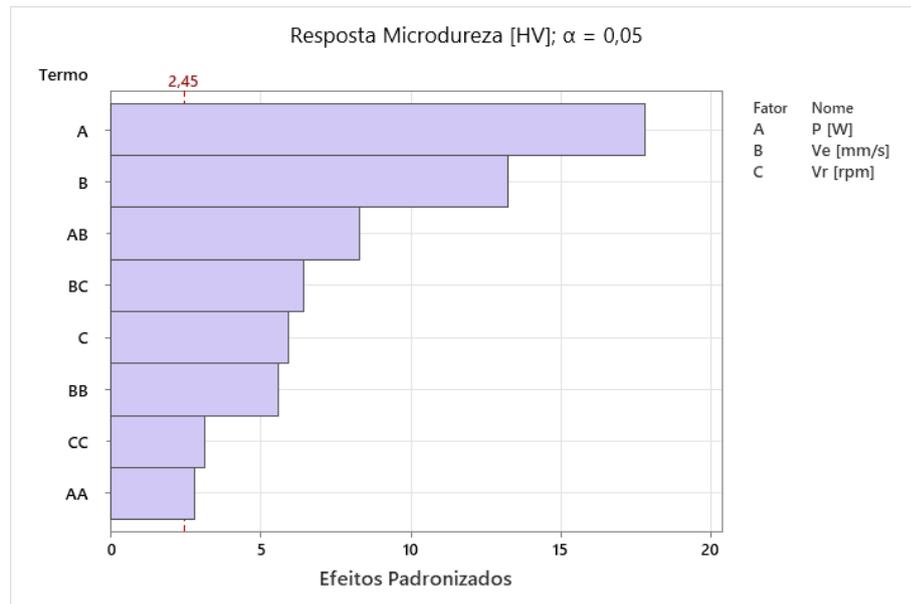
Experimento	P [W]	Ve [mm/s]	Vr [rpm]	Microdureza [HV]	Desvio padrão [HV]
1	2500	4	5,3	383	74
2	2500	5	3,5	436	41
3	1600	6	5,3	533	33
4	2050	4	7,0	439	67
5	1600	5	3,5	518	37
6	2050	5	5,3	519	48
7	2050	6	3,5	488	36
8	1600	4	5,3	530	51
9	2500	6	5,3	503	42
10	2050	5	5,3	523	53
11	2050	4	3,5	464	49
12	2050	6	7,0	553	43
13	2050	5	5,3	512	44
14	1600	5	7,0	562	46
15	2500	5	7,0	469	66

Fonte: A autora (2024).

A partir da aplicação da metodologia RSM e o tratamento estatístico dos dados, foi possível avaliar os fatores de maior influência para estabelecer uma faixa ótima de microdureza. E, dessa forma, otimizar a produção para obter propriedades adequadas às aplicações usuais deste material (AISI H13), ferramentas para trabalho a quente. Conforme descreve a norma ASTM A681 (2015), a dureza da amostra após o processamento e tratamento especificado deve atender ao valor estabelecido para este tipo de aço ferramenta, sendo para o aço H13 um alvo de 577 HV (52 HRC). Entretanto, é possível observar na Tabela 16 que os valores médios de microdureza obtidos pela produção por LMD foram inferiores ao alvo estabelecido. Os que mais se aproximaram da meta foram os experimentos quatorze (14) e doze (12), com valores de 562 HV e 553 HV, respectivamente, os quais adotaram menores valores de potência e maiores Ve.

A Figura 30 apresenta o gráfico de Pareto para a resposta microdureza (HV) média do conjunto. Foi observado, que o parâmetro mais significativo é a potência, seguido da velocidade de escaneamento. Quase todos os fatores e interações, com exceção apenas da interação $P \cdot Vr$, cruzam a linha de referência, que para este modelo que foi calculado em 2,45, com respectivos valores absolutos variados.

Figura 30 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a microdureza do conjunto



Fonte: A autora (2024).

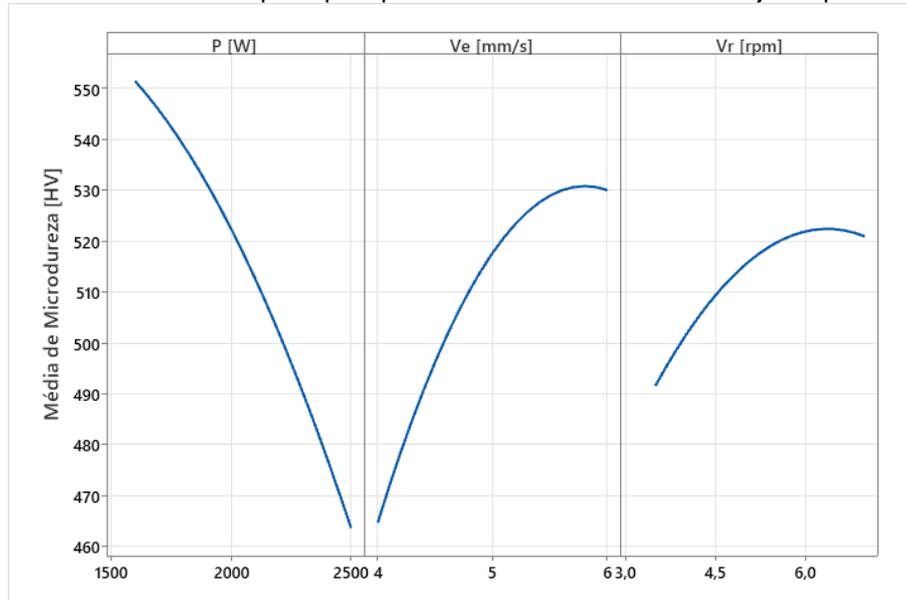
A partir da análise do gráfico dos efeitos principais sobre HV (Figura 31) é possível verificar que a relação da microdureza com os fatores definidos para análise não é linear, semelhante ao que foi observado para a rugosidade, mas sim de natureza polinomial. Apesar de apresentar leve curvatura nestes gráficos, é possível verificar que, para o espaço amostral (níveis) estabelecidos, a aplicação de maiores valores de potência resulta em menores valores de microdureza.

Telasang *et al.* (2014), avaliaram os efeitos dos parâmetros do laser na microestrutura e microdureza do aço AISI H13. Evidenciaram uma redução nos valores de dureza com o aumento na densidade de energia do laser. Esse resultado foi explicado pelo aumento no teor de austenita retida identificado no estudo, uma vez que o maior aporte de calor ocasiona a elevação da temperatura promovendo maior dissolução de elementos de liga, pela dissolução de carbonetos, o que, por sua vez, pode diminuir a temperatura inicial martensítica (M_i) (Colaço; Vilar, 1997).

Resultados similares para este material de estudo e aplicação de DED foram observados por Park *et al.* (2016), os quais descreveram a redução da microdureza para maiores valores de densidade de energia. Desta vez, a redução foi explicada pelo aumento nos valores medidos de espaçamento das formações dendríticas secundárias pela maior entrada de energia, além da redução nos percentuais em massa medidos de carbono no aço depositado, pela maior interação do carbono com

o oxigênio durante o processo, fenômenos promovidos pelo aumento da densidade de energia.

Figura 31 – Gráfico de efeitos principais para microdureza média do conjunto produzido por LMD



Fonte: A autora (2024).

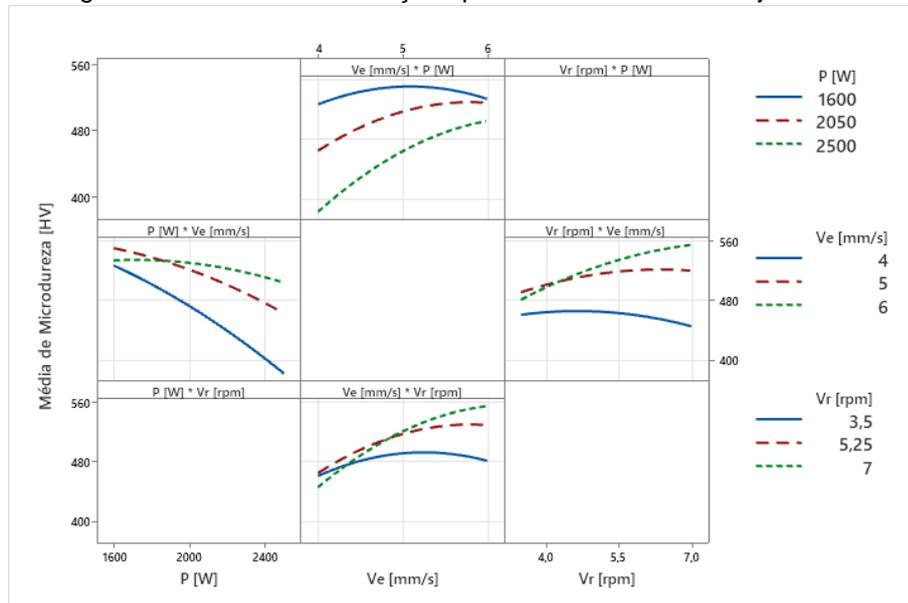
Na Figura 31 também foi possível observar que a microdureza tende a se comportar de maneira direta na influência da velocidade de escaneamento. O incremento nos valores de V_e tende a aumentar os valores de microdureza. Esse fenômeno é promovido pela alteração nas taxas de resfriamento impostas à pré-forma, já que o aumento de P e a redução de V_e , propicia maior aporte térmico e, conseqüentemente, aumenta a taxa de resfriamento, o que promove a formação de uma maior quantidade de fases duras. Para esse material (H13) se trata da fase martensita. O fator definido por velocidade de rotação do disco (V_r), possui menor influência sobre esta resposta, comparativamente a P e V_e , mas tende a aumentar a microdureza para maiores taxas de alimentação do pó aditivo, uma vez que o maior volume de material empregado altera a cinética de propagação de calor, influenciando na taxa de resfriamento.

Neste modelo construído para a resposta de microdureza, como foi observada interações de segunda ordem para quase todos os fatores, a Figura 32 resume estas interações.

Para a interação entre $P \cdot V_e$, é possível observar que para quaisquer valores de velocidade de escaneamento, o aumento da potência impacta na redução da microdureza. Para a interação $V_e \cdot V_r$, quaisquer valores de velocidade de rotação de

disco, o aumento da velocidade de escaneamento tende a influenciar no aumento da microdureza, sendo esse efeito menos expressivo para menores valores de V_e e V_r .

Figura 32 – Gráfico de interações para microdureza do conjunto



Fonte: A autora (2024).

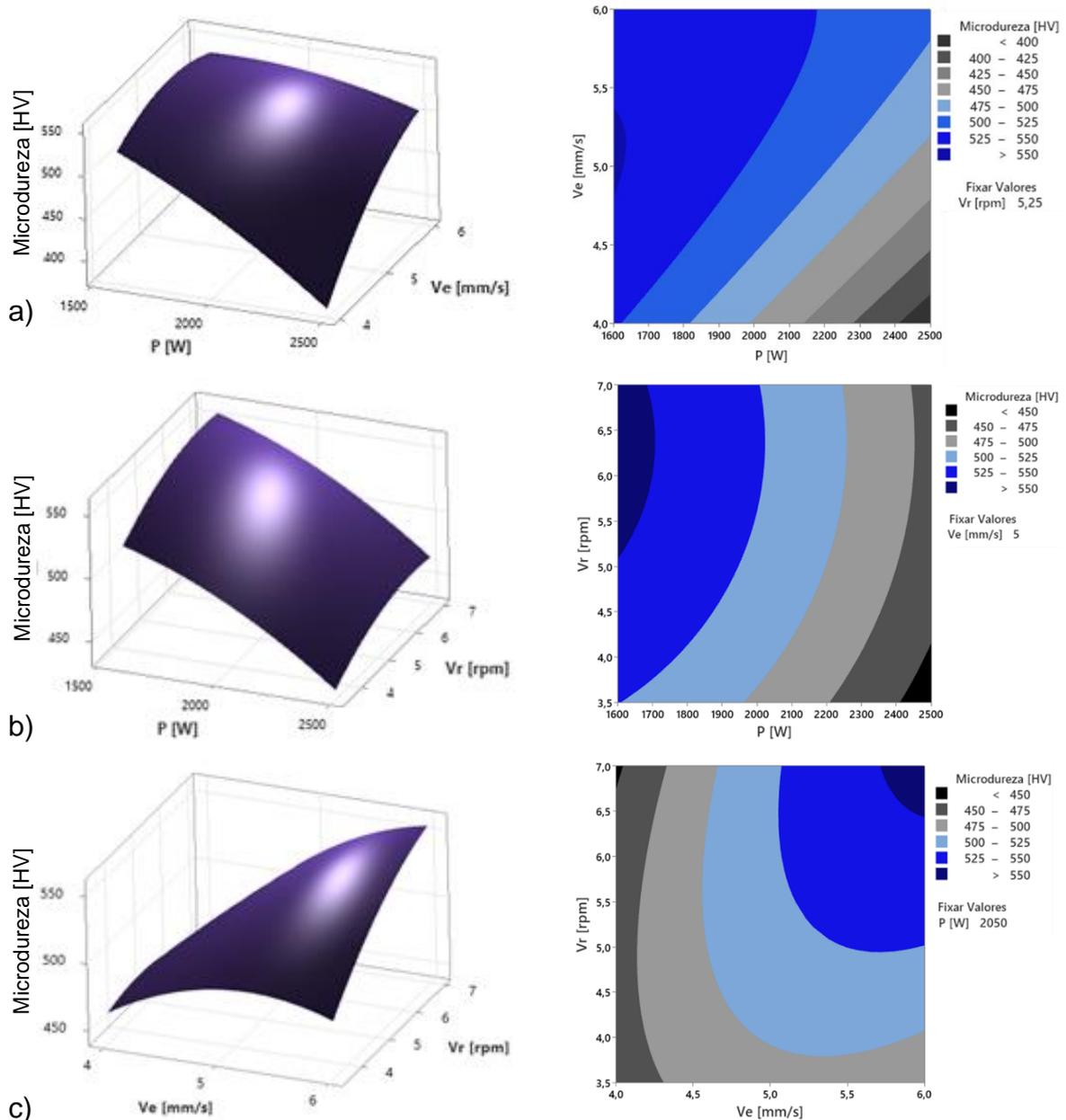
A Figura 33 apresenta as superfícies de resposta e os respectivos gráficos de contorno gerados para análise das interações entre os fatores definidos como relevantes sobre a resposta de microdureza média do conjunto depositado. Os gráficos de contorno representam a projeção das superfícies de resposta relativa aos valores associados aos pontos centrais, sendo $V_r = 5,25$ rpm, $V_e = 5$ mm/s e $P = 2050$ W.

A partir da avaliação das superfícies de respostas apresentada na Figura 33 é possível observar todas as interações entre os fatores estabelecidos apresentaram curvatura, em conformidade com a significância estatística das interações de segunda ordem entre esses fatores. Na otimização dos fatores para esta resposta, busca-se regiões próximas aos pontos máximos de microdureza, uma vez que o objetivo é estabelecer valores adequados desta propriedade para o bom desempenho de componente com aplicação de H13, conforme valores alvos estabelecidos por normas. Na interação $V_e \times P$ (Figura 33a), para alcançar valores máximos de microdureza é preciso adotar valores intermediários de V_e e mínimos de P . Enquanto para $V_r \times P$ (Figura 33b), os valores máximos de microdureza são obtidos com valores mínimos de P e máximo de V_r . Na interação $V_r \times V_e$ (Figura 33c), os valores máximos de microdureza são obtidos na aplicação de valores máximos de V_r e V_e ,

proporcionando alterações no ciclo térmico durante à máxima taxa de alimentação de material aditivo.

Figura 33 – Superfícies de resposta e respectivos gráficos de contorno para microdureza do conjunto:

a) V_e (mm/s) x P (W); b) V_r (rpm) x P (W); c) V_r (rpm) x V_e (mm/s)



Fonte: A autora (2024).

Estes efeitos dos parâmetros definidos sobre a resposta de microdureza, avaliados na Figura 30 a Figura 33, conforme metodologia RSM, baseiam-se no modelo definido em Eq. (7):

Microdureza[HV]

$$\begin{aligned}
&= 686 - 0,2141P[W] + 36,5Ve \left[\frac{mm}{s} \right] - 16,6Vr[rpm] \\
&- 0,00005P[W] * P[W] - 20,34Ve \left[\frac{mm}{s} \right] * Ve \left[\frac{mm}{s} \right] \quad \text{Eq. (7)} \\
&- 3,74Vr[rpm] * Vr[rpm] + 0,06446P [W] \\
&* Ve \left[\frac{mm}{s} \right] + 12,85Ve \left[\frac{mm}{s} \right] * Vr[rpm]
\end{aligned}$$

A Tabela 17 apresenta o resumo da análise de variância (ANOVA) deste modelo estabelecido para microdureza (HV) do conjunto depositado. É possível observar que os valores-P associados a P, Ve, Vr, e às interações de segunda ordem de P*P, Ve*Ve, Vr*Vr, P*Ve e Ve*Vr apresentaram valores abaixo de 0,05 indicando a associação entre a resposta de microdureza e tais termos.

Foi observado no gráfico de Pareto da microdureza (Figura 30) uma maior significância estatística para o fator potência, uma vez que este termo é, em comparação aos demais, o que apresenta maior valor-F = 316,92. Para o modelo reduzido, pela análise de variância, todos os fatores considerados apresentaram significância estatística, apresentando valor-P abaixo do nível α .

Tabela 17 – Análise de variância (ANOVA) para modelo de microdureza

Fonte de variação	Grau de Liberdade GL	Soma dos Quadrados SQ (Aj.)	Quadrado da média QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Modelo	8	33228,4	4153,5	85,21	0,000
Linear	3	25715,7	8571,9	175,85	0,000
P [W]	1	15448,7	15448,7	316,92	0,000
Ve [mm/s]	1	8540,0	8540,0	175,19	0,000
Vr [rpm]	1	1727,0	1727,0	35,43	0,001
Quadrado	3	2123,1	707,7	14,52	0,004
P [W]*P [W]	1	381,7	381,7	7,83	0,031
Ve [mm/s]*Ve [mm/s]	1	1527,8	1527,8	31,34	0,001
Vr [rpm]*Vr [rpm]	1	483,6	483,6	9,92	0,020
Interação com 2 Fatores	2	5389,6	2694,8	55,28	0,000
P [W]*Ve [mm/s]	1	3365,8	3365,8	69,05	0,000
Ve [mm/s]*Vr [rpm]	1	2023,8	2023,8	41,52	0,001
Erro	6	292,5	48,7		
Falta de ajuste	4	225,7	56,4	1,69	0,404
Erro puro	2	66,8	33,4	*	*
Total	14	33520,8			

Fonte: A autora (2024).

A Tabela 18 apresenta um sumário do modelo determinado pela associação dos fatores com a resposta de microdureza.

Tabela 18 – Sumário do modelo para microdureza do conjunto

S	R²	R²(ajustado)	R²(predito)
6,98	99,13%	97,96%	92,98%

Fonte: A autora (2024).

Para a resposta microdureza, o desvio S apresentou um valor de 6,98, demonstrando a proximidade entre as observações da resposta e os valores ajustados, conforme unidade medida associado a propriedade de microdureza.

O modelo reduzido proposto para microdureza média do conjunto (HV), conforme Eq. (7), apresentou coeficiente de correlação R^2 de 99,13% e R^2 (ajustado) de 97,96%, indicando um adequado ajuste dos dados por parte do modelo proposto. Foi observada uma pequena diferença entre os valores, uma vez que o modelo estabelecido incorporou o número de preditores que efetivamente aprimora o mesmo.

O valor de R^2 (predito) para o modelo definido para a microdureza foi de 92,98%, indicando uma ótima eficiência desse modelo para prever valores de microdureza para novas combinações de fatores, dentro do espaço experimental estabelecido.

4.3.4 Influência das variáveis do processo LMD na porosidade

A formação de defeitos em componentes fabricados por manufatura aditiva é uma grande preocupação para aplicações críticas estruturais e de carga cíclica. Se não for controlado, a presença de defeitos em um componente produzido por MA pode ter um impacto deletério em seu desempenho durante o serviço. Por isso, entender os mecanismos de formação de defeitos em processos baseados em fusão é importante para prescrever os parâmetros de processo apropriados específicos para o sistema de liga e a técnica de processamento selecionada (Brennan; Keist; Palmer, 2021).

Os resultados das medições de percentual de poros observado na seção transversal de cada conjunto produzido estão descritos na Tabela 19. Foram observados os maiores valores de porosidade para os experimentos oito (8), quatorze (14) e doze (12), com percentuais de porosidade de 5,45%, 4,77% e 4,43%, respectivamente.

Tabela 19 – Resultados de porosidade dos conjuntos produzido por LMD

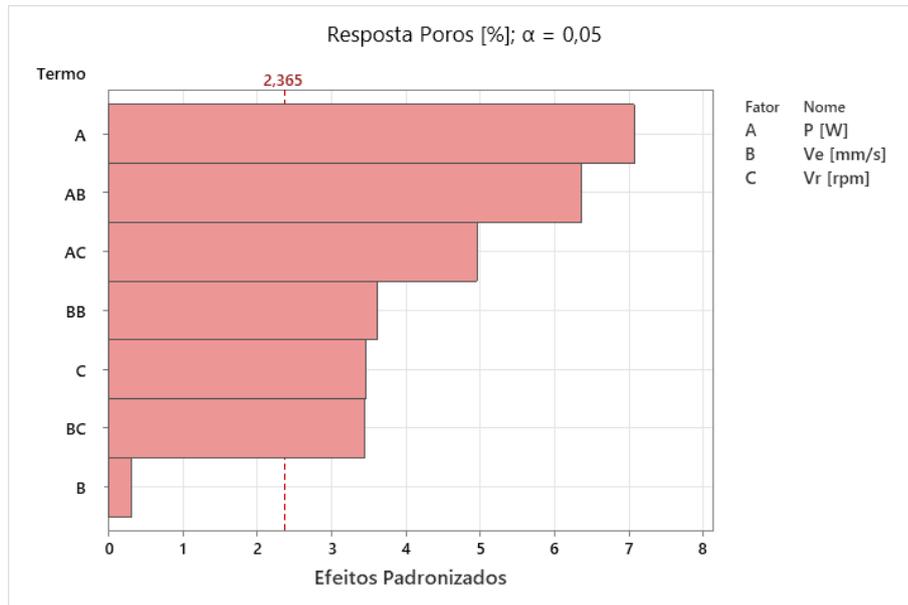
Experimento	P [W]	Ve [mm/s]	Vr [rpm]	Porosidade [%]
1	2500	4	5,3	2,24
2	2500	5	3,5	2,58
3	1600	6	5,3	3,36
4	2050	4	7,0	3,33
5	1600	5	3,5	2,74
6	2050	5	5,3	3,11
7	2050	6	3,5	2,53
8	1600	4	5,3	5,45
9	2500	6	5,3	3,91
10	2050	5	5,3	2,86
11	2050	4	3,5	3,47
12	2050	6	7,0	4,43
13	2050	5	5,3	3,51
14	1600	5	7,0	4,77
15	2500	5	7,0	1,68

Fonte: A autora (2024).

A partir da aplicação da metodologia RSM foi possível avaliar os fatores de maior influência na porosidade, uma vez que se objetiva minimizar esta resposta, para aumentar o grau de confiabilidade da produção, resultando em componentes com maiores índices de densidade e com propriedades adequadas ao tipo de ferramenta que se deseja produzir.

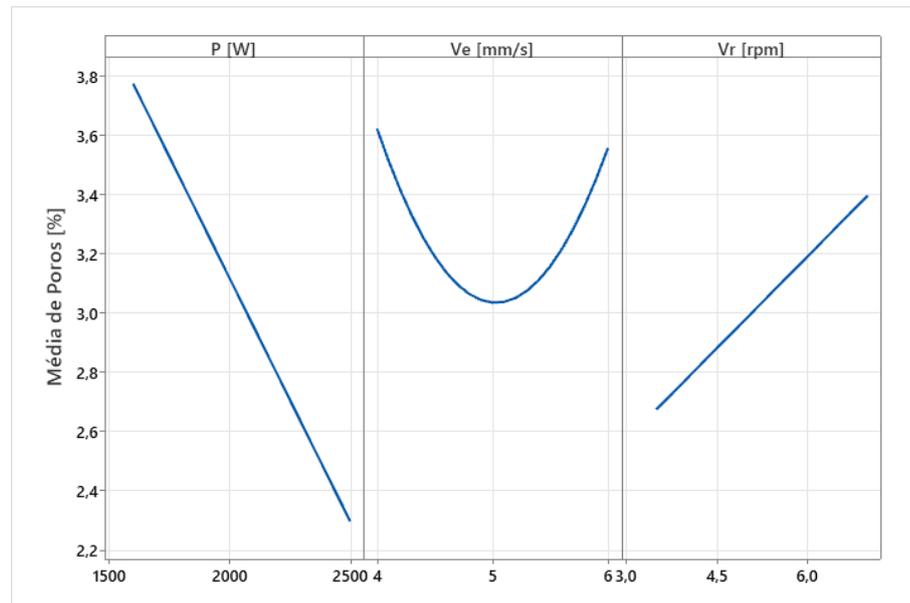
A Figura 34 apresenta o gráfico de Pareto para a resposta de porosidade, onde foi observado que o parâmetro mais significativo é a potência, seguido da influência das interações de segunda ordem da potência com a velocidade de escaneamento e com a velocidade de rotação do disco. Além destes, as interações entre $Ve*Ve$, o fator Vr e a interação $Ve*Vr$, cruzam a linha de referência que para este modelo foi calculado em 2,365, com respectivos valores absolutos variados. A velocidade de escaneamento, como fator individual, não se apresenta estatisticamente significativo para determinação da porosidade, porém em interação de segunda ordem e combinado aos fatores P e Vr se torna significativo.

Figura 34 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a porosidade do conjunto



A partir da análise do gráfico dos efeitos principais sobre esta resposta (Figura 35) é possível verificar que a relação da porosidade com os fatores P e Vr é de natureza linear, sendo direta para P e inversa para Vr. Para maiores valores de P o percentual de poros tende a reduzir, promovido pelo maior aporte de calor e menor taxa de resfriamento na poça de fusão, o que permite a saída dos gases. O aumento na densidade de alimentação do pó (Vr) favorece o incremento na incidência de poros na amostra, já que favorece o arraste de gás durante o processo (Ng *et al.*, 2009). Adicionalmente, como foi demonstrado na seção 4.3.1, o aumento de Vr promove o aumento da altura (H), o que favorece o aprisionamento do gás no depósito. Para Ve, a curva apresenta uma distribuição parabólica em torno dos valores atribuídos ao ponto central, associado às interações de segunda ordem, com menores valores de porosidade para valores médios de Ve (5 mm/s). As interações de Ve com os demais fatores será detalhada na avaliação do gráfico de interações (Figura 36).

Figura 35 – Gráfico de efeitos principais para porosidade do conjunto produzido por LMD



Fonte: A autora (2024).

Em geral, as porosidades são formadas pela captura de gases produzidos no decorrer do processo de fusão, os quais não tiveram tempo de escapar da poça de fusão, como resultado da alta taxa de solidificação do processo a laser (Apolinário *et al.*, 2022; Fotovvati *et al.*, 2018).

Os autores Zhao *et al.* (2021) estudaram ainda a influência de fatores como a morfologia e secagem do pó aditivo, a condição de superfície do substrato e adição de partículas de cerâmica sobre a incidência de porosidade nas deposições produzidas por DED. Esses autores observaram que partículas de pó com formato regular, devidamente secas, superfícies de substrato livres de contaminantes são pré-requisitos para se obter materiais densos. Além de verificarem que a adição de nanopartículas cerâmicas e o recobrimento das camadas depositadas expandem a janela de processamento, mas efeitos colaterais indesejados, como a perda de elementos por vaporização, favorecem o aumento da porosidade. Nesse trabalho, buscou-se uniformizar a morfologia e o tratamento de secagem e preparação de superfície adotado para os substratos, como forma de minimizar a influência desses fatores.

