INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

Fusão em leito de pó a laser da liga de Co-Cr-Mo: propriedades mecânicas e microestrutura após tratamentos térmicos.

MARCELLO VERTAMATTI MERGULHÃO

Tese apresentada como parte dos requisitos para obtenção do Grau de Doutor em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais

Orientador:
Prof. Dr. Maurício David Martins das Neves

São Paulo
2022

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

Fusão em leito de pó a laser da liga de Co-Cr-Mo: propriedades mecânicas e microestrutura após tratamentos térmicos.

Versão Original

Versão Original disponível no IPEN

MARCELLO VERTAMATTI MERGULHÃO

Tese apresentada como parte dos requisitos para obtenção do Grau de Doutor em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais

Orientador:
Prof. Dr. Maurício David Martins das Neves

São Paulo
2022

Auxílio FAPESP: Processo n. 2017/07657-6

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

Como citar:

MERGULHÃO, M. V. **Fusão em leito de pó a laser da liga de Co-Cr-Mo: propriedades mecânicas e microestrutura após tratamentos térmicos.** 2022. 154 p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN, São Paulo. Disponível em: <http://www.teses.usp.br>. Acesso em: (data de consulta no formato: dd/mm/aaaa).

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema de geração automática da Biblioteca IPEN/USP
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

Mergulhão, Marcello Vertamatti
Fusão em leito de pó a laser da liga de Co-Cr-Mo: propriedades mecânicas e microestrutura após tratamentos térmicos / Marcello Vertamatti Mergulhão; orientador Maurício David Martins das Neves. -- São Paulo, 2022.
154 f.

Tese (Doutorado) - Programa de Pós-Graduação em Tecnologia Nuclear (Materiais) -- Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2022.

1. Fusão em leito de pó a laser. 2. Manufatura aditiva. 3. Co-Cr-Mo. 4. Biomaterial. 5. Parâmetros de processo. I. David Martins das Neves, Maurício, orientador. II. Título.

FOLHA DE APROVAÇÃO

Autor: Marcello Vertamatti Mergulhão

Título: Fusão em leito de pó a laser da liga de Co-Cr-Mo: propriedades mecânicas e microestrutura após tratamentos térmicos.

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Tecnologia Nuclear da Universidade de São Paulo para Obtenção do título de Doutor em Ciências.

Data: 10 / 08 / 2022

Banca Examinadora

Prof. Dr.: Gilmar Ferreira Batalha

Instituição: Universidade de São Paulo Julgamento: Aprovado

Prof. Dr.: Jorge Vicente Lopes da Silva

Instituição: Centro de Tecnologia da Informação Renato Archer Julgamento: Aprovado

Prof. Dr.: Kahl Dick Zilnyk

Instituição: Instituto Tecnológico de Aeronáutica Julgamento: Aprovado

DEDICATÓRIA

Às minhas fiéis escudeiras Juliana e Maya por todo o amor, carinho, apoio e compreensão.

AGRADECIMENTOS

Em especial à minha família, Juliana e Maya pela enorme força e suporte emocional e psicológico. Por serem pessoas maravilhosas e amorosas que nunca deixaram a bola cair e incentivaram sempre minhas empreitadas. Uma fase de 4 anos que se estenderam por 6 anos, diante de uma luz divina que é ter uma filha e em meio a um momento delicado e duvidoso, seguimos fortes e construímos muito.

Ao grande Engº. Antônio C. A. Fasano e a empresa Omnitek Tecnologia Ltda., minha segunda casa, pelo grande suporte, ensinamentos, acolhimento e colaboração envolvidos neste projeto. Em especial a equipe da Omnitek Adriano, Luiz e Willy.

A Profa. Dra. Marilene Morelli Serna pelas diversas análises de fluorescência de raios X. Ao Prof. Dr. Waldemar Alfredo Monteiro que sempre me recebeu com a maior atenção, pela ajuda e discussão envolvidos durante esse projeto. Ao Prof. Dr. Politano pelos ensinamentos, acolhimento e parceria em sua disciplina de Estágio Programa de Aperfeiçoamento de Ensino.

Agradeço ao Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais (CECTM) e seus mais diversos laboratórios utilizados para no desenvolvimento deste projeto. Em especial, aos técnicos do Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais (CECTM) Mariano Castagnet do Laboratório de Comportamento Mecânico, Olandir V. Correa do Laboratório de Corrosão, a Larissa Otubo, Glauson A. Ferreira e Cebola do Laboratório de Microscopia e Microanálise por toda assistência, ensinamentos e conversas durante esse longo período de trabalho.

Ao Prof. Dr. Marcílio Alves, responsável pelo Grupo de Mecânica dos Sólidos e Impacto em Estruturas (GMSIE) do Departamento de Engenharia Mecatrônica e Mecânica da Escola Politécnica da USP, e ao técnico Matheus pela disponibilidade e suporte na condução dos ensaios mecânicos realizados neste estudo.

Agradeço as amizades que o doutorado me proporcionou, em especial aos amigos que levo para vida Igor Martins, Louise Oliveira e Mariana Lima. Obrigado pelas mais diversas conversas, motivação, suporte e ajuda.

A Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela bolsa de doutorado concedida.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) pelo financiamento envolvido no projeto (número do processo 2017/07657-6) deste doutorado.

A minha família, em especial aos meus irmãos e principalmente a minha mãe, que nunca pouparam tempo, energia e paciência para acompanhar meu desenvolvimento pessoal e pelas palavras motivadoras durante essa longa empreitada.

“Todos podem ver as táticas de minhas conquistas, mas ninguém consegue discernir a estratégia que gerou as vitórias.”

Sun Tzu

RESUMO

MERGULHÃO, Marcello V. **Fusão em leito de pó a laser da liga de Co-Cr-Mo: propriedades mecânicas e microestrutura após tratamentos térmicos.** 2022. 154 p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN/SP. São Paulo.

A fusão em leito de pó a laser (FLP-L) se destaca entre os principais processos da manufatura aditiva (MA) pela fabricação de peças de geometrias complexas e com alívio de peso, especialmente nas indústrias aeroespacial e biomédica. A adequação de parâmetros do processo da FLP-L e a realização de pós-processamento por tratamentos térmicos são fundamentais para assegurar a qualidade e otimizar a vida útil de próteses e implantes médicos. As ligas de Co-Cr-Mo fabricadas por FLP-L são foco de pesquisa recorrente por possuir grande potencial na fabricação de próteses médicas e odontológicas personalizadas. Até o momento os estudos anteriores enfatizam a otimização de propriedades macroscópicas, como o comportamento de envelhecimento. Nas ligas de Co-Cr-Mo existe pouca literatura abrangendo a janela de processamento e sua relação com as características microestruturais e mecânicas. Este trabalho apresenta uma investigação dos principais parâmetros do processo de FLP-L em uma liga normatizada de Co-Cr-Mo ASTM F75 por meio dos efeitos e das influências da fabricação aditiva por laser por meio de análises mecânicas e microestrutura obtida nas amostras. Adicionalmente, foi feito tratamento térmico por solubilização na liga de Co-Cr-Mo processada por FLP-L. As análises obtidas foram comparadas com a rota convencional de fundição de precisão (FP). Os resultados obtidos permitiram determinar os parâmetros adequados para o processo FLP-L da liga de Co-Cr-Mo, possibilitando uma microestrutura com ausência de defeitos, obtendo densificações superiores que 99 %. As relações investigadas de processo-propriedade são importantes para definir a influência dos parâmetros analisados no processamento e pode embassar o estabelecimento de protocolos na padronização do processo de FLP-L da liga de Co-Cr-Mo.

Palavras-chave: fusão em leito de pó a laser; manufatura aditiva; Co-Cr-Mo; biomaterial; parâmetros do processo; tratamento térmico.

ABSTRACT

MERGULHÃO, Marcello V. **Laser powder bed fusion of Co-Cr-Mo alloy: mechanical properties and microstructure after heat treatment.** 2022. 154 p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN/SP. São Paulo.

Powder bed fusion by laser (PBF-L) stands out among the main processes of additive manufacturing (AM) for manufacturing parts with highly complex geometry and weight relief, specially in the aerospace and biomedical industries. The adequacy of the PBF-L process parameters and the performance of post-processing by heat treatments are fundamental to ensure the quality and optimize the useful life of medical prostheses and implants. Manufacturing Co-Cr-Mo alloys by PBF-L are the focus of recurrent research because they have great potential in the fabrication of customized medical and dental prostheses. So far, previous studies emphasize the optimization of macroscopic properties, such as aging behavior. In Co-Cr-Mo alloys there are few literatures covering the processing window and its relationship with the microstructural and mechanical characteristics. This work presents an investigation of the main parameters of the PBF-L process in a standardized Co-Cr-Mo alloy ASTM F75 through the effects and influences of laser additive manufacturing through mechanical analysis and microstructure obtained in the samples. Additionally, heat treatment by solubilization was carried out in the PBF-L Co-Cr-Mo alloy processed. The analyzes obtained were compared with the conventional precision casting route. The results obtained allowed to determine the appropriate FLP-L process parameters for the Co-Cr-Mo alloy, allowing a microstructure with no defects, obtaining densifications higher than 99%. The investigated process-property relationships are important to define the influence of the analyzed parameters in the processing and can support the establishment of protocols in the standardization of the Co-Cr-Mo alloy FLP-L process.

Keywords: powder bed fusion by laser; additive manufacturing; Co-Cr-Mo; biomaterial; mechanical properties; heat treatment.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Relação das vantagens e desvantagens do processo de MA. 29
Tabela 2 - Fatores envolvidos no processo FLP-L. 32
Tabela 3 - Relação das energias de densidade descritas nas literaturas. 44
Tabela 4 - Relação do espaçamento celular na liga de Co-Cr-Mo. 61
Tabela 5 - Propriedades mecânicas mínimas de ligas à base de Co-Cr utilizadas na área da saúde em relação as normas e processamentos. 64
Tabela 6 - Relação da *DEv* utilizada em ligas à base de Co-Cr por FLP-L resultantes de altas densidades relativas. 65
Tabela 7 - Propriedades mecânicas de amostras de ligas de Co-Cr submetidas a diversos tipos de tratamento térmico processadas por FLP-L. 67
Tabela 8 - Composição química dos elementos majoritários do da liga de Co-Cr-Mo com base na norma ASTM F3213 (% em massa). 70
Tabela 9 – Relação dos parâmetros de consolidação e *DEv* utilizados na corrida 1 da liga de Co-Cr-Mo dispostos em uma matriz 3x5x4 (*P* = 94/ 125/ 147 W por *Vv* = 500 a 1300 mm/s e *H* = 70 a 100 µm). 75
Tabela 10 - Relação dos parâmetros utilizados no estudo de solubilização das amostras de Co-Cr-Mo. 83
Tabela 11 - Composição química dos elementos majoritários do pó da liga de Co-Cr-Mo e referência segundo a norma (% em massa e tolerância aceitável). 85
Tabela 12 - Resultado geral das propriedades físicas do pó de Co-Cr-Mo. 86
Tabela 13 - Resultado de fluidez pelo *CI* e *RH* do pó de Co-Cr-Mo. 86
Tabela 14 - Resultado da espessura média das colunas obtida pela influência da *P* e *Vv* em relação a energia incidida. 94
Tabela 15 - Relação da porosidade aparente (média das seções topo e camada) obtida nos arranjos consolidados de Co-Cr-Mo em relação ao cálculo da DE_V. 96
Tabela 16 - Relação dos parâmetros selecionados de *P*, *Vv* e *H* para liga de Co-Cr-Mo em termos de maior densidade relativa. 99
Tabela 17 - Resultado da porosidade (média e desvio) das amostras consolidadas variando a estratégia de varredura SC e CC. 104
Tabela 18 - Resultado da rugosidade superficial das amostras de Co-Cr-Mo sob influência das estratégias de varredura (SC e CC). 107

Tabela 19 - Resultado das propriedades mecânicas das amostras FP e FLP-L na condição DF e solubilizadas nas temperaturas de 1100, 1150, 1200 e 1250 °C em 1h de duração. 110
Tabela 20 - Resultado do estudo de solubilização para as amostras FP e FLP-L nas temperaturas de 1150 e 1250 °C nos tempos de 1, 2 e 4 horas. 115
Tabela 21 - Resultados das propriedades mecânicas na condição CF por FLP-L sob a influência dos parâmetros de processo e estratégia de varredura e direção de construção. 117

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Etapas do processo de fabricação por FLP-L. 31
Figura 2 – Apresentação do esquema básico do processo FLP-L. 31
Figura 3 - Representação dos parâmetros principais envolvidos no processo FLP-L. 33
Figura 4 - Imagens de MEV do formato de pós da liga de Inconel 718 obtidos por: a) atomização a gás, b) atomização rotativa e c) eletrodo de plasma rotativo. 34
Figura 5 - Absorvidade do laser em diferentes metais puros em relação ao comprimento de onda de um laser verde e fibra. 37
Figura 6 - Representação esquemática dos parâmetros de varredura. 39
Figura 7 – Configuração de estratégias de varredura do *laser* da camada, em a) sequencial com ângulo, b) sequencial com faixas delimitadas e c) sequencial em ilhas rotacionadas. 40
Figura 8 - Janela de processamento da liga Ti-6Al-4V em função da potência do laser e da velocidade de varredura no processo FLP-L. 42
Figura 9 - a) Representação do defeito de falta de fusão entre limites da poça de fusão e b) representação do defeito sob tensão uniaxial. 47
Figura 10 - Representação da formação do defeito de buraco de fechadura. 48
Figura 11 – Representação da tensão residual ocorrida pelo mecanismo de gradiente térmico, em (a) tensões induzidas e deformação durante o aquecimento do feixe de laser e (b) ocorrência de tensões e deformação quando a peça esfria. 49
Figura 12 - Representação dos defeitos de trincamento por a) solidificação e b) liquação. 50
Figura 13 – a) Esquema de interação do feixe laser com a camada de pó e (b) representação dos fenêmenos de reflexão e absorção do laser pela camada de pó. 51
Figura 14 - Esquema da interação da radiação *laser* na camada de pó e dos fenômenos físicos envolvidos no processo de fusão seletiva a *laser*. 52
Figura 15 - a) Relação do tamanho do pó com o diâmetro do feixe laser (círculo vermelho), b) características da formação de trilha única na camada de pó após solidificação e c) detalhe da formação da trilha e presença de satélites. 54
Figura 16 – Relação da análise da poça de fusão e os modos de condução diante alteração da *P* e *Vv* em espessura de 60µm. 55
Figura 17 - Efeito do aumento da potência do laser no fluxo de convecção termocapilar ou efeito Marangoni e nas dimensões da poça de fusão na liga de Co-Cr-Mo. 56

Figura 18 – (a) Representação do efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação planar, celular, colunar dendrítico e equiaxial dendrítico. b) Diagrama da influência do gradiente de temperatura (G) e da velocidade de resfriamento (R) na microestrutura. 58
Figura 19 - a) Relação da frente de solidificação com a taxa de crescimento ao redor da poça, b) microestrutura resultante da taxa de solificação na poça de fusão. 58
Figura 20 – a) Esquema do crescimento epitaxial no processo de FLP-L e b) micrografia de MEV da amostra de Co-Cr-Mo revelando grãos e estruturas celulares dendríticas. 59
Figura 21- Microestrutura da poça de fusão de (a-c) longitudinal e (d-f) transversal em velocidades de 750/500 e 250 mm/s na liga de 316L. 60
Figura 22 - Micrografias de MEV de amostras processadas por FLP-L e estruturas celulares em ligas de a) AlSi10Mg, b) Co-Cr-Mo e c) 316L. 61
Figura 23 - Diagrama de equilíbrio de fases do sistema binário Co-Cr. 63
Figura 24 - Representação de resultados obtidos para liga de Co-Cr-Mo fabricadas por FSL, fundição e recozido. 66
Figura 25 - Fluxograma das etapas de desenvolvimento e caracterizações realizados neste estudo. 69
Figura 26 – Especificações técnicas do equipamento de FLP-L OmniSint-160. 72
Figura 27 - Diâmetro focal do feixe laser obtido aferido pelo método do segundo momento "*2nd moment*". 73
Figura 28 - Diagrama representando as corridas de impressão realizadas. 73
Figura 29 - Representação da varredura sequencial (S) e da estratégia usada na consolidação dos arranjos da liga de Co-Cr-Mo com rotação entre camadas com ângulos de 45° e 135° e sem o uso do contorno da estratégia de varredura. 74
Figura 30 - Representação do arranjo adotado contendo 5 amostras (L1 – linha única, A1.70 – amostra com H = 70 µm, A1.80 – amostra com H = 80 µm, A1.90 – amostra com H = 90 µm e A1.100 – amostra com H = 100 µm). 74
Figura 31 - Representação das dimensões de corte realizadas nas amostras de Co-Cr-Mo obtidas na corrida 1 para análise de porosidade aparente e microestruturas. 76
Figura 32 - Esquema das estratégias de varredura utilizadas, em a) sequencial com rotação de 45° e 135° - S45/135, b) sequencial com rotação de 67° entre camadas - S67 e c) sequencial com faixas de 2 mm e rotação de 67 ° entre camadas – S2F67. 76

Figura 33 - Representação da estratégia de varredura a) sem contorno (SC) e b) com contorno (CC). 77
Figura 34 - Representação das dimensões de corte realizadas nas amostras de Co-Cr-Mo obtidas na corrida 2 para análise de porosidade aparente e microestrutura..... 77
Figura 35 - Representação das dimensões dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e análise de orientação de construção no processo de FLP-L. 78
Figura 36 - Representação da metodologia utilizada para cálculo da densidade relativa das amostras pelo método de porosidade aparente. 79
Figura 37 - a) Montagem das colunas para análise da morfologia superficial, b) representação do corte das seções das colunas para análise dimensional e microestrutural e c) representação de análise microestrutural dos planos de corte das colunas..... 80
Figura 38 - Representação da análise das dimensões das poças de fusão via análise de imagens das amostras após preparação metalográfica e ataque eletrolítico. 80
Figura 39 - Imagens obtidas por MEV das partículas de pós de Co-Cr-Mo atomizados a gás, magnitudes de a) 500x, b) 1000x e c) 2000x..... 85
Figura 40 - Plataforma impressa na liga Co-Cr-Mo em uma matriz 3x5x4 (três *P* = 94/125/147 W; cinco *Vv* = 500 a 1300 mm/s; quatro *H* = 70 µm a 100 µm)..... 87
Figura 41 – Topografia obtida por MEV das colunas formadas por linhas de varreduras únicas (setas vermelhas indicam a descontinuidade dos traços de varredura). 88
Figura 42 – Microestrutura da seção longitudinal das colunas formadas por traços de varreduras únicos com com *P* de 97 W e V_v de: (a-c) 500 mm/s, (d-f) 600 mm/s, (g-i) 700 mm/s, (j-l) 800 mm/s e (m-o) 900 mm/s. 90
Figura 43 – Microestrutura da seção longitudinal das colunas formadas por traços de varreduras únicos com *P* de 125 W e V_v de: (a-c) 700 mm/s, (d-f) 800 mm/s, (g-i) 900 mm/s, (j-l) 1000 mm/s e (m-o) 1100 mm/s. 91
Figura 44 – Microestrutura da seção longitudinal das colunas formadas por traços de varreduras únicos com *P* de 147 W e V_v de: (a-c) 900 mm/s, (d-f) 1000 mm/s, (g-i) 1100 mm/s, (j-l) 1200 mm/s e (m-o) 1300 mm/s. 92
Figura 45 - Representação da influência da *P* e *Vv* na espessura da coluna consolidada. 93
Figura 46 - Relação da fração de poros por MO das amostras fabricadas com *H* = 70 µm variando a *P* e *Vv* (seção XZ). 95
Figura 47 – a) Densidade relativa das amostras em função da DE_V e da *H* e b) densidade relativa das amostras na faixa de DE_V de 60 a 90 J/mm³. 97

Figura 48 - Resultados da densidade relativa média das amostras consolidadas variando *P* e *Vv* obtidas na corrida 1. 98
Figura 49 - Imagem de MO revelando a poça de fusão após ataque eletrolítico das amostras fabricadas com parâmetros de *H* = 70 µm a) A1 - 94 W e 500 mm/s, b) A6 - 125 W e 700 mm/s e c) A11 - 147 W e 900 mm/s. 99
Figura 50 - Resultado das dimensões das poças de fusão para *P* de 94 W e *Vv* de 500 a 900 mm/s. 100
Figura 51 - Resultado das dimensões das poças de fusão para *P* de 125 W e *Vv* de 700 a 1100 mm/s. 100
Figura 52 - Resultado das dimensões das poças de fusão para *P* de 147 W e *Vv* de 900 a 1300 mm/s. 100
Figura 53 - Resultado das dimensões das poças de fusão utilizando *P* de 94, 125 e 147 W em relação a *Vv* de 900 mm/s. 101
Figura 54 - Resultado das dimensões das poças de fusão para uma energia incidida na camada de pó de aproximadamente 0.134 J/mm para os três níveis de potência do laser. 102
Figura 55 - Comparação entre as dimensões da Lp e Lc em relação aos níveis de *P* e da *Vv*. 103
Figura 56 – Esquema representativo da influência na dimensão da poça de fusão (a) em relação a consolidação das amostras obtidas em forma de: b) coluna por varreduras únicas e c) cubos com varreduras sequenciais. 103
Figura 57 - Imagem das amostras fabricadas em diferentes estratégias de varredura SC e CC com *P* de 125 W e 147 W. 104
Figura 58 - Resultado da porosidade aparente das amostras consolidadas nas diferentes estratégias de varredura (sem contorno “SC” e com contorno “CC”). 105
Figura 59 - Imagens de MO de amostras de Co-Cr-Mo fabricadas com CC evidenciando a porosidade no centro da amostra e maior densificação nas bordas (destacado em vermelho). Parâmetros e estratégias de varredura de (a) *P* = 125 W e S2F67 (seção de corte XY), (b) *P* = 125 W e S2F67 (seção de corte YZ) e (c) *P* = 147 W e S67 (seção de corte XZ). 106
Figura 60 - Resultado da rugosidade superficial das amostras de Co-Cr-Mo sob influência das estratégias de varredura (SC e CC). 107
Figura 61 - Imagens dos perfis da superfície de rugosidade das amostras de Co-Cr-Mo consolidadas em relação as estratégias de varredura SC com *P* de 125 e 147 W. 108

Figura 62 - Relação entre os resultados de rugosidade versus porosidade das amostras de Co-Cr-Mo fabricadas com estratégias de varredura SC em *P* de 125 e 147 W. 109
Figura 63 - Imagens de MO das amostras processadas por FP e FLP-L (seta preta indica a direção de construção) após tratamento de solubilização por 1h. 112
Figura 64 - Imagens de MEV e análise semi-quantitativa por EDS das regiões das amostras obtidas por FP na condiçõe a) CF com presença de precipitados ricos em Mo, b) solubilizada a 1150 °C com presença de precipitados ricos em Mo e c) solubilizada a 1250 °C evidenciando a microestrutura homogeneizada.....113
Figura 65 - Imagens de MEV e análise semi-quantitativa por EDS das regiões das amostras obtidas por FLP-L solubilizada à 1150 °C. 114
Figura 66 - Imagens de MEV das amostras FP solubilizadas em 1150 e 1250 °C nos tempos de 1, 2 e 4 horas. 115
Figura 67 - Imagens de MEV das amostras FLP-L (seta preta indica direção de construção) solubilizadas em 1150 e 1250 °C nos tempos de 1, 2 e 4 horas. 116
Figura 68 - Amostras padronizadas para ensaios de tração sob influência da estratégia de varredura e anisotropia do processo de FLP-L. 117
Figura 69 - Resultados das propriedades mecânicas (σ_{LR}, σ_{LE} e *At*) da liga de Co-Cr-Mo processadas por *P* de 125W e 147W nas estratégias de varredura S45/135, S67 e S2F67 em relação ao sentido de construção 90° e 0°. 118
Figura 70 - Resultado de dureza Vickers da liga de Co-Cr-Mo processadas por *P* de 125W e 147W nas estratégias de varredura S45/135, S67 e S2F67, em comparação com o processo de FP. 120
Figura 71 - Resultado da tensão residual das amostras processadas por *P* de 125 W e 147 W nas estratégias de varredura S45/135, S67 e S2F67. 121
Figura 72 - Imagens de MO das amostras fabricadas com *P* de 94, 125 e 147 W com respectivas *Vv* e *H* = 70 µm na seção de corte XY.....122
Figura 73 - Imagens de MO das amostras fabricadas com *P* de 94, 125 e 147 W com respectivas *Vv* e *H* = 70 µm na seção de corte XZ. 123
Figura 74 - Imagens de MEV das amostras fabricadas com *P* de 94, 125 e 147 W com respectivas *Vv* e *H* = 70 µm na seção de corte XZ (direção de construção indicado pela seta preta). 124
Figura 75 - MEV das amostras de Co-Cr-Mo em forma de coluna na seção transversal para *P* de 94 W e *Vv* de 500 e 900 mm/s. 125

Figura 76 - Micrografias de MO das amostras de Co-Cr-Mo fabricadas nas estratégias de varredura S45/135, S67 e S2F67 com 125 W - 700 mm/s e 147 W - 900 mm/s na seção de corte XY e ZX. 126
Figura 77 – Imagem da fratura das amostras fabricadas por FLP-L a 90° (a) e 0° (b) com parâmetros de 147 W e 900 mm/s com estratégia de varredura S67. 127
Figura 78 – Superfícies das fraturas das amostras de Co-Cr-Mo processada com 125 W - 700 mm/s e 147 W – 900 mm/s nas estratégias de varredura S45/135, S67 e S2F67 em relação a direção de construção de 90° e 0°. 128
Figura 79 - Imagens de MEV das superfícies da fratura da amostra FP após ensaio de tração. 129

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	Sociedade Americana de Ensaios de Materiais (do inglês *American Society for Testing and Materials*)
BJ	Jateamento de aglutinante (do inglês *binder jetting*)
CAD	Desenho assistido por computador (do inglês *computer-aided design*)
CAM	Manufatura assistida por computador (do inglês *computer-aided manufacturing*)
CC	Com contorno
CCC	Cúbida de corpo centrado
CECTM	Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais
CFC	Cúbica de face centrada
CLA	Centro de Lasers e Aplicações
DED	Deposição direta de energia (do inglês d*irect energy deposition*)
DC	Direção de construção
DMLS	Sinterização a laser direta de metal (do inglês d*irect metal laser sintering*)
DMLM	Fusão direta a laser de metal (do inglês *direct metal laser melting*)
DRX	Difratometria de raios X
EBM	Fusão por feixe de elétrons (do inglês *electron beam Melting*)
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
FLP	Fusão em leito de pó
FLP-L	Fusão em leito de pó a laser (do inglês *laser powder bed fusion*)
FP	Fundição de precisão
FSL	Fusão seletiva a *laser* (do inglês *selective laser melting - SLM*)
GMSIE	Grupo de Mecânica dos Sólidos e Impacto em Estruturas
HIP	Prensagem isostática a quente (do inglês *hot isostatic pressing*)
HC	Hexagonal compacta
IPEN	Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares
ISO	Organização Internacional de Normalização (do inglês *International Organization for Standardization*)
laser	Acrônimo da expressão inglesa *light amplification by stimulated emission radiation*
L	líquido
MA	Manufatura aditiva
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MO	Microscopia óptica

S	Sólido
SL	Laminação de chapas (do inglês *sheet lamination*)
SC	Sem contorno
STL	Estereolitografia (do inglês *STereoLithography*)
TS	Tratamento térmico de solubilização
TT	Tratamento térmico
3D	Tridimensional

LISTA DE SÍMBOLOS

Simbologia latina

A_t	Alongamento total	adimensional
CI	Índice de Carr's	adimensional
E	Módulo de elasticidade ou módulo de *Young*	Pa
P	Potência do laser (laser power)	W
Vv	Velocidade de varredura (scan velocity)	mm/s
e_c	Espessura de camada (layer thickness)	µm
H	Distância entre varredura ou hachura (hatch spacing)	µm
HR	Razão Hausner	adimensional
DA	Densidade aparente	kg/m³
DB	Densidade batida	kg/m³
D_L	Diâmetro do foco laser	µm
DE	Densidade de energia	J/mm
DE_v	Densidade de energia volumétrica	J/mm³
T	Temperatura	°C
niT	Deformação elástica	%
EIT	Módulo de elasticidade indireto	GPa

Simbologia grega

ρ	Densidade	kg/m³
σ	Tensão normal de engenharia	Pa
σ_{LE}	Tensão limite de escoamento	Pa
σ_{LR}	Tensão limite de resistência	Pa
λ_1	Espaçamento celular	µm

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO **23**

1.1 Motivação e originalidade **24**

1.2 Justificativa **25**

2 OBJETIVO **27**

2.1 Objetivo geral **27**

2.2 Objetivos específicos **27**

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA **28**

3.1 Manufatura aditiva em metais **28**
3.1.1 Vantagens e limitações dos processos de MA 29

3.2 Fusão em leito de pó a laser **30**
3.2.1 Visão geral do processo de FLP-L 30
3.2.2 Fatores da FLP-L 33
3.2.3 Janela de processamento e Densidade de Energia no FLP-L 41
3.2.4 Defeitos associados ao processo 46

3.3 Metalurgia da Fusão seletiva a laser **50**
3.3.1 Interação do feixe *laser* com a matéria 50
3.3.2 Poça de fusão 54
3.3.3 Microestrutura e solidificação na FLP-L 56

3.4 Liga de Co-Cr-Mo **62**
3.4.1 Visão da liga como biomaterial 64
3.4.2 FLP-L da liga de Co-Cr-Mo 65

4 MATERIAIS E MÉTODOS **69**

4.1 Caracterizações da Matéria prima **69**

4.2 Fabricação das amostras por FLP-L **72**
4.2.1 Planejamento experimental da FLP-L 73
4.2.2 Análise de densidade relativa 78
4.2.3 Análise da rugosidade superficial 81

4.3 Ensaios mecânicos **81**
4.3.1 Ensaios de tração 81
4.3.2 Ensaios de dureza 81
4.3.3 Ensaios de tensão residual 82

4.4 Tratamento térmico de amostras **82**

4.4.1 Tratamento térmico de solubilização 82

4.5 Caracterização microestrutural 83

5 RESULTADOS 85

5.1 Caracterização da matéria prima 85

5.2 Processo FLP-L 87
5.2.1 Influência dos parâmetros de consolidação 87
5.2.2 Influência da estratégia de varredura 103

5.3 Estudo de solubilização 109

5.4 Propriedades mecânicas 116
5.4.1 Resultados do teste de tração sob condição CF 116
5.4.2 Análise de dureza 119
5.4.3 Análise de tensão residual 120

5.5 Caracterização microestrutural 121
5.5.1 Influência dos parâmetros FLP-L 121
5.5.2 Influência da estratégia de varredura 125
5.5.3 Caracterização da fratura 126

6 CONCLUSÕES 130

7 TRABALHOS FUTUROS 132

8 REFERÊNCIAS 133

ANEXOS 151

ANEXO 1 – CURVAS DE TRAÇÃO VERSUS DEFORMAÇÃO 151

1 INTRODUÇÃO

As tecnologias de manufatura aditiva (MA) têm se destacado em diversas áreas de fabricação quer sejam em componentes metálicos, poliméricos, cerâmicos ou compósitos. A introdução destas tecnologias nos diversos mercados caminha ao lado do desenvolvimento e compreensão dos efeitos e fenômenos físico-químicos envolvidos nos processos aditivos. A grande vantagem dos processos de MA está associada à possibilidade de obter peças muito próximas a geometria final, sem a necessidade de processos adicionais para tratamento de superfícies ou usinagens (CANCIGLIERI et al., 2007; FACCHINI, 2010). As tecnologias também permitem a fabricação de geometrias complexas e únicas que dificilmente seriam fabricadas por processos convencionais, como estruturas com alívio de peso, geometria otimizada (HONG; YEOH, 2020; MOSTAFAEI et al., 2022).

Neste contexto, a consolidação de componentes metálicos baseado no processo de fusão em leito de pó a laser (FLP-L), conhecida pelo termo técnico de fusão seletiva a laser (FSL) tem sido amplamente desenvolvida, em termos de: 1) diversidade de materiais metálicos adequados com FLP-L; 2) influência dos parâmetros e estratégias de consolidação nas propriedades finais das peças; 3) simulações para prevenção de defeitos residuais intrínsecos ao processo; 4) otimização do design e performance das peças produzidas.

A finalidade de se obter adequado processamento na manufatura de peças esta diretamente associada aos parâmetros de consolidação do processo FLP-L e têm sido alvo de estudo em inúmeras ligas metálicas, por exemplo no caso da liga de Ti-6Al-4V (SHIPLEY et al., 2018), Co-Cr-Mo (DARVISH, K. et al., 2016; WANG, J.-H. et al., 2018) e aços *maraging* (CRIALES et al., 2017).

A realização de tratamentos térmicos de alívio de tensões e prensagem isostática a quente, conhecido pelo termo HIP, em peças obtidas por técnicas de FLP possuem uma função fundamental para aumentar a resistência a fadiga (RAZAVI et al., 2021a; WEI, D. et al., 2018). A necessidade de tratamentos térmicos vem ao encontro de se minimizar efeitos indesejados do processo FLP-L pelo rápido aquecimento e solidificação envolvidos e adequar as propriedades mecânicas específicas para aplicação da peça manufaturada (GUOQING et al., 2018; KAJIMA et al., 2018; MENGUCCI et al., 2016; ZHANG, M. et al., 2018).

Devido à complexidade da microestrutura formada e ao número de fatores que influenciam os processos de MA, as propriedades mecânicas são vulneráveis por defeitos presentes, como porosidade, empenamentos, trincas e tensões residuais. Portanto, a

necessidade de se compreender os principais parâmetros do processo e relacioná-los antes e após o uso de pós-tratamentos para cada tipo de liga é de relevante necessidade.

1.1 Motivação e originalidade

A partir da pesquisa desenvolvida durante o mestrado evidenciaram-se muitos desdobramentos e novos resultados possíveis que apontaram para a necessidade de aprofundamento da pesquisa em curso, por meio de um doutorado. Em estudos comparativos (MERGULHÃO, 2017; MERGULHÃO et al., 2017, 2018) utilizando a liga de Co-Cr-Mo processada por fundição de precisão e FLP-L evidenciaram resultados significativos do ganho de propriedades mecânicas e homogeneidade da microestrutura formada em amostras padronizadas pelo processo de MA.

Com isso, foi revelado grande interesse na avaliação e influência dos principais parâmetros do processo FLP-L nas características mecânicas e microestruturais. A continuidade do estudo mostrou-se relevante para a área da saúde, e principalmente para o conhecimento técnico do processo de FLP-L, que apesar de muito eficaz e amplamente utilizado, encontra-se em constante desenvolvimento no país.

Para tanto o uso da tecnologia de FSL foi possível de ser explorada com relevante aprofundamento por meio de um equipamento OmniSint-160 desenvolvido por um fabricante brasileiro, empresa Omnitek Tecnologia Ltda©. O equipamento conta com uma fonte laser de potência máxima de 300 W desenvolvido também pela empresa Omnitek, além de ter proporcionado a alteração dos parâmetros do processo.

O aspecto de originalidade deste doutorado é desenvolver as melhores condições de processamento por FLP-L da liga de Co-Cr-Mo. O estudo dos principais parâmetros como potência do laser, velocidade de varredura, hachura e estratégia de varredura na influência das propriedades mecânicas e microestruturas formadas, será de grande utilidade para a área acadêmica e industrial. Desta forma, será possível a compreensão dos parâmetros de fabricação e a evidência de defeitos originados por seleção inadequada. Ressalta-se que a realização de tratamento térmico por solubilização foi realizada com a finalidade de otimização das propriedades da liga e verificação da alteração da microestrutura formada, para fins de uso na área médica e odontológica.

Desta forma, contribui-se para alavancar o parque tecnológico brasileiro, de modo disruptivo a promover a tecnologia e conhecimento da MA pelo processo de FLP-L. O potencial deste estudo contará de grande valia para a área acadêmica e industrial, sendo desenvolvido em equipamento de parâmetros abertos, nacional, patenteado e fabricado no Brasil pela empresa Omnitek Tecnologia Ltda©.

1.2 JUSTIFICATIVA

Impulsionado pelo aumento do número de doenças articulares relacionadas ao envelhecimento da população e à obesidade, foi estimado nos Estados Unidos que o número necessário de artroplastias totais do quadril e artroplastias totais do joelho aumentará em 174% e 673% em 2030 (KURTZ et al., 2007). Segundo Oréfice, Pereira e Mansur (2006), apenas nos Estados Unidos o uso de pinos, chapas e parafusos para fixação de fraturas atingiu 1,5 milhão de casos clínicos. A perspectiva do uso de biomateriais aplicados em implantes visando a substituição ou reparação de componentes ósseos do corpo humano, cresce de 5 a 15% a cada ano.

Neste contexto, a evolução dos processos de fabricação no desenvolvimento de implantes e próteses têm grande importância para o tratamento de pacientes acometidos em razão a alguma anormalia, seja congênita ou adquirida, oferecendo melhor qualidade de vida ao paciente. Com o advento das tecnologias de MA tornou-se possível a fabricação de biomodelos e implantes com geometrias complexas e de formato personalizado, por meio do tratamento de imagens obtidos por exames de tomografia computadorizada e ressonância magnética do paciente.

Nos últimos anos o processo de FLP-L têm ganhado destaque na fabricação e desenvolvimento de implantes e próteses customizados na área médica e odontológica utilizando metais biocompatíveis como o aço inoxidável, ligas de Co-Cr-Mo e ligas de Titânio. A liga à base de Co-Cr-Mo possui grande importância para área da odontologia e biomédica, em razão ao melhor equilíbrio entre resistência mecânica, durabilidade e desgaste, associado a boa resistência à corrosão e características de biocompatibilidade (KOUTSOUKIS et al., 2015).

A FLP-L da liga de Co-Cr-Mo recentemente tem sido estudada de forma mais ampla sob o aspecto das diferentes características do processo FLP-L, principalmente na análise dos parâmetros do processo que são de extrema importância e possuem pouca abordagem científica (DEBROY et al., 2018; YAP et al., 2015). O desenvolvimento de estudo do pós-

processamento térmico de solubilização proposto neste estudo é uma das condições acessíveis e de baixo custo para se adequar as propriedades mecânicas e verificar a evolução da microestrutura processada por FLP-L. Assim como será abordado na revisão bibliográfica, recentemente foram registradas diversas condições de tratamento térmico que até meados de 2016 econtrava-se pouco difundido nas ligas de Co-Cr-Mo (MENGUCCI et al., 2016).

2 OBJETIVO

2.1 Objetivo geral

Investigar a influência dos principais parâmetros do processo de FLP-L de uma liga normatizada (ASTM F3213) de Co-Cr-Mo, por meio de análises de propriedades mecânicas e microestruturais sob a realização de tratamento térmico de solubilização.

2.2 Objetivos específicos

Os objetivos específicos são:

1) Analisar a influência dos principais parâmetros de processo da FLP-L na densificação da liga de Co-Cr-Mo;
2) Analisar a influência dos parâmetros do processo na formação da microestrutura e na dimensão das poças de fusão;
3) Obter parâmetros adequados de processamento para densidade elevada (acima de 99%);
4) Avaliar e correlacionar as propriedades mecânicas e microestruturas da liga de Co-Cr-Mo sob influência dos parâmetros do processo FLP-L;
5) Analisar a influência do tratamento térmico de solubilização no comportamento das propriedades mecânicas e da microestrutura obtida;
6) Analisar as propriedades mecânicas obtidas pela técnica de MA por FLP-L visando a fabricação e adequaçao do processo para área médica, em comparação com a rota convencional de FP.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Manufatura aditiva em metais

As novas tecnologias de manufatura aditiva (MA), notadamente conhecidas como impressão 3D estão em crescente expansão. A capacidade de produzir peças complexas, redução do tempo envolvido na produção e a qualidade final das peças são os requerimentos principais de diversos segmentos da indústria.

Atualmente diversas técnicas de MA são exploradas com finalidades específicas, com a finalidade de destinar seus produtos a cada tipo de indústria ou aplicação, seja na área da saúde (componentes médicos e odontológicos), automobilística, aeronáutica ou espacial (VOLPATO, 2017). Em contrapartida aos processos de subtração (usinagens) e conformação de material, a fabricação por MA de materiais poliméricos, cerâmicos ou metálicos se destaca principalmente por possibilitar a fabricação de peças em formas livres de design e redução de matéria-prima.