Li (2006) sugere que o controle da porosidade pode ser realizado aumentando a entrada de calor, reduzindo assim a taxa de solidificação e permitindo que as bolhas de gás escapem para o ambiente antes que a poça de fusão solidifique. Dessa forma, o aumento da potência do laser e a redução de Ve, diretamente influenciam no

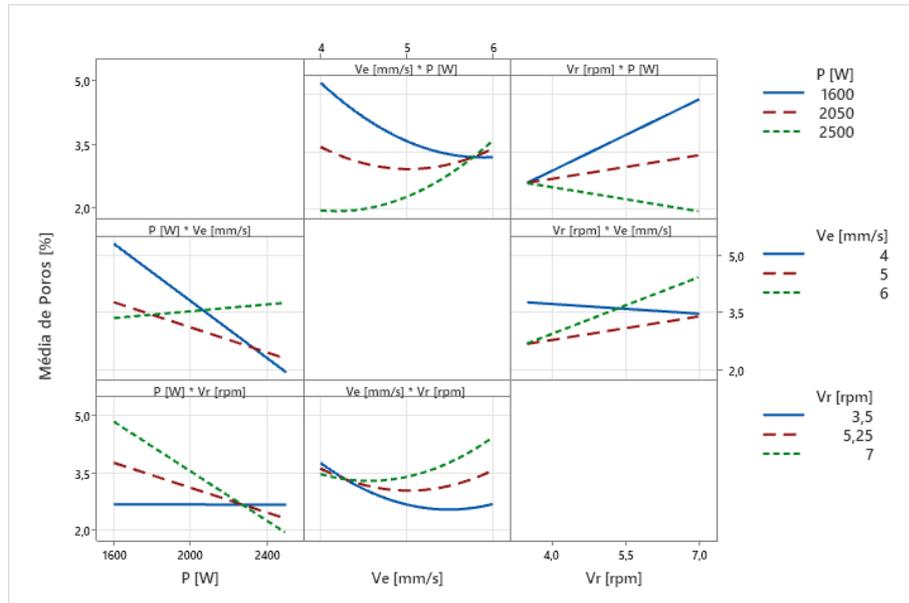
aumento da densidade de energia. Essa relação justifica a ação de redução no percentual de poros observados nos experimentos quinze (15) e um (1), com percentuais de porosidade de 1,68% e 2,24%, respectivamente (Tabela 19).

Em estudo conduzido por Ng *et al.* (2009) para compreensão da formação de porosidade em LMD, verificou-se que a aplicação de pós com baixa porosidade auxilia na minimização da porosidade, sendo os pós fabricados a partir da técnica de *Plasma Rotation Electrode Preparation* (PREP). Porém, níveis abaixo de porosidade de 0,3% também são associados aos pós produzidos por atomização à gás (Apolinário *et al.*, 2022; Riabov; Bengtsson, 2018). Além disso, o estudo conduzido por Ng *et al.* (2009) indicou que a porosidade tende a aumentar com o incremento da taxa de alimentação do pó, uma vez que aumenta a incidência de gás de arraste do pó. Portanto, a redução da taxa de alimentação, influenciando na redução do volume de gás de arraste na poça de fusão apresenta-se como um fator de contribuição para redução da porosidade.

As condições de aplicação do processo a laser contribuíram significativamente para alteração do efeito convectivo, conhecido como fluxo de Marangoni, importante por não apenas influenciar na geometria da poça de fusão, mas também para controlar a formação de defeitos como falta de fusão e porosidade. Isso porque tal fenômeno amplia a chance de que o gás arrastado com as partículas permanecerem presas no fluxo e serem arrastadas para regiões abaixo da superfície da poça de fusão (Apolinário *et al.*, 2022; Mazumder, 1991; Ng *et al.*, 2009).

No modelo construído para a resposta de porosidade, a Figura 36 resume as interações de segunda ordem entre todos os fatores. Para a interação entre $P \cdot V_e$, menores velocidade de escaneamento e o aumento da potência, impactam na redução da porosidade, uma vez que o aumento de densidade de energia promove tempo suficiente para desprendimento das bolhas de gás (Selcuk, 2011). Para a interação $V_e \cdot V_r$, maiores taxa de alimentação do pó (V_r) e velocidade de escaneamento, produz aumento da porosidade, uma vez que tal combinação de fatores não permite a devida fusão do material aditivo, promovendo maior arraste de gás e menor tempo de solidificação (Ng *et al.*, 2009; Selcuk, 2011). Finalmente para interação $P \cdot V_r$, maiores valores de V_r e potência favorece a redução na incidência de porosidade.

Figura 36 – Gráfico de interações para porosidade do conjunto

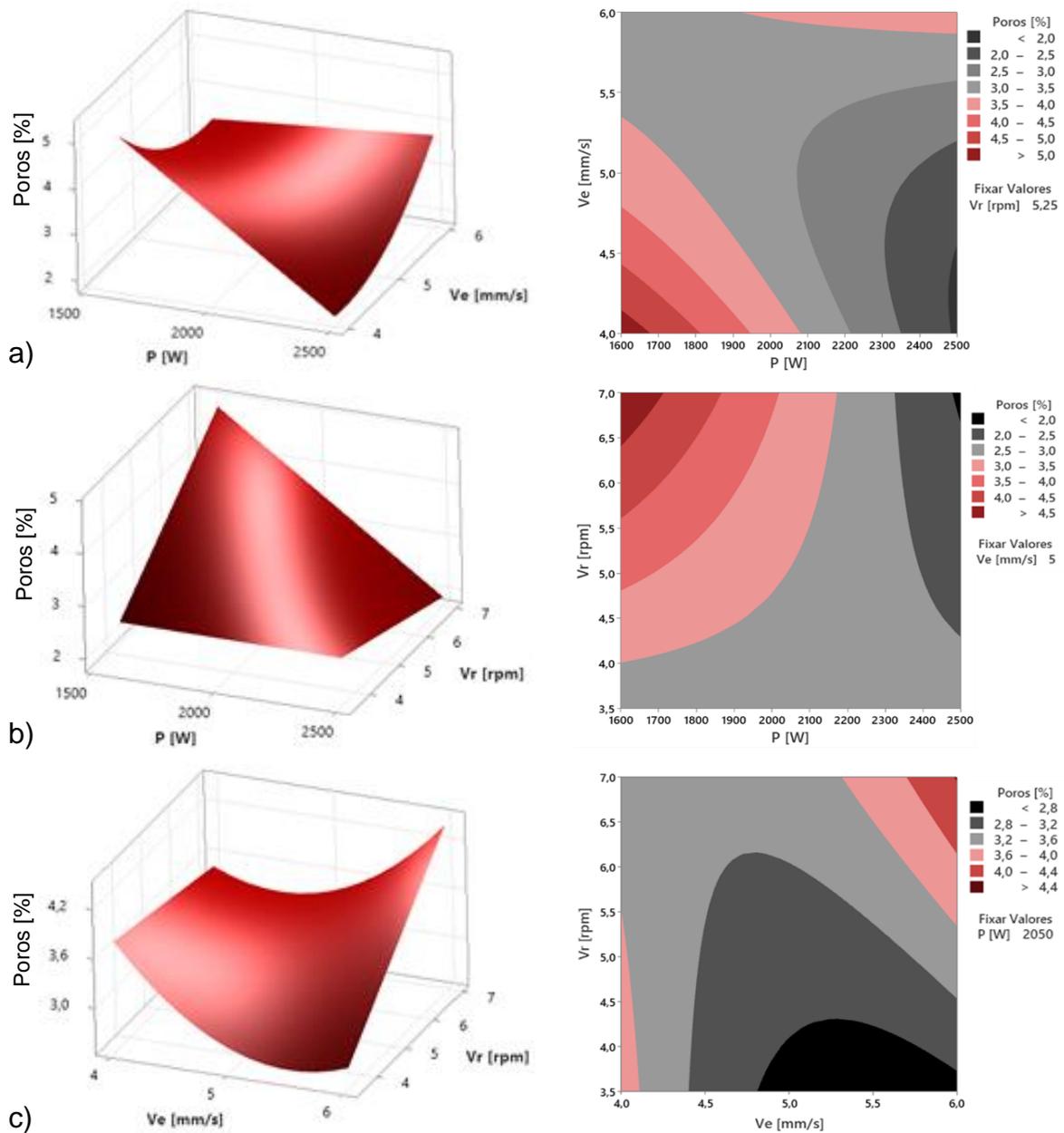


Fonte: A autora (2024).

A Figura 37 apresenta as superfícies de resposta e os respectivos gráficos de contorno para análise das interações entre os fatores definidos como relevantes para a porosidade. Os gráficos de contorno representam a projeção das superfícies de resposta relativa aos valores associados aos pontos centrais, sendo $V_r = 5,25$ rpm, $V_e = 5$ mm/s e $P = 2050$ W.

Na Figura 37 é possível observar todas as interações entre os fatores estabelecidos apresentaram curvatura, em conformidade com significância estatística para as interações de segunda ordem entre esses fatores para a porosidade.

Figura 37 – Superfícies de resposta e respectivos gráficos de contorno para porosidade do conjunto:
 a) V_e (mm/s) x P (W); b) V_r (rpm) x P (W); c) V_r (rpm) x V_e (mm/s)



Fonte: A autora (2024).

Na otimização dos fatores para a porosidade, busca-se regiões próximas aos valores mínimos. Na interação V_e x P (Figura 37a), para alcançar valores mínimos de porosidade é preciso adotar valores mínimos de V_e e máximos de P , para promover maior densidade de energia durante a deposição, enquanto para V_r x P (Figura 37b), são necessários valores máximos de P e de V_r . Já, para a interação V_r x V_e (Figura 37c), são requeridos valores mínimos de V_r e máximos de V_e , proporcionando o mínimo de vazão de gás ao sistema durante à máxima velocidade de escaneamento.

Estes efeitos dos parâmetros definidos sobre a resposta de porosidade, avaliados na Figura 34 a Figura 37, conforme metodologia RSM, baseiam-se no modelo definido em Eq. (8):

$$\begin{aligned}
 \text{Poros}[\%] = & 38,39 - 0,00720P[W] - 11,39Ve \left[\frac{mm}{s} \right] + 0,656Vr[rpm] \\
 & + 0,554Ve \left[\frac{mm}{s} \right] * Ve \left[\frac{mm}{s} \right] + 0,002089P[W] * Ve \left[\frac{mm}{s} \right] \\
 & - 0,000930P[W] * Vr[rpm] + 0,2914Ve \left[\frac{mm}{s} \right] * Vr[rpm]
 \end{aligned} \quad \text{Eq. (8)}$$

A Tabela 20 apresenta o resumo da análise de variância (ANOVA) deste modelo estabelecido para porosidade do conjunto depositado.

Tabela 20 – Análise de variância (ANOVA) para modelo de porosidade

Fonte de variação	Grau de Liberdade GL	Soma dos Quadrados SQ (Aj.)	Quadrado da média QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Modelo	7	13,2865	1,89807	21,74	0,000
Linear	3	5,4185	1,80616	20,68	0,001
P [W]	1	4,3660	4,36601	50,00	0,000
Ve [mm/s]	1	0,0085	0,00845	0,10	0,765
Vr [rpm]	1	1,0440	1,04401	11,96	0,011
Quadrado	1	1,1470	1,14700	13,13	0,008
Ve [mm/s]*Ve [mm/s]	1	1,1470	1,14700	13,13	0,008
Interação com 2 Fatores	3	6,7210	2,24034	25,66	0,000
P [W]*Ve [mm/s]	1	3,5344	3,53440	40,47	0,000
P [W]*Vr [rpm]	1	2,1462	2,14622	24,58	0,002
Ve [mm/s]*Vr [rpm]	1	1,0404	1,04040	11,91	0,011
Erro	7	0,6113	0,08732		
Falta de ajuste	5	0,3963	0,07925	0,74	0,662
Erro puro	2	0,2150	0,10750	*	*
Total	14	13,8978			

Fonte: A autora (2024).

Na Tabela 20 os valores-P para P, Vr, e às interações Ve*Ve, P*Ve, P*Vr e Ve*Vr indicam a associação entre a resposta de microdureza e tais termos.

No gráfico de Pareto de porosidade (Figura 34) a maior significância estatística para da potência se confirma, uma vez que apresenta maior valor-F = 50,00, enquanto o termo com menor significância, Ve, apresentou valor-P acima do nível α e menor valor-F = 0,10.

A Tabela 21 apresenta um sumário do modelo determinado pela associação dos fatores com a resposta de porosidade.

Tabela 21 – Sumário do modelo para porosidade do conjunto

S	R²	R²(ajustado)	R²(predito)
0,30	95,60%	91,20%	79,11%

Fonte: A autora (2024).

Para a porosidade, o desvio S apresentou um valor de 0,30, demonstrando a proximidade entre as observações da resposta e os valores ajustados. O modelo reduzido proposto para microdureza, conforme Eq. (8), apresentou coeficientes de correlação R^2 de 95,60% e R^2 (ajustado) de 91,20%, indicando um bom ajuste dos dados por parte do modelo proposto, observando uma pequena diferença entre os valores. O valor de R^2 (predito) para o modelo definido para a porosidade foi de 79,11%, indicando uma eficiência adequada para predizer os valores de porosidade em novas observações dentro do espaço experimental estabelecido.

4.3.5 Seleção de parâmetros otimizados

Para seleção dos parâmetros otimizado, buscou-se primeiramente realizar a validação dos modelos propostos. Para isso, foram produzidos novos conjuntos conforme a combinação dos parâmetros estabelecidos na Tabela 8 (Capítulo 3). A Tabela 22 apresenta os valores de massa total do conjunto depositado e da densidade de energia calculada conforme Eq. (4).

Tabela 22 – Resumo dos experimentos realizados para validação dos modelos e otimização dos parâmetros

Solução	P [W]	Ve [mm/s]	Vr [rpm]	Massa depositada [g]	Densidade de Energia [J/mm²]
1	1600	5,4	6,7	37,4	98,8
2	1725	5,3	7	44,3	108,5
3	2500	6	7	45,3	138,9
4	2275	5,5	6,1	46,3	137,9

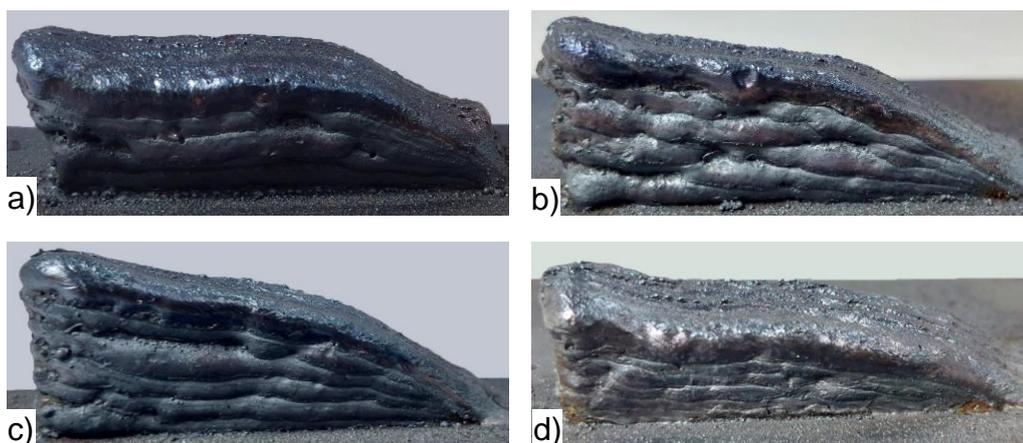
Fonte: A autora (2024).

Como já mencionado, é possível verificar que os maiores valores de densidade de energia estão associados ao aumento de potência. E como era esperado, o aumento

nos valores de massa depositada é associado às condições de maior taxa de alimentação de pó aditivo e menor velocidade de escaneamento.

A Figura 38 apresenta os registros destes experimentos, nos quais é possível observar o aspecto visual das amostras, obtidas conforme condições definidas na Tabela 22.

Figura 38 – Registro dos experimentos realizados utilizando as soluções (a) solução 1, (b) solução 2, (c) solução 3 e (d) solução 4



Fonte: A autora (2024).

Observa-se uma maior altura de conjunto para as soluções dois (2) e três (3), que adotaram maiores valores de V_r , ou seja, houve uma maior vazão de pó aditivo o que viabilizou uma formação de camadas mais espessas, como esperado pelo modelo estabelecido para a altura H .

A Tabela 23 apresenta os valores médios medidos para as diferentes respostas, bem como os respectivos intervalos de predição estabelecidos pelos modelos propostos neste estudo.

Tabela 23 – Valores medidos de altura H, rugosidade Sa, Microdureza HV e % de Poros com respectivos intervalos de predição

P [W]	Ve [mm/s]	Vr [rpm]	H[mm] Medido	IP_95%_H Inferior	IP_95%_H Superior	Sa [µm] Medido	IP_95%_Sa Inferior	IP_95%_Sa Superior
1600	5,4	6,7	12,93	11,43	15,43	31,14	6,83	26,97
1725	5,3	7,0	13,35	12,33	16,24	20,19	10,56	30,51
2500	6,0	7,0	15,61	12,27	16,77	31,61	10,15	33,42
2275	5,5	6,1	11,14	11,19	14,93	24,26	20,88	39,78
P [W]	Ve [mm/s]	Vr [rpm]	HV Medido	IP_95%_HV Inferior	IP_95%_HV Superior	%Poros Medido	IP_95%_%P Inferior	IP_95%_%P Superior
1600	5,4	6,7	578	541	582	4,58	3,19	5,05
1725	5,3	7,0	541	536	576	4,61	3,12	4,93
2500	6,0	7,0	538	506	556	3,29	2,19	4,3
2275	5,5	6,1	504	502	541	3,14	2,03	3,67

Fonte: A autora (2024).

Com base na avaliação destes resultados, verificou-se que os valores medidos para cada resposta estão dentro dos respectivos intervalos de predição (IP), definidos pelos limites inferior e superior (Tabela 23). Dessa forma, foi possível concluir que os modelos estabelecidos para as diferentes respostas são eficientes para determinar intervalos de predição confiáveis para novas observações, validando dessa forma a metodologia empregada para determinação de parâmetros otimizados para manufatura aditiva pelo método de deposição de metal a laser (LMD).

As combinações de fatores estabelecidas como soluções 1, 2 e 3 (Tabela 24), utilizadas na validação do modelo, representam as condições indicadas como as de maior desejabilidade composta para atendimento das metas estabelecidas de: minimização da rugosidade e porosidade, valor alvo para microdureza, conforme estabelece ASTM A681-15 (2015) e maximização da altura. Os valores de desejabilidade são apresentados em ordem decrescente. É possível observar que esses valores relativamente baixos (54 a 57%) se devem às metas concorrentes de maximização da altura e minimização da rugosidade, ou maximização da microdureza e minimização da porosidade.

Tabela 24 – Respostas otimizadas aos modelos propostos e respectivas desejabilidade composta

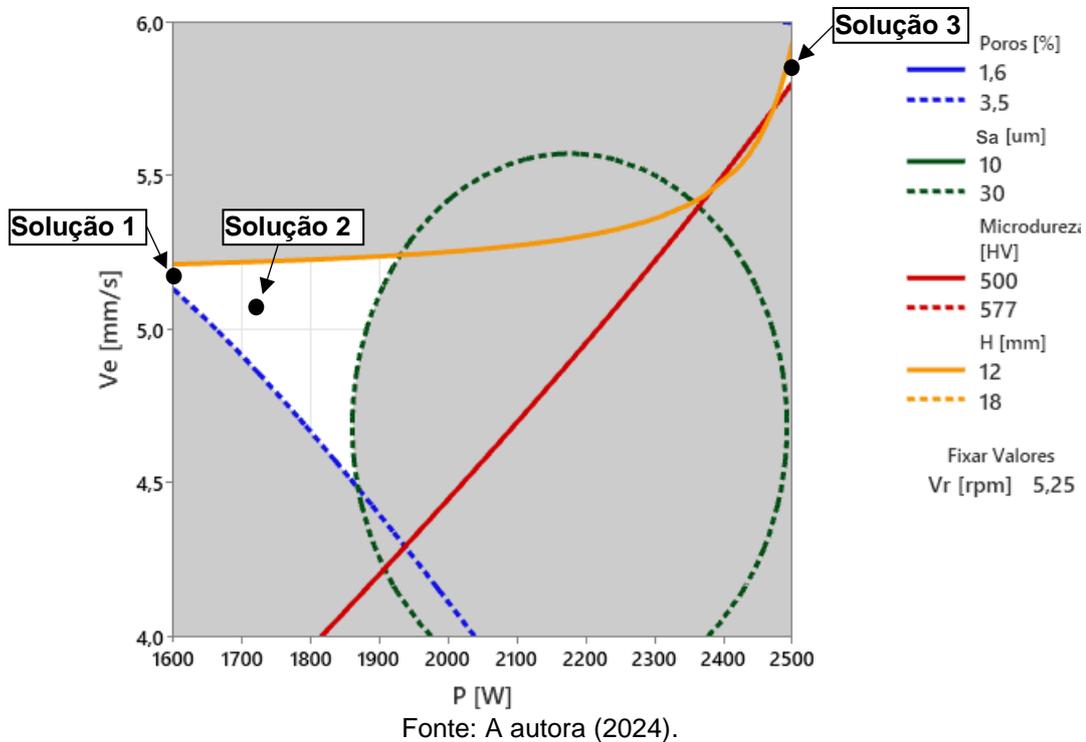
Solução	P [W]	Ve [mm/s]	Vr [rpm]	Desejabilidade composta [%]
1	1600	5,4	6,7	57
2	1725	5,3	7,0	56
3	2500	6,0	7,0	54

Fonte: A autora (2024).

Os resultados das superfícies de resposta demonstraram que diferentes combinações otimizadas podem ser obtidas para cada resposta analisada. Uma função permitida pela metodologia (RSM) adotada permite, em cenários de múltiplas respostas, que os gráficos de contorno sejam sobrepostos, criando um gráfico que apresente uma área aceitável de combinação de valores otimizados para os diferentes fatores, sendo essa região delimitada pelas metas definidas para todas as respostas analisadas.

A sobreposição dos gráficos de contorno relativo aos modelos propostos nesta pesquisa, são apresentados na Figura 39. As linhas que delimitam a área de otimização (região na cor branca) representam os limites estabelecidos para cada resposta, conforme as condições de contorno: maximização da altura (limite inferior de 75% do maior valor de H medido de 17,34 mm), um alvo de 577 (HV) para a microdureza (limite mínimo de 85% do valor alvo). Devido ao coeficiente de predição (R^2 predito) do modelo definido para porosidade ser de 74% para essa meta foi estabelecido um limite máximo de 67% do maior valor medido, 5,2%. Para a rugosidade esse intervalo foi ainda maior devido à baixa eficiência na predição do modelo. A projeção é relativa ao plano que contém $V_r = 5,25$ rpm. É possível observar que as soluções 1, 2 e 3 se encontram nas regiões definidas como aceitáveis, indicadas na Figura 39.

Figura 39 – Gráfico de sobreposição das curvas de contorno das repostas de porosidade, rugosidade S_a , microdureza (HV) e altura H , P (W) x V_e (mm/s)



Conforme critérios de otimização pré-estabelecidos foram escolhidas as soluções um (1) e três (3), descritas na Tabela 24, como condições otimizadas de aplicação do processo LMD para produção de ferramenta a partir do aço AISI H13, uma vez que apresentaram, respectivamente, adequados valores de microdureza, maximização da altura do conjunto e minimização da densidade de poros nas deposições.

4.4 AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS MÚLTIPLAS DEPOSIÇÕES

Componentes produzidos pela manufatura aditiva (MA) apresentam uma microestrutura heterogênea, o que resulta em propriedades mecânicas anisotrópicas, além de eventuais incidências de descontinuidades que podem atuar como locais de concentração de tensão que iniciam trincas e levam à falha das peças impressas (Brandl *et al.*, 2012; Džugan *et al.*, 2020).

Nas aplicações de processos LBAM, como o de deposição de metal a laser (LMD), a solidificação das microestruturas depende fortemente das dimensões da poça de fusão, que por sua vez são influenciadas pela estratégia de processamento, como a energia fornecida pelo laser, a velocidade de deslocamento do feixe, a trajetória de

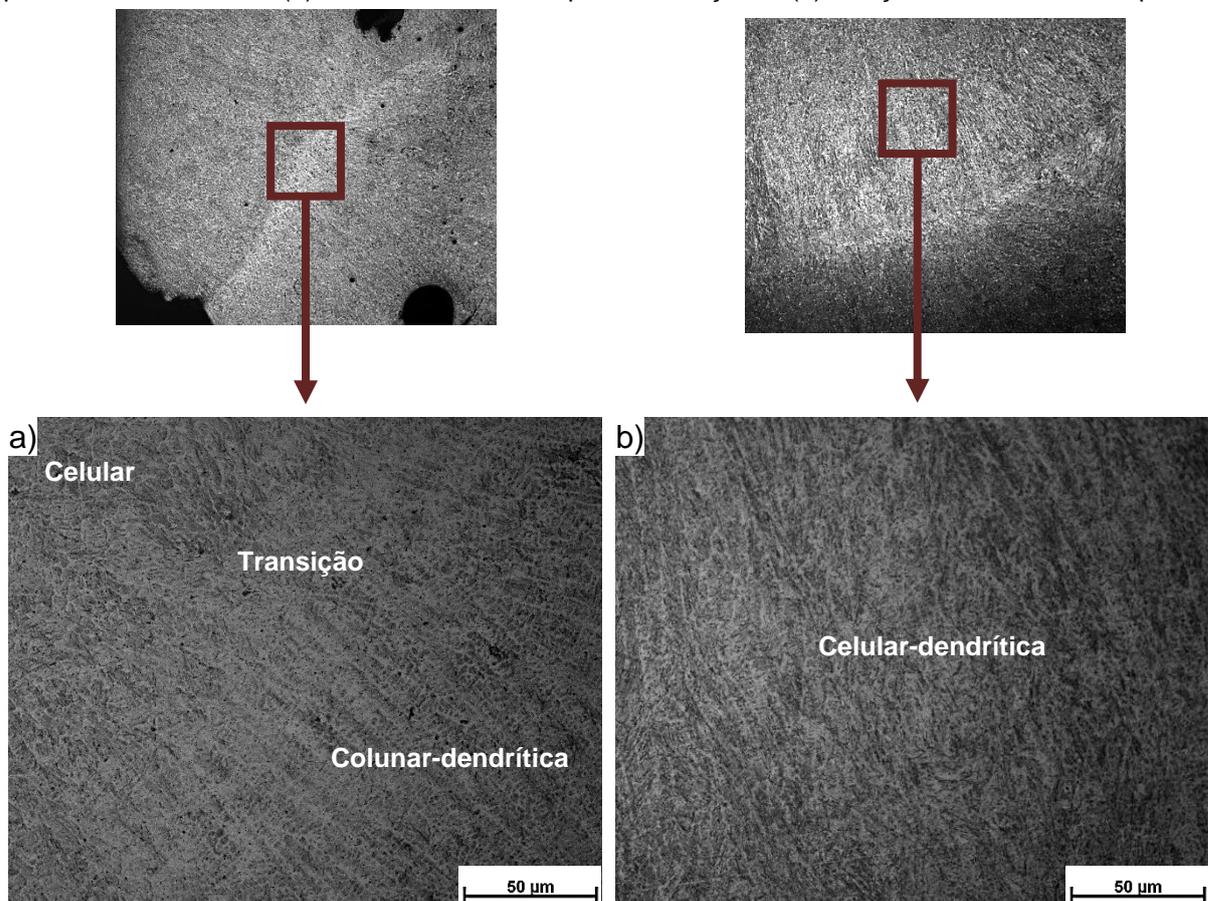
escaneamento, entre outros (Holzweissig *et al.*, 2015; Murr *et al.*, 2012; Niendorf *et al.*, 2013; Thijs *et al.*, 2013).