No campo da MA metálica, as tecnologias se subdividem nos sistemas baseados na fusão em leito de pó (*powder bed fusion - PBF*), deposição direta de energia (*direct energy deposition - DED*), jateamento de ligante (*binder jetting – BJ*) e laminação de chapas (*sheet lamination - SL*), descritos pela norma ISO/ASTM F52900. Entre estas categorias as fontes de energia para fusão do material metálico, em formato de pó ou arame, geralmente são feixe de laser, elétrons ou arco (SRIVATSAN; SUDARSHAN, 2016).

Desenvolvida entre as décadas de 1980 e 1990, época caracterizada pelo surgimento da manufatura a *laser*, a tecnologia que se destaca na MA metálica é a fusão seletiva a *laser* (FSL), conhecida pelo termo em inglês S*elective Laser Melting* (SLM) (KRUTH, J.-P. et al., 2007; THIJS et al., 2010). No caso, a FSL pode ser descrita por nomenclaturas distintas de acordo com as empresas que desenvolveram os equipamentos, como é o exemplo da sinterização a laser direta de metal (*Direct Metal Laser Sintering - DMLS*) pela empresa EOS e da fusão direta a laser de metal (*Direct Metal Laser Melting - DMLM*) pela empresa GE (antiga Concept Laser). Por meio desta técnica a fabricação de componentes finais customizados e de elevadas propriedades mecânicas, tribológicas e corrosivas ganharam destaque no mercado em comparação aos outros processos convencionais de fabricação (GOKULDOSS et al., 2017; VAN NOORT, 2012).

3.1.1 Vantagens e limitações dos processos de MA

As técnicas de MA se destacam principalmente pela vantagem de proporcionar peças com alívio de peso através da otimização topológica da geometria das peças garantindo um melhor desempenho das peças. Um exemplo na área aeroespacial da otimização em componentes estão as turbinas com alívio de peso. Na área médica, se destacam a fabricação de implantes ortopédicos personalizados e com estruturas do tipo *lattice*, proporcionando redução de peso, diminuindo procedimentos cirurgicos ao longo do tempo e promovendo maior aceitação com os tecidos (SING, 2019).

Na Tabela 1 são evidenciados as vantagens e desvantagens que demonstram a aceitação das tecnologias em casos: pequenos lotes de peças com desempenhos no design; peças em formato final "*near-net-shape*"; uso de paredes finas garantindo a redução de massa e tempo de construção; projetos otimizados para a MA a fim que se enquadre menores tempos de construção e diminuição de pós-processamentos, como na remoção de estruturas suportes (ALIAKBARI, 2012; DUTTA; FROES, 2016; HUANG et al., 2015; SANAEI; FATEMI, 2021).

Tabela 1 - Relação das vantagens e desvantagens do processo de MA.

Vantagens	Limitações
• Fabricação de produtos complexos com novas formas e estruturas ocas (estruturas *lattice*); • Formação de estruturas e materiais com novas funções (canais conformais); • Redução no tempo de disponibilização dos componentes; • Elevadas propriedades físicas e quase nenhuma porosidade após HIP; • Redução significativa do desperdício de material; • Produção de peças com geometria final (*near-net-shaping*).	• Velocidades de construção não ideais; • Dimensões de construção limitadas • Requisitos de pós-processamento; • Custo de processo caro devido a clientes limitados; • Comportamento anisotrópico de peças fabricadas; • Precisão dimensional menor; • Design limitado pela necessidade de estruturas suporte; • Decisão de orientação ideal das peças fabricadas.

Além dos benefícios mencionados a MA enfrenta certas limitações que restringem sua aceitação em comparação a outros processos convencionais, como no fator da baixa velocidade de fabricação. Neste quesito muitas empresas recorrem ao desenvolvimento de equipamento utilizando multi-laser, dois ou mais laser operando simultaneamente, para reduzir o tempo de fabricação das peças manufaturas aditivamente.

Outro fator limitante esta associado com as tensões residuais e rugosidade das peças finais produzidas. Para isso, é indispensável a realização de pós-processamentos de usinagem e de tratamentos térmicos com a finalidade de se adequação das peças ao tipo de aplicação (BREMEN et al., 2012; MANÇANARES, 2016; TREVISAN et al., 2018).

3.2 FUSÃO EM LEITO DE PÓ A LASER

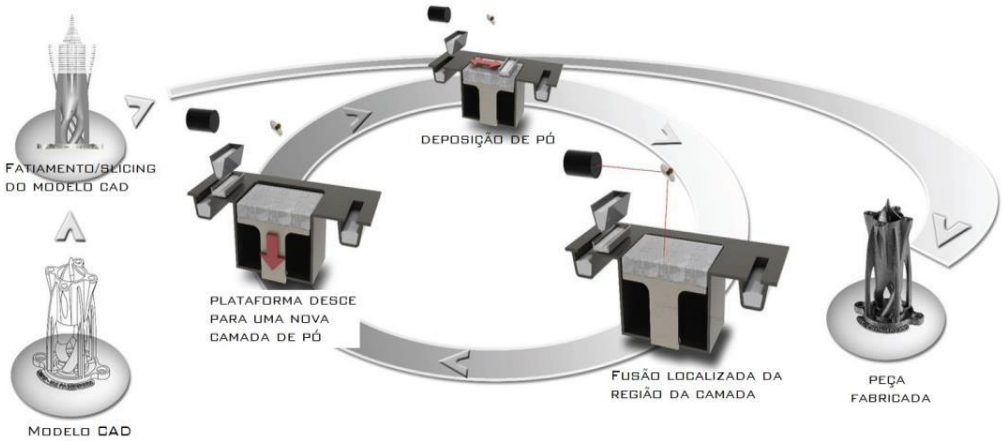
3.2.1 Visão geral do processo de FLP-L

As etapas do processo de fabricação por FLP-L são descritas por diversas etapas e podem ser separadas em:

1) criação do modelo geométrico 3D por meio de um sistema CAD;
2) conversão do modelo geométrico 3D em um formato de representação de malha STL;
3) planejamento do processo de fabricação aditivo, envolvendo orintação da peça, suportes e estratégias de varredura;
4) configuração dos parâmetros do processo;
5) fatiamento (*slicing*) do modelo 3D (arquivo STL) pela máquina;
6) consolidação do modelo de camada a camada;
7) remoção da base e acabamento do modelo físico.

Na etapa de consolidação da peça o feixe *laser* é refletido pelos espelhos galvanométricos (conjunto óptico) e seletivamente varre a região no plano X e Y de cada camada da peça promovendo a fusão completa das partículas do material metálico. Após cada camada consolidada a plataforma se move no eixo Z para que seja realiza uma nova deposição de material metálico. O processo de fusão ocorre de forma contínua de camada em camada até que a peça seja fabricada por completo conforme apresentado na Figura 1.

Figura 1 - Etapas do processo de fabricação por FLP-L.

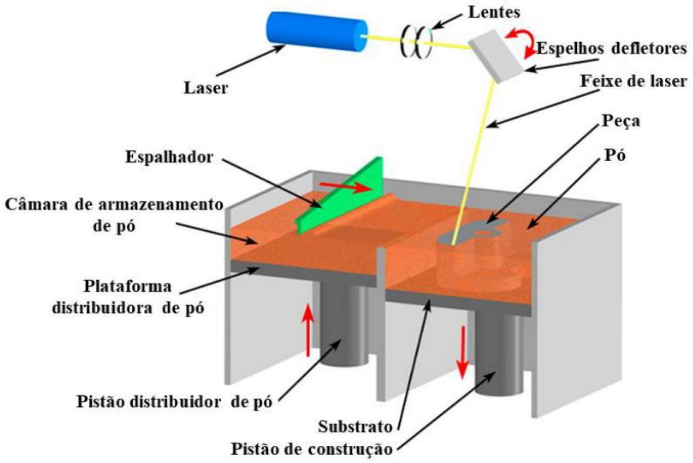


Fonte: BRENNE, 2018.

A energia térmica necessária para a fusão completa no leito de pó provém de um feixe *laser*. A potência máxima do *laser* em máquinas FLP-L é compreendida entre 200 W a 1000 W. A velocidade de varredura que atinge a camada de pó depositada pode ser superior que 2000 mm/s. A fonte do feixe *laser* usadas em sistemas FLP-L são módulos de fibras únicas que emitem radiação com comprimento de onda constante de 1060 a 1080 nm.

Geralmente, a fonte de *laser* utilizada é de Itérbio e o foco do *laser* no plano focal possui um diâmetro aproximado de 50 a 180 µm (BRECHER et al., 2011; HERZOG et al., 2016). O esquema básico dos componentes de um equipamento de FLP-L é observado na Figura 2. Nesta técnica a matéria prima é depositado em uma camada uniforme, entre 20 a 100 µm, sobre uma plataforma de construção e está em formato de uma partícula esférica metálica, com uma faixa granulométrica de 15 a 53 µm.

Figura 2 – Apresentação do esquema básico do processo FLP-L.



Fonte: SAMES et al., 2016.

Nos processos de MA as peças são construídas sob auxílio de estruturas de suporte. Estas são construídas da mesma matéria-prima que a peça e são definidas de acordo com o modelo 3D no programa de fatiamento. As estruturas de suporte desempenham uma função de distribuição do aquecimento da peça, minimizando defeitos de empenamento pela tensão residual inerente ao processo de FLP-L. Uma forma de garantindo a qualidade final das peças é o processamento prévio por modelos matemáticos que verificam a distribuição das tensões residuais e evitar distorções e trincas, (BREMEN et al., 2012; GERMANOVIX, 2011; GU, D. D. et al., 2012; YAP et al., 2015).

Os principais fatores que influenciam as características das qualidades físicas de componentes fabricados estão agrupados e apresentados na Tabela 2 pelos parâmetros associados ao material, *laser*, varredura e ambiente (GU, D. D. et al., 2012; KRUTH, J.-P. et al., 2007).

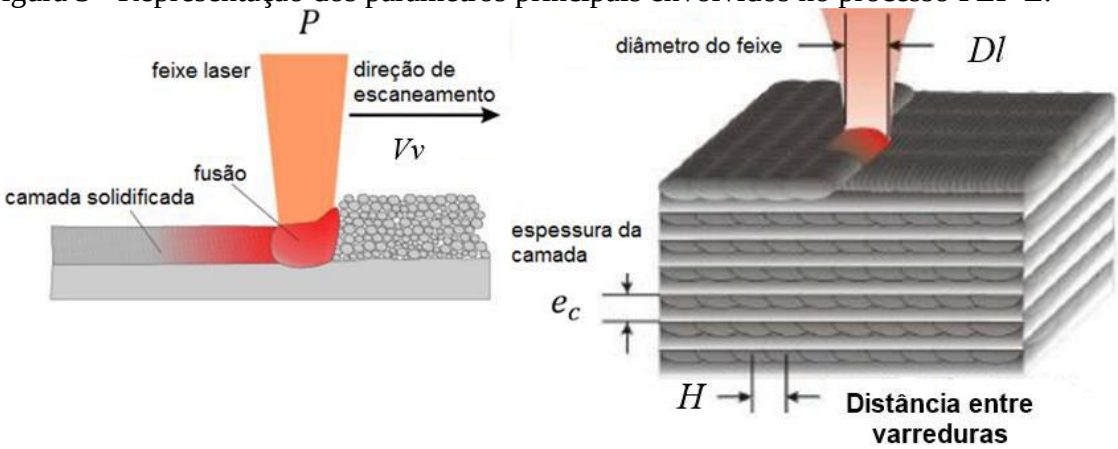
Tabela 2 - Fatores envolvidos no processo FLP-L.

Parâmetros do material	**Parâmetros do *laser***	**Parâmetros da varredura**	**Parâmetros do ambiente**
Composição química	Modo de varredura (contínuo/ pulsado)	Velocidade de varredura	Pré-aquecimento
Densidade relativa	Comprimento de onda	Distância entre varreduras	Pressão da câmara
Distribuição de tamanhos da partícula	Potência do *laser*	Espaçamento de hachura	Ambiente de gás
Formato da partícula	Frequência do pulso	Sentido de varredura	Vazão de gás
Propriedades térmicas	Duração do pulso	Padrão de varredura	Temperatura da camada de pó
Propriedades de fluidez	Largura do pulso		Orientação da peça
Espessura de camada	Offset		Posicionamento da peça
	Diâmetro do foco		

Visto os inúmeros parâmetros envolvidos no processo FLP-L a influência nas características finais de peças é descrita pelas principais variáveis do processo: potência do laser (P), diâmetro do foco do feixe laser (Dl), velocidade de varredura (Vv), espessura de camada (e_c) e distância entre varreduras ou hachura (H).

A adequação do processo de fabricação e minimização de defeitos pode ser corrigida pela quantidade e tempo de incidência do laser na camada de pó, bem como pelo padrão de varredura do laser. Na Figura 3 são apresentados alguns dos principais parâmetros do processo FLP-L.

Figura 3 - Representação dos parâmetros principais envolvidos no processo FLP-L.



Fonte: BREMEN et al., 2012.

3.2.2 Fatores da FLP-L

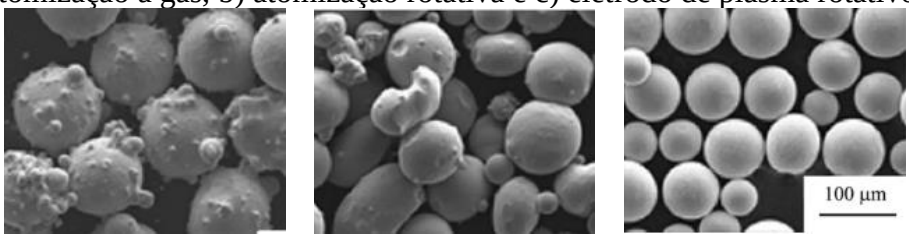
Nesta seção será discutido os principais parâmetros do processo de consolidação FLP-L. Para tanto, os principais parâmetros avaliados e discutidos estão relacionados ao: material, *laser*, varredura e ambiente de consolidação.

3.2.2.1 Parâmetros do material

A matéria prima para os processo de FLP por laser e elétrons são provenientes de processos de atomização a gás ou plasma de metais puros ou de ligas. As rotas tradicionais de produção de pós metálicos também utilizam processos de atomização a água. No entanto, o processo de atomização a água para indústria de MA possui algumas desvantagens associadas a qualidade final do pó, por apresentar formato irregular da partícula, maior porcentagem de oxigênio e necessitar de um pós-processamento de secagem (HERZOG et al., 2016; IRRINKI, 2016; POWELL et al., 2020).

Recentemente, estudos (BAYERLEIN, 2021; HERNÁNDEZ, 2020) com o uso de pós irregulares de ligas de Ti-Nb e Ti-6Al-4V demonstram rotas de processamento FLP-L com elevadas densidades promovendo a utilização de pós irregulares provenientes de outras processos de fabricação. Estes processos de fabricação apresentam características distintas quanto à qualidade final da partícula, conforme pode ser observado no exemplo da Figura 4.

Figura 4 - Imagens de MEV do formato de pós da liga de Inconel 718 obtidos por: a) atomização a gás, b) atomização rotativa e c) eletrodo de plasma rotativo.



(a) (b) (c)

Fonte: NEIKOV et al., 2019.

A qualidade de pós metálicos é um desafio crítico devido a sua elevada área de superfície e suscetibilidade à oxidação (DEBROY et al., 2018). Em consequência, a qualidade das peças fabricadas aditivamente são significativamente influenciadas pelas características da matéria-prima (DEBROY et al., 2018; KARLSSON et al., 2013). Dentre as características físico-químicas da matéria-prima para o processo FLP-L se incluem: formato, distribuição de tamanho, morfologia da superfície, composição, fluidez e espessura de camada (SAMES et al., 2016).

Em processos de FLP o material particulado é geralmente depositado por gravidade, e no caso do pó não possuir correta fluidez, a formação de uma camada lisa e uniforme é dificultada. A fluidez dos pós é dependente de algumas características físicas, sendo o formato, distribuição da partícula, rugosidade superficial, densidade aparente e batida. Estima-se que em 1 kg de pó contém mais de 1 bilhão de partículas e estas possuem distintas característica de: tamanho, forma e ligeira alteração de composição química (POWELL et al., 2020; SLOTWINSKI et al., 2014). Para tanto, para avaliar tais características físicas dos pós possuem ensaios padronizados pela norma ASTM F52907.

O **formato das partículas** desempenha um papel importante nas caraterísticas físicas dos pós, visto que ocorre uma interação de forças entre as partículas. Idealmente, temos a presença de partículas perfeitamente esféricas. A forma esférica de partículas é preferível verificado que há a melhor densidade batida e empacotamento, em relação as partículas com maior deformidade. A morfologia das partículas é completamente distinta, umas com maior rugosidade superficial (ou com a presença de satélites, pequenas partículas aderidas na superfície) do que outras. Partículas com maior presença de rugosidade tendem a ter maior atrito e resultar em forças maiores dificultando o empacotamento, o que consequentemente proporcionam vazios na camada depositada e posteriormente poros nas peças produzidas (GIBSON et al., 2021; POWELL et al., 2020; SIMCHI; POHL, 2003; SLOTWINSKI et al., 2014).

A **distribuição do tamanho de partícula** é uma função matemática que define a quantidade relativa de partículas (por massa) de acordo com suas faixas de tamanho. O tamanho das partículas, bem como a distribuição do tamanho das partículas, desempenha um papel significativo no processo FLP-L, visto que uma maior porcentagem de partículas grandes será necessária obter maior energia para completa fusão. De forma análoga, a presença de um volume maior de partículas pequenas auxília na redução de energia necessária para fusão do material e minimiza a rugosidade das peças FLP-L (KUSUMA, 2016).

Segundo Mazumder et al., (2000) o aumento na espessura da camada, o feixe de laser tem que ser absorvido por uma distância maior para formar uma piscina derretida. Neste caso, a espessura da piscina na parte inferior será maior do que na parte superior, o que resulta em uma assimetria na largura da piscina. Essa assimetria pode ser reduzida com a diminuição da espessura da camada.

A **densidade do pó** é outra propriedade significativa no processo FLP-L. A densidade pode ser classificada em dois tipos: a **densidade aparente** “DA” e a **densidade batida** “DB” (ou de empacotamento). A densidade aparente pode ser considerada um indicador em que o pó pode fluir livremente para encher um recipiente de tamanho conhecido. A DB indica pela utilização de uma ação mecânica (batidas) a capacidade de empacotamento dentro de um recipiente conhecido.

Normalmente, a DB é supeior em relação a DA. Quanto maior a densidade batida, menor a porcentagem de vazios de material e maior será a transferência de calor por meio da camada de pó. No caso, haverá maior condutividade térmica no leito de pó quanto maior for o empacotamento entre as partículas. Uma maior DB também irá garantir maior densidade do consolidado por proporcionar uma menor formação de poros na peça. Uma das formas de avaliação da qualidade de empacotamento dos pós nos processos FLP são as relações entre DA e DB, conhecidas como razão de Hausner (hausner ratio) e índice de Carr´s.

A **fluidez** ou **escoabilidade** do pó representa a facilidade com que as partículas de pó se movimentam. Esta propriedade é significativa nos diversos processos que utilizam pó, pois indicam a rapidez e qualidade na alimentação de sistemas, como é o caso do preenchimento da plataforma de construção nos processos de FLP.

Especificamente, uma boa fluidez do pó indicará a formação de uma camada uniforme depositada. Outros fatores, como umidade e tamanho das partículas, também podem afetar a fluidez. Segundo Popov et al., (2018), a falta de fluidez é um dos causadores da falta de fusão em componentes produzidos, e consequentemente ocorre uma influência nas propriedades finais das peças.

Com base na ISO/ ASTM 52907:2019 são apontados quatro fatores que podem afetar a fluidez do pó, sendo eles: distribuição de tamanho de partícula, atrito entre partículas (este é afetado pela rugosidade da superfície e morfologia), umidade do pó e forças eletromagnéticas (em materiais ferrosos). Com a umidade das partículas ocorre o aumento das forças coesivas. Estas ligações liquidas entre partículas são mais fortes do que as ligações entre partículas e promovem defeitos na camada de pó depositada (CROUTER; BRIENS, 2014).

A **espessura de camada** é um dos parâmetros essenciais para a correta ligação ou união entre as camadas consecutivas fundidas. Na tecnologia FLP-L, a espessura das camadas deve ser pequena e o tamanho máximo de grão não pode ser maior que a espessura da camada. No entanto, o substrato ou camada anterior solidificada não é diretamente irradiada, e o grau de refusão dependerá das energias transmitidas através da camada de pó. Portanto, uma espessura de camada menor aumentará a ligação entre as camadas, resultando em componentes de maior densidade.

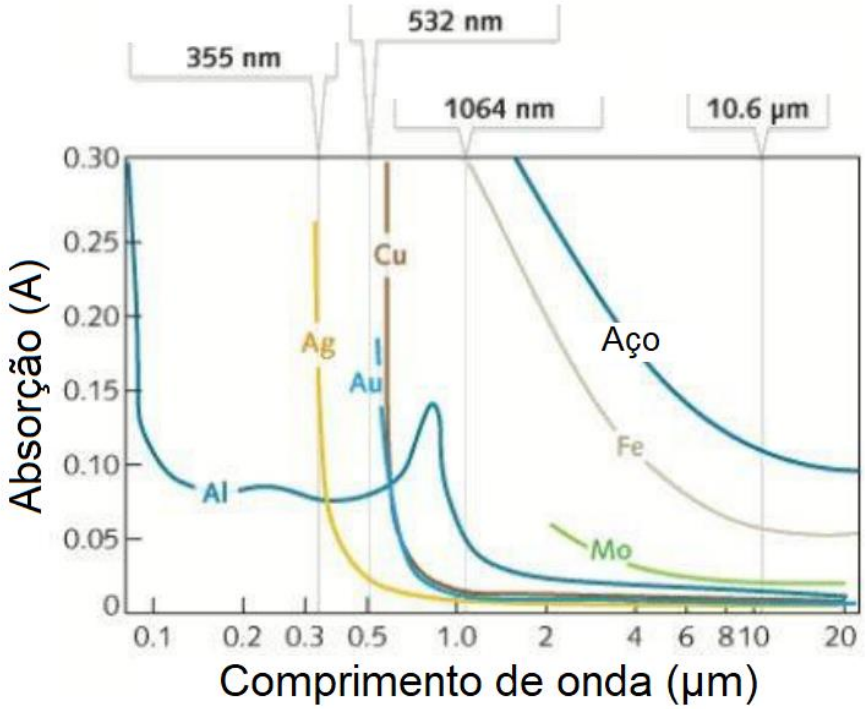
O uso de camadas maiores verifica-se a necessidade de maior energia incidente para a completa fusão das camadas. Em alguns estudos (GUO, Y. et al., 2018; THIJS et al., 2010; YADROITSEV, I.; SMUROV, 2011) as espessuras maiores são descritas por aumentar a rugosidade da superfície, reduzindo a precisão dimensional. A distância entre varredura influencia a sobreposição das linhas de varredura, as quais também são descritas por promover a formação de efeitos indesejáveis como o aumento da porosidade e da rugosidade superficial das peças (DEMIR; PREVITALI, 2017; GUO, Y. et al., 2018).

3.2.2.2 Parâmetros do laser

Um dos componentes primordiais no processo de FLP é a fonte laser que irradia a energia necessária para a completa fusão do material na camada de pó. A seleção do tipo de fonte de radiação laser no processo FLP-L desempenha um papel fundamental, pois as ligas e metais puros possuem taxas de absorção de energia depende do comprimento de onda (λ dada em nm) da fonte de laser.

Conforme evidenciado na Figura 5 diferentes metais possuem caracteristicas de absorção de energia diferentes. Dependendo do comprimento de onda utilizado, e também pelo índice de refletividade será necessário o uso de uma fonte laser de menor ou maior comprimento de onda (KURZYNOWSKI et al., 2012; KUSUMA, 2016).

Figura 5 - Absorvidade do laser em diferentes metais puros em relação ao comprimento de onda de um laser verde e fibra.



Fonte: KUSUMA, 2016.

O formato da distribuição de energia e o modo temporal do laser são importantes característica da fonte laser. Normalmente, os equipamentos utilizados no processo FLP-L utilizam uma fonte de intensidade gaussiana e modo contínuo. No caso de laser pulsado usualmente as potências utlizadas no processo são elevadas e outros parâmetros são adicionados para controle do aporte térmico, como a frequência de pulso (POPP, 2015).

Os parâmetros do laser são amplamente investigados em virtude da diferença entre os equipamentos FLP-L e principalmente por influenciarem fortemente nas características da: dimensão e formato das poças de fusão, térmica local e consequentemente na solidificação e na qualidade final do componente. Para tanto, comumente são abordados os parâmetros de: diâmetro do feixe laser, potência do laser e velocidade de varredura (POPP, 2015).

O **diâmetro do feixe laser (*Dl*)** ou também descrito por diâmetro focal, tamanho do foco, diâmetro do feixe desempenha um papel importante em razão a alterar a densidade de energia. Quanto maior o *Dl*, menor será a energia irradiada na camada de pó. Já para um menor *Dl* será necessária maior energia irradiada. Este parâmetro normalmente é definido por tipo de equipamento e está estabelecido entre aproximadamente 50 a 180 µm. Equipamentos oferecidos para escala industrial podem apresentar *Dl* de até 700 µm e estão associados com

propostas de equipamentos com feixes duplos em que se propõe diminuir o tempo de fabricação das peças.

A **potência do laser** é um dos parâmetros principais por entregar a energia necessária para fusão do pó metálico. Quanto maior a *P* irradiada na camada de pó maior a energia térmica entregue e facilmente ocorre a fusão do material. No entanto, do mesmo modo em que é facilitada a fusão tornasse propício a formação de defeitos (empenamento, porosidade entre outros) originados pelo excesso térmico.

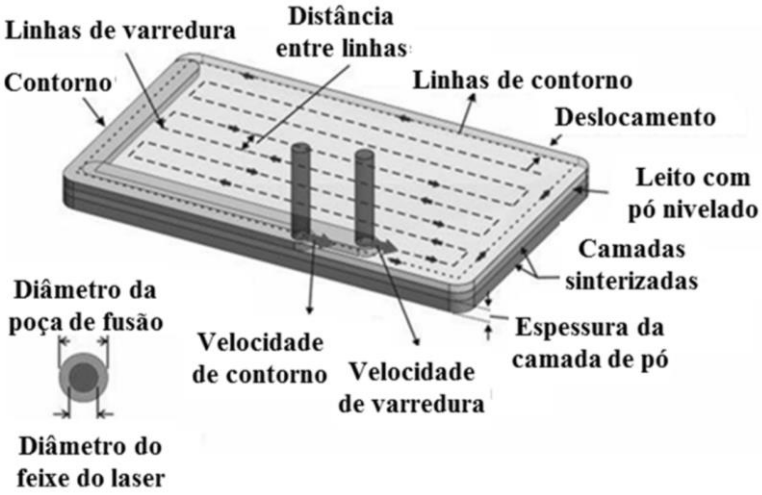
De modo geral, o aumento da *P* proporciona uma fusão em velocidades maiores e com grande penetração térmica na camada. Neste modo, torna-se mais suscetível o processo de evaporação do metal e a formação de defeitos, como por exemplo: 1) porosidade por fusão excessiva por aprisionamento de gás inerte e vapor, conhecido por efeito keyhole (em tradução livre buraco de fechadura); 2) deformação térmica ou empenamento nas peças e 3) trincamento a frio (em certos metais) (YAP et al., 2015b). O parâmetro da *P* está diretamente associado com a velocidade de varredura, pois quantifica a energia linear do laser incidida em um traço único de varredura.

Comumente o efeito dos parâmetros do laser diretamente se relacionam com a grandeza da energia linear e a medida em que aumenta, pelo aumento da *P* e/ou pela diminuição da *Vv*, influencia na redução gradual da altura da poça e no ângulo de contato das trilhas de varredura, enquanto ocorre o aumento da largura e da profundidade de penetração (KUSUMA, 2016). Como será discutido em seções posteriores, a energia linear e a densidade de energia volumétrica descritas pelos principais parâmetros do processo auxiliam na correlação e compreensão dos fenômenos, como também na formação da microestrutura e da poça de fusão estável e homogênea (GUO, M.; GU; XI; DU; et al., 2019).

3.2.2.3 Parâmetros de varredura

Os parâmetros de varredura descrevem o padrão de varredura que o laser percorrerá para preencher a área da camada fatiada da peça. Os principais parâmetros que estão associados à estratégia de varredura do processo FLP-L podem ser observados na Figura 8: velocidade de varredura; distância entre linhas varredura; sobreposição de varredura; estratégia de varredura (sentido de varredura); orientação entre camadas; refusão de camada.

Figura 6 - Representação esquemática dos parâmetros de varredura.



Fonte: BINELI et al., 2012.

A **velocidade de varredura** é o principal parâmetro que está associado ao tempo de construção no processo. Em fontes de laser de modo pulsado, a velocidade de varredura é descrita como **exposição de tempo** pela distância do foco durante o percurso do laser. Quanto maior a velocidade de varredura, menor será a dissipação do calor na camada, para um dado valor de *P*, sendo que a difusão térmica será menor promovendo uma menor poça de fusão e menor zona de calor afetada. Desta forma, o parâmetro da *Vv* está associado com o cálculo da densidade de energia nos processos de FLP.

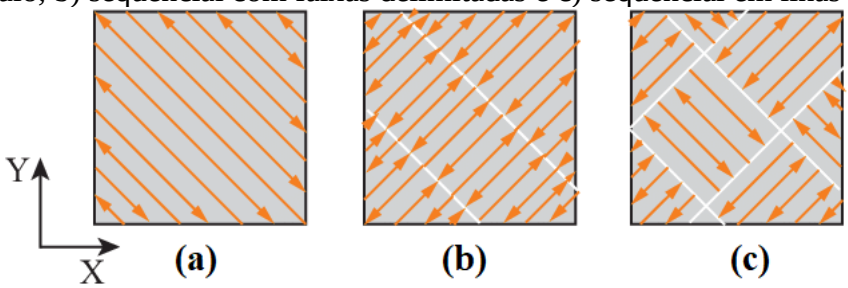
A **distância entre linhas de varreduras** é a medida entre centros das linhas de varredura sucessivos. Este é um dos parâmetros fundamentais para evitar a porosidade por falta de fusão entre camadas, reduzindo a qualidade final das peças fabricadas. Quanto maior o *hatch* menor será a sobreposição da fusão entre as linhas de varreduras. Desta forma verifica-se que o *hatch* deve ser correlacionado com o tamanho do diâmetro do foco laser e a dimensão da poça de fusão originada.

A **sobreposição de varredura** é um parâmetro que se refere quando temos uma distância entre linhas de varreduras menor que o diâmetro do foco laser.

A **estratégia de varredura** ou o padrão de varredura descreve a orientação que o feixe laser irradiará sobre a camada de pó (vide Figura 7). Conforme apresentado existem diversos parâmetros associados à estratégia de varredura, no entanto, a literatura aborda fortemente a relação entre os tipos de varreduras nos modos de contorno e preenchimento, normalmente citados em inglês como *countor* e *infill*. Estes afetam diretamente a aporte térmico do processo e consequentemente alteram as propriedades mecânicas, densidade, tensão residual e microestrutura formada. Outro parâmetro importante analisado é o ângulo de rotação entre as

camadas, o qual pode ser verificado em alguma das estratégias apresentadas na Figura 7 (CHENG et al., 2016; FAIDEL et al., 2015; LIVERANI et al., 2016).

Figura 7 – Configuração de estratégias de varredura do *laser* da camada, em a) sequencial com ângulo, b) sequencial com faixas delimitadas e c) sequencial em ilhas rotacionadas.



Fonte: LIAN et al., 2019.

3.2.2.4 Parâmetros do ambiente

O processo de fabricação em FLP-L ocorre em meio a câmara que controla a pureza, umidade e temperatura do ambiente, essenciais para garantir qualidade de fabricação das peças. Os equipamentos FLP-L apresentam uma câmara de construção com controle da: temperatura interna; atmosfera e vazão de gás inerte (normalmente argônio, nitrogênio ou mistura). É importante destacar que alguns equipamentos podem apresentar alguns parâmetros importantes como o aquecimento de base e a temperatura de alimentação de pó que se tornam parâmetros importantes para a consolidação de algumas ligas, em específico aços rápidos (GIBSON et al., 2021).

A **atmosfera** exerce importante influência nas propriedades mecânicas finais dos componentes e a mesma deve ser selecionada de acordo com a reatividade do material utilizado (GOKULDOSS et al., 2017). A utilização de atmosfera em operação do processo FLP-L é importante pois: 1) limpa a câmara de consolidação “varrendo” os produtos de reação prejudiciais; 2) viabiliza reações, no caso do uso de nitrogênio, em ligas de alumínio auxilia na formação de nitreto de alumínio que melhora a estabilidade dimensional de peças) e reduz a oxidação superficial (GOKULDOSS et al., 2017; OLAKANMI et al., 2015). No caso de aços inoxidáveis (316L ou 304) o nitrogênio auxilia na soldabilidade e estabilização da fase austenítica reduzindo a possibilidade de trincas a quente (SHANKAR et al., 2003). De modo análogo, o gás hélio e misturas não auxiliam a densificação do aço inoxidável 316L (ZHANG, B. et al., 2013).

A **vazão de gás** que é regulada por meio da pressão tem importante influencia na estabilidade da poça de fusão, como também realiza a purga da câmara (SISTIAGA, 2019; THIJS, 2014). Durante o processo de fusão, os pós são ejetados aleatoriamente, ocorrendo absorção ou espalhamento da energia irradiada pelo laser, como também ocorre uma evaporação do material. Estes fatores envolvidos na fusão do metal influenciam fortemente o processo e degrada o pó não utilizado e qualidade do produto final (CHEN, X. X. et al., 2020). No caso, o gás inerte uniforme garantirá a correta limpeza da câmara evitando que o vapor não atrapalhe na irradiação do laser e que impurezas e pós ejetados sejam transportados para um sistema de filtração (CHEN, X. X. et al., 2020; WANG, W. C.; CHANG, 2017).

A **temperatura** na câmara de consolidação pode afetar significativamente o processo FLP-L. Assim como um gás inerte de alta pureza, a temperatura alta garante uma baixa concentração de umidade no sistema, evitando a presença de oxigênio e monóxido de carbono, que ficam presos no metal solidificado e, consequentemente, geram bolhas de gás preso ou mesmo vazios de material. Em alguns casos, existem equipamentos que possuem a plataforma de construção aquecida, aquecedores resistivos ao redor da plataforma de construção ou mesmo aquecimento do pó alimentado. O pré-aquecimento do pó e a manutenção de uma temperatura elevada e uniforme dentro da plataforma de construção pode-se reduzir a *P* para facilitar a fusão do material, bem como evitar o empenamento das peças durante a consolidação devido à expansão e contração térmica não uniforme (GIBSON et al., 2021).

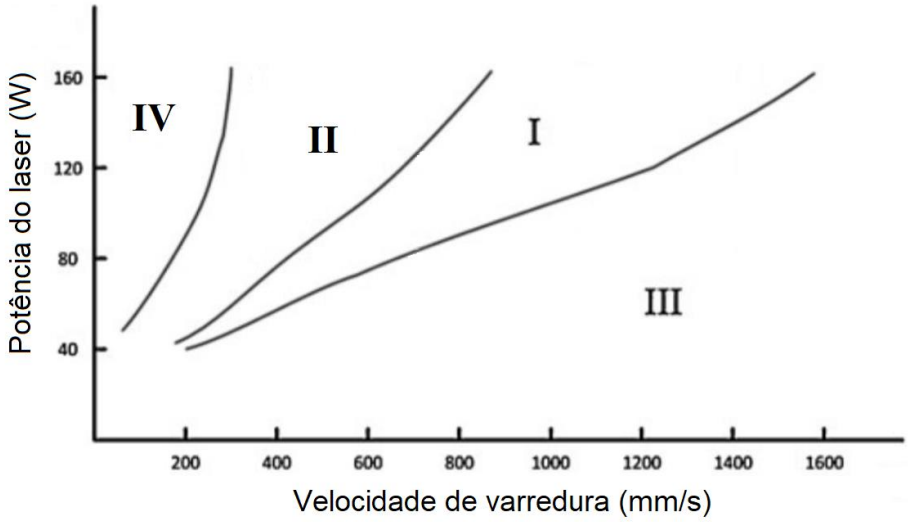
3.2.3 Janela de processamento e Densidade de Energia no FLP-L

Após revisão dos fatores e parâmetros envolvidos no processo de FLP-L as condições de construção de peças se convergem principalmente para os parâmetro da potência do laser, diâmetro do foco laser, velocidade de varredura, hachura e espessura de camada. Conforme será abordado nesta seção, para finalidade de se obter rotas de processamento de ligas metálicas a janela de processamento evidencia a qualidade de formação das peças e nos defeitos formados pelos parâmetros inadequados na consolidação do material em questão. Desta forma cálculos sob diferentes perspectivas da energia incidida durante o processo aditivo são avaliados como forma métrica para investigar a parametrização e as propriedades dos materiais fabricados.

3.2.3.1 Janela de processamento PBF-L

Notadamente, para obter rotas adequadas de processamento são realizados diversos experimentos relacionando os principais parâmetros e conseguentemente obtendo a janela de processamento. Nesta janela de processamento são classificadas regiões as quais se evidenciam a qualidade das peças formadas com base em inúmeras amostras variando a *P* e a *Vv*. Na Figura 8 as regiões da janela de processamento são denominadas em 4 zonas, sendo: Zona I - parâmetros totalmente densos; Zona II - parâmetros de superfusão; Zona III - parâmetros de fusão incompletos; Zona IV - parâmetros de superaquecimento.

Figura 8 - Janela de processamento da liga Ti-6Al-4V em função da potência do laser e da velocidade de varredura no processo FLP-L.



Fonte: GONG et al., 2014.

Na região da Zona I, os parâmetros envolvidos resultam na fabricação de peças com densidades elevadas (ou totalmente densos) e sem presença de defeitos. Verifica-se que a energia é suficiente para a fusão completa entre camadas. Neste caso, não se exclui a possibilidade de existirem porosidades internas.

Na região da zona II, os parâmetros envolvidos demonstram que ocorrerá um aumento na energia incidida, pelo fato de maiores valores de potência em contrapartida a velocidades menores que a região da zona I. Desta forma, a fabricação das peças irá promover uma fusão excessiva do material particulado e defeitos estão fortemente apresentados.

De modo análogo a zona II, na região da zona III ocorrerá um aumento da velocidade desproporcional para a potência. A presença de uma energia insuficiente para a fusão completa das partículas evidenciará além de partículas parcialmente fundidas, poças de fusão

menores e descontínuas. Assim como, a falta de penetração da poça de fusão poderá promover vazios entre as camadas de pó e uma influência na largura das poças de fusão. As regiões das zonas II e III podem apresentar a fabricação de peças densas, porém com presença de diversos defeitos internos e externos.

Já a região da zona IV evidenciam elevados níveis de potência ocasionando uma ultra fusão, apresentando energias excessivas que proporcionaram a irradiação tão grande de calor que amostras não chegam a ser fabricadas devido a deformação acumulada. Neste caso, dificilmente amostras são obtidas, pois a deformação das peças resultará em colisões internas dos componentes da máquina.

A relação entre *P* e *Vv* deve ser suficiente para que o tempo de incidência do feixe *laser*, regulado pela *Vv*, realize a completa fusão do metal particulado naquela unidade volumétrica selecionada. De modo geral, ao utilizar uma alta *P* e baixa *Vv* pode ser observado efeitos indesejáveis pelo aporte de térmico elevado. No caso da utilização de alta *Vv* e baixa *P* resulta na fusão incompleta do material (SHI et al., 2016).

Sendo que os componentes fabricados por FLP-L são obtidos por varreduras sequenciais do laser de camada a camada, a qualidade de cada varredura fundida pelo laser, termo conhecido por inglês *single track*, é de extrema importância para se obter componentes de elevada qualidade física. Uma das vertentes da parametrização do processo FLP-L é o estudo das *singles tracks* sob substrato ou de camadas anteriores a fim de se verificar as estruturas formadas.

Diversos autores (WANG, Y. et al., 2020; WITS et al., 2016; YADROITSEV, I. et al., 2010) abordam o estudo das *single tracks* de maneiras distintas para compreender os parâmetros de consolidação com as melhores formações da estrutura formada. Segundo Yadroitsev et al. (2010) houve um faixa correspondente para formações de varreduras únicas estáveis e de varreduras instáveis dependendo dos parâmetros de consolidação. No caso, as instabilidades foram evidentes em baixa velocidade de varredura, em forma de distorções e irregularidades. Já em velocidades excessivamente altas deram origem ao efeito de esferoidização do material particulado (efeito *balling*). As varreduras estáveis ocorreram em uma faixa de velocidade maior para maiores potências do *laser* e verificou-se que a penetração no substrato tem um efeito estabilizador na fusão das varreduras únicas contínuas.