As características microestruturais (por exemplo, tipo de fases, morfologia e tamanho de grão) são fortemente sensíveis à sua história térmica durante a fabricação, que pode incluir elevadas taxas de aquecimento/resfriamento, gradientes significativos de temperatura e aumento de temperatura no volume (Lewandowski; Seifi, 2016). Com isso, prever as características microestruturais das peças aditivamente manufaturadas, e o grau de dependência delas em relação aos parâmetros do processo, ainda é um grande desafio (Shamsaei *et al.*, 2015).

4.4.1 Microestrutura das pré-formas como depositadas

As Figuras 40 e 41 apresentam as micrografias obtidas nas condições otimizadas como depositada, considerando ambas as soluções selecionadas: um (1) e três (3), produzidos conforme parâmetros descritos na Tabela 24.

Figura 40 – Micrografias da seção transversal das amostras como depositadas produzidas com parâmetros otimizados (a) na interface entre depósitos solução 1, (b) solução 3 no centro do depósito



Fonte: A autora (2024).

Na Figura 40 é possível observar a microestrutura de solidificação do tipo celular, celular-dendrítica e colunar-dendrítica, também indicada por autores que trabalharam com diferentes parâmetros aplicando processos LBAM (Akhtar *et al.*, 2003; Deirmina *et al.*, 2019; Fonseca *et al.*, 2020; Zhao *et al.*, 2020). O sentido de solidificação se apresenta preferencialmente orientados ao longo da direção de construção das camadas, que corresponde ao maior fluxo de calor.

O conceito do super resfriamento constitucional estabelece que a microestrutura de solidificação numa liga depende do gradiente de temperatura (G) e a taxa de solidificação (R), reunidos num indicador definido como parâmetro de solidificação (G/R) (Kou, 2003). Em condições que promovem G/R maiores, a estrutura de solidificação pode ser plana (estrutura granular) ou celular. Isso é possível em processos de elevada densidade de energia, ocorrendo em locais que formam poça de fusão de menor velocidade de solidificação, que correspondem aos pontos perto do limite de fusão. Por outro lado, para condições que derivem na formação de baixos valores de G/R , se obtém microestruturas de solidificação colunar-dendrítica ou equiaxial. Essas condições são resultantes em processos de média a baixa densidade de energia, no centro e topo dos depósitos, onde R é maior (Kou, 2003). Além disso, é necessário considerar a quantidade de soluto da liga, pois metais com baixo teor de soluto tendem a formar estruturas com relação G/R maior, enquanto ligas com maior concentração de soluto são mais propensas a formar estruturas de baixo G/R (Ramirez *et al.*, 2020).

Portanto, a estrutura observada na Figura 40a corresponde a transição entre deposições, sendo que na parte superior se observa a região próxima ao limite de fusão, onde se promove a formação de estrutura celular (alto G/R). A estrutura dendrítica colunar corresponde a zona central e superior do depósito produzido anteriormente, sendo que para essa posição é esperada a obtenção de um G/R mais baixo.

Para processos a laser, a microestrutura gerada se ajusta principalmente com alto G/R , devido ao elevado gradiente de temperatura (G) relacionado, produzindo uma poça de fusão de menor dimensão. No entanto, a concentração de soluto é suficiente para formar na região inferior da imagem a morfologia colunar-dendrítica.

Na Figura 40b, a estrutura corresponde à transição entre a região de crescimento celular (no topo da imagem) e a zona de crescimento colunar-dendrítica (região inferior). Portanto, no centro dos depósitos o G/R é intermediário e promove a

formação da estrutura de transição entre G/R alto (células) e G/R baixo (dendritas colunares), apresentando a subestrutura do tipo celular-dendrítica.

Apolinário *et al.* (2019) e Figueredo (2019) em seus respectivos estudos na produção de revestimento de aços inoxidáveis austeníticos por laser *cladding* aplicando parâmetros de potência e velocidades de escaneamento similares aos utilizados nesse trabalho, também observaram estruturas celulares e celular-dendrítica. No estudo de Apolinário (2021), aplicando essa mesma técnica de fabricação e material de matriz de revestimento, porém com a reforço de NbC parcialmente dissolvido, foi observado a formação de estrutura colunar-dendrítica, contrariando os pressupostos de formação de uma subestrutura celular.

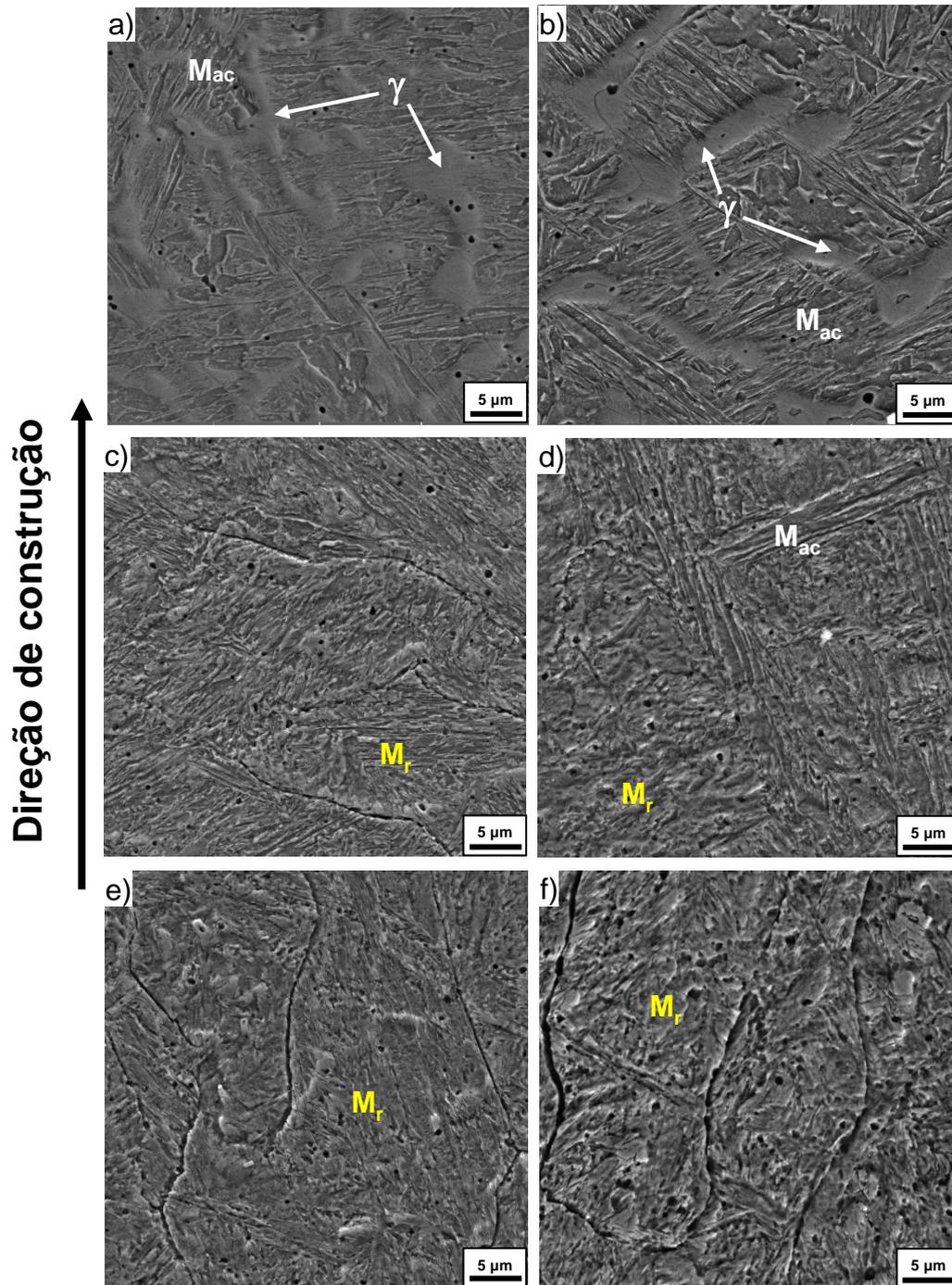
A zona de transição (ZT) descrita na Figura 40a corresponde ao limite de fusão entre depósitos sucessivos, apresentada em maior magnificação na Figura 41. A ZT estaria formada por duas regiões: (i) a ZT-1 com martensita sem revenir, adjacente à linha de fusão e (ii) a ZT-2 formada por martensita revenida. Para processos de elevada densidade de energia, como laser, o aporte térmico é menor para maiores velocidades de escaneamento, quando comparado aos processos que utilizam o arco elétrico, o que levaria a uma ZT-1 menos definida, com grãos de tamanho menor (Huang; Wei; Zeng, 2022).

A partir da avaliação das imagens na Figura 41 é possível observar regiões contendo principalmente martensita não revenida (ou martensita acicular – M_{ac}), que consistem em ripas separadas por limites de grão de baixo ou alto ângulo, e que contêm altas densidades de discordâncias na sua estrutura. Tais arranjos frequentemente ocorrem em pares de orientações que mutuamente acomodam as deformações cisalhantes locais envolvidas na transformação (Hutchinson *et al.*, 2011; Morris, 2008). Essa estrutura é formada na ZT-1, onde a formação de grãos de austenita poligonal no aquecimento, resulta na formação de martensita não revenida durante o resfriamento, devido a elevada temperabilidade do aço H13. Foi verificada a formação de M_{ac} na zona com estrutura celular e celular dendrítica, onde a temperatura do depósito seguinte não consegue revenir a martensita.

Em outras regiões (ZT-2) se observa a predominância de martensita revenida (M_r), formada a partir do tratamento térmico imposto pela deposição das múltiplas camadas subsequentes. Tais morfologias também foram observadas no estudo realizado por Zhao *et al.* (2020).

A morfologia da estrutura de solidificação, o tamanho de grão e a distribuição da martensita acicular (M_{ac}) variaram nas amostras devido às diferenças de densidade de energia associada às variações da potência do laser (ver Tabela 22). Em ambas as amostras, as camadas inferiores experimentaram taxas de resfriamento mais altas, uma vez que parte do calor aportado foi transferido para o substrato. Já para as camadas intermediárias, as taxas de resfriamento são mais baixas, já que nessas regiões a transferência de calor ocorre através das camadas já depositadas reduzindo o gradiente de temperatura (Dahat *et al.*, 2020), o que favorece a formação de estruturas mais grosseiras (Arrizubieta *et al.*, 2020; Zhao *et al.*, 2020).

Figura 41 – Micrografias da seção transversal das amostras produzidas com parâmetros otimizados: solução 1 (a) topo, (c) centro, (e) inferior; solução 3 (b) topo, (d) centro, (f) inferior



Fonte: A autora (2024).

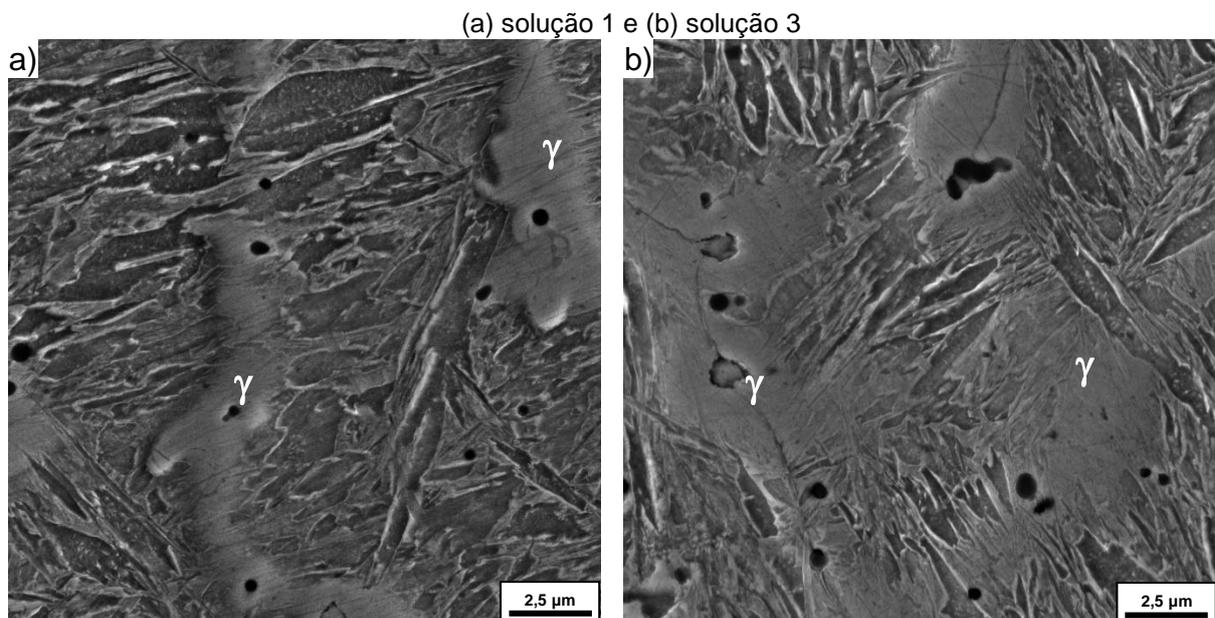
Pela característica de construção de MA por camadas sucessivas, a estrutura das camadas recém-depositadas recristaliza em diferentes extensões e profundidades durante a interação com o feixe de laser, conforme os parâmetros adotados do processo. Após a recristalização, o tamanho e morfologia da microestrutura nas camadas inferiores e intermediárias diferem daquelas observadas nas camadas

superiores (Karmakar; Gopinath; Nath, 2019; Mazumder *et al.*, 1997). É possível observar estruturas mais grosseiras nas micrografias da solução 3, devido ao aumento da potência do laser, impondo mais calor ao sistema.

Conforme destacam Medvedeva *et al.* (2009) e Baek *et al.* (2017) durante a solidificação dessa liga de aço ferramenta AISI H13, a austenita primária cresce na estrutura dendrítica e depois se transforma em martensita devido ao resfriamento rápido. Segundo esses autores, para a microestrutura do aço H13 é esperada a formação de martensita em forma de lâmina com alta densidade de discordâncias, como observado por Holzweissig *et al.* (2015), carbeto MC rico em vanádio, carbeto M_6C rico em molibdênio, e carbetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$ ricos em cromo.

O uso de fontes de calor concentrado para a manufatura aditiva produz uma história térmica específica e, conseqüentemente, forma uma estrutura de solidificação celular/dendrítica como resultado de taxas de resfriamento na ordem de 10^6 K/s (Chadha *et al.*, 2022), que promove a estabilização de austenita retida nas paredes das células (Fonseca *et al.*, 2020; Holzweissig *et al.*, 2015). Isso pode ser observado nas camadas superiores (regiões com martensita sem revenir), as quais não sofreram o tratamento térmico da sobreposição, aumentando a taxa de resfriamento pela transferência por condução e radiação, dificultando a cinética de transformação completa da austenita. A morfologia da austenita retida (γ), presente em ambas as amostras, está apresentada na Figura 42.

Figura 42 – Detalhe de estrutura da austenita retida na matriz martensítica das camadas superiores



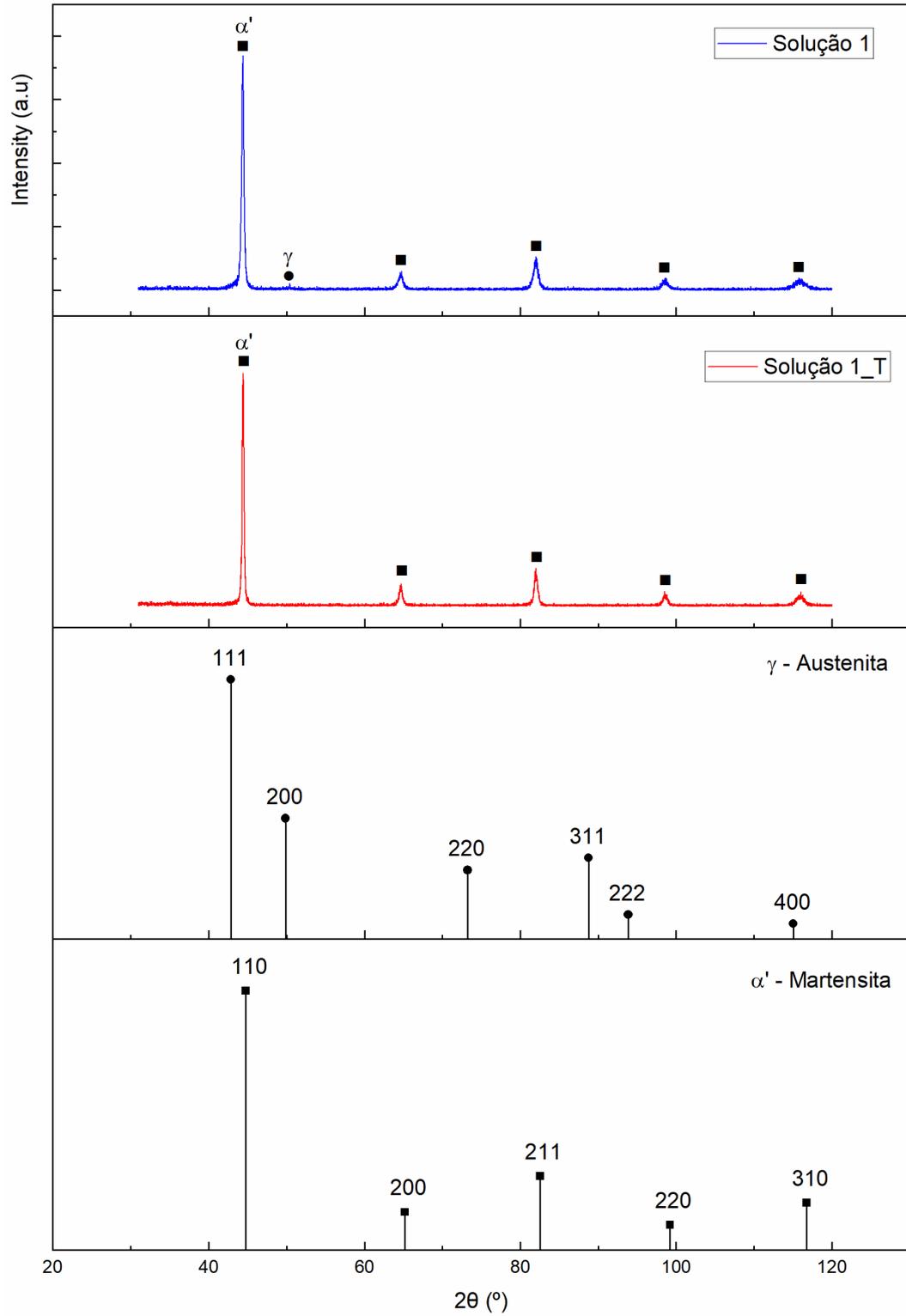
Fonte: A autora (2024).

Krell *et al.* (2018) e Holzweissig *et al.* (2015) sugerem que o processo de solidificação dessa liga na aplicação de processos como LMD pode ser entendido como um processo semelhante ao processo de têmpera e partição (T + P), no qual uma microestrutura martensítica se forma inicialmente devido às altas taxas de resfriamento e após a fusão da próxima camada, a microestrutura é austenitizada e temperada novamente, o que promove a difusão de carbono e parte da austenita é estabilizada e permanece na matriz.

As Figuras 43 e 44 apresentam os difratogramas das amostras designadas como solução 1 e 3, que revelaram a presença de fases de martensita (α') e austenita (γ) em ambas as amostras, na condição como depositada, ratificando o que foi observado nas micrografias.

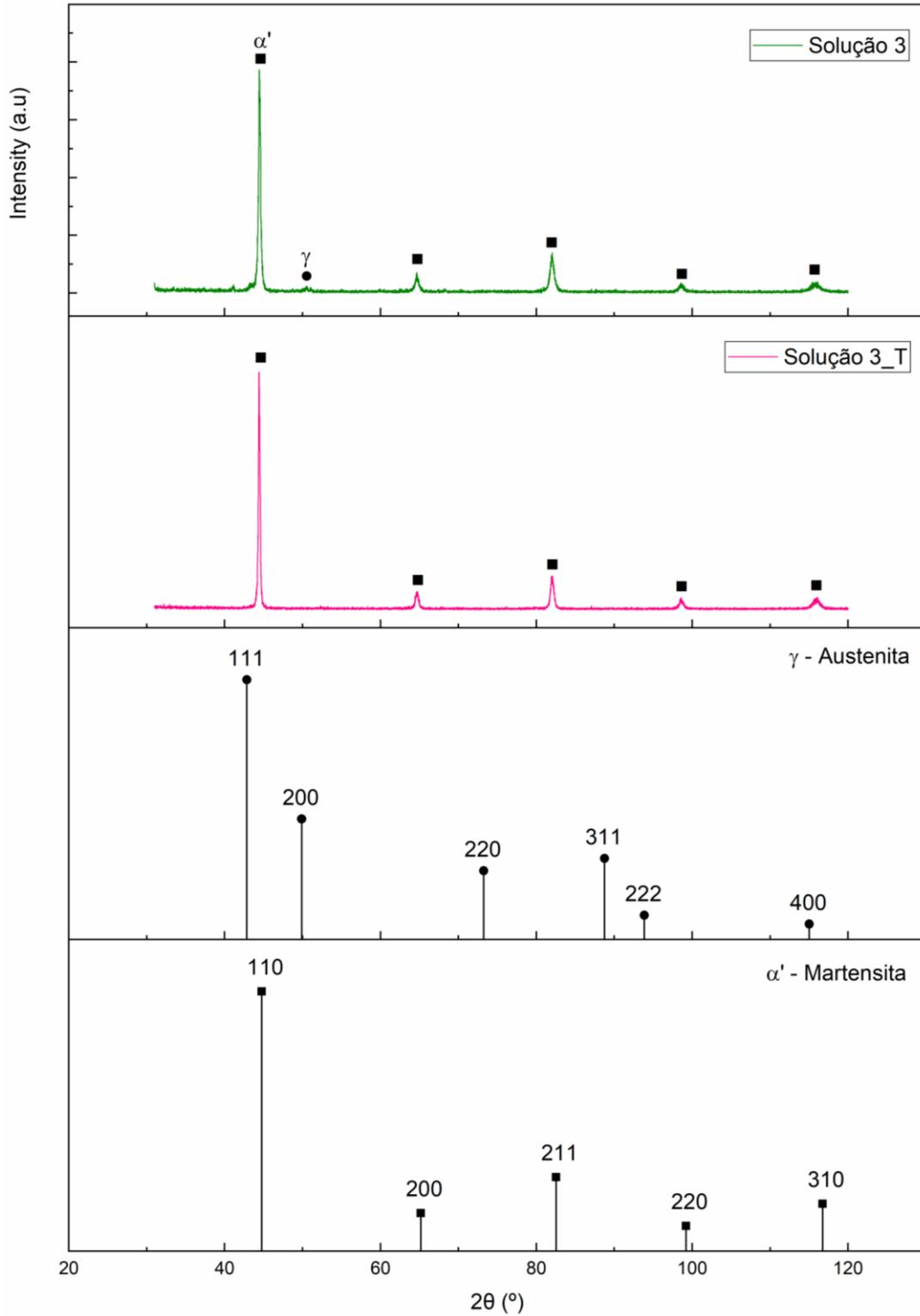
Vale ressaltar que a microestrutura para aplicações em ferramentas geralmente contém pouca ou nenhuma austenita retida para garantir a estabilidade dimensional das peças acabadas. Portanto, a estabilidade térmica dessa austenita retida não convencional em aços para ferramentas AISI H13 pode ser associada à forte segregação de Cr e Mo, nos espaçamentos intercelulares e interdendríticos, inicialmente adicionados ao aço para garantir estabilidade a altas temperaturas (Fonseca *et al.*, 2022; Roberts; Kennedy; Krauss, 1998; Totten, 2006).

Figura 43 – Difratoograma das amostras empregando os parâmetros da solução 1 como depositada e nas amostras tratadas termicamente (Solução 1_T)



Fonte: A autora (2024).

Figura 44 – Difratoograma das amostras empregando os parâmetros da solução 3 como depositada e nas amostras tratadas termicamente (Solução 3_T)



Fonte: A autora (2024).

4.4.2 Microestrutura das pré-formas tratadas termicamente

O tratamento térmico é, normalmente, realizado em aços ferramenta para alcançar um dos seguintes objetivos: obtenção de uma microestrutura desejada e propriedades adequadas para as diferentes aplicações, sejam elas de conformação mecânica ou para usinagem; promover o alívio de tensões residuais acumuladas no reticulado durante processamento; homogeneizar a microestrutura com carbonetos globulares; ou dissolver os carbonetos intergranulares que são prejudiciais às propriedades mecânicas desses materiais (Totten, 2006).

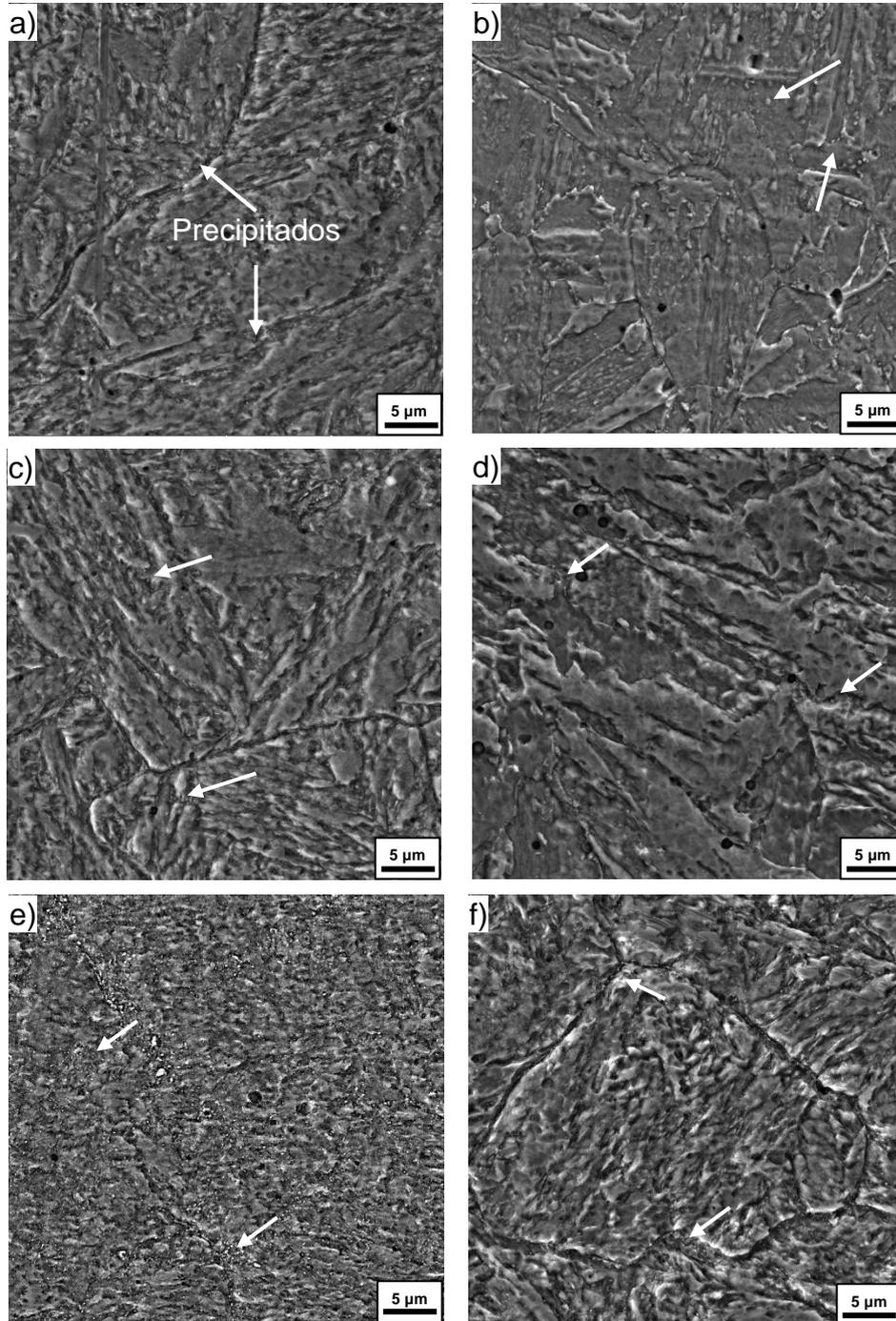
Esses materiais ao serem expostos ao tratamento de revenimento, a matriz transforma-se em martensita revenida e a estrutura de austenita retida reverte para martensita, com o carbono formando vários tipos de carbetos (Hutchinson *et al.*, 2011; Silveira; Fechte-Heinen; Epp, 2023). Além desse, vários efeitos de transformação e recuperação podem ocorrer durante o tratamento, tais quais: redistribuição dos átomos de carbono (<100 °C); formação de carbonetos de transição (100–200 °C); perda de tetragonalidade (100–200 °C); decomposição da austenita retida (170–300 °C); formação de cementita (250–350 °C); recuperação e formação de precipitados secundários, quando possível (Cheng *et al.*, 1988; Hunkel *et al.*, 2020; Speich; Leslie, 1972).