O estudo de Guo et al. (GUO, Y. et al., 2018) verificou que a varreduras únicas contínuas eram necessárias para a formação de camadas simples com qualidade de impressão. No caso, o aumento excessivo da distância entre varreduras (ou *hatching*) do laser não ocorria

o sobrepasse entre varreduras, levando em consideração os parâmetros do tamanho do pó, velocidade de varredura, potência do *laser* e espessura da camada de pó.

3.2.3.2 Relações de cálculos de energia

As definições de cálculos de energia envolvidos entre os parâmetros do processo de FLP-L são citadas de diferentes perspectivas, sendo relacionadas tanto por influência dos parâmetros de processo quanto por parâmetros associados as propriedades térmicas dos materiais processados. Como também as formas apresentadas de energia são escritas por grandezas linear, por área e volume (BOURELL et al., 2017).

Na Tabela 3 são copilados os métodos de análise das energias linear, por área e volumétrica representadas até o presente momento e que consistem em função dos parâmetros de: *P*, *Vv*, *H*, *Dl* e *ec* (vide equação 1) (LIU, Z. Y. et al., 2018). Conhecida por ser amplamente descrita na análise para o processo FLP-L, a determinação da DE_V incidida na camada de pó por unidade volumétrica foi descrita inicialmente por Nelson, J.C, 1993 (NELSON, 1993).

$$DE = \frac{P}{f(v, H, e_c, D_l)} \qquad (1)$$

Tabela 3 - Relação das energias de densidade descritas nas literaturas.

Densidade de energia	Equação		Referência
Linear	$DE_L = \frac{P}{v}(\mathrm{J/mm})$	(2)	(YADROITSEV, IGOR et al., 2012)
Área	$DE_{AH} = \frac{P}{v.H}(\mathrm{J/mm^2})$	(3)	(NELSON, 1993)
	$DE_{AD_l} = \frac{P}{v.D_l}(\mathrm{J/mm^2})$	(4)	(CAMPANELLI et al., 2014; FARSHIDIANFAR et al., 2016; GUO, Q. et al., 2019)
Volumétrica	$DE_{VH} = \frac{P}{v.H.e_c}(\mathrm{J/mm^3})$	(5)	(HERZOG et al., 2016b; NELSON, 1993; TONELLI et al., 2020; YADROITSEV, IGOR et al., 2012)
	$DE_{VD_l} = \frac{P}{v.D_l.e_c}(\mathrm{J/mm^3})$	(6)	(YADROITSEV, I. et al., 2013)

Fonte: Liu Z. Y. et al, (2018).

Segundo Liu Z.Y. et al. (2018) de acordo com as diferentes dimensões que se quantifica a densidade de energia, ao trabalhar com equações (equações 3 e 5) envolvendo a distância entre varreduras (*H*), a métrica de *DE* se associa com as técnicas de se otimizar os parâmetros de processo e análise de janela de processamento. Ao relacionar a energia com parâmetros envolvendo o diâmetro do feixe laser (D_l) (equações 4 e 6) a métrica de *DE* é associada com o fluxo de energia do feixe.

A *DE* é amplamente utilizada para associar aos fatores de consolidação das peças envolvendo os resultados de densidade, porosidade e aos mecanismos de formação de defeitos (ANNA, 2019; DE TERRIS et al., 2019; DEBROY et al., 2018; GUO, M.; GU; XI; ZHANG; et al., 2019; TONELLI et al., 2020; YI et al., 2019). A *DE* é associada com a janela de processamento de muitas ligas processadas por FLP-L em consequência de se obter regiões que apresentam as distintas qualidades das peças fabricadas, com foco nos defeitos de consolidação (vide Figura 8) (GONG et al., 2014; HAIJUN GONG, 2013; TANG et al., 2017). Outros autores (DARVISH, K. et al., 2018; JIA; GU, 2014) relacionam que a *DE* impacta nas microestruturas, tamanho de grão, porosidade e nas propriedades mecânicas.

Os numerosos efeitos que a análise da métrica de *DE* são determinantes nas taxas de aquecimento e resfriamento, comportamento térmico e no formato das poças de fusão (LIU, Z. Y. et al., 2018). A forma de distribuição do fluxo de calor e a correta necessidade de energia a ser consumida para completa fusão do material particulado é dependente das características e propriedades da matéria prima, como por exemplo a condutividade térmica da liga e as características do pó. Portanto, a *DE* ao ser correlacionada com as diversas propriedades do consolidado e dos parâmetros do processo depende de conhecer a interação do laser com a camada de pó.

Segundo Zhou et al. (2015), os estudos analisando varreduras únicas e a relação entre os parâmetros de consolidação na fabricação de peças densas verificou-se que a condição estabelecida para 100% de densidade correspondeu com uma energia de densidade máxima usando velocidade de varredura baixa. No entanto, amostras processadas com energias recomendadas (DE_V = 76 J/mm^3) pelos fabricantes produziram amostras com densidades menores de 99 %, em razão a defeitos originados pela falta de fusão. Estes defeitos estariam associados aos principais parâmetros do processo que originam varreduras instáveis e que, consequentemente, alteram as características das poças de fusão.

De acordo com Darvish et al. (2018), a análise dos parâmetros FLP-L podem ser interferidos quando utilizados valores de potências nominais da máquina são inferiores que a potência analisada, e portanto, o estudo investigou a falta de fusão pelo dimensionamento das

poças de fusão em máquina com potência nominal elevada. Assim como no trabalho de Zhou et al. (2015), Darvish et al. (2018) verificaram que a energia indicada (DE_V = 69 J/mm³) pelo fabricante, utilizando os parâmetros recomendados, não são suficientes para que ocorra uma adequada poça de fusão a fim de minimizar defeitos de porosidade. De modo geral, o estudo apontou que houve redução dos defeitos pelo aumento da potência do laser (de 180 para 220 W) visto que se aumentou a estabilidade e a sobreposição entre as poças de fusão. No entanto, não houve um comportamento linear nos valores de penetração da poça na faixa de 260 a 300W para o aumento nas potências de 240 e 320 W, o qual houve redução na diminuição de penetração.

3.2.4 Defeitos associados ao processo

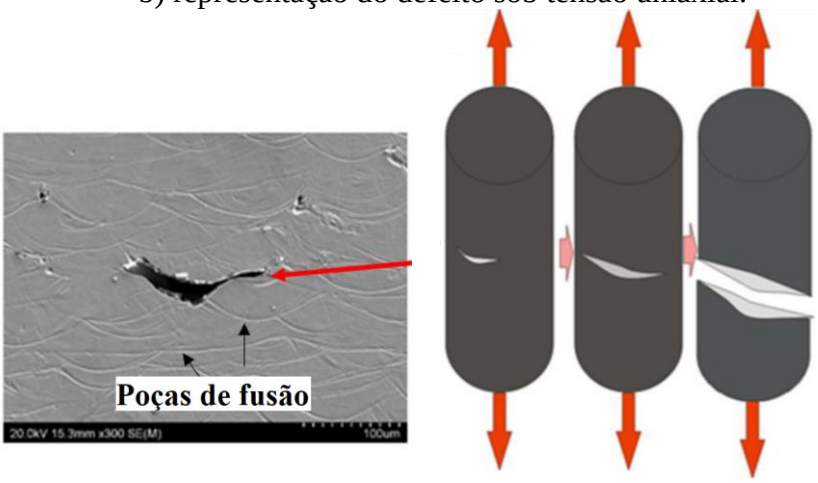
Notadamente os defeitos são abordados por diversos autores (MALEKIPOUR; EL-MOUNAYRI, 2018; MOSTAFAEI et al., 2022; SANAEI; FATEMI, 2021; SEIFI et al., 2017) com a finalidade de se compreender e evitar sua formação visto que afetam negativamente nas propriedades mecânica das peças, o que revela uma grande crítica para as indústrias: aeroespacial e médica. Os defeitos podem ocorrer durante o processo de fabricação ou no pós-processamento das peças manufaturadas. Visto que a temática dos defeitos do processo FLP-L está diretamente associada com os principais parâmetros de fabricação das peças, nesta trabalho os defeitos estão associados a janela de processamento abordada na seção anterior (vide seção 3.2.3).

Os defeitos promovidos durante o processo de FLP-L estão diretamente ligados a seleção incorreta dos parâmetros de consolidação, pois alteram as características da fusão promovendo diversos defeitos, como: falta de fusão, buraco de fechadura, esferoidização, porosidades, trincas, empenamentos e descolamento entre camadas. Entre os diversos defeitos do processo os que se destacam por ter grande impacto nas propriedades mecânicas e qualidade das peças manufaturadas são as porosidades por: falta de fusão entre as trilhas de varredura e ou entre camadas; e poros por mecanismos de gás preso. Tais defeitos serão descritos a seguir para melhor compreensão dos processos de formação.

A **falta de fusão** ou como é conhecida pelo termo em inglês *lack of fusion* é um dos principais defeitos associado aos parâmetros inadequados (vide Figura 9a). A falta de fusão entre camadas ou entre a distância de varredura estão associados com a irregularidade ou falta de sobreposição na formação das poças de fusão. Este defeito pode facilmente promover a propagação de trincas afetando negativamente as propriedades mecânicas das peças (vide

Figura 9b). Segundo Darvish (DARVISH, KOUROSH, 2018), uma melhor estabilidade da fusão e uma constante sobreposição da poça promove uma redução da falta de fusão e que está associado ao incremento da *P* ou da diminuição da *Vv*.

Figura 9 - a) Representação do defeito de falta de fusão entre limites da poça de fusão e b) representação do defeito sob tensão uniaxial.



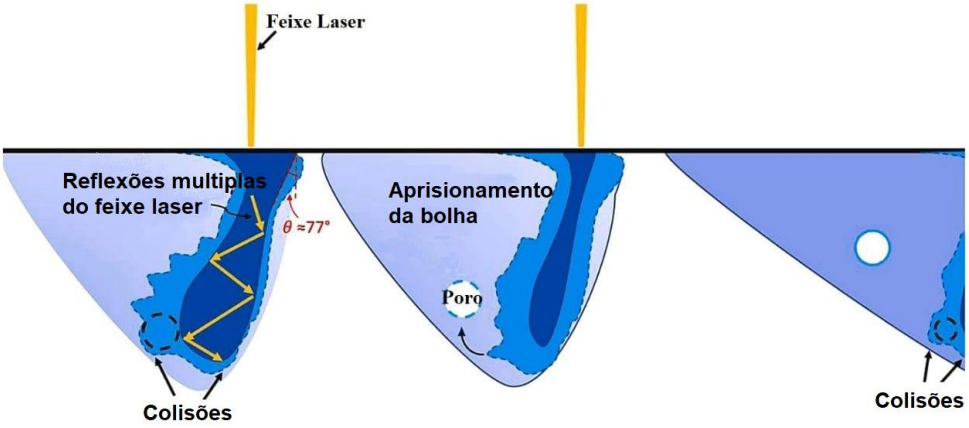
(a) (b)

Fonte: DARVISH, KOUROSH, 2018.

O defeito mais conhecido pelo termo em inglês de ***keyhole*** ou por tradução livre de **buraco de fechadura** são porosidades observadas em diversas ligas processadas pelo processo de FLP-L. Os *keyholes* são formados devido ao colapso de uma poça de fusão. Segundo Gorndon et al. (2020) a definição para que ocorra o defeito *keyhole* é o alongamento da profundidade da poça de fusão.

A Figura 10 mostra um esquema da transferência da porosidade do buraco de fechadura para a poça de fusão através de flutuações da parede frontal. Notavelmente na soldagem a laser esses defeitos são correlacionados com o ângulo (θ) da parede frontal da poça de fusão, originando flutuações da parede e resultando em porosidade. Um dos fatores que pode levar a formação da porosidade por *keyhole* é devido ao tempo de aceleração do sistema de varredura dos espelhos galvanométricos. Como resultado, a velocidade real do feixe de laser no leito de pó pode ser menor do que o valor nominal escolhido, originando uma elevada densidade de energia no local a poça de fusão se descreve de dimensões profundas. A porosidade formada pela evaporação altera a taxa de absorção do laser e reduz a densidade das peças pela criação das cavidades. Portanto, é necessário controlar adequadamente a duração do aquecimento a laser para fabricar peças de alta densidade (SIAO; WEN, 2021).

Figura 10 - Representação da formação do defeito de buraco de fechadura.



Fonte: GORDON et al., 2020.

O defeito de **esferoidização** é a presença de material fundido solidificado em forma de esferas. Este defeito descrito pelo termo *balling* ocorre pela falta de molhabilidade entre as camadas e governado pela tensão superficial e, portanto, está diretamente relacionado com as características da poça de fusão (DEBROY et al., 2021). Conforme evidenciado por Li et al., (2011) o fenômeno da esferoidização possui uma elevada tendência a ser promovido em níveis de atmosferas de oxigênio de 2% a 10%, em contrapartida níveis inferiores a 0,1% evidenciaram a formação de superfícies de fusão homogênea e lisa. Assim como, a evidência da esferoidização foi evitada com uma relação de *DE* adequados, reforçando o efeito das características da molhabilidade na fusão entre camadas.

Alguns defeitos presentes e intrínsecos ao processo de FLP-L estão relacionados as características da fusão localizada de pequenos volumes, altos gradientes térmicos e aos ciclos repetitivos de aquecimento e resfriamento. Tal ocorrência torna-se de difícil a previsão dos defeitos como: tensão residual, trincamento, delaminação, empenamento e qualidade superficiais, mais conhecido pelo termo em inglês de *swelling* ou inchaço em tradução livre (MOSTAFAEI et al., 2022).

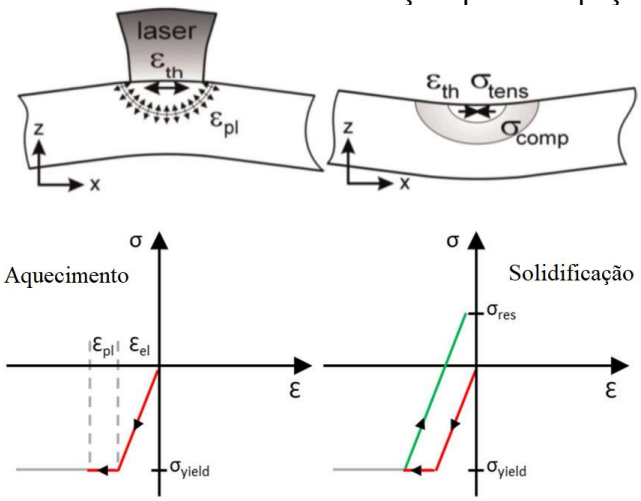
A **tensão residual** presente em escala macro e micro podem resultar nos defeitos de **trincamento** (ou *cracking* em inglês) e **delaminação** (ou *delamination* em inglês) aos quais são típicos de fissuras ocorridas na solidificação (MOSTAFAEI et al., 2022). Em escala micro a tensão residual está diretamente relacionada com as mudanças de volume de material que ocorrem com as transições de fase, como também podem ocorrer de forma indireta pelo efeito térmico (exotérmico ou endotérmico) das transições de fase dos metais.

Na escala macro a tensão residual é amplamente explicada pelo mecanismo de gradiente térmico. O mecanismo de gradiente térmico afirma que à medida que o feixe de

laser aquece um ponto local, ele cria um gradiente térmico acentuado no material de estado sólido ao redor da poça de fusão, o que leva à expansão térmica desse material de estado sólido aquecido. Esta expansão do material tende a ser restringida pelo material frio não afetado e que por sua vez cria tensão de compressão no material aquecido (MOSTAFAEI et al., 2022).

Enquanto isso, a tensão de escoamento do material aquecido pode ser bastante reduzida devido ao aumento da temperatura, sugerindo a possibilidade de deformação plástica de compressão, pois a tensão de compressão no material aquecido pode exceder sua tensão de escoamento. Com o resfriamento rápido o material aquecido tende a sofrer retração. No entanto, esta retração do material é restringida pela deformação plástica formada durante o estágio de aquecimento e, assim, cria tensão residual de tração na zona previamente aquecida da peça fabricada aditivamente.

Figura 11 – Representação da tensão residual ocorrida pelo mecanismo de gradiente térmico, em (a) tensões induzidas e deformação durante o aquecimento do feixe de laser e (b) ocorrência de tensões e deformação quando a peça esfria.

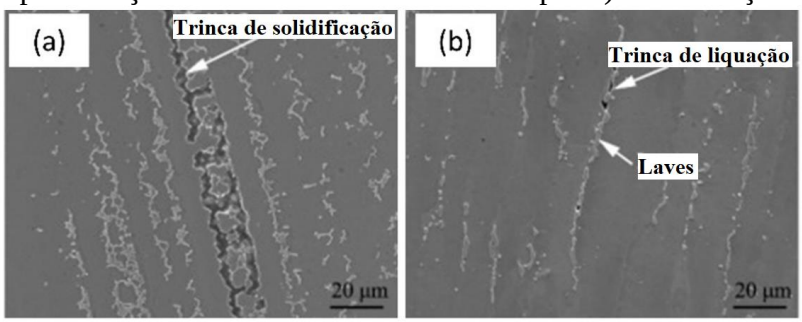


Fonte: KRUTH, JEAN PIERRE et al., 2012.

A ocorrência de trincamento pode ocorrer em três diferentes formas (vide Figura 16) e com isso são denominadas de trincamento por solidificação e liquação. No trincamento por solidificação (vide Figura 12a) a propagação ocorre ao longo do contorno de grão com a poça de fusão solidificada. Já no trincamento por liquação (vide Figura 12b) a propagação ocorre fora da poça de fusão onde potencialmente existe uma formação de precipitados via microssegregação pela diferença entre o ponto de fusão da matriz e do contorno de grão. A essa ocorrência mais descrita na literatura como liquação do contorno de grão (do inglês *grain*

boundary liquation) a tensão residual durante a solidificação acaba criando as condições favoráveis para a propagação da trinca (MOSTAFAEI et al., 2022).

Figura 12 - Representação dos defeitos de trincamento por a) solidificação e b) liquação.



Fonte: MOSTAFAEI et al., 2022.

3.3 METALURGIA DA FUSÃO SELETIVA A LASER

O processo de FLP-L é caracterizado pela energia térmica direcionada sob a camada de pó. A energia térmica e seu fluxo são provenientes de diversos parâmetros de processo, especificamente os responsáveis por governar as características de fusão e solidificação são a *P* e *Vv*. Para estudarmos a metalurgia do processo de fusão em leito de pó é válido e relevante compreender os mecanismos principais que dão origem a manufatura das peças e as características metalúrgicas presentes. Portanto, será analisado as características de interação do laser com a camada de pó, a formação da poça de fusão e o processo de solidificação.

3.3.1 Interação do feixe *laser* com a matéria

Os processos de fabricação que derivam da interação entre o feixe laser e os materiais envolvem diversos fenômenos térmicos e químicos, como absorção, reflexão, radiação e transferência de calor, transformações de fase, fluxo de fluido impulsionado por gradientes de tensão superficial, transferência de massa dentro da poça de fusão e reações químicas. Em virtude a complexidade do comportamento não linear de condutividade térmica e as temperaturas transitórias da região irradiada pelo laser diversos modelos de elementos finitos são estabelecidos a fim de analisar a evolução da temperatura na camada de pó.

A interação do laser com o material em um processo FLP-L é diretamente influenciada pela capacidade de um material absorver a radiação incidente. No entanto, durante o processo FLP-L, a entrada de calor ou energia depende de vários fatores, incluindo tipo de material,

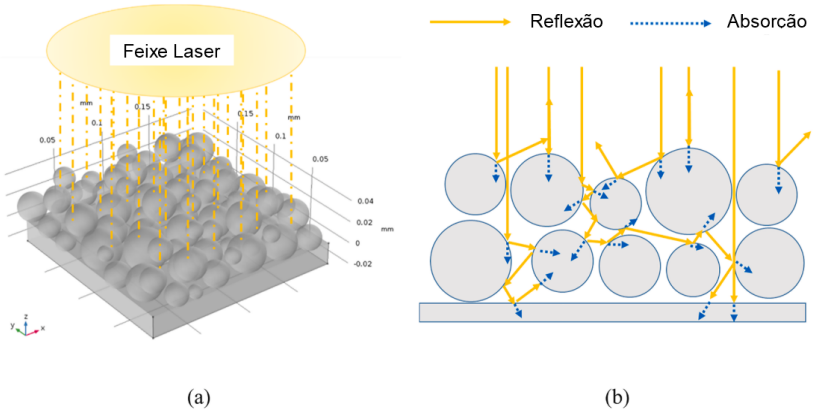
refletividade, propriedades da superfície do material (como rugosidade e composição química), comprimento de onda do laser, direção da radiação incidente e temperatura do material (DEBROY et al., 2018; VAITHILINGAM, 2015).