As amostras construídas pelos parâmetros relacionados às soluções um (1) e três (3) foram tratadas termicamente com um processo de duplo revenimento, conforme procedimento detalhado nos estudos de Fonseca *et al.* (2020) e (2022). Nas Figuras 43 e 44 é possível destacar a ausência dos picos relativos a austenita retida nos difratogramas designados como Solução 1_T e Solução 3_T, indicando a decomposição de γ .

A Figura 45 apresenta as micrografias de cada solução (1 e 3) nas diferentes regiões dos múltiplos depósitos, após aplicação do tratamento térmico.

Ao avaliar as imagens na Figura 45 é possível observar similaridades entre as microestruturas formadas, mesmo adotando parâmetros distintos entre as soluções. É apresentada uma matriz homogênea com finos precipitados dispersos, conforme destacado com as setas. Verifica-se uma maior concentração de precipitados nas camadas inferiores em ambas as amostras, uma vez que esta região sofreu o efeito de revenimento da sobreposição de camadas anteriormente ao processo de tratamento térmico, o que se constitui como um super-revenimento da estrutura.

Figura 45 – Micrografias da seção transversal das amostras produzidas com parâmetros otimizados após tratamento térmico: solução 1 (a) topo, (c) centro, (e) inferior; solução 3 (b) topo, (d) centro, (f) inferior

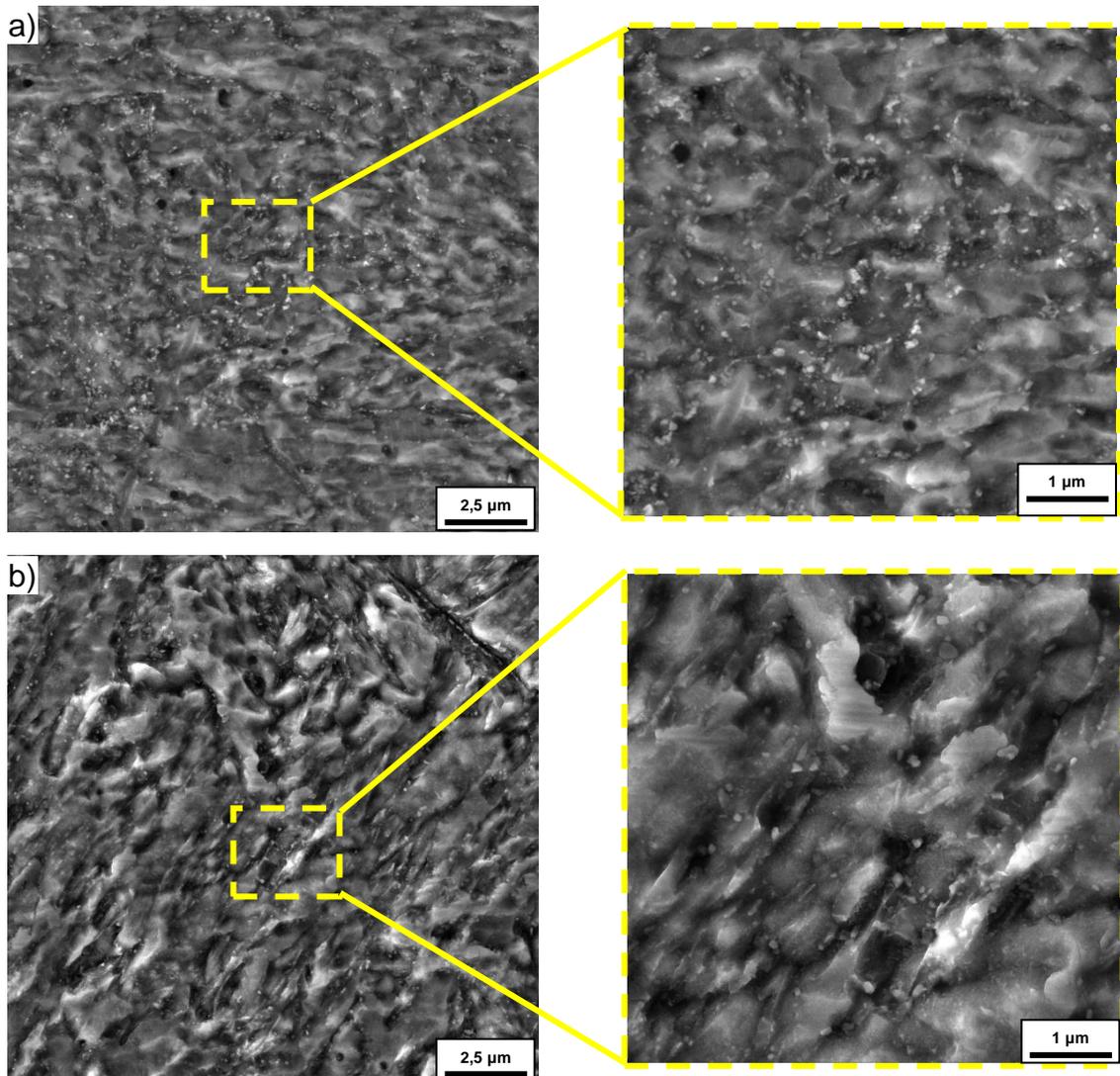


Fonte: A autora (2024).

Na Figura 46 foi observada a ausência da morfologia de martensita com estrutura de ripas, além de ser possível verificar a concentração de precipitados que se tornaram evidentes após o duplo revenimento das múltiplas camadas. Conforme observado no estudo conduzido por Fonseca *et al.* (2022), a presença de carbonetos

ao longo dos limites colunares- dendrítico, indica o processo de super-revenimento da martensita, que é o principal microconstituente da amostra tratada.

Figura 46 – Detalhe da concentração de finos precipitados nas camadas inferiores (ZT-2) na (a) solução 1 e (b) solução 3



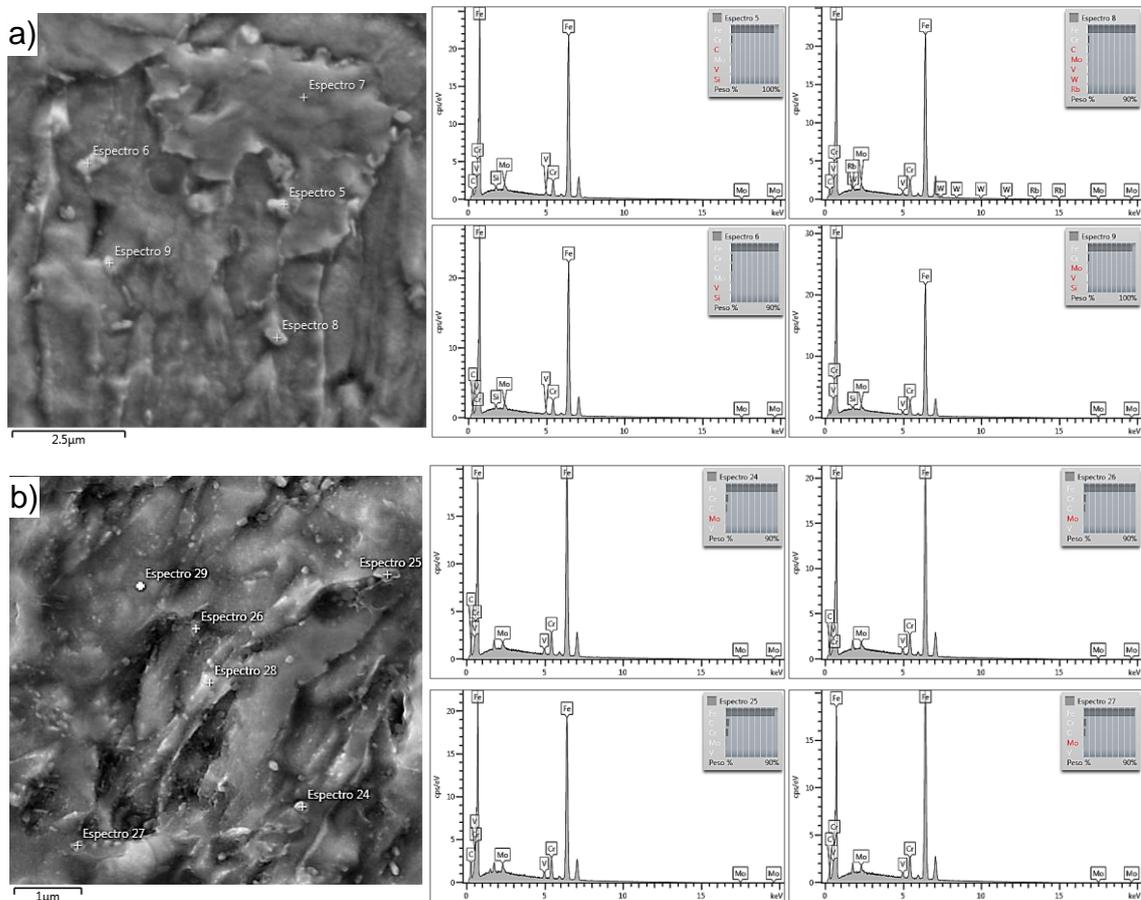
Fonte: A autora (2024).

Conforme explicam Roberts, Kraus e Kennedy (1998) e Fonseca *et al.* (2020), quando expostos a temperaturas mais altas durante o tratamento térmico, pode ser ativada uma cinética de precipitação de carbonetos mais rápida nessas ligas, o que acarreta na formação de partículas finas e dispersas, que, por sua vez, pode promover um endurecimento secundário. Nesse processo, conforme a precipitação de carbonetos consome carbono sequestrado pela martensita, essa estrutura perde a tetragonalidade, porém mantém sua morfologia uniforme, sendo identificada como martensita revenida (M_r). Ainda segundo esses autores, ao adotar temperaturas acima

de 600 °C, como aplicado nesse estudo (temperatura de segundo patamar de 650 °C), ocorre uma etapa chamada de superevenimento. Os carbonetos se dissolvem na matriz e a morfologia da martensita torna-se mais grosseira, enquanto ocorre a redução da densidade de discordâncias no interior das ripas, associada aos processos de recuperação pelo aumento de mobilidade desses defeitos. Paralelamente à esse processo de transformação da martensita, a austenita antes retida na matriz também sofre decomposição, o que consome carbono e aumenta localmente a temperatura de início de formação da martensita (M_i) (Deirmina *et al.*, 2019; Fonseca *et al.*, 2022; Lerchbacher; Zinner; Leitner, 2013; Prudente *et al.*, 2017).

A análise qualitativa por meio de Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (EDS) apresentada na Figura 47 revela regiões ricas em Cr, indicando a possível formação de carbetos Cr_7C_3 e/ou $Cr_{23}C_6$, conforme o que se espera para essa composição de material (Baek *et al.*, 2017).

Figura 47 – Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (EDS) nos precipitados dispersos na matriz martensítica nas amostras (a) solução 1 e (b) solução 3



Fonte: A autora (2024).

Os autores Hu *et al.* (2006), Mesquita *et al.* (2011) e Pérez e Belzunce (2015) explicam que para os aços ferramentas com teor significativo de cromo, a cinética de transformação favorece que os carbeto M_3C se transformam em M_7C_3 , enquanto nas ligas que contém molibdênio, os carbeto M_3C se transformam em M_2C . Como o aço AISI H13 possui tanto cromo quanto molibdênio em sua composição, espera-se que os carbeto M_3C se transformem nos precipitados secundários M_7C_3 e M_2C , os quais ainda podem se transformar em seus respectivos carbeto mais estáveis, $M_{23}C_6$ e M_6C , quando o revenimento é prolongado ou repetido.

4.5 AVALIAÇÃO DE MICRODUREZA NAS MÚLTIPLAS DEPOSIÇÕES

As Figuras 48 e 49 apresentam o comportamento de microdureza nas amostras produzidas por manufatura aditiva a laser (LMD) a partir da aplicação dos parâmetros definidos como para soluções 1 e 3, nas condições como depositada e termicamente tratada (TTAT), medido em diferentes regiões da seção transversal ao eixo de deposição.

Figura 48 – Resultado de microdureza Vickers nas diferentes regiões das múltiplas deposições produzidas como solução 1

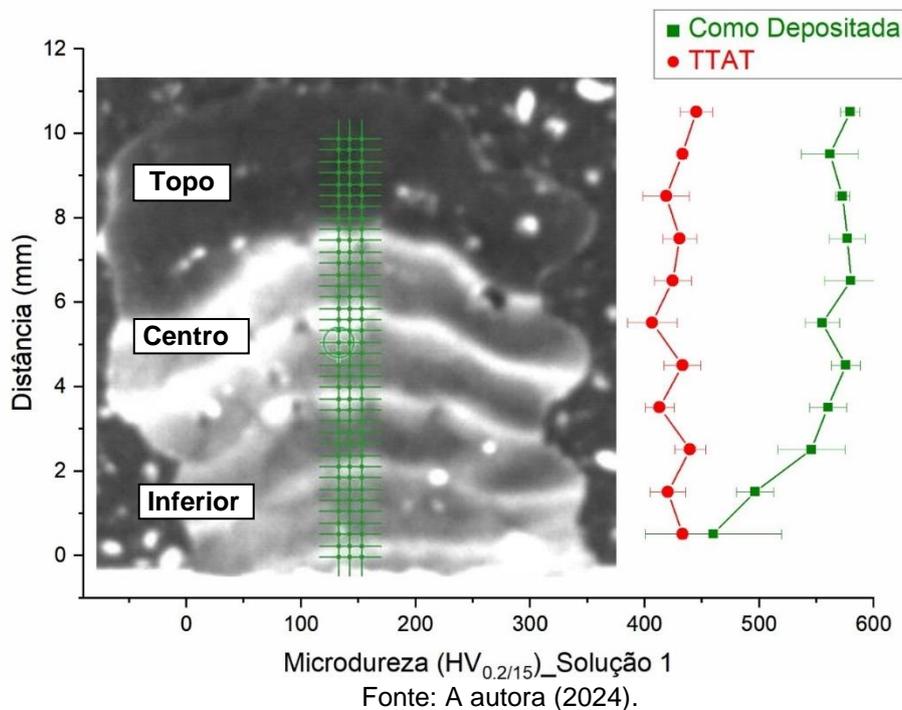
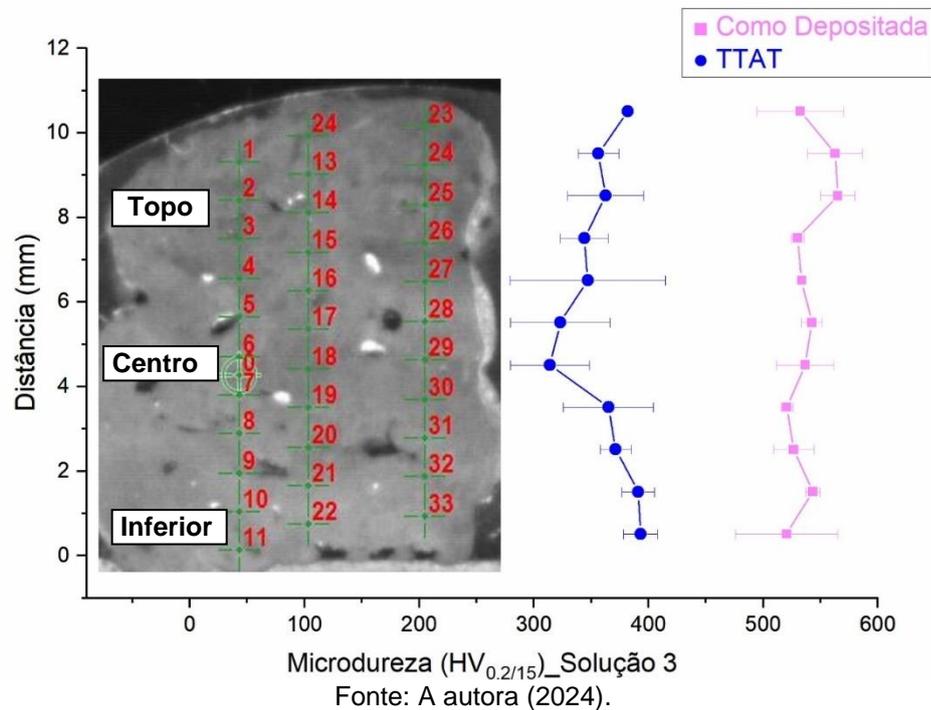


Figura 49 – Resultado de microdureza Vickers nas diferentes regiões das múltiplas deposições produzidas como solução 3



A partir da avaliação desses resultados (Figuras 48 e 49) é possível observar que as amostras tratadas termicamente apresentaram menores valores de dureza em ambas as soluções. Resultado esperado atribuído a microestrutura de martensita revenida formada após o tratamento térmico e observada na estrutura das diferentes camadas nessas amostras tratadas (Deirmina *et al.*, 2019). É possível observar uma variação nos valores medidos ao longo da direção de construção associado às mudanças de morfologias dessa fase nas diferentes regiões, para todas as condições avaliadas (Zhao *et al.*, 2020). A diferença na taxa de resfriamento, junto com o aporte de calor das camadas sucessivas, promove a formação de uma estrutura heterogênea, que se reflete na microdureza.

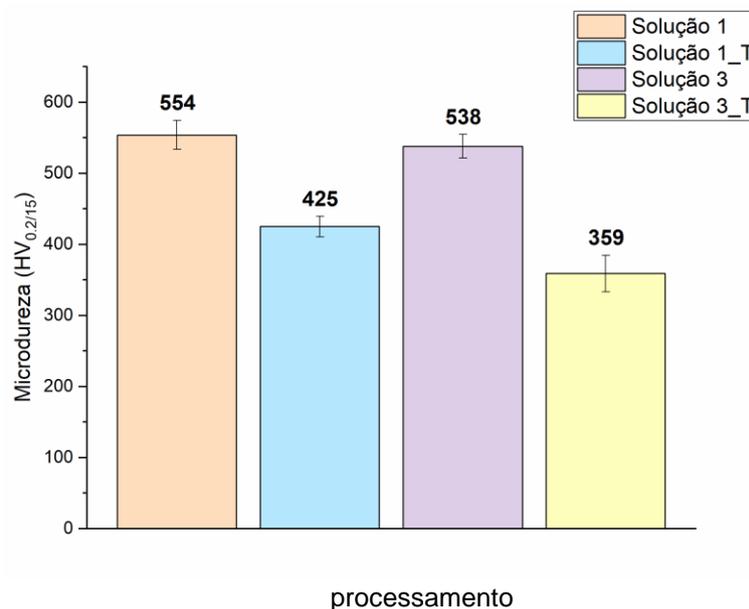
Nas regiões inferiores das amostras TTAT verifica-se um aumento na microdureza, atribuída ao endurecimento secundário promovido pela concentração de carbeto na estrutura, uma vez que ocorre a substituição de partículas grossas de Fe₃C, que se dissolvem, por uma fina dispersão de carbeto de liga ricos em cromo (Prudente *et al.*, 2017).

Para as amostras como depositadas observa-se uma redução nos valores de microdureza nas camadas inferiores, uma vez que foi verificada nessa região a predominância de formação da martensita revenida. O aumento nos valores dessa

propriedade nas camadas superiores, apesar da presença de austenita retida, pode ser atribuído à formação de martensita acicular associada a uma maior densidade de discordâncias nessas estruturas (Armas *et al.*, 2002; Medvedeva *et al.*, 2009).

A Figura 50 apresenta a média dos valores de microdureza para todas as condições avaliadas nesse estudo. É possível observar que as amostras que aplicaram condições de processamento com maior densidade de energia do laser (solução 3), seja na condição como depositada ou tratada termicamente apresentaram menores valores de microdureza.

Figura 50 – Média dos valores de microdureza Vickers para as diferentes condições de



Fonte: A autora (2024).

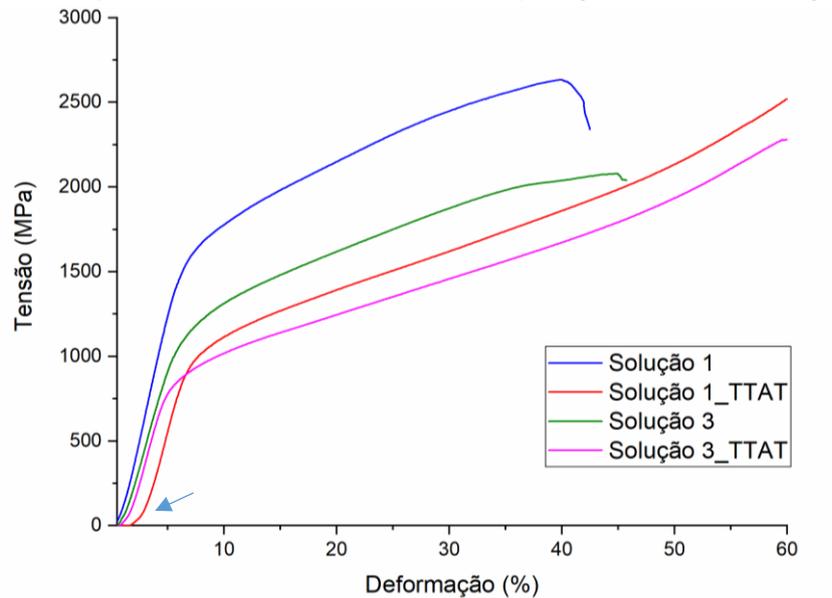
Segundo Telasang *et al.* (2014), para a amostra como depositada, essa redução pode ser atribuída ao aumento no teor de austenita retida, fase de menor dureza associada, uma vez que o emprego de um maior aporte de calor, pode contribuir para a austenita atingir uma temperatura mais elevada e dissolver uma maior quantidade de elementos de liga por dissolução de carbeto, o que, por sua vez, pode reduzir a temperatura de início da martensita (M_i), o que pode ser validado pela observação de pico de maior intensidade associada a esta fase γ na Figura 44. Para a amostra tratada (solução 3_TTAT), a redução nos valores de microdureza pode ser atribuída à energia de deformação da rede através do aumento do aporte de energia nas deposições, promovendo uma redução na densidade de discordâncias por

recuperação e recristalização do reticulado (Fonseca *et al.*, 2022; Kulakov; Poole; Militzer, 2013; Roberts; Kennedy; Krauss, 1998).

4.6 AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE COMPRESSÃO

As curvas de tensão em compressão (MPa) *versus* deformação (%) podem ser visualizadas na Figura 51. As propriedades relativas estão sumarizadas na Tabela 25.

Figura 51 – Curva tensão em compressão *versus* deformação dos corpos nas amostras de Solução 1 e 3 como depositadas e tratadas termicamente (Solução 1_TTAT e Solução 3_TTAT)



Fonte: A autora (2024).

Tabela 25 – Tensão de escoamento (MPa), Tensão Limite de compressão (MPa), Módulo de elasticidade (MPa) e Deformação máxima (%) para as diferentes amostras

	Tensão de Escoamento σ_y (off set 0,2%) (MPa)	Tensão Limite de compressão (MPa)	Módulo de Elasticidade E (GPa)	Deformação Máxima (%)
Solução 1	1368 ± 15	2547 ± 86	30,0 ± 0,3	42,7 ± 0,2
Solução 1_TTAT	889 ± 26	2516 ± 4	25,9 ± 0,7	60*
Solução 3	1025 ± 47	2013 ± 66	26,6 ± 0,3	45,7 ± 0,0
Solução 3_TTAT	728 ± 22	2250 ± 29	24,5 ± 0,0	60*

*Limite estabelecido na metodologia.

Fonte: A autora (2024)

A partir de avaliação das curvas e valores relacionados é possível observar maiores valores de tensão de escoamento (1368 MPa) e limite de compressão (2547 MPa) para a amostra definida como solução 1 como depositada. Este comportamento

pode ser associado à presença da fase martensita com morfologia acicular, caracterizada por uma subestrutura interna predominante de discordâncias na rede pelo mecanismo de rápido resfriamento (Pinedo, 2021), como pode ser visto na Figura 41. O excesso desses defeitos lineares na martensita com estrutura típica em formato de ripas favorece o aumento da resistência.

As morfologias observadas para as amostras termicamente tratadas (Solução 1_TTAT e Solução 3_TTAT) com predominância de martensita revenida, que apresentam estrutura mais grosseiras, apresentaram menores valores de resistência, como esperado. A perda de tetragonalidade pelo sequestro de carbono para formação de precipitados, reduzindo o nível de tensões internas outrora causado pela supersaturação deste elemento na rede, e, por consequência, atua na redução dos valores de σ_y . Entretanto, essa diminuição nos valores de resistência favorece a ductilidade das amostras, aumentando a deformação máxima suportada pela estrutura (Sarkar; Kumar; Nath, 2019).

Em estudo de aplicação de MA a laser com adição de AISI H13, Khan, Masood e Cottam (2017) obtiveram resultados de compressão o módulo de elasticidade de 12,23 GPa e tensão de escoamento de 1100 MPa. É possível observar que a solução 1 apresentou valores maiores relativos a tais propriedades, indicando uma alternativa viável para níveis de carregamento limitados aos mencionados valores. Segundo Cortina *et al.* (2018), condições de serviço de um molde de estampagem, por exemplo, são limitadas a uma pressão máxima de 12 – 15 MPa a uma velocidade de 50 – 80 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, indicando aplicação funcional deste processo de LMD para produção de tais componentes, conforme condições de contorno estabelecidas no presente estudo.

Essa limitação deve-se ao fato do valor do módulo de compressão dos materiais produzidos ser significativamente baixo em comparação aos valores encontrados nos catálogos e manuais do fabricante para o material AISI H13 comercialmente disponíveis ($E = 210$ GPa) para peças forjadas (Chen; Song, 2010; Riza *et al.*, 2014).

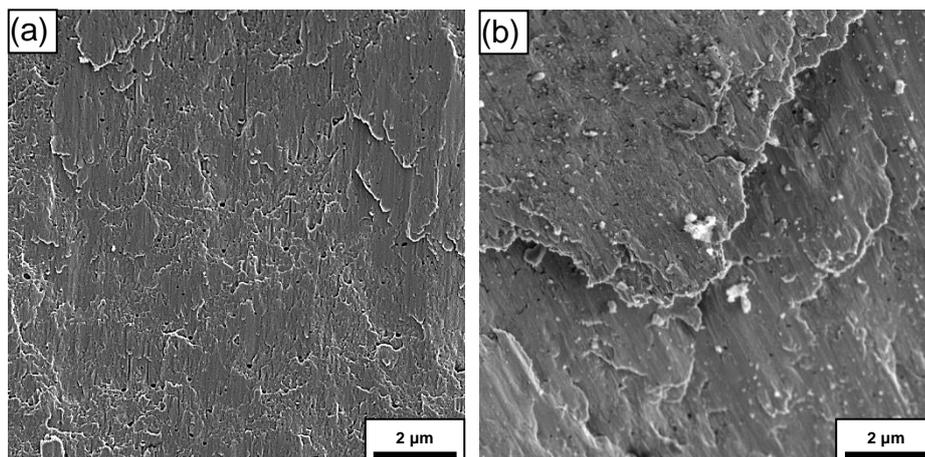
Como observado nos estudos realizados por Straffelini, Fontanari e Molinari (1999) e Riza *et al.* (2014), que aplicaram mesma técnica de MA, nas curvas relativas às amostras Solução 1_TTAT e Solução 3_TTAT é possível verificar, para menores valores de tensão, uma pequena região com diferente inclinação na relação linear entre tensão e deformação, destacado na Figura 51. Isso pode ser explicada pela presença de porosidade na estrutura desses depósitos produzidos por sopro de pó. A porosidade pode atuar como um "entalhe" e resultar em uma mudança abrupta na

inclinação da curva tensão-deformação dentro da região de regime elástico. Visto que essa propriedade de módulo de elasticidade tem relação direta com as ligações química estabelecidas para formação da rede cristalina, com a descontinuidade proporcionada pelos defeitos, o comportamento elástico sofre influência.