Na Figura 13 se verifica a irradiação do laser sobre a camada de pó e a ocorrência de sua interação através dos espaços vazios entre as partículas. À medida que o laser percorre os espaços vazios ocorre múltiplas reflexões e absorções com a camada de pó (vide Figura 13b). A absorção e reflexão da radiação ocorrem simultaneamente para cada interação na superfície da partícula. A reflexão e absorção do laser por partículas de pó podem ser afetadas por muitos fatores incluindo o formato inicial dos pós e da distribuição do tamanho das partículas, pois afetam a distribuição de energia, condutividade térmica e fusão (YAO; ZHANG, 2022).

Estudos apontados por (NIU; CHANG, 1999; VÁSQUEZ et al., 2011) descrevem que os efeitos de processar pós obtidos por atomização a água descrevem uma convecção inversa de Marangoni na poça de fusão, em razão aos coeficientes de temperatura de tensão superficial positivo dos elementos de oxigênio e enxofre. Desta forma o transporte de massa conduzido pelas forças de Marangoni favorece a formação de poros por aprisionamento de gás na poça.

De acordo com Yao Zhang (2022) os efeitos da interação do laser é independente da relação com a espessura da camada de pó. No caso, a absorção máxima da energia se localiza abaixo da superfície da camada de pó, tendo um comportamento de densidade de energia ao longo da direção de construção no formato da distribuição gaussiana em espessuras de camadas pequenas. Com o aumento da espessura da camada de pó a energia absorvida por reflexões múltiplas aumenta e a taxa de absortividade de energia diminui.

Figura 13 – a) Esquema de interação do feixe laser com a camada de pó e (b) representação dos fenêmenos de reflexão e absorção do laser pela camada de pó.

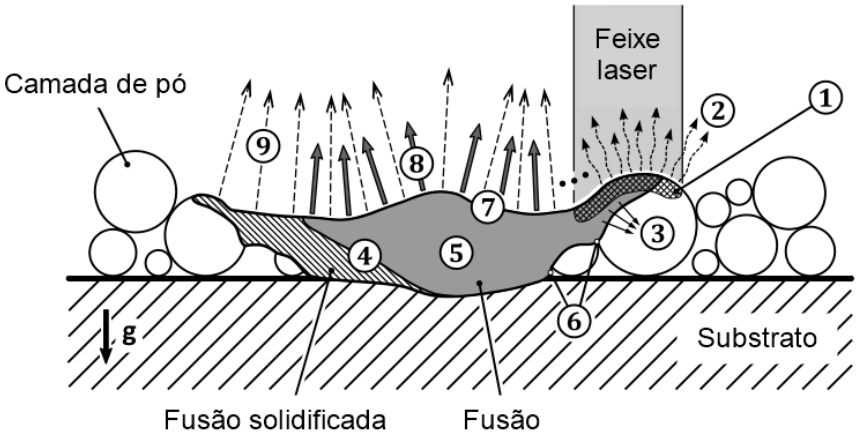


Fonte: YAO; ZHANG, 2022.

Entre esses fenômenos físico ocorridos na interação do laser e metal se destacam a ejeção/respingos de material sólido e fundido e o arraste de partículas para a poça de fusão levando a heterogeneidade das regiões circundante. Conforme relatado por Matthews et al. (2016) e Scipioni Bertoli et al. (2017) durante a varredura do laser, o fluxo de cisalhamento de gás impulsionado pelo jato de vapor metálico aprisiona partículas de pó da zona adjacente à trilha de fusão, causando grande heterogeneidade da camada de pó ao redor da poça de fusão. Uma porcentagem das partículas é arrastada para a poça de fusão, enquanto outras são empurradas para longe. Os dois fenômenos opostos são o resultado do jato de vapor de metal competitivo ao fluxo de vapor de metal para fora.

Na Figura 14 pode ser observado a termodinâmica do processo de fusão é descrita na superfície da camada de pó pela irradiação do feixe *laser* e absorção (1) na camada de pó, enquanto uma pequena parcela da energia do *laser* é dissipada por radiação e convecção (2) na superfície (KUDZAL, 2018; SHI et al., 2016).

Figura 14 - Esquema da interação da radiação *laser* na camada de pó e dos fenômenos físicos envolvidos no processo de fusão seletiva a *laser*.



Fonte: KLASSEN, 2018.

Os mecanismos de transferência de calor do processo são: radiação para o pó metálico; condução (3) através da camada solidificada e do pó metálico; convecção (5) entre as regiões de contornos da camada de pó e atmosfera da câmara. A maior parcela da energia do *laser* é absorvida pelas partículas de pó promovendo o rápido aquecimento e resultando na fusão localizada e posterior alta solidificação (4). A molhabilidade (6) e a pressão de Laplace (7) são fatores significativos, bem como pelo efeito Marangoni (7).

O efeito Marangoni (ou convecção termocapilar) influencia no fluxo de fusão ao longo da superfície da poça de fusão em razão aos gradientes da tensão superficial. Esses gradientes

se desenvolvem em resposta aos gradientes de temperatura, mas também são fortemente influenciados por elementos tensoativos no metal ou liga (KLASSEN, 2018; SIAO; WEN, 2021). O fenômeno da tensão superficial são induzidos pelo gradiente de temperatura, e como reportado por Antony e Arivazhagan (2015) o aumento da densidade de energia reforçou o efeito Marangoni e promoveu um melhor processo de transferência de calor na camada de pó aumentando as dimensões da poça de fusão (ANTONY; ARIVAZHAGAN, 2015).

O mecanismo dominante de geração de grandes respingos pode ser interpretado pela instabilidade da poça derretida, com a ocorrência da evaporação do material que se movimenta e expandem rapidamente gerando uma pressão de recuo na poça. No momento da fusão criasse uma relação entre uma diferença de pressão de recuo. A baixa pressão promove o achatamento da poça de fusão e a alta pressão promove a remoção do material fundido pela ação de expulsão do material e consequentemente ocorre a criação de jatos metálicos. Durante o trajeto no campo de irradiação do laser o vapor metálico quebra os jatos metálicos em pequenos respingos (ou do inglês *spatter*). As partículas de pó ao redor da poça fundida também são dispersas e ejetadas pelo impacto do vapor metálico mantendo-se com tamanho e forma original (FABBRO et al., 2004, 2006; LIU, Y. et al., 2015).

Segundo Matthews et al. (2016) em altas pressões a zona de baixa pressão perto da poça de fusão causada pelo fluxo de vapor de metal de alta velocidade induz o fluxo de gás através do efeito Bernoulli somando as partículas de pó para a poça de fusão. Por outro lado, em baixas pressões, o fluxo de vapor de metal pode se expandir lateralmente, o que tenderá a empurrar as partículas de pó para fora diminuindo a consolidação de material na poça de fusão.

Estudos (LIU, Y. et al., 2015; MATTHEWS et al., 2016; SIMONELLI et al., 2015) apontam que o tamanho das gotículas ejetadas da poça de fusão possuem tamanhos semelhantes ao pó, como também de tamanhos superiores ao tamanho da trilha (60 a 100 um). Dentre os efeitos negativos da formação dos respingos destacasse a degradação do material e das propriedades finais das peças manufaturadas.

A transferência de calor e o fluxo de fluido resultantes da interação do laser afetam o tamanho e a forma da poça de fusão, a taxa de resfriamento e as reações de transformação na poça de fusão e na zona afetada pelo calor. Desta forma, resulta na alteração da geometria da poça de fusão, e que por sua vez, influenciará o crescimento do grão e a microestrutura resultante da peça (COBBINAH et al., 2020; KRUTH, J. P. et al., 2010).

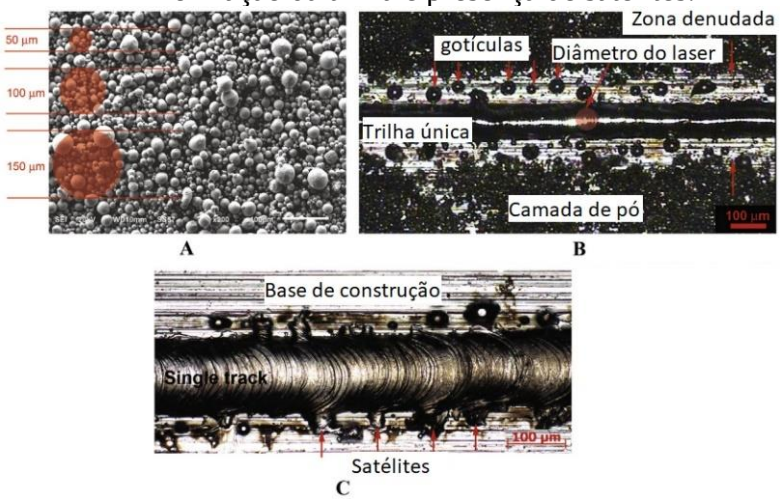
3.3.2 Poça de fusão

A poça de fusão é formada quando a energia absorvida é suficiente para alterar a fase sólida das partículas metálicas para líquido. Principalmente governado pela potência e velocidade envolvida no sistema a rápida solidificação da região fundida possui um formato da distribuição de energia da fonte *laser* de modo Gaussiano (YADROITSEV, I. et al., 2013; YAO; ZHANG, 2022).

As características da poça de fusão e seu processo de solidificação dependem significativamente das propriedades do pó, dos parâmetros de processo e das características do ambiente do processo de manufatura (GUO, M.; GU; XI; DU; et al., 2019; YADROITSEV, IGOR; YADROITSAVA, 2021). De acordo com Khairallah et al. (2016) e Zhang et al. (2018) os parâmetros do processo afetam na poça de fusão a pressão de recuo, tensão superficial, efeito de Marangoni e sua hidrodinâmica modificando a evolução, tamanho e forma.

Para formação de uma poça com fusão estável e que apresente características geométricas regular é necessário energia suficiente para fusão completa do pó e penetração no substrato (YADROITSEV, IGOR; YADROITSAVA, 2021). Na Figura 15 verifica-se a formação da trilha de varredura única e suas características geométricas. Conforme descrito, a energia absorvida pela camada de pó é influenciada principalmente pelas características da fonte do laser, e principalmente o diâmetro do laser impactará na distribuição de energia incidida na camada (SUTTON et al., 2020).

Figura 15 - a) Relação do tamanho do pó com o diâmetro do feixe laser (círculo vermelho), b) características da formação de trilha única na camada de pó após solidificação e c) detalhe da formação da trilha e presença de satélites.

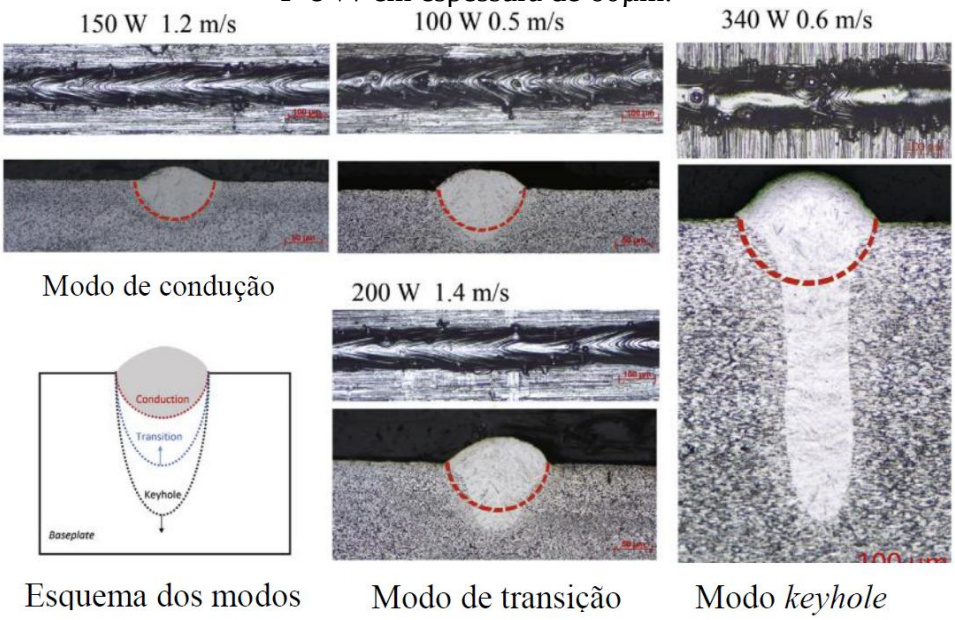


Fonte: YADROITSEV, IGOR; YADROITSAVA, 2021.

As trilhas únicas descritas pelo termo *single tracks* têm grande importância na definição e análise dos parâmetros da FLP. Diversos autores (DADBAKHSH et al., 2019; GUO, Q. et al., 2020; HOOPER, 2018; KHAIRALLAH et al., 2016; LETENNEUR et al., 2019; REIJONEN et al., 2020; SUTTON et al., 2020; TANG et al., 2017; VOLPP, 2019; ZHANG, T. et al., 2018) realizam o estudo de *single tracks* com o intuito de avaliar as poças de fusão e compreender os fenômenos envolvidos na fusão e solidificação. Conforme observa-se na Figura 16b e Figura 16c foi possível analisar a zona denudada, características geométricas e efeitos na zona de fusão, como a formação de gotículas e partículas satélites.

A análise da formação da poça de fusão pode se descrever por modos distintos de interação, sendo o de condução, transição e *keyhole*, os quais são verificados na Figura 16. Tais modos são consequência da densidade de energia e do tempo de interação do laser. No modo de condução é descrito pelo par *P* e *Vv* (150 W e 1.2 m/s – vide Figura 16) suficientes para conduzir energia para completa fusão e profundidade de penetração. O modo de transição ocorre com o incremento de *P* e diminuição da *Vv* (200 W e 1.4 mm/s – vide Figura 16) induzindo a poça de fusão ter uma profundidade maior. Em altos incrementos de *P* a energia incidida é suficiente para ocorrer ebulição da poça, evaporação do metal e possível formação de plasma. A zona profunda da poça apresenta um modo instável de vapor na cavidade gerando o modo *keyhole* (YADROITSEV, I. et al., 2010; YADROITSEV, IGOR; YADROITSAVA, 2021).

Figura 16 – Relação da análise da poça de fusão e os modos de condução diante alteração da *P* e *Vv* em espessura de 60µm.

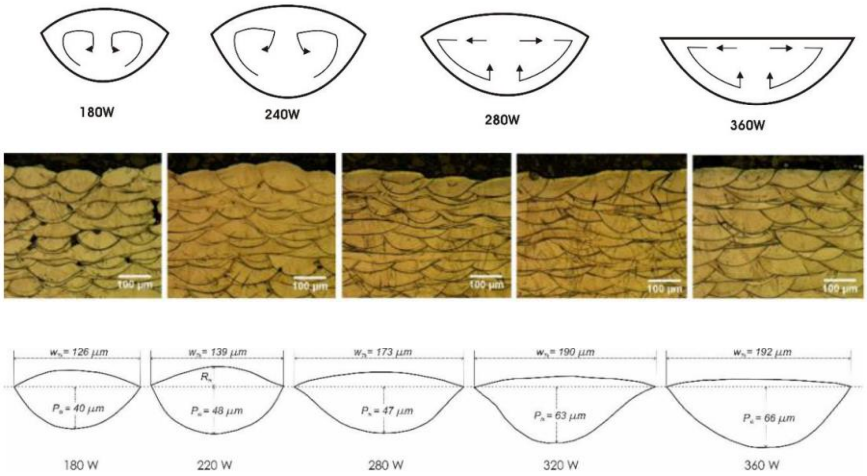


Fonte: YADROITSEV, IGOR; YADROITSAVA, 2021.

O formato da poça de fusão é influenciado pelo fluxo da fusão decorrentes dos gradientes de tensão superficial, evaporação e da transferência de massa. A tendência da poça de fusão é apresentar um formato plano. No entanto, esse fator depende do ângulo de molhabilidade que corresponde ao espalhamento do líquido em um sólido determinando a estabilidade capilar da poça de fusão(GUO, Q. et al., 2020; LI, E. et al., 2022).. A instabilidade capilar reduz as variações de tensão superficial e consequentemente produz o fenômeno de *balling* (VAITHILINGAM, 2015).

Conforme descrito por Darvish (2018) o aumento da *P* produz alterações dos efeitos de convecção termocapilar alterando o fluxo dentro da poça de fusão (vide Figura 17). Idealmente, o fluxo de convecção termocapilar é o direcionamento de uma região de baixa tensão superficial (alta temperatura) para uma região de alta tensão superficial (baixa temperatura). Portanto, com o aumento da temperatura ocorre um fluxo de convecção fora do padrão a fim de obter uma maior dispersão da poça de fusão. Este efeito foi proporcionado acima de potências de 280 W na liga de Co-Cr-Mo conforme observado na Figura 17 (DARVISH, KOUROSH, 2018).

Figura 17 - Efeito do aumento da potência do laser no fluxo de convecção termocapilar ou efeito Marangoni e nas dimensões da poça de fusão na liga de Co-Cr-Mo.



Fonte: DARVISH, KOUROSH, 2018.

3.3.3 Microestrutura e solidificação na FLP-L

No processo de FLP-L devido ao rápido aquecimento, fusão e solidificação de uma liga por uma fonte de calor em movimento, como no caso do laser, diferentes regiões da peça estão suscetíveis ao aquecimento e resfriamento frequentes que afetam sua estrutura e

propriedades locais. Os ciclos térmicos variáveis resultam em microestrutura e propriedades não homogêneas e são dependentes da densidade de energia, tempo de interação, tipo de varredura do laser e ambiente de construção.

Na solidificação a estrutura do grão na FLP-L resultam do crescimento competitivo que é determinada pelos parâmetros do gradiente de temperatura (G), velocidade de solidificação (R) e o sub-resfriamento (ΔT) (DEBROY et al., 2018b). Durante o processo de solidificação a morfologia e tamanho da microestrutura apresentada é determinada pela estabilidade da interface sólido/ líquido definido pelos termos de G e R.

A interface de solidificação pode apresentar quatro casos de progressão de sua interface, seja com uma frente estável com forma plana ou com uma frente instável com três forma de crescimento de grãos distintas: celular, colunar dendrítico ou equiaxial dendrítico (vide Figura 18a). A estabilidade da interface sólido/ líquido é descrita pelo termo da equação 7. No caso, a interface S/L possui estabilidade quanto maior o G e menor o R. De modo análogo, quanto maior o ΔT e menor o coeficiente de difusão (D_L) ocorre facilmente a instabilidade da interface S/L.

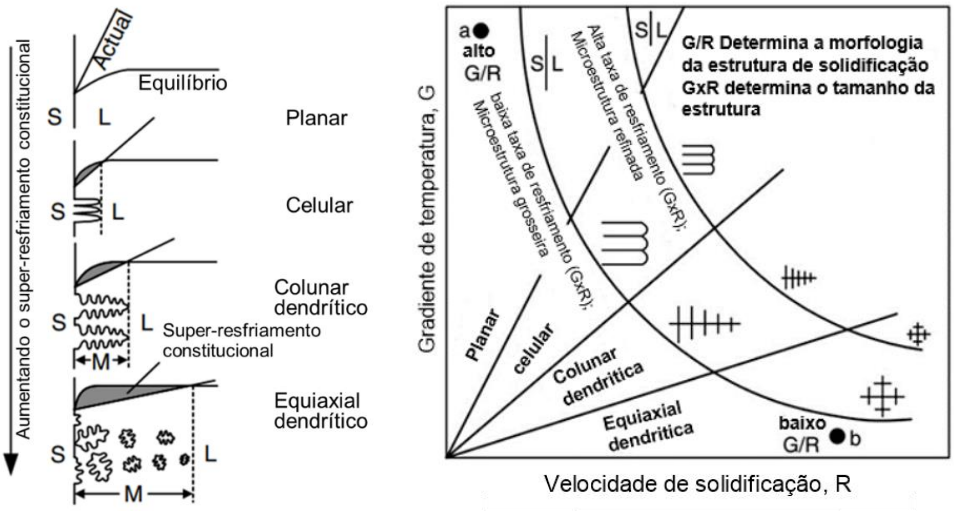
$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \qquad (7)$$

Durante a solidificação direcional, o modo da morfologia de solidificação depende do grau de super-resfriamento constitucional. O super-resfriamento é obtido resfriando um líquido abaixo de seu ponto de congelamento, sem que ele se torne sólido, neste caso temos o caso da zona pastosa (FLEMINGS, 1974).

Na Figura 18a ocorre um resfriamento considerável abaixo da temperatura de equilíbrio tornando a frente de solidificação instável. Os dois parâmetros principais que controlam a microestrutura final em uma solidificação direcional são o gradiente de temperatura na direção da solidificação e a taxa de crescimento da interface líquido-sólido. G e R estão ambos ligados à taxa de resfriamento que é influenciado pela extração de calor da piscina de fusão (DARVISH, KOUROSH, 2018).

O produto GxR determina a velocidade de resfriamento definindo o tamanho da estrutura e a divisão G/R determina a solidificação definindo a morfologia da estrutura conforme pode ser verificado na Figura 18b.

Figura 18 – (a) Representação do efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação planar, celular, colunar dendrítico e equiaxial dendrítico. b) Diagrama da influência do gradiente de temperatura (G) e da velocidade de resfriamento (R) na microestrutura.

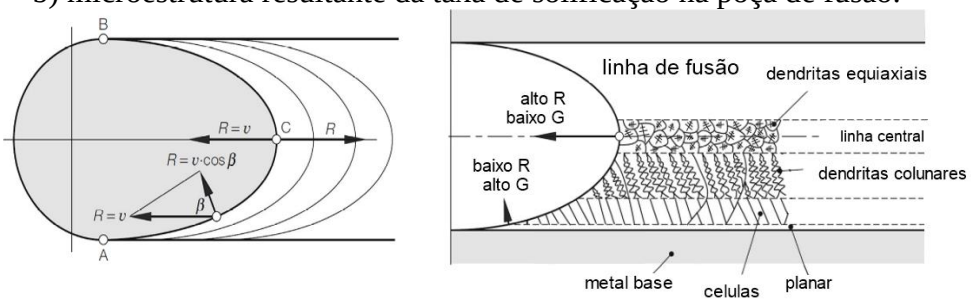


(a) (b)

Fonte: KOU, 2002.

Na região de solidificação ou zona de fusão o gradiente de temperatura e a velocidade de crescimento variam ao longo da frente da interface em direção à parte traseira da piscina. No processo de FLP-L caracteriza-se altas taxas de solidificação, da ordem superior a 10^4 – 10^8 K/s (JÄGLE et al., 2014; JUNG et al., 2015), e como pode ser analisado a poça de fusão será governado pelas grandezas de G/R ao longo da poça alterando a morfologia do grão conforme mostrado na Figura 19 (DAVID; VITEK, 2013; POPP, 2015).

Figura 19 - a) Relação da frente de solidificação com a taxa de crescimento ao redor da poça, b) microestrutura resultante da taxa de solificação na poça de fusão.



(a) (b)

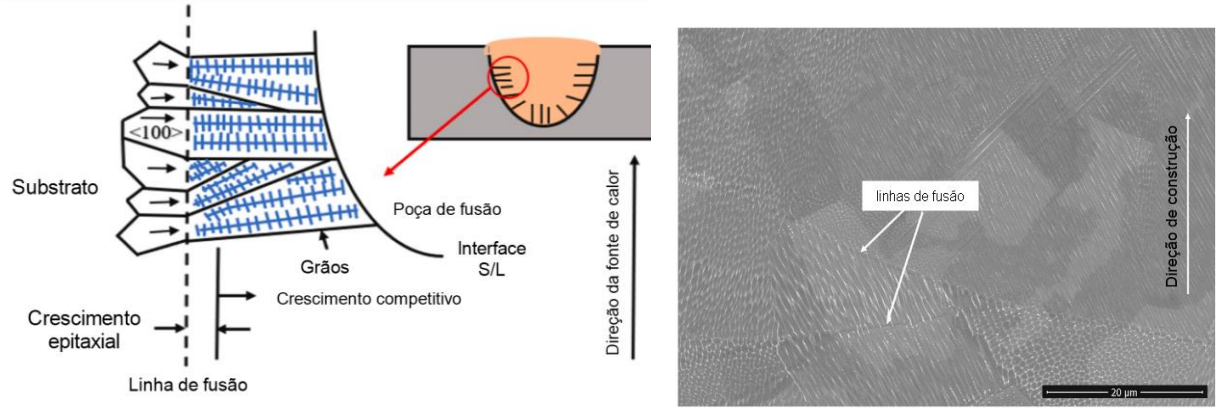
Fonte: DAVID; VITEK, 2013.

A nucleação dos grãos no processo de FLP-L inicia na linha de fusão nos grãos de metal de base que atuam como substrato e crescem em direção ao centro da poça por crescimento epitaxial. Conforme demonstrado esquematicamente na Figura 20a, a poça de fusão é iniciada na interface sólido/ líquido entre a superfícies dos grãos de metal de base e a poça de fusão líquida. O crescimento dos grãos epitaxiais crescem com frente colunar de solidificação (GÄUMANN et al., 1999; WANG, C. et al., 2011).

Conforme apresentado na micrografia da Figura 20b os grãos possuem um crescimento aleatório com direção perpendicular ao limite da poça e ao longo do gradiente de máxima temperatura, a qual facilita a extração máxima de calor e representa o maior grau de subresfriamento (SHI et al., 2016b; SUN et al., 2018). Como resultado da nucleação epitaxial, dendritos colunares ou células dentro de cada grão tendem a crescer na direção cristalográfica preferida <100>. O crescimento dos grãos colunares nos aços preferencialmente estão alinhados com a direção de construção (eixo Z) e apresentam textura forte na direção de <100>.

A orientação cristalográfica depende principalmente das estratégias de varredura.(ANDREAU et al., 2019; KIM, K. S. et al., 2020; KRAKHMALEV; FREDRIKSSON; SVENSSON; YADROITSEV; YADROITSAVA; THUVANDER; PENG, 2018). Esta é a direção de crescimento dos grãos ou textura de solidificação comumente é observada para cristais cúbicos, incluindo metais cúbicos de face centrada (CFC) e cúbicos de corpo centrado (CCC) (KOU, 2002; KURZ; FISHER, 1998).

Figura 20 – a) Esquema do crescimento epitaxial no processo de FLP-L e b) micrografia de MEV da amostra de Co-Cr-Mo revelando grãos e estruturas celulares dendríticas.



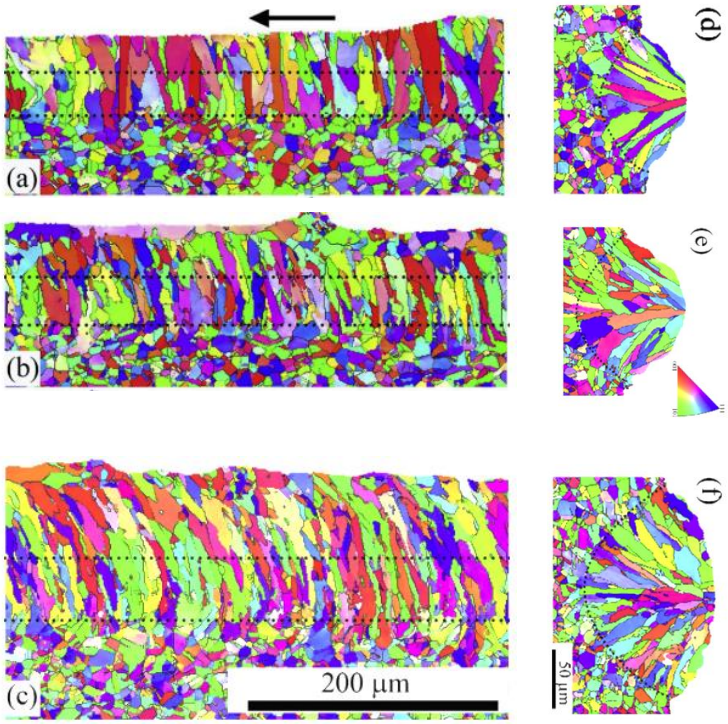
(a) (b)

Fonte: KOU, 2002 e DE CASTRO GIRÃO et al., 2020.

Conforme demonstrado por Qin et al. (2018) a estrutura celular desenvolvida sob condições de solidificação estritamente direcional é cada vez mais refinada à medida que se move do limite da poça de fusão em direção à linha central da poça de fusão. Tal refinamento é atribuído ao efeito dominante do gradiente da velocidade de crescimento dentro das poças de fusão que muda de um valor próximo de zero à valores semelhantes que a V_v perto do centro da poça de fusão.

Recentemente Wang et al. (2020) avaliaram que nas poças de fusão os grãos são curvados e que o efeito do gradiente térmico variado e a forma da poça de fusão decorre de um crescimento competitivo de grãos, conforme demostrado pela Figura 21. No caso, a orientação dos grãos é variável de acordo com a *Vv*, sendo que em *Vv* baixas grãos crescem epitaxialmente no limite da poça de fusão. Com a diminuição da velocidade grãos orientados de forma vertical tendem a se curvar, em relação a orientação de *Vv* do laser (vide Figura 21c).

Figura 21- Microestrutura da poça de fusão de (a-c) longitudinal e (d-f) transversal em velocidades de 750/500 e 250 mm/s na liga de 316L.



Fonte: WANG, Y. et al., 2020.

A evolução do tamanho do grão segue um padrão oposto ao das células e ao se afastar do limite da poça se torna cada vez mais grosseiro. Corroborando que o sentido ocorre em direção ao fluxo de calor e a direção de crescimento é perpendicular ao limite da poça de fusão. No caso, também é observado que os grãos próximos à linha central da poça de fusão

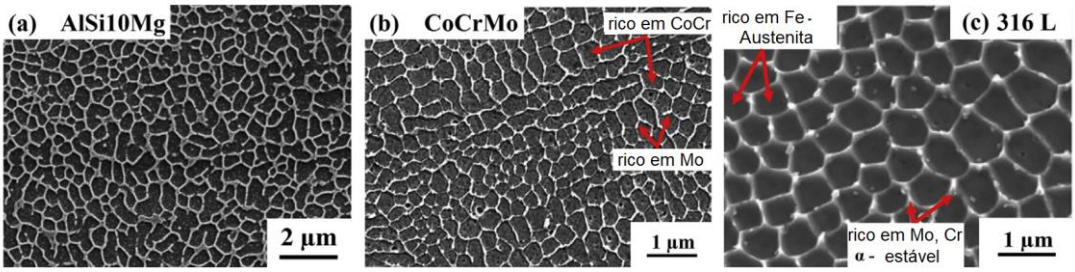
tendem a crescer epitaxialmente em grandes grãos colunares, através da poça de fusão, criando uma textura morfológica ao longo da direção de construção (QIN et al., 2018).

Uma das características avaliadas no processo de solidificação é o tamanho da distância entre as células (ou tamanho da célula "λ_1" – vide Figura 22) e a textura do crescimento. Atualmente a proposta é verificar como eles são afetados e se podem ser controlados pelos parâmetros do processo (CHEN, Z. W. et al., 2019; DARVISH, KOUROSH, 2018). Os valores de λ_1 medidos em vários estudos de FLP-L na liga de Co-Cr-Mo modificando alguns dos principais parâmetros de processo (*P*, *Vv*, *H*, e_c e DE_v) são fornecidos estão listados na Tabela 4.

Tabela 4 - Relação do espaçamento celular na liga de Co-Cr-Mo.

Liga	P (W)	Vv (mm/s)	ec (mm)	H (mm)	DEv (J/mm³)	λ1 (µm)	Referência
Co-29Cr-6Mo	-	-	-	-	-	1	(DE CASTRO GIRÃO et al., 2020)
	180-360	700	0.03	0.125	77-159	0.48-074	(DARVISH, KOUROSH, 2018)
	200	50	0.05	0.1	800	2.7	(TAKAICHI et al., 2013)
	195	535/ 800	0.05/0.02	0.14 e 0.1	65-180	1	(HEDBERG et al., 2014)
	90-126	700-1200	0.05-0.07	0.02	54-180	0.5-1	(LIVERANI et al., 2016)

Figura 22 - Micrografias de MEV de amostras processadas por FLP-L e estruturas celulares em ligas de a) AlSi10Mg, b) Co-Cr-Mo e c) 316L.



Fonte: (PRASHANTH; ECKERT, 2017)

Conforme apontado na Tabela 4 em baixos valores de ***DEv* é** revelado um espaçamento entre 0,5 – 1,0 µm. Takaichi et al. (2013) obtiveram para a liga Co-29Cr-6Mo um espaçamento celular alto λ_1=2,7 µm resultado de um alto DE_v (800 J/mm³). Embora não tenham descrito no experimento a micrografia de uma amostra resultante de DE_v = 200 J/mm³ revelou um valor aproximadamente igual a 1 µm. Segundo estudos de Darvish, K. (2018) a

relação entre o aumento de *P* com o espaçamento celular obteve pouca influência, correspondendo valores entre 0,48 – 0,74 µm. Com base na taxa de solidificação, da ordem de 2.10^7 K/s, descreve-se que o modo de solidificação dominante é o crescimento de grãos equiaxiais, o que torna as condições de crescimento celular mais restrito e em decorrência o barramento das dimensões da célula.

A microestrutura de solidificação em diversas referencias apresentam em grande formação de célula para diversass ligas, como é o caso da liga de aço inoxidável (KRAKHMALEV; FREDRIKSSON; SVENSSON; YADROITSEV; YADROITSAVA; THUVANDER; PENG; et al., 2018), liga Co-29Cr-6Mo (CHEN, Z. W. et al., 2017; ZHAO et al., 2019) e liga AlSi10Mg (THIJS et al., 2013). No entanto, para superligas de Ni (LEE et al., 2018), as microestruturas apresentam em grande volume a formação celulares ou dendríticas celulares.

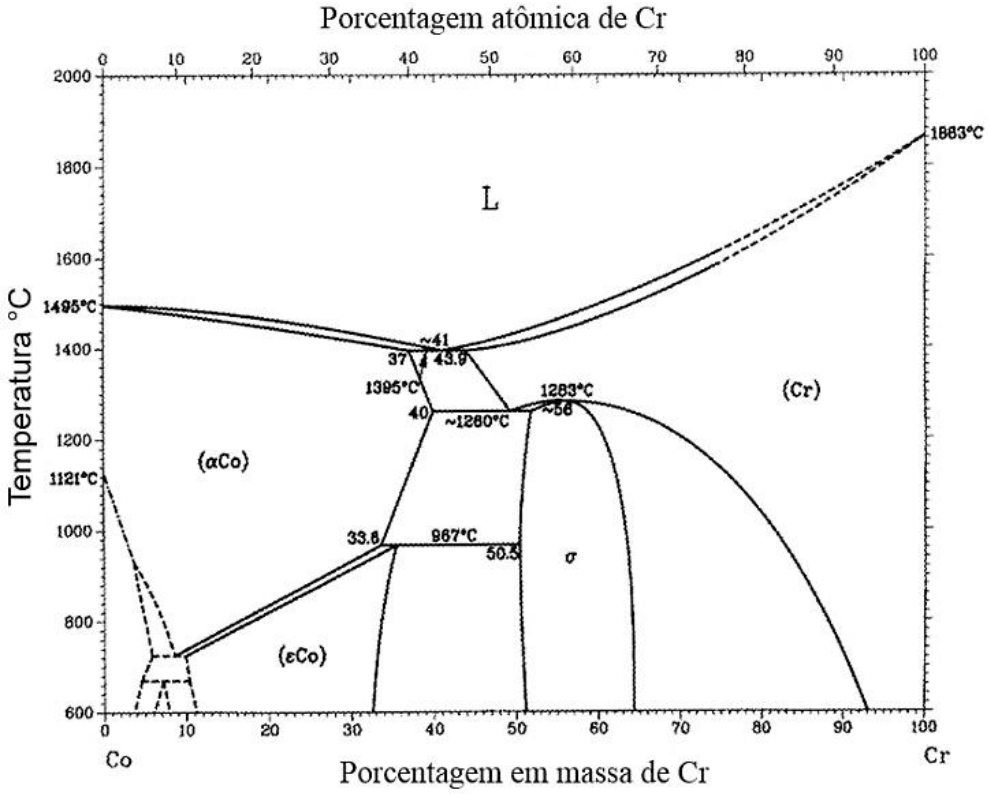
Como foi mostrado em vários estudos usando diferentes materiais, a estrutura/tamanho do grão e a textura cristalográfica das amostras FLP-L dependem da fusão e solidificação da poça de fusão que são influenciadas e podem ser controladas pelos parâmetros de parâmetros (DARVISH, KOUROSH, 2018; VAITHILINGAM, 2015).

3.4 Liga de Co-Cr-Mo

Na Figura 23 é apresentado o diagrama de equilíbrio de fases do sistema binário de Co-Cr. Segundo MASSALSKI et al. (1990) no sistema do Co-Cr cinco fases estão presentes acima da temperatura de 600 °C, sendo: fase líquida (L), fase cúbica de face centrada (αCo - CFC) rica em cobalto, fase hexagonal compacta (εCo - HCP) rica em cobalto, fase sigma (σ) e fase cúbica de corpo centrado (CCC) rica em cromo.

As reações presentes no sistema são descritas por: na temperatura de 1395°C (41,5% Cr) ocorre a reação eutética L ↔ αCo + Cr. Neste diagrama observam-se reações: eutetóide (Cr ↔ αCo + σ) à temperatura de 1275°C (41% Cr); peritetóide (αCo + σ ↔ ε) à temperatura de 967°C (38% Cr), onde ε é uma solução sólida hexagonal compacta (HC); congruente (Cr ↔ σ) à temperatura de 1306°C (63% Cr).

Figura 23 - Diagrama de equilíbrio de fases do sistema binário Co-Cr.



Fonte: MASSALSKI et al., 1990.

As ligas a base de Co-Cr mais comuns são da família de Co-Cr-Mo e Co-Cr-W, por serem formadoras de óxido de cromo Cr_2O_3 passivando a superfície são excelentes quanto ao desgaste e corrosão (BANDYOPADHYAY et al., 2020). Como também fonte de formadores de metal-carboneto, normalmente carbonetos na forma de Cr_7C_3 e $Cr_{23}C_6$. As ligas de Co-Cr são conhecidas por possuirem altas taxas de resistência e endurecimento resultante da baixa energia de falha de empilhamento pertinente a estrutura cristalina do cobalto CFC (α-Co). Sua fase HC é caracterizadas pelo baixo dano em caragas cíclicas e absorção de tensões.

O cromo em quantidades de 30% em peso reforçam a matriz de Co por solução sólida estabilizando a fase HC (ε-Co). Po sua vez, os elementos de tungstênio e o molibdênio reforçam a matriz por solução sólida interticial e substitucional devido ao grande tamanho atômico e mecanicamente bloqueiam significativamento o movimento de discordâncias. Normalmente, ocorre a formação de carbonetos do tipo M_7C_3 e $M_{23}C_6$, onde M denota os metais como Cr, Mo ou W. No caso, a formação dependerá da composição da liga, rota de processamento e de quaisquer tratamentos de solução secundária.

3.4.1 Visão da liga como biomaterial

A aplicação de ligas metálicas biocompatíveis subdividem-se na fabricação de instrumentais médicos e implantes. Os implantes por sua vez apresentam propriedades mecânicas, resistência a corrosão, ao desgaste e fadiga, além da biocompatibilidade com os tecidos humanos garantindo correta substituição, regeneração, crescimento e reparo.

Os grupos de materiais que abrangem esta área em específico são: ligas de titânio e titânio puro, ligas de Co-Cr, aços austeníticos (316L), tântalo, ligas de nióbio e de zircônia, materiais preciosos (ouro e prata), cerâmicas e materiais poliméricos (MINNATH, 2018).

A composição mais conhecida das ligas a base de Co-Cr é o sistema ternário de Co-Cr-Mo designada pela ASTM F75, a qual é representada no ramo da MA nos processos de FLP pela ASTM F3213-17, em virtude a excelente combinação para aplicações biomédicas. Grande parte das ligas de Co-Cr utilizadas em implantes cirúrgicos são representadas por normas ASTM F75, F799, F90 e F1537 (vide Tabela 5) as quais devem apresentar propriedades mecânicas pertinentes ao tipo de aplicação.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas mínimas de ligas à base de Co-Cr utilizadas na área da saúde em relação as normas e processamentos.