Pela avaliação da Figura 51 e Tabela 25 é possível verificar, comparativamente, menores valores para as propriedades descritas relativas às amostras Solução 3 e Solução 3_TTAT em relação aos valores relacionados às amostras da solução 1. As condições de produção da solução 3 adotou maior valor de densidade de energia ($138,9 \text{ J/mm}^2$), que representa um maior aporte térmico associado ao processo de deposição. Essa condição promove uma redução na taxa de resfriamento, favorecendo a formação de microestrutura com menores valores de resistência e dureza associado, sejam pela redução de tensões internas consequência da dissolução de C na estrutura, ou pela presença de austenita retida na amostra como depositada, ou ainda pela recuperação da rede, reduzindo a concentração de discordâncias na mesma (Fonseca *et al.*, 2022; Karmakar; Gopinath; Nath, 2019).

Para avaliar o efeito das porosidades na resposta mecânica, a Figura 52 apresenta a superfície de fratura das amostras que falharam durante ensaio de compressão.

Figura 52 – Avaliação fractográfica das amostras que falharam durante o ensaio de compressão por esforço uniaxial (a) Solução 1 e (b) Solução 3, como depositadas



Fonte: A autora (2024).

A análise dos aspectos superficiais ilustrados na Figura 52 revela uma formação de facetas de clivagem, indicando que a fratura se propagou continuamente ao longo dos planos cristalinos paralelos que formavam a rede. Nas imagens é possível observar a formação de “degraus” nos contornos de grãos, apresentando um aspecto

típico na literatura designado por “marcas de rios” ou *river patterns* (Barbosa, 2021; Hertzberg; Vinci; Hertzberg, 2013).

Os maiores valores de resistência associados a estas estruturas, em comparação aos observados nas amostras que foram tratadas, favorecem o aumento de tensões internas, e, por consequência, contribui para a propagação da fratura (Fonseca *et al.*, 2023; Hertzberg; Vinci; Hertzberg, 2013)

A presença de porosidade nas amostras depositadas por LMD, evidenciada ao longo desse estudo, é um fator de contribuição para a nucleação de trincas, atuando como elementos concentradores de tensões na estrutura (Lee *et al.*, 2019). Além de ter favorecido a propagação das mesmas durante a execução do ensaio de compressão, e, dessa forma ter influenciado nas propriedades mecânicas avaliadas.

5 CONCLUSÕES

No presente estudo foi realizada a avaliação da aplicação da técnica de manufatura aditiva por deposição de metal a laser (*Laser Metal Deposition* – LMD) utilizando o pó metálico de AISI H13 para definição de níveis otimizados para os parâmetros de processo: potência do laser, velocidade de escaneamento e taxa de alimentação do pó aditivo, através da aplicação de técnica de planejamento de experimentos por Superfície de Resposta. Para isso foram definidas condições de contorno: maximização da altura, minimização da rugosidade, um alvo de 577 (HV) para a microdureza e a minimização da porosidade. Conclui-se que:

- Na inspeção visual das amostras produzidas por LMD foi possível verificar a variação dos aspectos geométricos, tais quais variação nos valores de altura e largura do conjunto depositado, observando maiores valores de altura e largura para condições que adotaram maiores taxas de deposição com menores valores de velocidade de escaneamento e maior vazão de pó aditivo.
- Os maiores valores de densidade de energia, experimentos 1 (208,3 J/mm²), 4 (170,8 J/mm²) e 12 (170,8 J/mm²), estão associados à redução nos valores de velocidade de escaneamento e aumento nos valores de potência, sendo este o principal parâmetro pela fusão tanto do pó aditivo como do substrato, influenciado na penetração entre camadas, e por consequência na geometria final obtida.
- Conforme metodologia RSM, modelos reduzidos foram definidos para descrever a relação de influência dos fatores de processo (potência do laser, velocidade de escaneamento e velocidade de rotação do disco de alimentação do pó) sobre cada resposta (altura, rugosidade, microdureza e porosidade) definida, dentro do espaço experimental estabelecido. Foram observadas curvaturas em todas as superfícies de resposta, indicando interações de segunda ordem em todos os modelos.
- Para a altura (H) dos depósitos, foi observado que o parâmetro mais significativo é a taxa de alimentação do pó aditivo (diretamente proporcional), seguido da velocidade de escaneamento (inversamente proporcional). Para a resposta rugosidade (Sa) foi observado que o parâmetro mais significativo no modelo definido é a potência, sendo a interação de segunda ordem deste fator ainda mais significativa. Para a resposta microdureza (HV) média do conjunto,

foi observado que o parâmetro mais significativo é a potência, seguido da velocidade de escaneamento. Para a porosidade o parâmetro mais preponderante é a potência, seguido da influência das interações da potência com a velocidade de escaneamento e com a velocidade de rotação do disco.

- O coeficiente R^2 (ajustado) para as respostas altura, rugosidade, microdureza e porosidade foram 91,45%, 77,38%, 97,96% e 91,20%, respectivamente, indicando um ajuste adequado dos dados por parte dos modelos propostos.
- Os modelos estabelecidos para determinação da influência dos fatores de processo LMD nas respostas de altura, rugosidade, microdureza e porosidade foram validados, uma vez que os valores medidos para cada resposta estão dentro dos respectivos intervalos de predição (IP), apresentando eficiência para predizer as respostas para novas observações, indicando a qualidade na metodologia empregada para estabelecer os parâmetros otimizados.
- Conforme critérios de otimização estabelecidos, as soluções 1 ($P = 1600$ W, $V_e = 5,4$ mm/min e $V_r = 6,7$ rpm) e 3 ($P = 2500$ W, $V_e = 6$ mm/min e $V_r = 7$ rpm) e respectivas combinações de parâmetros foram escolhidas como condições otimizadas para aplicação eficiente do processo LMD para produção de ferramenta para trabalhos a quente a partir do material aditivo AISI H13.
- Nas amostras construídas conforme parâmetros definidos para as soluções 1 e 3 foram observadas uma estrutura de solidificação celular/dendrítica, com matriz martensítica devido às condições impostas na aplicação de manufatura aditiva com aplicação da energia térmica do laser.
- Nas amostras como depositadas foram identificadas diferentes morfologias da martensita, conforme cinética de transformação estabelecida nas diferentes regiões de deposição, apresentando martensita acicular predominantemente nas camadas superiores e martensita revenida nas camadas inferiores, para as duas condições otimizadas. Foram observadas a estrutura de austenita retida em ambas as amostras, principalmente nas regiões superiores de deposição.
- Nas amostras tratadas termicamente foram observadas uma homogeneização da estrutura martensítica, indicando uma morfologia típica da martensita revenida. Além de apresentarem uma significativa concentração de carbeto

associados a composição de cromo nas interfaces dos grãos martensíticos, evidenciados principalmente nas camadas inferiores de ambas as amostras.

- Foram observados menores valores de microdureza para as amostras tratadas termicamente (425 HV_{0,2/15} para solução 1_TTAT e 359 HV_{0,2/15} para solução 3_TTAT), uma vez que sua estrutura é formada majoritariamente por martensita revenida.
- Nas amostras termicamente tratadas (Solução 1_TTAT e Solução 3_TTAT) foi verificada um aumento nos valores associados à propriedade de microdureza das camadas inferiores, devido ao endurecimento secundário promovido pelo aumento de concentração de carbeto nessa região. Contudo, nas amostras como depositadas foi observado um aumento desses valores na região de topo, atribuído à formação de estrutura com alta densidade de discordância no reticulado.
- Para maiores valores de densidade de energia do laser, foram verificados menores valores de microdureza, por diferentes mecanismos conforme microestrutura associada.
- Foram observados maiores valores de tensão de escoamento (1368 MPa) e limite de compressão (2547 MPa) para a amostra definida como solução 1 como depositada, associado às características da fase martensita acicular identificada na microestrutura dessa condição. Tais valores são superiores aos observados na literatura, indicando uma alternativa viável para níveis de carregamento limitados aos mencionados valores, apresentando-se como aplicação funcional do processo de LMD para produção de ferramentas a quente, conforme espaço amostral e condições de contorno estabelecidas no presente estudo.
- Nas amostras termicamente tratadas foi verificada uma redução nos valores de resistência conforme predominância de microestrutura mais dúcteis como martensita revenida.
- Na superfície de fratura das amostras que falharam apresentaram característica frágil, associada ao aumento das tensões internas da estrutura resultante e de elementos que fragilizam a estrutura como a presença de porosidade.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

As análises realizadas neste trabalho não se encerram nas considerações apresentadas. Pode-se sugerir:

- Complementação de avaliação de propriedades, conforme especificação de aplicação do componente;
- Proposta de estudo para avaliação comparativa dos resultados dessa pesquisa com a produção do componente proposto a partir de outra técnica de manufatura aditiva;
- Proposta de estudo para avaliação comparativa dos resultados dessa pesquisa com a produção do componente proposto a partir de métodos convencionais de fabricação como aplicação de usinagem e técnicas de metalurgia do pó;
- Proposta de estudo para produção pelo método de LMD de ferramenta para trabalho a quente a partir de diferentes composições de material aditivo.

REFERÊNCIAS

ABDULRAHMAN, Kamardeen O. *et al.* Laser Metal Deposition of Titanium Aluminide Composites: A Review. **Materials Today: Proceedings**, [s. l.], v. 5, n. 9, Part 3, Materials Processing and characterization, 16th – 18th March 2018, p. 19738–19746, 2018.

AGGARWAL, Kush; URBANIC, R.J.; SAQIB, Syed Mohammad. Development of predictive models for effective process parameter selection for single and overlapping laser clad bead geometry. **Rapid Prototyping Journal**, [s. l.], v. 24, n. 1, p. 214–228, 2018.

AHUJA, Bhriju; KARG, Michael; SCHMIDT, Michael. Additive manufacturing in production: challenges and opportunities. *In*: SPIE LASE, 2015, San Francisco, California, United States. (Henry Helvajian et al., Org.) **Anais [...]**. San Francisco, California, United States: [s. n.], 2015. p. 935304. Disponível em: <http://proceedings.spiedigitallibrary.org/proceeding.aspx?doi=10.1117/12.2082521>. Acesso em: 9 set. 2023.

AKHTAR, S. *et al.* Direct Selective Laser Sintering of Tool Steel Powders to High Density: Part B -The Effect on Microstructural Evolution. **Proceedings of the 14th Solid Freeform Fabrication Symposium**, [s. l.], 2003. Disponível em: <https://hdl.handle.net/2152/78570>. Acesso em: 25 jun. 2024.

ALBANNAI, Abdulaziz I. A Brief Review on The Common Defects in Wire Arc Additive Manufacturing. **International Journal of Current Science Research and Review**, [s. l.], v. 05, n. 12, 2022. Disponível em: <https://ijcsrr.org/single-view/?id=8196&pid=8124>. Acesso em: 19 abr. 2024.

ANDERSSON, Henrik. **Thermal fatigue and soldering experiments of additively manufactured hot work tool steels**. 2018. 77 f. Dissertação - Karlstads Universitet, Suécia, 2018. Disponível em: <https://kau.diva-portal.org/smash/get/diva2:1237223/FULLTEXT01.pdf>. Acesso em: 26 set. 2023.

APOLINARIO, Luis Henrique Rodrigues. **Efeito do NbC em revestimentos de aço inoxidável austenítico depositados por laser cladding**. 2021. 166 f. masterThesis - Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2021. Disponível em: <https://repositorio.ufpe.br/handle/123456789/40643>. Acesso em: 16 jul. 2024.

APOLINÁRIO, Luis Henrique Rodrigues *et al.* Effect of laser cladding parameters in NbC reinforced 316L austenitic stainless steel composite depositions on a mild steel. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 122, n. 7, p. 3095–3113, 2022.

APOLINARIO, L. H. R. *et al.* Predominant Solidification Modes of 316 Austenitic Stainless Steel Coatings Deposited by Laser Cladding on 304 Stainless Steel Substrates. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 50, n. 8, p. 3617–3628, 2019.

ARMAS, A. F. *et al.* Mechanical and microstructural behaviour of isothermally and thermally fatigued ferritic/martensitic steels. **Journal of Nuclear Materials**, [s. l.], v. 307–311, p. 509–513, 2002.

ARMILLOTTA, A.; CAVALLARO, M. A tool for computer-aided orientation selection in additive manufacturing process. *In*: **HIGH VALUE MANUFACTURING: ADVANCED RESEARCH IN VIRTUAL AND RAPID PROTOTYPING: PROCEEDINGS OF THE 6TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCED RESEARCH IN VIRTUAL AND RAPID PROTOTYPING**. Portugal: CRC Press, 2013.

ARMSTRONG, R. A.; EPERJESI, F.; GILMARTIN, B. The application of analysis of variance (ANOVA) to different experimental designs in optometry. **Ophthalmic and Physiological Optics**, [s. l.], v. 22, n. 3, p. 248–256, 2002.

ARRIZUBIETA, Jon Iñaki *et al.* Thermal Diffusivity Measurement of Laser-Deposited AISI H13 Tool Steel and Impact on Cooling Performance of Hot Stamping Tools. **Metals**, [s. l.], v. 10, n. 1, p. 154, 2020.

ÅSBERG, M. *et al.* Influence of post treatment on microstructure, porosity and mechanical properties of additive manufactured H13 tool steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 742, p. 584–589, 2019.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook: Additive Manufacturing Processes**. United States: [s. n.], 2020.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM 52907:2019 - Additive manufacturing — Feedstock materials — Methods to characterize metallic powders**. [S. l.: s. n.], 2019.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM A681:2015 - Specification for Tool Steels Alloy**. [S. l.]: ASTM International, 2015. Disponível em: <http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?A681-08R15>. Acesso em: 9 set. 2023.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E9: Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature**. [S. l.]: ASTM International, 2009. Disponível em: Acesso em: 9 set. 2023.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM F3187:16 - Standard Guide for Directed Energy Deposition of Metals**. [S. l.: s. n.], 2016.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM F3413:2019 - Guide for Additive Manufacturing — Design — Directed Energy Deposition**. [S. l.: s. n.], 2019.

ASTM INTERNATIONAL. **ISO/ASTM 52900:2021 - Additive manufacturing - General principles - Fundamentals and vocabulary**. [S. l.]: BSI British Standards, 2022. Disponível em: <https://linkresolver.bsigroup.com/junction/resolve/000000000030448424?restype=standard>. Acesso em: 16 set. 2023.

ASTM INTERNATIONAL. **Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. [S. l.]: ASTM International, 2017. Disponível em: <http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E384-17>. Acesso em: 23 fev. 2020.

ATTARAN, Mohsen. The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing. **Business Horizons**, [s. l.], v. 60, n. 5, p. 677–688, 2017.

AVIZONIS, Petras V. *et al.* PHYSICS OF HIGH PERFORMANCE Yb:YAG THIN DISK LASERS. *In*: CONFERENCE ON LASERS AND ELECTRO-OPTICS, 2009, Baltimore, Maryland. **Conference on Lasers and Electro-Optics/International Quantum Electronics Conference**. Baltimore, Maryland: OSA, 2009. p. CThA2. Disponível em: <https://opg.optica.org/abstract.cfm?URI=CLEO-2009-CThA2>. Acesso em: 10 set. 2023.

AZARNIYA, Abolfazl *et al.* Additive manufacturing of Ti–6Al–4V parts through laser metal deposition (LMD): Process, microstructure, and mechanical properties. **Journal of Alloys and Compounds**, [s. l.], v. 804, p. 163–191, 2019.

BAEK, Gyeong Yun *et al.* Mechanical characteristics of a tool steel layer deposited by using direct energy deposition. **Metals and Materials International**, [s. l.], v. 23, n. 4, p. 770–777, 2017.

BAILEY, Neil S.; KATINAS, Christopher; SHIN, Yung C. Laser direct deposition of AISI H13 tool steel powder with numerical modeling of solid phase transformation, hardness, and residual stresses. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 247, p. 223–233, 2017.

BALASUBRAMANIAN, K. R.; BUVANASHEKARAN, G.; SANKARANARAYANASAMY, K. Modeling of laser beam welding of stainless steel sheet butt joint using neural networks. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, [s. l.], v. 3, n. 1, p. 80–84, 2010.

BARBOSA, Cássio. **Fundamentos da análise fractográfica de falhas de materiais metálicos**. [S. l.]: Editora Blucher, 2021.

BARRAGAN DE LOS RIOS, German Alberto *et al.* Study of the surface roughness of a remanufactured bimetallic AISI 1045 and 316L SS part obtained by hybrid manufacturing (DED/HSM). **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 124, n. 9, p. 3185–3199, 2023.

BENYOUNIS, K.Y.; OLABI, A.G.; HASHMI, M.S.J. Effect of laser welding parameters on the heat input and weld-bead profile. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 164–165, p. 978–985, 2005.

BERMAN, Barry. 3-D printing: The new industrial revolution. **Business Horizons**, [s. l.], v. 55, n. 2, p. 155–162, 2012.

BETIM, D. V. *et al.* Análise de cenários prospectivos: um estudo sobre a manufatura aditiva no Brasil em 2024. *In*: XVI SIMPÓSIO DE EXCELÊNCIA EM GESTÃO E TECNOLOGIA, 2019, Rio de Janeiro. **Anais do XVI Simpósio de Excelência em Gestão e Tecnologia**. Rio de Janeiro: [s. n.], 2019. Disponível em: <https://www.aedb.br/seget/arquivos/artigos19/16228143.pdf>. Acesso em: 16 set. 2023.

- BIAN, L.; SHAMSAEI, N.; USHER, J. M. **Laser-Based Additive Manufacturing of Metal Parts: Modeling, Optimization, and Control of Mechanical Properties**. [S. l.]: CRC Press, 2018. (Advanced and Additive Manufacturing Series).
- BIAN, Linkan; THOMPSON, Scott M.; SHAMSAEI, Nima. Mechanical Properties and Microstructural Features of Direct Laser-Deposited Ti-6Al-4V. **JOM**, [s. l.], v. 67, n. 3, p. 629–638, 2015.
- BIRD, J. Exploring the 3D printing opportunity. **The Financial Times**, [s. l.], p. 08–30, 2012.
- BLAKEY-MILNER, Byron *et al.* Metal additive manufacturing in aerospace: A review. **Materials & Design**, [s. l.], v. 209, p. 110008, 2021.
- BODZIAK, Sabrina *et al.* Precipitation in 300 grade maraging steel built by selective laser melting: Aging at 510 °C for 2 h. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 151, p. 73–83, 2019.
- BRANDL, Erhard *et al.* Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. **Materials & Design**, [s. l.], v. 34, p. 159–169, 2012.
- BRANDL, Erhard *et al.* Mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti–6Al–4V) blocks deposited by a solid-state laser and wire. **Materials & Design**, [s. l.], v. 32, n. 10, p. 4665–4675, 2011.
- BRENNAN, M. C.; KEIST, J. S.; PALMER, T. A. Defects in Metal Additive Manufacturing Processes. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [s. l.], v. 30, n. 7, p. 4808–4818, 2021.
- BUTT, Javid. Exploring the Interrelationship between Additive Manufacturing and Industry 4.0. **Designs**, [s. l.], v. 4, n. 2, p. 13, 2020.
- CAVAZZUTI, Marco. Design of Experiments. *In*: CAVAZZUTI, Marco (org.). **Optimization Methods: From Theory to Design Scientific and Technological Aspects in Mechanics**. Berlin, Heidelberg: Springer, 2013. p. 13–42. Disponível em: https://doi.org/10.1007/978-3-642-31187-1_2. Acesso em: 18 set. 2023.
- CHADHA, Kanwal *et al.* Austenite transformation during deformation of additively manufactured H13 tool steel. **Materials Today Communications**, [s. l.], v. 33, p. 104332, 2022.
- CHEN, Weinong W.; SONG, Bo. **Split Hopkinson (Kolsky) Bar: Design, Testing and Applications**. [S. l.]: Springer Science & Business Media, 2010.
- CHENG, Liu *et al.* The tempering of iron- carbon martensite; dilatometric and calorimetric analysis. **Metallurgical Transactions A**, [s. l.], v. 19, n. 10, p. 2415–2426, 1988.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 6a eded. São Paulo-SP: ABM, 1988. v. Vol. III

CHOU, Chia-Ying *et al.* Influence of solidification structure on austenite to martensite transformation in additively manufactured hot-work tool steels. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 215, p. 117044, 2021.

CLYNE, T. W.; WITHERS, P. J. **An Introduction to Metal Matrix Composites**. [S. l.]: Cambridge University Press, 1993.

COLAÇO, R.; VILAR, R. Phase selection during laser surface melting of martensitic stainless tool steels. **Scripta Materialia**, [s. l.], v. 36, n. 2, p. 199–205, 1997.

CONNER, Brett P. *et al.* Making sense of 3-D printing: Creating a map of additive manufacturing products and services. **Additive Manufacturing**, [s. l.], v. 1–4, Inaugural Issue, p. 64–76, 2014.

CORTINA, Magdalena *et al.* Case Study to Illustrate the Potential of Conformal Cooling Channels for Hot Stamping Dies Manufactured Using Hybrid Process of Laser Metal Deposition (LMD) and Milling. **Metals**, [s. l.], v. 8, n. 2, p. 102, 2018.

DADASAHEB, Sagar Pawar *et al.* A study on anisotropy in wire arc additively manufactured Inconel 625 multi-layered wall and its correlation with molten pool thermal history. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 840, p. 142865, 2022.

DADBAKHS, Sasan; HAO, Liang; KONG, Choon Yen. Surface finish improvement of LMD samples using laser polishing. **Virtual and Physical Prototyping**, [s. l.], v. 5, n. 4, p. 215–221, 2010.

DAHAT, Shubham *et al.* A Methodology to Parameterize Wire + Arc Additive Manufacturing: A Case Study for Wall Quality Analysis. **Journal of Manufacturing and Materials Processing**, [s. l.], v. 4, n. 1, p. 14, 2020.

DAVIM, J. Paulo. **Laser in Manufacturing**. [S. l.]: John Wiley & Sons, 2013.

DAVIS, Joseph R. **ASM Specialty Handbook: Tool Materials**. [S. l.]: ASM International, 1995.

DE LIMA, Jefferson Segundo *et al.* Effect of wire arc additive manufacturing parameters on geometric, hardness, and microstructure of 316LSi stainless steel preforms. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 131, n. 12, p. 5981–5996, 2024.

DE OLIVEIRA, U.; OCELIK, V.; DE HOSSON, J. Th M. Analysis of coaxial laser cladding processing conditions. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 197, n. 2–3, p. 127–136, 2005.

DE SOUSA FIGUEIREDO, Guilherme Gadelha *et al.* Parametric study and response optimization for the wire + arc additive manufacturing of 316LSi via pulsed GMAW. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 129, n. 7, p. 3073–3092, 2023.

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

DEBROY, T. *et al.* Scientific, technological and economic issues in metal printing and their solutions. **Nature Materials**, [s. l.], v. 18, n. 10, p. 1026–1032, 2019.

DEIRMINA, Faraz *et al.* Effect of Different Post-Processing Thermal Treatments on the Fracture Toughness and Tempering Resistance of Additively Manufactured H13 Hot-Work Tool Steel. **Metals**, [s. l.], v. 14, n. 1, p. 112, 2024.

DEIRMINA, Faraz *et al.* Heat treatment and properties of a hot work tool steel fabricated by additive manufacturing. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 753, p. 109–121, 2019.

DILBEROGLU, Ugur M. *et al.* The Role of Additive Manufacturing in the Era of Industry 4.0. **Procedia Manufacturing**, [s. l.], v. 11, p. 545–554, 2017.

DING, Donghong *et al.* Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 81, n. 1, p. 465–481, 2015.

DO VALE, Natália L. *et al.* Effect of Laser Parameters on the Characteristics of a Laser Clad AISI 431 Stainless Steel Coating on Carbon Steel Substrate. **JOM**, [s. l.], v. 73, n. 10, p. 2868–2877, 2021.

DOBDELSTEIN, Henrik *et al.* Laser metal deposition of a refractory TiZrNbHfTa high-entropy alloy. **Additive Manufacturing**, [s. l.], v. 24, p. 386–390, 2018.

DURÃO, Luiz Fernando C. S. *et al.* Optimizing additive manufacturing parameters for the fused deposition modeling technology using a design of experiments. **Progress in Additive Manufacturing**, [s. l.], v. 4, n. 3, p. 291–313, 2019.

DUTTA, Bhaskar *et al.* Direct metal deposition: six-axis direct metal deposition technology enables creation/coating of new parts or remanufacturing of damaged parts with near net-shape. **Advanced Materials & Processes**, [s. l.], v. 167, n. 3, p. 29–32, 2009.

DŽUGAN, J. *et al.* Thermo-physical properties investigation in relation to deposition orientation for SLM deposited H13 steel. **Thermochimica Acta**, [s. l.], v. 683, p. 178479, 2020.

EINSTEIN, Albert. MILLER, William. Death of a Genius: His fourth dimension, time, overtakes Einstein. **Life**, 1955.

ERFANMANESH, Mohammad *et al.* Influence of using electroless Ni-P coated WC-Co powder on laser cladding of stainless steel. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 348, p. 41–54, 2018.

ESFAHANI, Mehrnaz Noroozi *et al.* In-situ layer-wise certification for direct laser deposition processes based on thermal image series analysis. **Journal of Manufacturing Processes**, [s. l.], v. 75, p. 895–902, 2022.

EVANS, Alexander; SAN MARCHI, Christopher; MORTENSEN, Andreas. Metal Matrix Composites. In: EVANS, Alexander; SAN MARCHI, Christopher; MORTENSEN, Andreas (org.). **Metal Matrix Composites in Industry: An Introduction and a Survey**. Boston, MA: Springer US, 2003. p. 9–38. Disponível em: https://doi.org/10.1007/978-1-4615-0405-4_2. Acesso em: 23 jul. 2024.

FARINA, Paula Fernanda Da Silva. **Efeito das adições de tratamentos criogênicos e de alívio de tensões no ciclo térmico do aço ferramenta AISI D2**. 2011. Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011. Disponível em: <http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-20072011-092100/>. Acesso em: 30 jun. 2024.

FERREIRA, S.L.C. *et al.* Box-Behnken design: An alternative for the optimization of analytical methods. **Analytica Chimica Acta**, [s. l.], v. 597, n. 2, p. 179–186, 2007.

FIGUEREDO, E. W. A. **Avaliação dos parâmetros de deposição por laser e caracterização microestrutural de revestimentos de aços inoxidáveis em substrato metálico**. 2019. 145 f. Dissertação - Mestrado em Engenharia Mecânica - UFPE, Recife - PE, 2019.

FONSECA, Eduardo B. *et al.* Assessment of laser power and scan speed influence on microstructural features and consolidation of AISI H13 tool steel processed by additive manufacturing. **Additive Manufacturing**, [s. l.], v. 34, p. 101250, 2020.

FONSECA, Eduardo B. *et al.* Fracture toughness and wear resistance of heat-treated H13 tool steel processed by laser powder bed fusion. **Additive Manufacturing**, [s. l.], v. 78, p. 103862, 2023.

FONSECA, Eduardo B. *et al.* Tempering of an additively manufactured microsegregated hot-work tool steel: A high-temperature synchrotron X-ray diffraction study. **Additive Manufacturing**, [s. l.], v. 55, p. 102812, 2022.

FOTOVVATI, Behzad *et al.* A Review on Melt-Pool Characteristics in Laser Welding of Metals. **Advances in Materials Science and Engineering**, [s. l.], v. 2018, p. e4920718, 2018.

FRAGA, Felipe Ferreira; CARVALHO, Guilherme Caribé de; OLIVEIRA, Taygoara Felamingo de. Transferência de calor aplicada à prototipagem rápida por deposição de metal em camadas sucessivas utilizando soldagem 3D. **Soldagem & Inspeção**, [s. l.], v. 18, p. 302–313, 2013.

FRANK, Dietmar; FADEL, Georges. Expert system-based selection of the preferred direction of build for rapid prototyping processes. **Journal of Intelligent Manufacturing**, [s. l.], v. 6, n. 5, p. 339–345, 1995.

FRAZIER, William E. Metal Additive Manufacturing: A Review. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [s. l.], v. 23, n. 6, p. 1917–1928, 2014.

FU, Yanzhou *et al.* Machine learning algorithms for defect detection in metal laser-based additive manufacturing: A review. **Journal of Manufacturing Processes**, [s. l.], v. 75, p. 693–710, 2022.

GIBSON, Ian; ROSEN, David; STUCKER, Brent. **Additive Manufacturing Technologies**. New York, NY: Springer New York, 2015. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/978-1-4939-2113-3>. Acesso em: 18 mar. 2022.

GORELIK, Michael. Additive manufacturing in the context of structural integrity. **International Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 94, p. 168–177, 2017.

GORSSE, Stéphane *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**, [s. l.], v. 18, n. 1, p. 584–610, 2017.

GRAF, Benjamin *et al.* Design of Experiments for Laser Metal Deposition in Maintenance, Repair and Overhaul Applications. **Procedia CIRP**, [s. l.], v. 11, p. 245–248, 2013.

GRIFFITH, M. L.; KEICHER, D. M.; ATWOOD, C. L. **Free form fabrication of metallic components using laser engineered net shaping (LENS™)**. [S. l.]: Sandia National Lab. (SNL-NM), Albuquerque, NM (United States), 1996. Disponível em: <https://www.osti.gov/biblio/366460>. Acesso em: 18 mar. 2022.

GRIGORIEV, Alexey *et al.* In-situ synthesis of Ti₂AlNb-based intermetallic alloy by selective laser melting. **Journal of Alloys and Compounds**, [s. l.], v. 704, p. 434–442, 2017.

GRÖNING, Holger *et al.* Method of Process Optimization for LMD-Processes using Machine Learning Algorithms. **Procedia Computer Science**, [s. l.], v. 217, 4th International Conference on Industry 4.0 and Smart Manufacturing, p. 1506–1512, 2023.

GU, Dongdong *et al.* Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 60, n. 9, p. 3849–3860, 2012.

GU, Dongdong. **Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials**. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2015. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/978-3-662-46089-4>. Acesso em: 18 mar. 2022.

HANRAHAN, Grady; LU, Kenneth. Application of Factorial and Response Surface Methodology in Modern Experimental Design and Optimization. **Critical Reviews in Analytical Chemistry**, [s. l.], v. 36, n. 3–4, p. 141–151, 2006.

HERTZBERG, R. W.; VINCI, R. P.; HERTZBERG, J. L. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. 5a eded. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2013. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780080261676500138>. Acesso em: 31 mar. 2020.

HERZOG, Dirk *et al.* Additive manufacturing of metals. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 117, p. 371–392, 2016.

- HOLZWEISSIG, Martin Joachim *et al.* Microstructural Characterization and Mechanical Performance of Hot Work Tool Steel Processed by Selective Laser Melting. **Metallurgical and Materials Transactions B**, [s. l.], v. 46, n. 2, p. 545–549, 2015.
- HORST, D. J.; DUVOISIN, C. A.; VIEIRA, R. A. Additive Manufacturing at Industry 4.0: a Review. **International Journal of Engineering and Technical Research**, [s. l.], v. 8, n. 8, p. 2454–4698, 2018.
- HU, Xinbin *et al.* Coarsening behavior of M23C6 carbides after ageing or thermal fatigue in AISI H13 steel with niobium. **International Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 28, n. 3, p. 175–182, 2006.
- HU, Dongming; KOVACEVIC, Radovan. Sensing, modeling and control for laser-based additive manufacturing. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, [s. l.], v. 43, n. 1, p. 51–60, 2003.
- HUANG, Runze *et al.* Environmental and Economic Implications of Distributed Additive Manufacturing: The Case of Injection Mold Tooling. **Journal of Industrial Ecology**, [s. l.], v. 21, n. S1, p. S130–S143, 2017.
- HUANG, Gao; WEI, Kaiwen; ZENG, Xiaoyan. Microstructure and mechanical properties of H13 tool steel fabricated by high power laser powder bed fusion. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 858, p. 144154, 2022.
- HULL, Charles W.; LEWIS, Charles W. **Methods and apparatus for production of three-dimensional objects by stereolithography**. Depositante: United States. US4999143A. Depósito: 18 abr. 1988. Concessão: 12 mar. 1991.
- HUNKEL, Martin *et al.* Comparative Study of the Tempering Behavior of Different Martensitic Steels by Means of In-Situ Diffractometry and Dilatometry. **Materials**, [s. l.], v. 13, n. 22, p. 5058, 2020.
- HUTCHINSON, Bevis *et al.* Microstructures and hardness of as-quenched martensites (0.1–0.5%C). **Acta Materialia**, [s. l.], v. 59, n. 14, p. 5845–5858, 2011.
- IMRAN, M. Khalid; MASOOD, S. H.; BRANDT, Milan. Direct Metal Deposition of H13 Tool Steel on Copper Alloy Substrate: Parametric Investigation. **Lasers in Manufacturing and Materials Processing**, [s. l.], v. 2, n. 4, p. 242–260, 2015.
- INTERNATIONAL STANDARD. **ISO 13320:2020 Particle size analysis — Laser diffraction methods**. 2. ed. [S. l.]: International Standard published, 2020. Disponível em: <https://www.iso.org/standard/69111.html>. Acesso em: 12 jul. 2024.
- ITUARTE, Iñigo Flores *et al.* Additive Manufacturing in Production: A Study Case Applying Technical Requirements. **Physics Procedia**, [s. l.], v. 78, 15th Nordic Laser Materials Processing Conference, Nolamp 15, p. 357–366, 2015.
- JU, Jiang *et al.* Optimization of process parameters, microstructure, and properties of laser cladding Fe-based alloy on 42CrMo steel roller. **Materials**, [s. l.], v. 11, n. 2061, p. 1–15, 2018.

- KAHLERT, M. *et al.* On the fatigue behavior of a tool steel manufactured by powder bed based additive manufacturing—a comparison between electron- and laserbeam processed AISI H13. **Progress in Additive Manufacturing**, [s. l.], 2024. Disponível em: <https://link.springer.com/10.1007/s40964-024-00581-5>. Acesso em: 24 jun. 2024.
- KARLSSON, Joakim *et al.* Characterization and comparison of materials produced by Electron Beam Melting (EBM) of two different Ti–6Al–4V powder fractions. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 213, n. 12, p. 2109–2118, 2013.
- KARMAKAR, Debapriya Patra; GOPINATH, Muvvala; NATH, Ashish Kumar. Effect of tempering on laser remelted AISI H13 tool steel. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 361, p. 136–149, 2019.
- KAYA, Gürkan *et al.* Effects of process parameters on selective laser melting of Ti6Al4V-ELI alloy and parameter optimization via response surface method. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 885, p. 145581, 2023.
- KHAIRALLAH, Saad A. *et al.* Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 108, p. 36–45, 2016.
- KHALID, Marwan; PENG, Qingjin. Investigation of Printing Parameters of Additive Manufacturing Process for Sustainability Using Design of Experiments. **Journal of Mechanical Design**, [s. l.], v. 143, n. 3, p. 032001, 2021.
- KHAN, Sohaib Z; MASOOD, S.H.; COTTAM, Ryan. Mechanical properties of a novel polymetal manufactured by laser-assisted direct metal deposition. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 91, n. 5–8, p. 1839–1849, 2017.
- KHEIRANDISH, Shahram; NOORIAN, Ahmad. Effect of Niobium on Microstructure of Cast AISI H13 Hot Work Tool Steel. **Journal of Iron and Steel Research, International**, [s. l.], v. 15, n. 4, p. 61–66, 2008.
- KHORASANI, AmirMahyar *et al.* The effect of SLM process parameters on density, hardness, tensile strength and surface quality of Ti-6Al-4V. **Additive Manufacturing**, [s. l.], v. 25, p. 176–186, 2019.
- KITTEL, J. *et al.* Case study on AM of an IN718 aircraft component using the LMD process. **Procedia CIRP**, [s. l.], v. 94, 11th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2020], p. 324–329, 2020.
- KOBRYN, P. A.; SEMIATIN, S. L. The laser additive manufacture of Ti-6Al-4V. **JOM**, [s. l.], v. 53, n. 9, p. 40–42, 2001.
- KOK, Y. *et al.* Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review. **Materials & Design**, [s. l.], v. 139, p. 565–586, 2018.

KOKARE, Samruddha; OLIVEIRA, J.P.; GODINA, Radu. Life cycle assessment of additive manufacturing processes: A review. **Journal of Manufacturing Systems**, [s. l.], v. 68, p. 536–559, 2023.

KÖRNER, C. Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting — a review. **International Materials Reviews**, [s. l.], v. 61, n. 5, p. 361–377, 2016.

KOU, Sindo. **Welding metallurgy**. 2nd eded. Hoboken, N.J: Wiley-Interscience, 2003.

KRELL, Julian *et al.* General investigations on processing tool steel X40CrMoV5-1 with selective laser melting. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 255, p. 679–688, 2018.

KRUTH, J. P. Material Inccress Manufacturing by Rapid Prototyping Techniques. **CIRP Annals**, [s. l.], v. 40, n. 2, p. 603–614, 1991.

KRUTH, J. P.; VANDENBROUCKE, J.; NAERT, I. Rapid manufacturing of dental prostheses by means of selective laser sintering/melting. *In: , 2005. Proceedings of the AFPR*. [S. l.: s. n.], 2005. p. 176–186. Disponível em: <https://ris.utwente.nl/ws/portalfiles/portal/5675573/Wa1025.pdf>. Acesso em: 17 mar. 2022.

KULAKOV, M.; POOLE, W. J.; MILITZER, M. The Effect of the Initial Microstructure on Recrystallization and Austenite Formation in a DP600 Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 44, n. 8, p. 3564–3576, 2013.

KUMAR, Sanjay. Classification. *In: KUMAR, Sanjay (org.). Additive Manufacturing Processes*. Cham: Springer International Publishing, 2020. p. 21–40. Disponível em: https://doi.org/10.1007/978-3-030-45089-2_2. Acesso em: 16 set. 2023.

LALEGANI DEZAKI, Mohammadreza *et al.* A review on additive/subtractive hybrid manufacturing of directed energy deposition (DED) process. **Advanced Powder Materials**, [s. l.], v. 1, n. 4, p. 100054, 2022.

LAVERNIA, Enrique J.; SRIVATSAN, T. S. The rapid solidification processing of materials: science, principles, technology, advances, and applications. **Journal of Materials Science**, [s. l.], v. 45, n. 2, p. 287–325, 2010.

LEAL, R. *et al.* Additive manufacturing tooling for the automotive industry. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 92, n. 5, p. 1671–1676, 2017.

LEDDY, Michael T. *et al.* Lightweight custom composite prosthetic components using an additive manufacturing-based molding technique. *In: 2015 37TH ANNUAL INTERNATIONAL CONFERENCE OF THE IEEE ENGINEERING IN MEDICINE AND BIOLOGY SOCIETY (EMBC), 2015. 2015 37th Annual International Conference of the IEEE Engineering in Medicine and Biology Society (EMBC)*. [S. l.: s. n.], 2015. p. 4797–4802. Disponível em: https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/7319467?casa_token=kuE7KLpxYc4A

AAAA:D8RpOtxMPr-XITda-a6P22uFkqdBQ5bswAWB27rfMmHhgobY5P-VG46ryZg6M8myGgXRx2bBUA. Acesso em: 23 jul. 2024.

LEE, Hyub *et al.* Lasers in additive manufacturing: A review. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology**, [s. l.], v. 4, n. 3, p. 307–322, 2017.

LEE, Jungsub *et al.* Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of selective laser melted H13 tool steel under varying conditions. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 155, p. 109817, 2019.

LEE, Jay; KAO, Hung-An; YANG, Shanhu. Service Innovation and Smart Analytics for Industry 4.0 and Big Data Environment. **Procedia CIRP**, [s. l.], v. 16, Product Services Systems and Value Creation. Proceedings of the 6th CIRP Conference on Industrial Product-Service Systems, p. 3–8, 2014.

LERCHBACHER, Christoph; ZINNER, Silvia; LEITNER, Harald. Direct or indirect: Influence of type of retained austenite decomposition during tempering on the toughness of a hot-work tool steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 564, p. 163–168, 2013.

LEWANDOWSKI, John J.; SEIFI, Mohsen. Metal Additive Manufacturing: A Review of Mechanical Properties. **Annual Review of Materials Research**, [s. l.], v. 46, n. Volume 46, 2016, p. 151–186, 2016.

LEWIS, Gary K; SCHLIENGER, Eric. Practical considerations and capabilities for laser assisted direct metal deposition. **Materials & Design**, [s. l.], v. 21, n. 4, p. 417–423, 2000.

LI, Leijun. Repair of directionally solidified superalloy GTD-111 by laser-engineered net shaping. **Journal of Materials Science**, [s. l.], v. 41, n. 23, p. 7886–7893, 2006.

LI, Yanxiang; MA, Jian. Study on overlapping in the laser cladding process. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 90, n. 1–2, p. 1–5, 1997.

LIPPOLD, John C. **Welding Metallurgy and Weldability**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons Inc, 2015.

LIU, Bochuan *et al.* Investigation the Effect of Particle Size Distribution on Processing Parameters Optimisation in Selective Laser Melting Process. *In:* , 2011. **Anais [...]**. [S. l.]: University of Texas at Austin, 2011. Disponível em: <https://repositories.lib.utexas.edu/handle/2152/88351>. Acesso em: 16 set. 2023.

LIU, Xiao-Tao *et al.* Laser cladding of high-entropy alloy on H13 steel. **Rare Metals**, [s. l.], v. 33, n. 6, p. 727–730, 2014.

LIU, Qi *et al.* Microstructure and mechanical properties of LMD–SLM hybrid forming Ti6Al4V alloy. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 660, p. 24–33, 2016.

LIU, Weiwei *et al.* Review on scanning pattern evaluation in laser-based additive manufacturing. **Optical Engineering**, [s. l.], v. 60, n. 7, p. 070901, 2021.

LÖFFLER, K. Developments in disk laser welding. *In: Handbook of Laser Welding Technologies*. [S. l.]: Elsevier, 2013. p. 73–102. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780857092649500040>. Acesso em: 10 fev. 2021.

LOPES, J. P. F. V. **Efeito dos parâmetros de Laser Cladding no comportamento à fadiga de metais**. 2018. 133 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade do Porto, Porto, 2018. Disponível em: <https://repositorio-aberto.up.pt/bitstream/10216/116098/2/292047.pdf>. Acesso em: 17 jul. 2024.

LORENZ, K. A. *et al.* **A Review of Hybrid Manufacturing**. [s. l.], 2015. Disponível em: <https://hdl.handle.net/2152/89311>. Acesso em: 25 jul. 2024.

LU, Yang. Industry 4.0: A survey on technologies, applications and open research issues. **Journal of Industrial Information Integration**, [s. l.], v. 6, p. 1–10, 2017.

LU, Cuiyuan; SHI, Jing. Relative density and surface roughness prediction for Inconel 718 by selective laser melting: central composite design and multi-objective optimization. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 119, n. 5–6, p. 3931–3949, 2022.

MA, Mingming; WANG, Zemin; ZENG, Xiaoyan. A comparison on metallurgical behaviors of 316L stainless steel by selective laser melting and laser cladding deposition. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 685, p. 265–273, 2017.

MACEK, Wojciech *et al.* Fatigue fracture morphology of AISI H13 steel obtained by additive manufacturing. **International Journal of Fracture**, [s. l.], v. 235, n. 1, p. 79–98, 2022.

MAHAMOOD, R. M.; AKINLABI, E. T. Laser metal deposition of functionally graded Ti6Al4V/TiC. **Materials & Design**, [s. l.], v. 84, p. 402–410, 2015.

MAHAMOOD, Rasheedat Modupe; AKINLABI, Esther Titilayo. Modelling of Process Parameters Influence on Degree of Porosity in Laser Metal Deposition Process. *In: YANG, Gi-Chul et al. (org.). Transactions on Engineering Technologies*. Dordrecht: Springer Netherlands, 2015. p. 31–42. Disponível em: https://link.springer.com/10.1007/978-94-017-9588-3_3. Acesso em: 24 jul. 2024.

MAHAMOOD, Rasheedat M.; AKINLABI, Esther T.; AKINLABI, Stephen. Laser power and Scanning Speed Influence on the Mechanical Property of Laser Metal Deposited Titanium-Alloy. **Lasers in Manufacturing and Materials Processing**, [s. l.], v. 2, n. 1, p. 43–55, 2015.

MAJUMDAR, J Dutta; MANNA, I. Laser processing of materials. **Sadhan a**, [s. l.], v. 28, p. 495–562, 2003.

MARCHESE, Giulio *et al.* Characterization and Comparison of Inconel 625 Processed by Selective Laser Melting and Laser Metal Deposition. **Advanced Engineering Materials**, [s. l.], v. 19, n. 3, p. 1600635, 2017.

MATHEWS, Paul G. **Design of Experiments With Minitab**. [S. l.]: Quality Press, 2004.

MATHIAS, Laura Emi Tavoni. **Atomização a gás do aço ferramenta A2: efeito dos parâmetros de processo nas características do pó**. 2022. 139 f. - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2022. Disponível em: <https://repositorio.ufscar.br/handle/ufscar/16186>. Acesso em: 21 jul. 2024.

MATHOHO, I. *et al.* Impact of DED process parameters on the metallurgical characteristics of 17-4 PH SS deposited using DED. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, [s. l.], v. 31, p. 450–458, 2020.

MAZUMDER, Jyoti *et al.* **Direct metal deposition apparatus utilizing rapid-response diode laser source**. Depositante: United States. US7765022B2. Depósito: 27 jul. 2001. Concessão: 27 jul. 2010.

MAZUMDER, J *et al.* **Laser Processing: Surface Treatment and Film Deposition**. Dordrecht: Springer Netherlands, 1996.

MAZUMDER, Jyotirmoy. Overview of melt dynamics in laser processing. **Optical Engineering**, [s. l.], v. 30, n. 8, p. 1208–1219, 1991.

MAZUMDER, J. *et al.* The direct metal deposition of H13 tool steel for 3-D components. **JOM**, [s. l.], v. 49, n. 5, p. 55–60, 1997.

MEDVEDEVA, A. *et al.* High-temperature properties and microstructural stability of hot-work tool steels. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 523, n. 1, p. 39–46, 2009.

MEHRABI, Omid; HOSSEIN SEYEDKASHI, S. M.; MORADI, Mahmoud. Experimental and response surface study on additive manufacturing of functionally graded steel-inconel wall using direct laser metal deposition. **Optics & Laser Technology**, [s. l.], v. 167, p. 109707, 2023.

MEI, H. *et al.* The Characterization of the Performance of a New Powder Feeder for Laser Based Additive Manufacturing. *In*: 2002 INTERNATIONAL SOLID FREEFORM FABRICATION SYMPOSIUM, 2002. **Anais [...]**. [S. l.]: The University of Texas at Austin, 2002. Disponível em: <https://repositories.lib.utexas.edu/handle/2152/77417>. Acesso em: 18 mar. 2022.

MERTENS, R. *et al.* Influence of Powder Bed Preheating on Microstructure and Mechanical Properties of H13 Tool Steel SLM Parts. **Physics Procedia**, [s. l.], v. 83, Laser Assisted Net Shape Engineering 9 International Conference on Photonic Technologies Proceedings of the LANE 2016 September 19-22, 2016 Fürth, Germany, p. 882–890, 2016.

MESQUITA, R. A. *et al.* Effect of Silicon on Carbide Precipitation after Tempering of H11 Hot Work Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 42, n. 2, p. 461–472, 2011.

MILEWSKI, John O. **Additive Manufacturing of Metals**. Cham: Springer International Publishing, 2017. (Springer Series in Materials Science). v. 258 Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/978-3-319-58205-4>. Acesso em: 17 jul. 2024.

MONTGOMERY, Douglas C. **Design and analysis of experiments**. Eighth edition. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc, 2013.

MORADI, Mahmoud *et al.* Direct laser metal deposition additive manufacturing of Inconel 718 superalloy: Statistical modelling and optimization by design of experiments. **Optics & Laser Technology**, [s. l.], v. 144, p. 107380, 2021.

MORONI, Giovanni; SYAM, Wahyudin P.; PETRÒ, Stefano. Functionality-based Part Orientation for Additive Manufacturing. **Procedia CIRP**, [s. l.], v. 36, CIRP 25th Design Conference Innovative Product Creation, p. 217–222, 2015.

MORRIS, Jr., John William. Comments on the Microstructure and Properties of Ultrafine Grained Steel. **ISIJ International**, [s. l.], v. 48, n. 8, p. 1063–1070, 2008.

MUHAMMAD, Muztahid; SHAO, Shuai; SHAMSAEI, Nima. Effect of Defects on the Mechanical Properties of Laser Powder Bed Fused Ti-6Al-4V. *In: SOLID FREEFORM FABRICATION SYMPOSIUM – AN ADDITIVE MANUFACTURING CONFERENCE, 2022, Austin, Texas, USA. Solid Freeform Fabrication 2022: Proceedings of the 33rd Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium*. Austin, Texas, USA: [s. n.], 2022. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.26153/tsw/44177>.

MUMTAZ, Kamran Aamir; ERASENTHIRAN, Poonjolai; HOPKINSON, Neil. High density selective laser melting of Waspaloy®. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 195, n. 1, p. 77–87, 2008.

MURR, Lawrence E. *et al.* Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies. **Journal of Materials Science & Technology**, [s. l.], v. 28, n. 1, p. 1–14, 2012.

NETO, Benício Barros; SCARMINIO, Ieda Spacino; BRUNS, Roy Edward. **Como Fazer Experimentos - 4.ed.: Pesquisa e Desenvolvimento na Ciência e na Indústria**. [S. l.]: Bookman Editora, 2010.

NG, G. K. L. *et al.* Porosity formation and gas bubble retention in laser metal deposition. **Applied Physics A**, [s. l.], v. 97, n. 3, p. 641–649, 2009.

NGO, Tuan D. *et al.* Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. **Composites Part B: Engineering**, [s. l.], v. 143, p. 172–196, 2018.

NIENDORF, Thomas *et al.* Highly Anisotropic Steel Processed by Selective Laser Melting. **Metallurgical and Materials Transactions B**, [s. l.], v. 44, n. 4, p. 794–796, 2013.

NING, Liu *et al.* Effect of various carbides on the wettability in Ni/Ti((C, N) system. **Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.**, [s. l.], v. 20, n. 3, p. 35–39, 2005.

NISHIYAMA, Zenji. **Martensitic Transformation**. [S. l.]: Elsevier, 2012.

OERLIKON, Balzers. **Material Certification**. [S. l.: s. n.], 2022.

OGAWA, Shimpei *et al.* Superior prognosis stratification for stage III colon cancer using log odds of positive lymph nodes (LODDS) compared to TNM stage classification: the Japanese study group for postoperative follow-up of colorectal cancer. **Oncotarget**, [s. l.], v. 11, n. 33, p. 3144–3152, 2020.

OLABI, A.G. *et al.* Optimizing the CO2 laser welding process for dissimilar materials. **Optics and Lasers in Engineering**, [s. l.], v. 51, n. 7, p. 832–839, 2013.

OLIVEIRA, J. P.; LALONDE, A. D.; MA, J. Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing. **Materials & Design**, [s. l.], v. 193, p. 108762, 2020.

PAJUKOSKI, H. *et al.* High performance corrosion resistant coatings by novel coaxial cold- and hot-wire laser cladding methods. **Journal of Laser Applications**, [s. l.], v. 28, n. 1, p. 012011, 2016.

PANT, Piyush *et al.* A bottom-up approach to experimentally investigate the deposition of austenitic stainless steel in laser direct metal deposition system. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, [s. l.], v. 42, n. 2, p. 88, 2020.

PANT, Piyush *et al.* Statistical modelling and optimization of clad characteristics in laser metal deposition of austenitic stainless steel. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, [s. l.], v. 41, n. 7, p. 283, 2019.

PANT, Piyush; CHATTERJEE, Dipankar. Prediction of clad characteristics using ANN and combined PSO-ANN algorithms in laser metal deposition process. **Surfaces and Interfaces**, [s. l.], v. 21, p. 100699, 2020.

PARANDOUSH, Pedram; LIN, Dong. A review on additive manufacturing of polymer-fiber composites. **Composite Structures**, [s. l.], v. 182, p. 36–53, 2017.

PARK, Gyung-Jin (org.). Design of Experiments. *In: Analytic Methods for Design Practice*. London: Springer, 2007. p. 309–391. Disponível em: https://doi.org/10.1007/978-1-84628-473-1_6. Acesso em: 18 set. 2023.

PARK, Jun Seok *et al.* Effect of Energy Input on the Characteristic of AISI H13 and D2 Tool Steels Deposited by a Directed Energy Deposition Process. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 47, n. 5, p. 2529–2535, 2016.

PAUL, Christ P. *et al.* Laser Rapid Manufacturing: Technology, Applications, Modeling and Future Prospects. *In: Lasers In Manufacturing*. [S. l.]: John Wiley & Sons, Ltd, 2013. p. 1–67. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/9781118562857.ch1>. Acesso em: 25 set. 2023.

PEGUES, J. W. *et al.* Fatigue of additive manufactured Ti-6Al-4V, Part I: The effects of powder feedstock, manufacturing, and post-process conditions on the resulting microstructure and defects. **International Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 132, p. 105358, 2020.

PELLIZZARI, Massimo *et al.* Thermal Fatigue Behavior of AISI H13 Hot Work Tool Steel Produced by Direct Laser Metal Deposition. **steel research international**, [s. l.], v. 94, n. 4, p. 2200449, 2023.

PÉREZ, Marcos; BELZUNCE, Francisco Javier. The effect of deep cryogenic treatments on the mechanical properties of an AISI H13 steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 624, p. 32–40, 2015.

PINEDO, Carlos Eduardo. **Tratamentos térmicos e superficiais dos aços**. [S. l.]: Editora Blucher, 2021.

PINKERTON, Andrew J.; LI, Lin. Direct additive laser manufacturing using gas- and water-atomised H13 tool steel powders. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 25, n. 5, p. 471–479, 2005.

PRUDENTE, W. R *et al.* Microstructural evolution under tempering heat treatment in AISI H13 hot-work tool steel. **International Journal of Engineering Research and Applications**, [s. l.], v. 07, n. 04, p. 67–71, 2017.

QI, H.; AZER, M.; RITTER, A. Studies of Standard Heat Treatment Effects on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Net Shape Manufactured INCONEL 718. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 40, n. 10, p. 2410–2422, 2009.

QUAN, Zhenzhen *et al.* Additive manufacturing of multi-directional preforms for composites: opportunities and challenges. **Materials Today**, [s. l.], v. 18, n. 9, p. 503–512, 2015.

RAMIREZ, Andrés *et al.* Segregation Effect on Solidification Cracking in Spot Welding of the 6XXX Aluminum. **Engineering Transactions**, [s. l.], 2020. Disponível em: <http://et.ippt.pan.pl/index.php/et/article/view/1185>. Acesso em: 25 fev. 2022.

RÄNNAR, L-E.; GLAD, A.; GUSTAFSON, C-G. Efficient cooling with tool inserts manufactured by electron beam melting. **Rapid Prototyping Journal**, [s. l.], v. 13, n. 3, p. 128–135, 2007.

REDDY, L. *et al.* Process parameter optimisation of laser clad iron based alloy: Predictive models of deposition efficiency, porosity and dilution. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 349, p. 198–207, 2018.

REINHART, Gunther; TEUFELHART, Stefan; RISS, Fabian. Investigation of the Geometry-Dependent Anisotropic Material Behavior of Filigree Struts in ALM-Produced Lattice Structures. **Physics Procedia**, [s. l.], v. 39, Laser Assisted Net shape Engineering 7 (LANE 2012), p. 471–479, 2012.

REN, Yaojia *et al.* A comparative study on microstructure, nanomechanical and corrosion behaviors of AlCoCuFeNi high entropy alloys fabricated by selective laser melting and laser metal deposition. **Journal of Materials Science & Technology**, [s. l.], v. 131, p. 221–230, 2022.

RIABOV, Dmitri; BENGTSSON, Sven. Factors affecting printability of 316L powders using the DMLS process. *In*: 2018 WORLD CONGRESS ON POWDER

METALLURGY, 2018, Beijing, China. **Proceedings 2018 World Congress on Powder Metallurgy**. Beijing, China: [s. n.], 2018. p. 1–12.

RIBEIRO, Kandice S. B.; MARIANI, Fábio E.; COELHO, Reginaldo T. A Study of Different Deposition Strategies in Direct Energy Deposition (DED) Processes. **Procedia Manufacturing**, [s. l.], v. 48, 48th SME North American Manufacturing Research Conference, NAMRC 48, p. 663–670, 2020.

RIZA, Syed H. *et al.* Dynamic behaviour of high strength steel parts developed through laser assisted direct metal deposition. **Materials & Design**, [s. l.], v. 64, p. 650–659, 2014.

ROBERTS, George Adam; KENNEDY, Richard; KRAUSS, G. **Tool Steels, 5th Edition**. [S. l.]: ASM International, 1998.

ROMBOUTS, M. *et al.* Fundamentals of Selective Laser Melting of alloyed steel powders. **CIRP Annals**, [s. l.], v. 55, n. 1, p. 187–192, 2006.

SAMES, W. J. *et al.* The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. **International Materials Reviews**, [s. l.], v. 61, n. 5, p. 315–360, 2016.

SANTOS, J. A. P. **Cost Estimation Model for the Directed Energy Deposition.pdf**. 2018. Dissertação - Instituto Superior de Engenharia do Porto, Porto, 2018.

SANTOS, T. B. M. R. **Implementação de um sistema laser de CO2 para aplicações em soldagem**. 2018. 132 f. Dissertação - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2018. Disponível em: <https://repositorio.ufsc.br/handle/123456789/205986>.

SANTOS, Edson Costa *et al.* Rapid manufacturing of metal components by laser forming. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, [s. l.], v. 46, n. 12, p. 1459–1468, 2006.

SARKAR, Sagar; KUMAR, Cheruvu Siva; NATH, Ashish Kumar. Effects of heat treatment and build orientations on the fatigue life of selective laser melted 15-5 PH stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 755, p. 235–245, 2019.

SCHMIDT, Michael *et al.* Laser based additive manufacturing in industry and academia. **CIRP Annals**, [s. l.], v. 66, n. 2, p. 561–583, 2017.

SELCUK, C. Laser metal deposition for powder metallurgy parts. **Powder Metallurgy**, [s. l.], v. 54, n. 2, p. 94–99, 2011.

SHAMSAEI, Nima *et al.* An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control. **Additive Manufacturing**, [s. l.], v. 8, p. 12–35, 2015.

SHIM, Do-Sik *et al.* Effect of layer thickness setting on deposition characteristics in direct energy deposition (DED) process. **Optics & Laser Technology**, [s. l.], v. 86, p. 69–78, 2016.

SILVEIRA, Antonio Carlos de F.; FECHTE-HEINEN, Rainer; EPP, Jérémy. Microstructure evolution during laser-directed energy deposition of tool steel by in situ synchrotron X-ray diffraction. **Additive Manufacturing**, [s. l.], v. 63, p. 103408, 2023.

SIMCHI, A. The role of particle size on the laser sintering of iron powder. **Metallurgical and Materials Transactions B**, [s. l.], v. 35, n. 5, p. 937–948, 2004.

SINGH, Rupinder; DAVIM, J. Paulo. **Additive Manufacturing: Applications and Innovations**. [S. l.]: CRC Press, 2018.

SMOLJAN, B. An Analysis of Relationships Between Behavior and Microstructure Constitution of Hot-Work Tool Steel. **Materials and Manufacturing Processes**, [s. l.], v. 24, n. 7–8, p. 786–790, 2009.

SOUZA, Adriel Magalhães *et al.* Effects of Laser Polishing on Surface Characteristics and Wettability of Directed Energy-Deposited 316L Stainless Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [s. l.], v. 30, n. 9, p. 6752–6765, 2021.

SPEER, J. *et al.* Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 51, n. 9, p. 2611–2622, 2003.

SPEICH, G. R.; LESLIE, W. C. Tempering of steel. **Metallurgical Transactions**, [s. l.], v. 3, n. 5, p. 1043–1054, 1972.

SPIERINGS, A.B.; HERRES, N.; LEVY, G. Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts. **Rapid Prototyping Journal**, [s. l.], v. 17, n. 3, p. 195–202, 2011.

SRIVATSAN, T. S.; SUDARSHAN, T. S. (org.). **Additive Manufacturing: Innovations, Advances, and Applications**. Boca Raton: CRC Press, 2015.

STEEN, William M. **Laser Material Processing**. London: Springer London, 1991. Disponível em: <https://link.springer.com/10.1007/978-1-4471-3820-4>. Acesso em: 7 ago. 2023.

STEEN, W. M.; WEERASINGHE, V. M.; MONSON, P. Some Aspects Of The Formation Of Laser Clad Tracks. *In*: HIGH POWER LASERS AND THEIR INDUSTRIAL APPLICATIONS, 1986. **High Power Lasers and Their Industrial Applications**. [S. l.]: SPIE, 1986. p. 226–234. Disponível em: <https://www.spiedigitallibrary.org/conference-proceedings-of-spie/0650/0000/Some-Aspects-Of-The-Formation-Of-Laser-Clad-Tracks/10.1117/12.938104.full>. Acesso em: 16 jul. 2024.

STRAFFELINI, G.; FONTANARI, V.; MOLINARI, A. True and apparent Young's modulus in ferrous porous alloys. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 260, n. 1, p. 197–202, 1999.

SUTTON, Austin *et al.* Powders for Additive Manufacturing Processes: Characterization Techniques and Effects on Part Properties. **Proceedings of the 27th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium (2016, Austin, TX)**, [s. l.], p. 1004–1030, 2016.

SVETLIZKY, David *et al.* Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. **Materials Today**, [s. l.], v. 49, p. 271–295, 2021.

TELASANG, G. *et al.* Effect of laser parameters on microstructure and hardness of laser clad and tempered AISI H13 tool steel. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 258, p. 1108–1118, 2014.

TEPYLO, Nick; HUANG, Xiao; PATNAIK, Prakash C. Laser-Based Additive Manufacturing Technologies for Aerospace Applications. **Advanced Engineering Materials**, [s. l.], v. 21, n. 11, p. 1900617, 2019.

THANGO, Bonginkosi A. Application of the Analysis of Variance (ANOVA) in the Interpretation of Power Transformer Faults. **Energies**, [s. l.], v. 15, n. 19, p. 7224, 2022.

THIJS, Lore *et al.* Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 61, n. 5, p. 1809–1819, 2013.

THOMPSON, Scott M. *et al.* An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics. **Additive Manufacturing**, [s. l.], v. 8, p. 36–62, 2015.

THOMPSON, Mary Kathryn *et al.* Design for Additive Manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints. **CIRP Annals**, [s. l.], v. 65, n. 2, p. 737–760, 2016.

TITILAYO, Akinlabi, Esther; MODUPE, Mahamood, Rasheedat; AKINWALE, Akinlabi, Stephen. **Advanced Manufacturing Techniques Using Laser Material Processing**. [S. l.]: IGI Global, 2016.

TONY, Anthony *et al.* The Additive Manufacturing Approach to Polydimethylsiloxane (PDMS) Microfluidic Devices: Review and Future Directions. **Polymers**, [s. l.], v. 15, n. 8, p. 1926, 2023.

TORRES, Edwar A. *et al.* Banding and microstructural features in laser cladding of a 304 substrate using 316 powder. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 112, n. 7–8, p. 2327–2339, 2021.

TOTTEN, George E. **Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies**. [S. l.]: CRC Press, 2006.

TOYSERKANI, Ehsan; KHAJEPOUR, Amir; CORBIN, Stephen Francis. **Laser cladding**. Boca Raton: CRC Press, 2005.

UR RAHMAN, Naveed *et al.* An Overview: Laser-Based Additive Manufacturing for High Temperature Tribology. **Frontiers in Mechanical Engineering**, [s. l.], v. 5, p. 16, 2019.

VAFADAR, Ana *et al.* Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges. **Applied Sciences**, [s. l.], v. 11, n. 3, p. 1213, 2021.

VOLPATO, Neri. **Manufatura aditiva: tecnologias e aplicações da impressão 3D**. [S. l.]: Editora Blucher, 2021.

WANG, Jiandong *et al.* Effect of TiC particle size on the microstructure and tensile properties of TiCp/Ti6Al4V composites fabricated by laser melting deposition. **Optics & Laser Technology**, [s. l.], v. 105, p. 195–206, 2018.

WANG, Yuxuan *et al.* Overview of 3D additive manufacturing (AM) and corresponding AM composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, [s. l.], v. 139, p. 106114, 2020.

WANG, Jiandong; LI, Liqun; TAO, Wang. Crack initiation and propagation behavior of WC particles reinforced Fe-based metal matrix composite produced by laser melting deposition. **Optics & Laser Technology**, [s. l.], v. 82, p. 170–182, 2016.

WOHLERS, Terry. **Wohlers report 2017: 3D printing and additive manufacturing state of the industry: annual worldwide progress report**. [S. l.]: Wohlers Associates, 2017.

WOLFF, Sarah *et al.* Anisotropic properties of directed energy deposition (DED)-processed Ti-6Al-4V. **Journal of Manufacturing Processes**, [s. l.], v. 24, SI: NAMRC, p. 397–405, 2016.

WU, Bintaoy *et al.* A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. **Journal of Manufacturing Processes**, [s. l.], v. 35, p. 127–139, 2018.

YANG, Teng *et al.* A Review of Diagnostics Methodologies for Metal Additive Manufacturing Processes and Products. **Materials**, [s. l.], v. 14, n. 17, p. 4929, 2021.

YANG, Li *et al.* **Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production**. Cham: Springer International Publishing, 2017. (Springer Series in Advanced Manufacturing). Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/978-3-319-55128-9>. Acesso em: 16 set. 2023.

YAP, C. Y. *et al.* Review of selective laser melting: Materials and applications. **Applied Physics Reviews**, [s. l.], v. 2, n. 4, p. 041101, 2015.

YU, Chong Ho. **Data mining as an extension of EDA and resampling**. [S. l.], 2013. Disponível em: <https://www.creative-wisdom.com/computer/sas/DM.shtml>. Acesso em: 23 set. 2023.

ZADPOOR, Amir. Frontiers of Additively Manufactured Metallic Materials. **Materials**, [s. l.], v. 11, n. 9, p. 1566, 2018.

ZAWADZKI, Przemysław; ŻYWICKI, Krzysztof. Smart Product Design and Production Control for Effective Mass Customization in the Industry 4.0 Concept. **Management and Production Engineering Review**, [s. l.], v. 7, n. 3, p. 105–112, 2016.

ZHANG, Wan-neng *et al.* Research progress on selective laser melting (SLM) of magnesium alloys: A review. **Optik**, [s. l.], v. 207, p. 163842, 2020.

ZHAO, Tong *et al.* Some factors affecting porosity in directed energy deposition of AlMgScZr-alloys. **Optics & Laser Technology**, [s. l.], v. 143, p. 107337, 2021.

ZHAO, Yu. **A STEP TOWARD AN INTELLIGENT AND INTEGRATED COMPUTER-AIDED DESIGN OF APPAREL PRODUCTS**. 2016. 124 f. Tese de Doutorado - University of Saskatchewan, Saskatoon, 2016. Disponível em: <https://core.ac.uk/download/pdf/226145634.pdf>. Acesso em: 16 set. 2023.

ZHAO, Zhao *et al.* Direct Laser Metal Deposition of AISI H13 Cladding on Copper–Beryllium Alloy Substrate Through a Stainless-Steel Buffer Layer Strategy. **steel research international**, [s. l.], v. 94, n. 4, p. 2200387, 2023.

ZHAO, Xiaoming *et al.* Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 478, n. 1, p. 119–124, 2008.

ZHAO, Xuan *et al.* The effect of thermal cycling on direct laser-deposited gradient H13 tool steel: Microstructure evolution, nanoprecipitation behaviour, and mechanical properties. **Materials Today Communications**, [s. l.], v. 25, p. 101390, 2020.

ZHENG, B. *et al.* On the evolution of microstructure and defect control in 316L SS components fabricated via directed energy deposition. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 764, p. 138243, 2019.

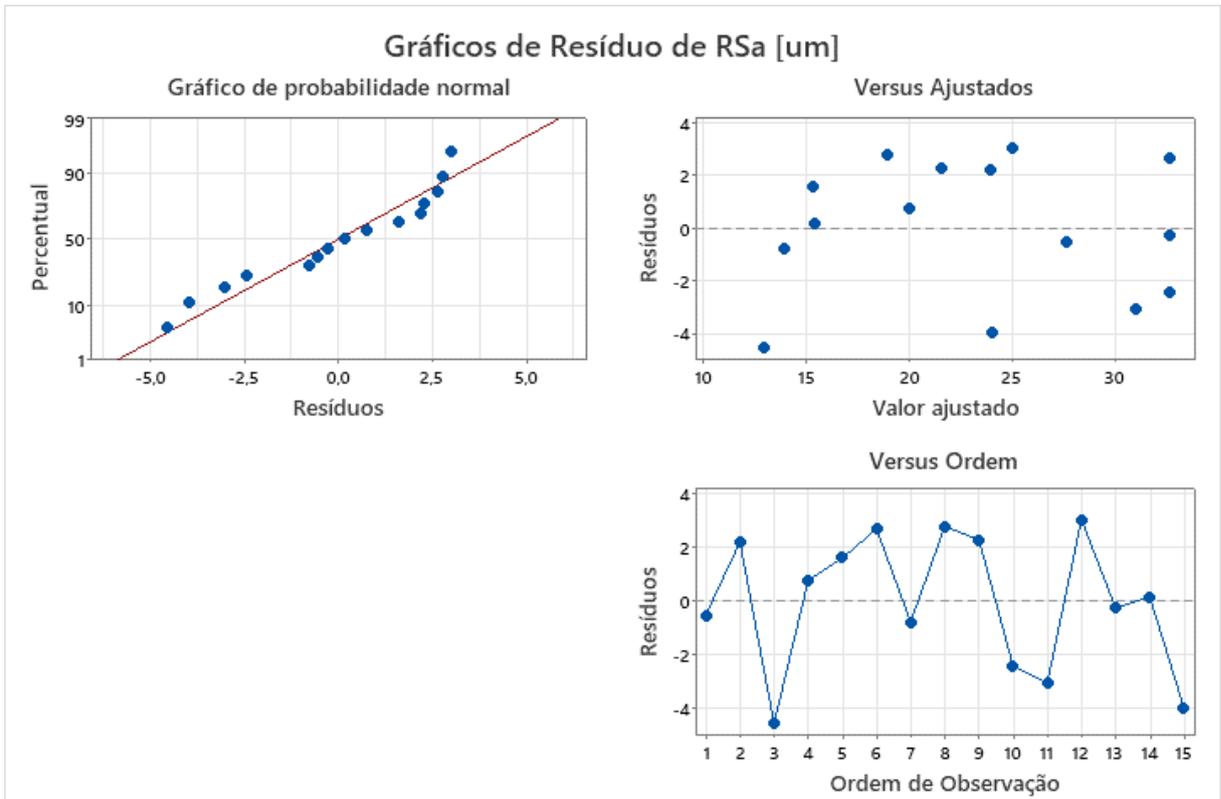
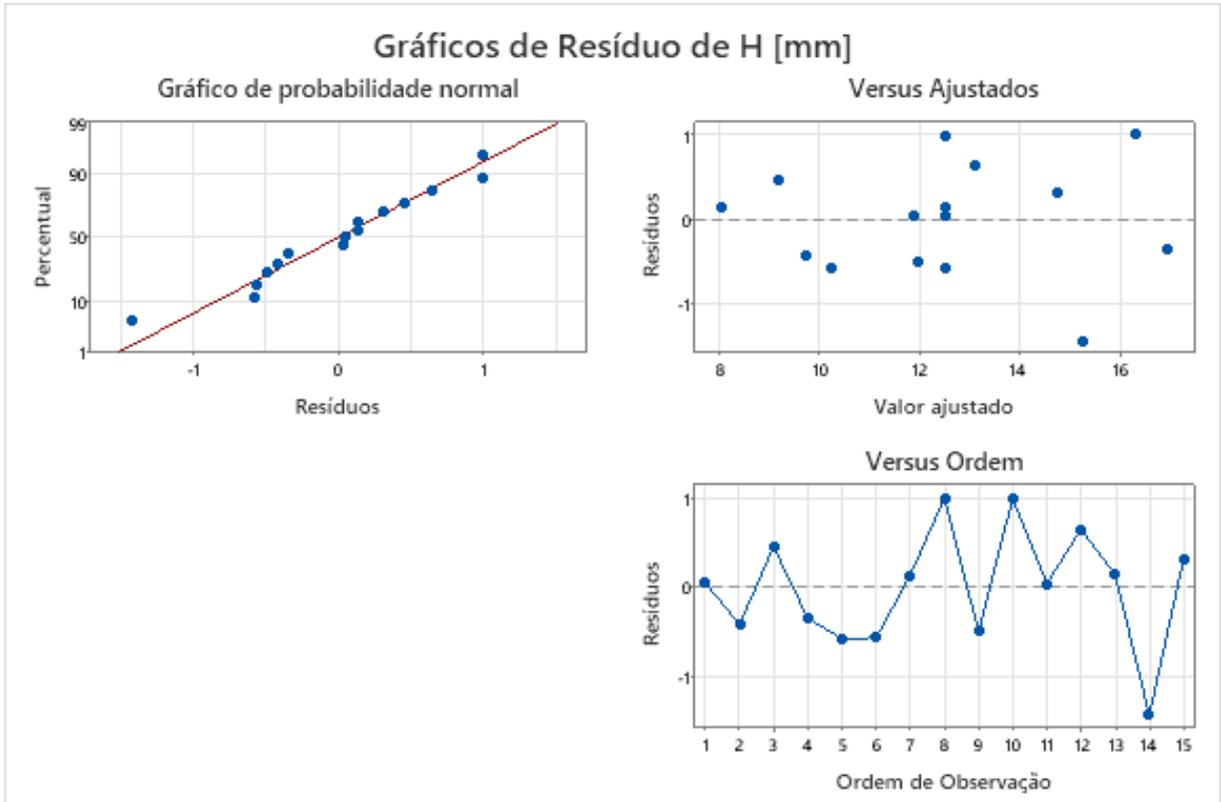
ZHONG, Chongliang *et al.* Experimental study of porosity reduction in high deposition-rate Laser Material Deposition. **Optics & Laser Technology**, [s. l.], v. 75, p. 87–92, 2015.

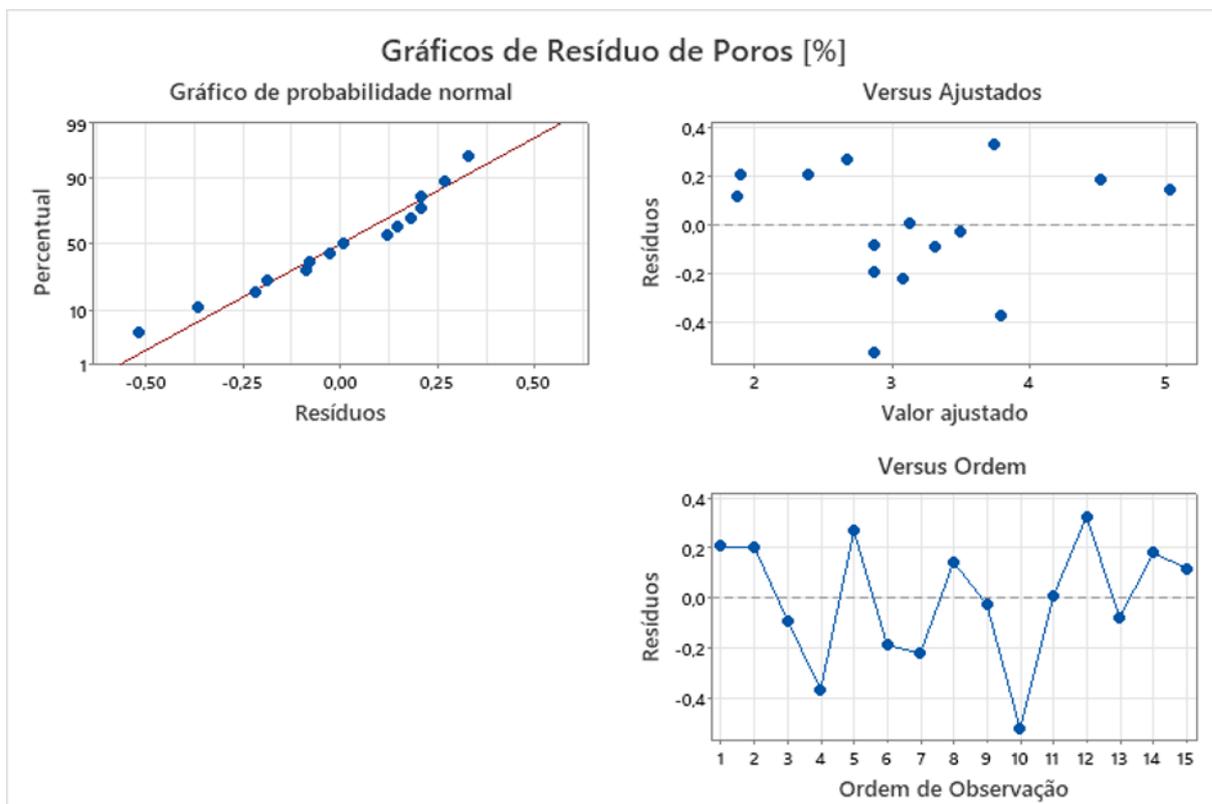
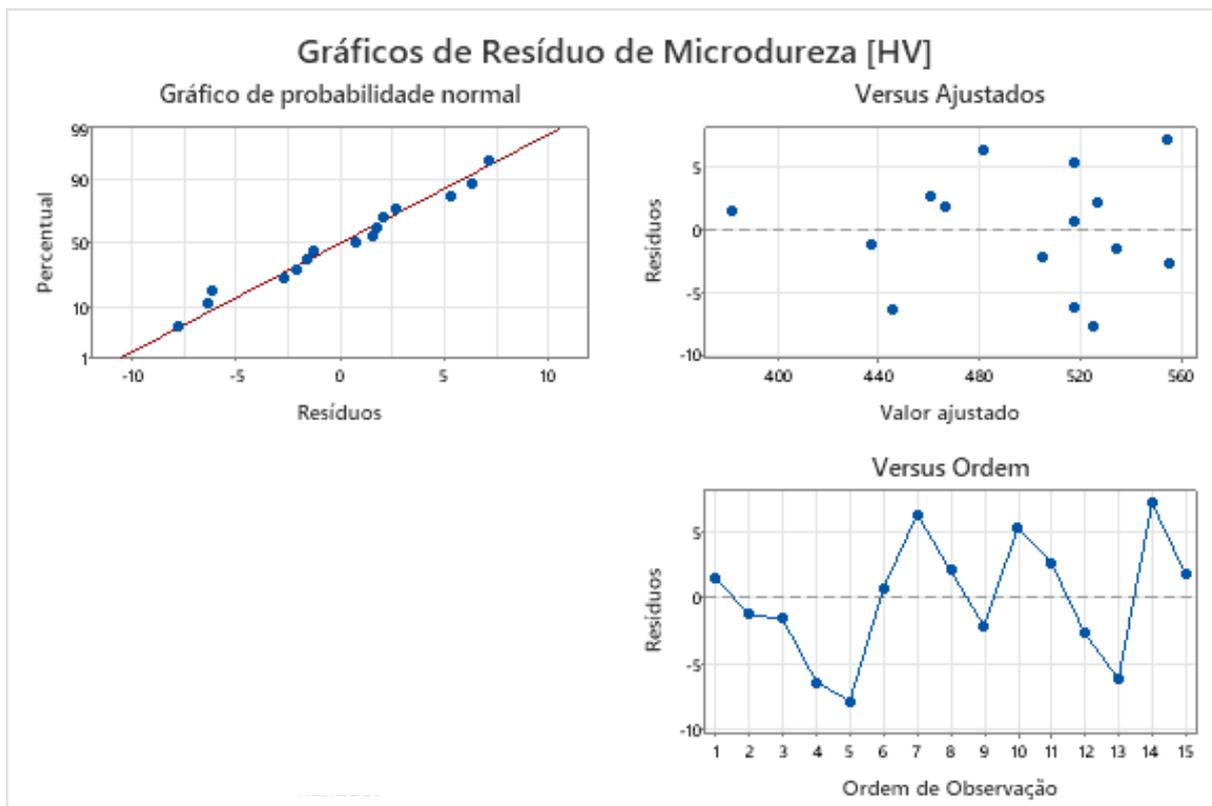
ZHOU, Y. H. *et al.* Selective laser melting of typical metallic materials: An effective process prediction model developed by energy absorption and consumption analysis. **Additive Manufacturing**, [s. l.], v. 25, p. 204–217, 2019.

ZHU, Jian; ZHANG, Zhihao; XIE, Jianxin. Improving strength and ductility of H13 die steel by pre-tempering treatment and its mechanism. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 752, p. 101–114, 2019.

APÊNDICE A – ANÁLISE DE RESÍDUOS

Figura 53 – Análise dos resíduos para as diferentes respostas avaliadas





Fonte: A autora (2024).

O gráfico de probabilidade normal dos resíduos mostra os resíduos versus seus valores esperados quando a distribuição é normal, que deve seguir aproximadamente uma linha reta.

O gráfico de resíduos versus ajustes serve para verificar a pressuposição de que os resíduos são aleatoriamente distribuídos e têm variância constante. De maneira ideal, os pontos devem apresentar-se distribuídos aleatoriamente em ambos os lados de 0, sem padrões reconhecíveis nos pontos.

O gráfico de resíduos versus ordem mostra os resíduos na ordem em que os dados foram coletados, sendo que resíduos independentes não mostram tendências nem padrões quando exibidos em ordem temporal, verificando o pressuposto de que os resíduos são independentes um do outro, para isso devem estar distribuídos aleatoriamente em torno da linha central.

APÊNDICE B – ROTINA DE PROGRAMAÇÃO

```

&ACCESS RVP
&REL 183
&PARAM EDITMASK = *
&PARAM TEMPLATE = C:\KRC\Roboter\Template\vorgabe
&PARAM DISKPATH = KRC:\R1\Program\test_rtext
DEF Solucao3camada1( )
;FOLD INI;{%PE}
  ;FOLD BASISTECH INI
    GLOBAL INTERRUPT DECL 3 WHEN $STOPMESS==TRUE DO IR_STOPM ( )
    INTERRUPT ON 3
    BAS (#INITMOV,0 )
  ;ENDFOLD (BASISTECH INI)
;FOLD USER INI
  ;Make your modifications here

  ;ENDFOLD (USER INI)
;ENDFOLD (INI)

;FOLD PTP P1 Vel=5 % PDAT1 Tool[1]:teste_D70 Base[0];{%PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VPTP,%P 1:PTP, 2:P1, 3:, 5:5, 7:PDAT1
$BWDSTART=FALSE
PDAT_ACT=PPDAT1
FDAT_ACT=FP1
BAS(#PTP_PARAMS,5)
PTP XP1
;ENDFOLD

;FOLD GasInit Gas: GasDef;{%PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_GAS_INIT,%VLSR_GAS_INIT,%P 3:#TECH,
5:GasDef
Trigger When PATH = 0 DELAY=Lsr_InitGasDly DO LSR_InitGas(#TECH ,
GDGasDef.ProcGas , GDGasDef.RootGas , 0 ) PRIO=-1
;ENDFOLD

```

```
;FOLD LIN P4 CONT Vel=0.2 m/s CPDAT1 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P4, 3:C_DIS C_DIS, 5:0.2,
7:CPDAT1
```

```
$BWDSTART=FALSE
```

```
LDAT_ACT=LCPDAT1
```

```
FDAT_ACT=FP4
```

```
BAS(#CP_PARAMS,0.2)
```

```
LIN XP4 C_DIS C_DIS
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LSR INIT Allocation=False Gas: GasDef LSN: LSNDf;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_INIT,%VLASER_INIT_ADV,%P 2:#TECH,
5:FALSE, 7:GasDef, 9:LSNDf, 10:False, 12:LU0
```

```
LSR_ErrorType = #NONE
```

```
LSR_INIT_LASER (#TECH, LNLSNDf, GDGasDef, False, FALSE)
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD GasSwi Proc_Gas ON Nicht Haltend;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_GAS_SWI,%VLSR_GAS_SWI,%P 3:#Proc,
5:TRUE, 7:1, 10:FALSE
```

```
Trigger When PATH = 0 DELAY=Lsr_GasDlySwi DO LSR_Gas_Swi(#Proc , TRUE ,
-1 , FALSE ) PRIO=-1
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD GasSwi Root_Gas ON ;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_GAS_SWI,%VLSR_GAS_SWI,%P 3:#Root,
5:TRUE, 7:1, 10:TRUE
```

```
Trigger When PATH = 0 DELAY=Lsr_GasDlySwi DO LSR_Gas_Swi(#Root , TRUE ,
-1 , TRUE ) PRIO=-1
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD OUT 1 'DEPOSITOR_DE_PO_Start/Stop' State=TRUE CONT;%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%COUT,%VOUTX,%P 2:1,
3:DEPOSITOR_DE_PO_Start/Stop, 5:TRUE, 6:CONTINUE
```

```
CONTINUE
```

```
$OUT[1]=TRUE
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD WAIT FOR ( IN 1 'LMD_NO-ERROR' );%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CEXT_WAIT_FOR,%VEXT_WAIT_FOR,%P 2:, 4:,
5:$IN, 6:1, 7:LMD_NO-ERROR, 9:
```

WAIT FOR (\$IN[1])

;ENDFOLD

;FOLD WAIT FOR (IN 2 'PROCESS_STABLE');%{PE}%R

8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CEXT_WAIT_FOR,%VEXT_WAIT_FOR,%P 2:, 4:,
5:\$IN, 6:2, 7:PROCESS_STABLE, 9:

WAIT FOR (\$IN[2])

;ENDFOLD

;FOLD LSR On Path=10 mm MSet=ME1 LSet=LS1;%{PE}%R

6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_ON,%VLSR_ON_TECH,%P 2:#TECH, 5:10,
8:1, 10:2500, 13:60, 16:ME1, 18:LS1, 20:LU0

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=LsrDelay(LSR_ShutterOn, PreDelay,
GasPreFlowValue, LMME1) DO LSR_PRE_ON(#TECH, #OFF_SPL, LPLS1) PRIO=-
1

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_ON(#TECH,
#OFF_SPL, LMME1, LPLS1) PRIO=-1

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=GasDelay(GasPreFlowValue, LMME1) DO
LSR_GAS_ON(LMME1) PRIO=-1

;ENDFOLD

;FOLD LIN P8 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT6 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R

8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P8, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.01, 7:CPDAT6

\$BWDSTART=FALSE

LDAT_ACT=LCPDAT6

FDAT_ACT=FP8

BAS(#CP_PARAMS,0.01)

LIN XP8 C_DIS C_DIS

;ENDFOLD

;FOLD LIN P6 CONT Vel=0.006 m/s CPDAT4 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R

8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P6, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.006, 7:CPDAT4

\$BWDSTART=FALSE

LDAT_ACT=LCPDAT4

FDAT_ACT=FP6

BAS(#CP_PARAMS,0.006)

LIN XP6 C_DIS C_DIS

;ENDFOLD

```
;FOLD LSR Switch Path=0 mm LSet=LS2;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_SWI,%VLSR_SWI_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:1500, 11:400, 14:ME2, 16:LS2, 18:LU0
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelay(0, PreDelay, GasPreFlowValue,
LMDEFAULT) DO LSR_PRE_SWI(#TECH, #OFF_SPL, LPLS2) PRIO=-1
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrShutterDelay DO LSR_SWI(#TECH,
#OFF_SPL, LMDEFAULT, LPLS2) PRIO=-1
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LSR End Path=0 mm MSet=ME3 LSet=LS3 ;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_END,%VLSR_END_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:500, 11:500, 14:12, 17:ME3, 19:LS3, 21:LU0, 22:False
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrOffDelay(LSR_ShutterOff, LPLS3,
GasPreFlowValue, LMME3) DO LSR_PRE_OFF(#TECH, #OFF_SPL, LPLS3)
PRIO=-1
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelayOff DO LSRO_LsrSync1 = FALSE
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrShutterDelay DO LSR_OFF(#TECH,
#OFF_SPL, LMME3, LPLS3, False) PRIO=-1
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LIN P7 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT5 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P7, 3:C_DIS C_DIS, 5:0.1,
7:CPDAT5
```

```
$BWDSTART=FALSE
```

```
L DAT_ACT=LCPDAT5
```

```
F DAT_ACT=FP7
```

```
BAS(#CP_PARAMS,0.01)
```

```
LIN XP7 C_DIS C_DIS
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LIN P10 CONT Vel=0.2 m/s CPDAT8 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P10, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.2, 7:CPDAT8
```

```
$BWDSTART=FALSE
```

```
L DAT_ACT=LCPDAT8
```

```
F DAT_ACT=FP10
```

```
BAS(#CP_PARAMS,0.2)
```

```
LIN XP10 C_DIS C_DIS
```

```
;ENDFOLD
```

```

;FOLD LSR  On Path=10 mm MSet=ME2 LSet=LS1;{%PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_ON,%VLSR_ON_TECH,%P 2:#TECH, 5:10,
8:1, 10:2500, 13:60, 16:ME2, 18:LS1, 20:LU0

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=LsrDelay(LSR_ShutterOn, PreDelay,
GasPreFlowValue, LMME2) DO LSR_PRE_ON(#TECH, #OFF_SPL, LPLS1) PRIO=-
1

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_ON(#TECH,
#OFF_SPL, LMME2, LPLS1) PRIO=-1

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=GasDelay(GasPreFlowValue, LMME2) DO
LSR_GAS_ON(LMME2) PRIO=-1

;ENDFOLD

;FOLD LIN P11 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT9 Tool[1]:teste_D70 Base[0];{%PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P11, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.01, 7:CPDAT9

$BWDSTART=FALSE
LDAT_ACT=LCPDAT9
FDAT_ACT=FP11
BAS(#CP_PARAMS,0.01)
LIN XP11 C_DIS C_DIS
;ENDFOLD

;FOLD LIN P12 CONT Vel=0.006 m/s CPDAT10 Tool[1]:teste_D70
Base[0];{%PE}%R 8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P12,
3:C_DIS C_DIS, 5:0.006, 7:CPDAT10

$BWDSTART=FALSE
LDAT_ACT=LCPDAT10
FDAT_ACT=FP12
BAS(#CP_PARAMS,0.006)
LIN XP12 C_DIS C_DIS
;ENDFOLD

;FOLD LSR  Switch Path=0 mm LSet=LS5;{%PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_SWI,%VLSR_SWI_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:1500, 11:400, 14:ME2, 16:LS5, 18:LU0

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelay(0, PreDelay, GasPreFlowValue,
LMDEFAULT) DO LSR_PRE_SWI(#TECH, #OFF_SPL, LPLS5) PRIO=-1

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_SWI(#TECH,
#OFF_SPL, LMDEFAULT, LPLS5) PRIO=-1

;ENDFOLD

;FOLD LSR  End Path=0 mm MSet=ME4 LSet=LS6 ;{%PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_END,%VLSR_END_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:500, 11:500, 14:12, 17:ME4, 19:LS6, 21:LU0, 22:False

```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrOffDelay(LSR_ShutterOff, LPLS6,
GasPreFlowValue, LMME4) DO LSR_PRE_OFF(#TECH, #OFF_SPL, LPLS6)
PRIO=-1
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelayOff DO LSRO_LsrSync1 = FALSE
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_OFF(#TECH,
#OFF_SPL, LMME4, LPLS6, False) PRIO=-1
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LIN P13 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT11 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P13, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.1, 7:CPDAT11
```

```
$BWDSTART=FALSE
```

```
LDAT_ACT=LCPDAT11
```

```
FDAT_ACT=FP13
```

```
BAS(#CP_PARAMS,0.01)
```

```
LIN XP13 C_DIS C_DIS
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LIN P14 CONT Vel=0.2 m/s CPDAT12 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P14, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.2, 7:CPDAT12
```

```
$BWDSTART=FALSE
```

```
LDAT_ACT=LCPDAT12
```

```
FDAT_ACT=FP14
```

```
BAS(#CP_PARAMS,0.2)
```

```
LIN XP14 C_DIS C_DIS
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LSR On Path=10 mm MSet=ME5 LSet=LS1;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_ON,%VLSR_ON_TECH,%P 2:#TECH, 5:10,
8:1, 10:2500, 13:60, 16:ME5, 18:LS1, 20:LUO
```

```
TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY= LsrDelay(LSR_ShutterOn, PreDelay,
GasPreFlowValue, LMME5) DO LSR_PRE_ON(#TECH, #OFF_SPL, LPLS1) PRIO=-
1
```

```
TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_ON(#TECH,
#OFF_SPL, LMME5, LPLS1) PRIO=-1
```

```
TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=GasDelay(GasPreFlowValue, LMME5) DO
LSR_GAS_ON(LMME5) PRIO=-1
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LIN P15 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT13 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P15, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.01, 7:CPDAT13
```

```

$BWDSTART=FALSE
LDAT_ACT=LCPDAT13
FDAT_ACT=FP15
BAS(#CP_PARAMS,0.01)
LIN XP15 C_DIS C_DIS
;ENDFOLD
;FOLD LIN P16 CONT Vel=0.006 m/s CPDAT14 Tool[1]:teste_D70
Base[0];%{PE}%R 8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P16,
3:C_DIS C_DIS, 5:0.006, 7:CPDAT14
$BWDSTART=FALSE
LDAT_ACT=LCPDAT14
FDAT_ACT=FP16
BAS(#CP_PARAMS,0.006)
LIN XP16 C_DIS C_DIS
;ENDFOLD
;FOLD LSR Switch Path=0 mm LSet=LS8;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_SWI,%VLSR_SWI_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:1500, 11:400, 14:ME2, 16:LS8, 18:LU0
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelay(0, PreDelay, GasPreFlowValue,
LMDEFAULT) DO LSR_PRE_SWI(#TECH, #OFF_SPL, LPLS8) PRIO=-1
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrShutterDelay DO LSR_SWI(#TECH,
#OFF_SPL, LMDEFAULT, LPLS8) PRIO=-1
;ENDFOLD
;FOLD LSR End Path=0 mm MSet=ME6 LSet=LS9 ;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_END,%VLSR_END_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:500, 11:500, 14:12, 17:ME6, 19:LS9, 21:LU0, 22:False
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrOffDelay(LSR_ShutterOff, LPLS9,
GasPreFlowValue, LMME6) DO LSR_PRE_OFF(#TECH, #OFF_SPL, LPLS9)
PRIO=-1
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelayOff DO LSRO_LsrSync1 = FALSE
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrShutterDelay DO LSR_OFF(#TECH,
#OFF_SPL, LMME6, LPLS9, False) PRIO=-1
;ENDFOLD
;FOLD LIN P17 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT15 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P17, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.1, 7:CPDAT15
$BWDSTART=FALSE
LDAT_ACT=LCPDAT15
FDAT_ACT=FP17

```

```
BAS(#CP_PARAMS,0.01)
LIN XP17 C_DIS C_DIS
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LIN P18 CONT Vel=0.2 m/s CPDAT16 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P18, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.2, 7:CPDAT16
```

```
$BWDSTART=FALSE
LDAT_ACT=LCPDAT16
FDAT_ACT=FP18
```

```
BAS(#CP_PARAMS,0.2)
LIN XP18 C_DIS C_DIS
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LSR On Path=10 mm MSet=ME7 LSet=LS1;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_ON,%VLSR_ON_TECH,%P 2:#TECH, 5:10,
8:1, 10:2500, 13:60, 16:ME7, 18:LS1, 20:LU0
```

```
TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=LsrDelay(LSR_ShutterOn, PreDelay,
GasPreFlowValue, LMME7) DO LSR_PRE_ON(#TECH, #OFF_SPL, LPLS1) PRIO=-
1
```

```
TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_ON(#TECH,
#OFF_SPL, LMME7, LPLS1) PRIO=-1
```

```
TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=GasDelay(GasPreFlowValue, LMME7) DO
LSR_GAS_ON(LMME7) PRIO=-1
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LIN P19 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT17 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P19, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.01, 7:CPDAT17
```

```
$BWDSTART=FALSE
LDAT_ACT=LCPDAT17
FDAT_ACT=FP19
```

```
BAS(#CP_PARAMS,0.01)
LIN XP19 C_DIS C_DIS
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LIN P20 CONT Vel=0.006 m/s CPDAT18 Tool[1]:teste_D70
Base[0];%{PE}%R 8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P20,
3:C_DIS C_DIS, 5:0.006, 7:CPDAT18
```

```
$BWDSTART=FALSE
LDAT_ACT=LCPDAT18
FDAT_ACT=FP20
```

BAS(#CP_PARAMS,0.006)

LIN XP20 C_DIS C_DIS

;ENDFOLD

;FOLD LSR Switch Path=0 mm LSet=LS11;{%PE}%R

6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_SWI,%VLSR_SWI_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:1500, 11:400, 14:ME2, 16:LS11, 18:LU0

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelay(0, PreDelay, GasPreFlowValue,
LMDEFAULT) DO LSR_PRE_SWI(#TECH, #OFF_SPL, LPLS11) PRIO=-1

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_SWI(#TECH,
#OFF_SPL, LMDEFAULT, LPLS11) PRIO=-1

;ENDFOLD

;FOLD LSR End Path=0 mm MSet=ME8 LSet=LS12 ;{%PE}%R

6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_END,%VLSR_END_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:500, 11:500, 14:12, 17:ME8, 19:LS12, 21:LU0, 22:False

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrOffDelay(LSR_ShutterOff, LPLS12,
GasPreFlowValue, LMME8) DO LSR_PRE_OFF(#TECH, #OFF_SPL, LPLS12)
PRIO=-1

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelayOff DO LSRO_LsrSync1 = FALSE

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_OFF(#TECH,
#OFF_SPL, LMME8, LPLS12, False) PRIO=-1

;ENDFOLD

;FOLD LIN P21 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT19 Tool[1]:teste_D70 Base[0];{%PE}%R

8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P21, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.1, 7:CPDAT19

\$BWDSTART=FALSE

LDAT_ACT=LCPDAT19

FDAT_ACT=FP21

BAS(#CP_PARAMS,0.01)

LIN XP21 C_DIS C_DIS

;ENDFOLD

;FOLD LIN P22 CONT Vel=0.2 m/s CPDAT20 Tool[1]:teste_D70 Base[0];{%PE}%R

8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P22, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.2, 7:CPDAT20

\$BWDSTART=FALSE

LDAT_ACT=LCPDAT20

FDAT_ACT=FP22

BAS(#CP_PARAMS,0.2)

LIN XP22 C_DIS C_DIS

;ENDFOLD

;FOLD LSR On Path=10 mm MSet=ME9 LSet=LS1;{%PE}%R

6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_ON,%VLSR_ON_TECH,%P 2:#TECH, 5:10,
8:1, 10:2500, 13:60, 16:ME9, 18:LS1, 20:LU0

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=LsrDelay(LSR_ShutterOn, PreDelay,
GasPreFlowValue, LMME9) DO LSR_PRE_ON(#TECH, #OFF_SPL, LPLS1) PRIO=-
1

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_ON(#TECH,
#OFF_SPL, LMME9, LPLS1) PRIO=-1

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=GasDelay(GasPreFlowValue, LMME9) DO
LSR_GAS_ON(LMME9) PRIO=-1

;ENDFOLD

;FOLD LIN P23 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT21 Tool[1]:teste_D70 Base[0];{%PE}%R

8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P23, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.01, 7:CPDAT21

\$BWDSTART=FALSE

LDAT_ACT=LCPDAT21

FDAT_ACT=FP23

BAS(#CP_PARAMS,0.01)

LIN XP23 C_DIS C_DIS

;ENDFOLD

;FOLD LIN P24 CONT Vel=0.006 m/s CPDAT22 Tool[1]:teste_D70

Base[0];{%PE}%R 8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P24,
3:C_DIS C_DIS, 5:0.006, 7:CPDAT22

\$BWDSTART=FALSE

LDAT_ACT=LCPDAT22

FDAT_ACT=FP24

BAS(#CP_PARAMS,0.006)

LIN XP24 C_DIS C_DIS

;ENDFOLD

;FOLD LSR Switch Path=0 mm LSet=LS14;{%PE}%R

6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_SWI,%VLSR_SWI_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:1500, 11:400, 14:ME2, 16:LS14, 18:LU0

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelay(0, PreDelay, GasPreFlowValue,
LMDEFAULT) DO LSR_PRE_SWI(#TECH, #OFF_SPL, LPLS14) PRIO=-1

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_SWI(#TECH,
#OFF_SPL, LMDEFAULT, LPLS14) PRIO=-1

;ENDFOLD

```

;FOLD LSR  End Path=0 mm MSet=ME10 LSet=LS15 ;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_END,%VLSR_END_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:500, 11:500, 14:12, 17:ME10, 19:LS15, 21:LU0, 22:False

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrOffDelay(LSR_ShutterOff, LPLS15,
GasPreFlowValue, LMME10) DO LSR_PRE_OFF(#TECH, #OFF_SPL, LPLS15)
PRIO=-1

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelayOff DO LSRO_LsrSync1 = FALSE

TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_OFF(#TECH,
#OFF_SPL, LMME10, LPLS15, False) PRIO=-1

;ENDFOLD

;FOLD LIN P25 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT23 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P25, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.1, 7:CPDAT23

$BWDSTART=FALSE

LDAT_ACT=LCPDAT23
FDAT_ACT=FP25
BAS(#CP_PARAMS,0.01)
LIN XP25 C_DIS C_DIS
;ENDFOLD

;FOLD LIN P26 CONT Vel=0.2 m/s CPDAT24 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P26, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.2, 7:CPDAT24

$BWDSTART=FALSE

LDAT_ACT=LCPDAT24
FDAT_ACT=FP26
BAS(#CP_PARAMS,0.2)
LIN XP26 C_DIS C_DIS
;ENDFOLD

;FOLD LSR  On Path=10 mm MSet=ME9 LSet=LS1;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_ON,%VLSR_ON_TECH,%P 2:#TECH, 5:10,
8:1, 10:2500, 13:60, 16:ME9, 18:LS1, 20:LU0

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY= LsrDelay(LSR_ShutterOn, PreDelay,
GasPreFlowValue, LMME9) DO LSR_PRE_ON(#TECH, #OFF_SPL, LPLS1) PRIO=-
1

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_ON(#TECH,
#OFF_SPL, LMME9, LPLS1) PRIO=-1

TRIGGER WHEN PATH=10 DELAY=GasDelay(GasPreFlowValue, LMME9) DO
LSR_GAS_ON(LMME9) PRIO=-1

;ENDFOLD

```

```
;FOLD LIN P27 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT25 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P27, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.01, 7:CPDAT25
```

```
$BWDSTART=FALSE
```

```
LDAT_ACT=LCPDAT25
```

```
FDAT_ACT=FP27
```

```
BAS(#CP_PARAMS,0.01)
```

```
LIN XP27 C_DIS C_DIS
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LIN P28 CONT Vel=0.006 m/s CPDAT26 Tool[1]:teste_D70
Base[0];%{PE}%R 8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P28,
3:C_DIS C_DIS, 5:0.006, 7:CPDAT26
```

```
$BWDSTART=FALSE
```

```
LDAT_ACT=LCPDAT26
```

```
FDAT_ACT=FP28
```

```
BAS(#CP_PARAMS,0.006)
```

```
LIN XP28 C_DIS C_DIS
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LSR Switch Path=0 mm LSet=LS14;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_SWI,%VLSR_SWI_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:1500, 11:400, 14:ME2, 16:LS14, 18:LU0
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelay(0, PreDelay, GasPreFlowValue,
LMDEFAULT) DO LSR_PRE_SWI(#TECH, #OFF_SPL, LPLS14) PRIO=-1
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_SWI(#TECH,
#OFF_SPL, LMDEFAULT, LPLS14) PRIO=-1
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LSR End Path=0 mm MSet=ME10 LSet=LS15 ;%{PE}%R
6.1.22,%MKUKATPLASER,%CLSR_END,%VLSR_END_TECH,%P 2:#TECH, 5:0,
8:500, 11:500, 14:12, 17:ME10, 19:LS15, 21:LU0, 22:False
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrOffDelay(LSR_ShutterOff, LPLS15,
GasPreFlowValue, LMME10) DO LSR_PRE_OFF(#TECH, #OFF_SPL, LPLS15)
PRIO=-1
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LsrDelayOff DO LSRO_LsrSync1 = FALSE
```

```
TRIGGER WHEN PATH=0 DELAY=LSR_ShutterDelay DO LSR_OFF(#TECH,
#OFF_SPL, LMME10, LPLS15, False) PRIO=-1
```

```
;ENDFOLD
```

```
;FOLD LIN P29 CONT Vel=0.01 m/s CPDAT27 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VLIN,%P 1:LIN, 2:P29, 3:C_DIS C_DIS,
5:0.1, 7:CPDAT27
```

```
$BWDSTART=FALSE
```

LDAT_ACT=LCPDAT27
FDAT_ACT=FP29
BAS(#CP_PARAMS,0.01)
LIN XP29 C_DIS C_DIS
;ENDFOLD

;FOLD OUT 1 'DEPOSITOR_DE_PO_Start/Stop' State=FALSE ;%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%COUT,%VOUTX,%P 2:1,
3:DEPOSITOR_DE_PO_Start/Stop, 5:FALSE, 6:
\$OUT[1]=FALSE

;ENDFOLD

;FOLD PTP P2 Vel=10 % PDAT2 Tool[1]:teste_D70 Base[0];%{PE}%R
8.3.42,%MKUKATPBASIS,%CMOVE,%VPTP,%P 1:PTP, 2:P2, 3:, 5:10, 7:PDAT2

\$BWDSTART=FALSE

PDAT_ACT=PPDAT2
FDAT_ACT=FP2
BAS(#PTP_PARAMS,10)

PTP XP2
;ENDFOLD

END

ANEXO A – CERTIFICADO MATERIAL ADITIVO



Material Certification

Oerlikon Metco (US) Inc.
 1101 Prospect Avenue
 Westbury, NY 11590
 Phone: 516 334 1300
 Fax: 516 338 2478

Oerlikon Balzers Revestimentos
 Metalicos Ltda.
 Av Deputado Oswaldo Moraes e Silva, 55
 Térreo / SL 03
 DIADEMA - SP
 09991-190
 BRAZIL

Delivery item/date
 830877548 900008 / 01.12.2021

Page
 1 / 2

Material: Our / Your reference
 1100785 MetcoAdd H13-B / 10# /
Customer PO: 7953

Batch 510682 / Quantity 40,000 LB
Inspection lot 40000137809 from 05.04.2021

	Unit	Value	Inspection Method
Chemical Analysis			
C	WT%	0,36	Combustion
Cr	WT%	5,25	ICP Gen. Procedure
Cu	WT%	0,05	ICP Gen. Procedure
Fe	WT%	90,33	Balance
Mn	WT%	0,32	ICP Gen. Procedure
Mo	WT%	1,40	ICP Gen. Procedure
Ni	WT%	0,16	ICP Gen. Procedure
P	WT%	0,01	ICP Gen. Procedure
S	WT%	< 0,01	Combustion
Si	WT%	1,01	ICP Gen. Procedure
V	WT%	1,00	ICP Gen. Procedure
O	WT%	0,03	LECO
N	WT%	0,01	LECO
Other Tests			
A.D.	G/CC	4	ASTM B212 (Hall Cup)
Flowrate	s/50g	14	ASTM B213 (Flowrate)
Sieve Size			
+170 mesh (90 µm)	WT%	0,1	ASTM B214 (SIEVE)
-170 +325 Mesh	WT%	95,4	ASTM B214 (SIEVE)
-325 mesh (45 µm)	WT%	4,5	ASTM B214 (SIEVE)

Cliente: Logo Felipe
 NF: 2995
 Data: 10/07/23
 Pedido: _____
 Qtde Fornecida: 4,54 Kg

Approved Specifications:
 Internal Specification

Material was tested and released by Oerlikon Metco (US) Inc., Troy, MI unless otherwise stated.

Trace element analysis and any required metallurgical analysis is performed by a qualified Nadcap approved laboratory. Any element reported as less than 50 ppm is considered as a trace element except for Carbon, Sulfur, Oxygen, Nitrogen and Hydrogen. Details available upon request.

It is hereby certified that the material described above has been inspected, tested and unless otherwise stated, conforms to all applicable requirements of the contract order and specifications referenced on this certificate. This certificate shall not be reproduced except in full without the written approval of Oerlikon Metco. The recording of false, fictitious, or fraudulent statement or entries on this certificate may be punished as felony under the federal law. This material is being supplied in accordance with the Quality System at Oerlikon Metco (US) Inc. which is an ISO 9001 and AS9100 Certified Vendor. This material is supplied according to the quality requirements of the customers purchase orders. This inspection certificate meets the requirements of International Standard ISO 10474:2013 Inspection certificate 3.1 and EN 10204:2004 Type 3.1.



Alessandra Domenichini
 Authorized by Laboratory Quality Assurance



This product has been under a quality management system registered as complying with AS9100 which has been independently certified by SAI Global



Material Certification

Oerlikon Metco (US) Inc.
 1101 Prospect Avenue
 Westbury, NY 11590
 Phone: 516 334 1300
 Fax: 516 338 2478

Oerlikon Balzers Revestimentos
 Metalicos Ltda.
 Av Deputado Oswaldo Moraes e Silva, 55
 Térreo / SL 03
 DIADEMA - SP
 09991-190
 BRAZIL

Delivery item/date
 830877548 900008 / 01.12.2021

Page
 2 / 2

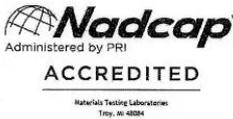
Material: Our / Your reference
 1100785 MetcoAdd H13-B / 10# /
Customer PO: 7953

Batch 510682 / **Quantity** 40,000 LB

Unit	Value	Inspection Method
------	-------	-------------------

If included on this certificate, inspection methods ICP-MS and GFAA are performed by Dirats Laboratories, 41 Airport Rd, Westfield, MA 01086-0039, USA.

It is hereby certified that the material described above has been inspected, tested and unless otherwise stated, conforms to all applicable requirements of the contract order and specifications referenced on this certificate. This certificate shall not be reproduced except in full without the written approval of Oerlikon Metco. The recording of false, fictitious, or fraudulent statement or entries on this certificate may be punished as felony under the federal law. This material is being supplied in accordance with the Quality System at Oerlikon Metco (US) Inc, which is an ISO 9001 and AS9100 Certified Vendor. This material is supplied according to the quality requirements of the customers purchase orders. This inspection certificate meets the requirements of International Standard ISO 10474:2013 Inspection certificate 3.1 and EN 10204:2004 Type 3.1.



Alessandra Domenichini

Authorized by Laboratory Quality Assurance



"This product has been under a quality management system registered as complying with AS9100 which has been independently certified by SAI Global"