ASTM	**Liga**	**Condição**	**σLE (MPa)**	**σLR (MPa)**	***At* (%)**	***E* (GPa)**
F75	Co-Cr-Mo	Fundido	450	655	8	-
F3213	Co-Cr-Mo	FSL	450	655	8	-
F799	Co-Cr-Mo	Termo-mecânico	827	1172	12	-
F90	Co-Cr-W-Ni	Forjado	379	896	-	242
F562	Co-Ni-Cr-Mo	Recozida	241-448	793-1000	50	228
		Trabalhada a frio e envelhecida	1586	1793	8	-

Fonte: GEDDES et al., 2010.

Ligas a base de Co-Cr têm sido utilizados em várias aplicações médicas, como substituições de articulações de quadril e joelho, stents coronários, bases de próteses, fixadores de ossos fraturados (placas, parafusos, grampos e pinos), estruturas de suporte de válvulas cardíacas e implantes dentários. devido à sua boa biocompatibilidade e propriedades mecânicas, e sua excelente resistência ao desgaste e à corrosão. Maior confiabilidade e segurança são necessárias para as substituições de articulações de quadril e joelho, uma vez que essas substituições estão sendo realizadas em pacientes mais jovens, aumentando muito o tempo de serviço dos implantes (KUROSU et al., 2010).

3.4.2 FLP-L da liga de Co-Cr-Mo

Verificado as excelentes características mecânicas e de biocompatibilidade com a facilidade de processamento a liga de Co-Cr-Mo se tornou uma das ligas básicas de processamento por FLP. Com o advento das tecnologias de manufatura aditiva por FLP-L de ligas à base de Co-Cr por exibir sua biocompatibilidade e propriedades mecânicas relevantes, conforme abordado, têm ganhado força no campo de utilização para implantes. Como verificou-se na FLP-L são obtidas altíssimas taxas de resfriamento e que consequentemente garantem uma microestrutura refinada e sem presença de defeitos de segregação química. Especificamente, a tecnologia de FLP-L tem grande destaque na utilização em grampos para próteses parciais removíveis, pois frequentemente se soltam durante o uso diário, e a alta resistência garante sua estabilidade (KIM, D. et al., 2004; KITTIKUNDECHA et al., 2019; YAGER et al., 2015).

Em termos de processabilidade por FLP-L as ligas à base de Co-Cr têm demonstrado altos níveis de densificação e como descrito anteriormente um dos parâmetros de análise é o nível de *DEv* utilizado no processo. Na Tabela 6 são apresentados resultados da *DEv* referentes a amostras com alta densidade relativa para ligas à base de Co-Cr via FLP-L. Em adicional, são destacados na literatura diversos níveis de *P* variando de 25 a 500 W e *Vv* variando de 33 a 2500 mm/s (SAINI et al., 2021).

Tabela 6 - Relação da *DEv* utilizada em ligas à base de Co-Cr por FLP-L resultantes de altas densidades relativas.

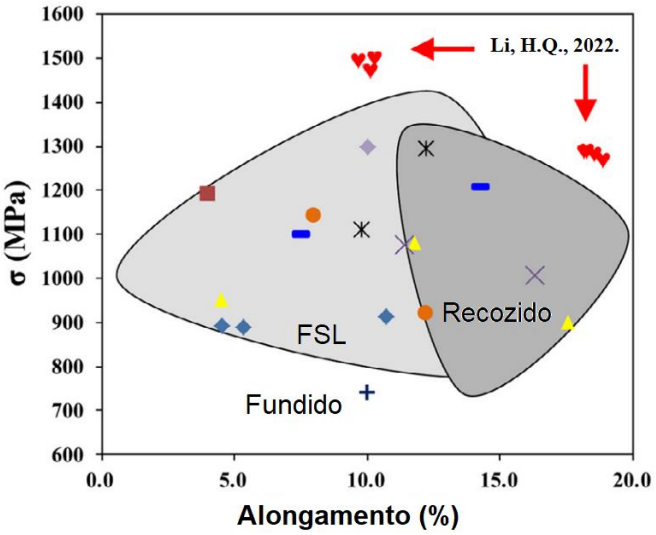
Referência	**Liga**	***DEv* (J/mm³)**	***Densidade Relativa (%)***
(SING et al., 2020)	Co-Cr-Mo	82,3	99,9
(VANDENBROUCKE; KRUTH, 2007)	Co-Cr-Mo	85	99,9
(TAKAICHI et al., 2013)	Co-Cr-Mo	300 - 800	-
(ZHU et al., 2018)	CoCrFeNiMn	60	99,2
(LU et al., 2015, 2018)	Co-CrWCu	49,35	99,5

Recentemente (BANG et al., 2022; LI, H. et al., 2020; SAINI et al., 2021; ZHANG, M. et al., 2018b) a realização de tratamentos térmicos têm sido abordada para proporcionar melhores características mecânicas e adequar a utilização do processo e liga. Algumas particularidades associadas aos processos de FLP-L dependentes da orientação de fabricação, microestrutura, textura, defeitos e a realização de tratamentos térmicos contribuem para minimizar esses efeitos nas propriedades finais das peças. Especialmente para proporcionar

propriedades adequadas em solicitações de fadiga (AFKHAMI et al., 2019; LEWANDOWSKI; SEIFI, 2016).

Tipicamente para se adequar as características mecânicas que são descritas pelas microestruturas formadas nos materias são obtidas por meio de tratamentos térmicos, os quais podem ser longos e custosos (KITTIKUNDECHA et al., 2019; LI, H. et al., 2020; RAZAVI et al., 2021; SEKI et al., 2019; TAKAICHI et al., 2020). Constratando com a necessidade de se realizar pós tratamento térmico Li, H. Q. et al. (2022) demostraram a possibilidade de serem manipuladas *in-situ* as propriedades mecânicas da liga de Co-Cr-Mo modificando parâmetros de processo e estratégia de varredura. Conforme apontado na Figura 24 o controle da microestrutura proporcionou o aumento da resistência a tração.

Figura 24 - Representação de resultados obtidos para liga de Co-Cr-Mo fabricadas por FSL, fundição e recozido.



Fonte: Li, H. Q. et al., 2022.

São diversos casos que apontam o contraste da resitência mecânica em relação a anisotropia de construção. Em específico, construções sob orientação de 90° exibem resistência à fadiga significativamente maior do que amostras orientadas de 0°, mesmo sob realização de tratamentos térmicos (SEKI et al., 2019). Na Tabela 7 são evidenciadas as propriedades mecânicas e alguns dos tratamentos térmicos desenvolvidos em ligas à base de Co-Cr processadas por FLP-L.

Tabela 7 - Propriedades mecânicas de amostras de ligas de Co-Cr submetidas a diversos tipos de tratamento térmico processadas por FLP-L.

Referência	Orientação	Condição/ Tempo	Tipo	At (%)	σLE [MPa]	σLR [MPa]	E [GPa]	HV
(CORNACCHIA et al., 2022)	90°	CF		6	590	900	170	380
		800°C/20 min	Vácuo + Atm. Ar	6,2	720	920	200	470
		800°C/20 min		4	790	1000	230	480
		1150°C/ 2h		26	500	910	200	320
		1150°C/6h		26	520	930	210	310
		1200°C/4h	HIP	25	550	980	240	350
(TAKAICHI et al., 2020)	90°/45°/0°	CF		15/10,5/11	830/930/940	1160/1220/1240		
		750 °C/ 6h	Atm. Ar	4/2,5/2	960/1020/1030	1170/1140/1140		
		900 °C/ 6h		7/4,8/4	870/880/980	1110/1130/1200		
		1050 °C/ 6h		13/12/7	800/810/830	1150/1180/1185		
		1150 °C/ 6h		17/16/15	610/620/640	1020/1020/1030		
(RAZAVI et al., 2021)	90°	AB		5.88 ± 0.21	590.92 ± 13.54	898.40 ± 2.26	166.8 ± 2.4	393.9 ± 14.9
		1150°C/ 6h	Vácuo + Atm. Ar	26.26 ± 3.78	536.75 ± 7.47	972.42 ± 0.71	226.9 ± 5.1	309.4 ± 20.4
		1200 °C/ 4h	HIP	25.23 ± 0.15	514.35 ± 28.91	936.12 ± 8.05	202.7 ± 3.7	321.8 ± 10.2
(SING et al., 2020)	-	AB		7	900	1100		325
		815°C/ 4h + 1220°C/ 1h		15	450	650		300
		1220°C/ 2h		12	420	550		310
		1220°C/ 4h		20	420	580		330
(Song, C, 2018)	0°	AB		7,2	820	1070		38
		1200°C/2h	Atm de Ni	14,3	662	1210		36
(X. Dong, et al, 2020)	90°	1200 ◦C / 1 h	Vácuo	24.5 ± 2.91	604 ± 30.61	1128.6 ± 14.46		

Recentemente, diversas pesquisas foram realizadas na FLP-L da liga de Co-Cr-Mo para obter peças com alta densidade e destacam mudanças nas características de acordo com os parâmetros do processo (LI, H. Q. et al., 2022; MAHMOOD et al., 2022; PARK et al., 2022). No entanto, os estudos (DONG; SUN; et al., 2020; DONG; ZHOU; et al., 2020; KIM, K. S. et al., 2020; SING et al., 2020) abrangem parâmetros pré-selecionados pelo fabricante do equipamento e pouco difundem sobre a janela de processamento da liga de Co-Cr-Mo e a influência dos parâmetros do processo nas características mecânicas e no comportamento da microestrutura.

Este trabalho apresenta uma investigação na liga de Co-Cr-Mo por meio dos efeitos e das influências dos parâmetros através da densidade de energia aplicada na liga de Co-Cr-Mo. Sendo verificado com maior aprofundamento a faixa adequada para criar amostras com alta densidade (superior a 99%) e correlação entre as propriedades mecânicas e microestrutura formada nas amostras. Para tanto, a abordagem neste estudo utilizará um nível de potência baixo (inferior à 160 W) em relação aos utilizados em estudos que se estendem desde 200 a 500 W . Adicionalmente, o estudo da evolução da microestrutura por tratamento térmico de solubilização em uma faixa de temperaturas de 1100 a 1250 °C em tempos inferiores (1,2 e 4 horas) ao da literatura (vide Tabela 7) na liga de Co-Cr-Mo e o comportamento nas propriedades mecânicas nas relações investigadas de processo-propriedade são importantes para definir a influência dos parâmetros analisados no processamento e pode embassar o estabelecimento de protocolos na padronização do processo de FLP-L da liga de Co-Cr-Mo.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O trabalho subdivide-se em 4 etapas: Etapa I - Caracterização da matéria prima; Etapa II – Influência dos parâmetros de FLP-L; Etapa III – Fabricação de amostras padronizadas e Etapa IV – Tratamento térmico de amostras. Para melhor compreensão é apresentado o fluxograma na Figura 25.

Figura 25 - Fluxograma das etapas de desenvolvimento e caracterizações realizados neste estudo.

Fonte: Autor da tese.

4.1 Caracterizações da Matéria prima

A materia prima utilizada para o desenvolvimento deste estudo foi a liga de Co-Cr-Mo atomizada a gás e fornecida na faixa granulométrica adequada para o processo FLP-L de 15 a 45 µm pela empresa Sandvik©. Os pós de Co-Cr-Mo foram caracterizados por espectrômetro de fluorescência de raios X por energia dispersiva por meio do equipamento Shimadzu EDX-

720. A composição química e tolerância dos elementos presentes na liga de Co-Cr-Mo segundo a norma ASTM F3213-17 são apresentadas na Tabela 8.

Tabela 8 - Composição química dos elementos majoritários do da liga de Co-Cr-Mo com base na norma ASTM F3213 (% em massa).

Elementos	Co	Cr	Mo	Fe	Mn	Si	Ni
ASTM F3213	Balanço	27,00 - 30,00	5,00 - 7,00	0,75 max	1,00 max	1,00 max	0,50 max

O pó atomizado a gás da liga de Co-Cr-Mo foi caracterizado quanto à: densidade aparente, densidade batida, fluidez, densidade teórica média, escoabilidade, densidade por picnometria de hélio, distribuição granulométrica e formato de partícula. Tais propriedades foram obtidas conforme norma de caracterização de pós metálicos utilizados em processos de manufatura aditiva (ASTM F3049-14).

O ensaio de densidade aparente foi obtida pelo escoamento de pó no funil de Hall até o preenchimento do recipiente de densidade com o volume de 25 cm^3. Com isso, o recipiente é pesado e obtém-se a massa do pó contido no recipiente. Os ensaios de densidade aparente dos pós foram realizados segundo a norma ASTM B212 (2013b) por meio de 10 aferições.

O ensaio de densidade batida foi realizado a partir da massa de 100 gramas de pó submetido à choques verticais até o completo adensamento do pó em um tubo graduado com escala de 0,2 cm^3. Com isso, calculou-se a densidade batida pela relação da massa do pó (dada em kg) pelo volume batido (dado em m^3). Os ensaios da densidade batida dos pós foram realizados segundo a norma ASTM B527 (2014) por meio de 10 aferições.

Para avaliar a qualidade da matéria prima visando processos que necessitem de elevada fluidez e empacotamento das partículas, como é o caso da FLP-L, utilizou-se o cálculo do índice de fluidez (índice de Carr's "*Carr's Index* - CI" e razão de Hausner "*Hausner Ratio* - HR"). Para tanto, o cálculo dos índices são relações entre a densidade aparente (DA) e a densidade batida (DB) dos pós, conforme é destacado nas equações 8 e 9.

$$CI = \frac{DA - DB}{DB} \quad (8)$$

$$HR = \frac{DA}{DB} \quad (9)$$

A densidade teórica média da liga de Co-Cr-Mo foi mensurada por meio dos cálculos de fração volumétrica (vide equação 10) e densidade média dos componentes presentes na liga (vide equação 11). As frações de massa dos elementos presentes foram obtidas por meio das análises de fluorescência de raios X.

$$\left.\begin{array}{l} V_{Co} = \dfrac{\%\ massica\ de\ Co}{\rho_{Co}} \\ V_{Cr} = \dfrac{\%\ massica\ de\ Cr}{\rho_{Cr}} \end{array}\right\} V_{liga} = V_{Co} + V_{Cr} \left\{\begin{array}{l} \%\ V_{Co} = \dfrac{V_{Co}}{V_{liga}}.100 \\ \%\ V_{Cr} = \dfrac{V_{Cr}}{V_{liga}}.100 \end{array}\right. \quad (10)$$

$$\rho_{liga} = \frac{\%\ V_{Co}}{100}.\rho_{Co} + \frac{\%\ V_{Cr}}{100}.\rho_{Cr} \quad (11)$$

A caracterização da densidade por picnometria de He foi realizada nos pós da liga Co-Cr-Mo. O resultado do ensaio foi calculado por meio do valor médio e desvio padrão de trinta aferições do pó de Co-Cr-Mo. A densidade por picnometria de He foi obtida por meio do equipamento Micromeritics, modelo Accu Pyc 1330 Pycnometer, localizado no Centro de Combustível Nuclear (CCN) do IPEN.

O ensaio de escoabilidade dos pós foi obtido pela relação de tempo decorrido (segundos), em função do escoamento de 50 gramas do pó no funil de Hall. A grandeza de escoabilidade é representada em segundos por 50 gramas (s/ 50g) de acordo com a norma ASTM B213 (2013a).

A distribuição granulométrica foi realizada com um equipamento analisador de partículas por espalhamento (ou difração) de raios a laser. O resultado da distribuição granulométrica foi representado pela relação da proporção dos diâmetros cumulativos de 10, 50 e 90 % - D10, D50 e D90. O ensaio foi realizado em meio líquido de água destilada com adição de dispersante de Pirofosfato de Sódio, sob uso de ultrassom por 60 segundos. A análise foi conduzida em um equipamento Cilas, modelo 1064 (Particle Size Analyser - faixa: 0,004µm – 500,00µm / Classe 100), no CECTM do IPEN.

Para analisar o formato das partículas do pó virgem de Co-Cr-Mo foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura – MEV Philips XL30. As amostras dos pós foram submetidas a análise com o uso de uma fita adesiva de carbono.

4.2 FABRICAÇÃO DAS AMOSTRAS POR FLP-L

Todo o estudo desenvolvido por FLP-L foram conduzidos em uma máquina OmniSint-160 da empresa Omnitek Tecnologia Ltda© (São Paulo, Brasil), conforme apresentado na Figura 26.

O equipamento utilizado no estudo utilizou um módulo laser de fibra de Itérbio com potência máxima de 300 W e comprimento de onda de 1071 nm construído pela própria empresa Omnitek. Atualmente a empresa comercializa os equipamentos com módulos laser da marca Raycus com potência máxima de 500 W.

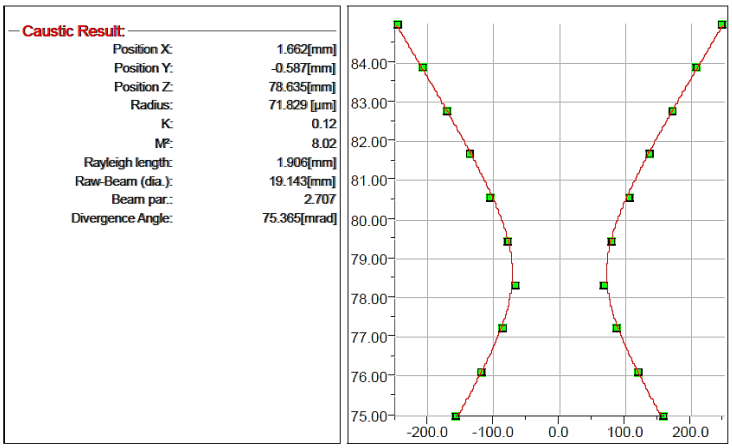
Figura 26 – Especificações técnicas do equipamento de FLP-L OmniSint-160.

Especificações técnicas OmniSint-160	
Dimensões de fabricação máxima (mm)	Ø 156 X 180
Espessura da camada (µm)	20-100
Potência máxima do laser (W)	400
Velocidade máxima de varredura (mm/s)	5000
Gás de proteção	Argônio/ N2

Para confirmação dos valores de potência utilizou-se o equipamento da Coherent FieldMax II com o auxílio de um sensor termoelétrico. Também foi aferido o diâmetro focal do feixe laser por meio do equipamento Primes Focus Monitor FM120 e de acordo com a norma ISO11146 utilizou-se o método de segundo momento e o diâmetro de foco do feixe laser é de aproximadamente 144 µm conforme apresentado na Figura 27.

Para fins comparativos dos resultados mecânicos e microestruturais do estudo do processamento da liga de Co-Cr-Mo por FLP-L foram fabricadas amostras pelo processo convencional de fundição de precisão pela empresa HighBond sob o padrões da norma ASTM F75.

Figura 27 - Diâmetro focal do feixe laser obtido aferido pelo método do segundo momento "*2nd moment*".

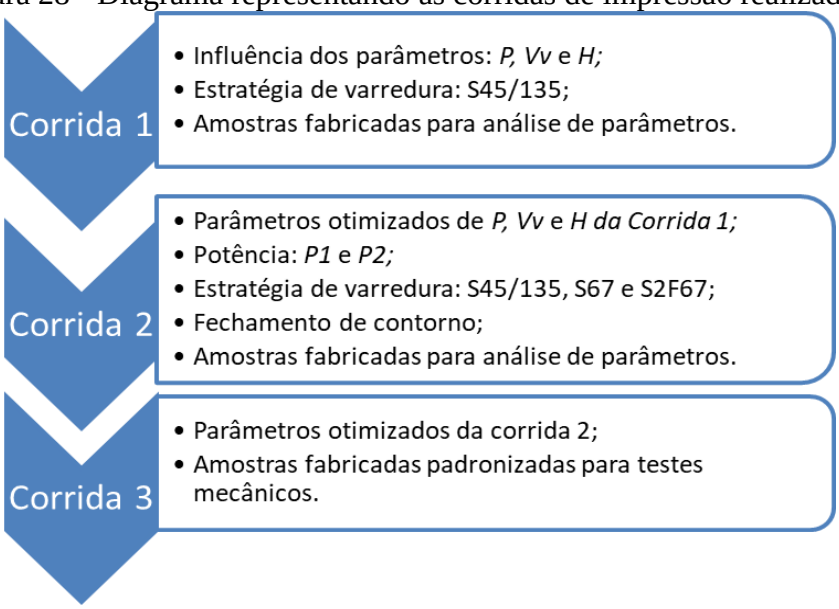


Fonte: Autor da tese.

4.2.1 Planejamento experimental da FLP-L

O estudo da influência dos parâmetros do processo de FLP-L na liga de Co-Cr-Mo conforme abordado possui diversos parâmetros de consolidação. Para esse objetivo foram desenvolvidas três corridas conforme o diagrama apresentado na Figura 28.

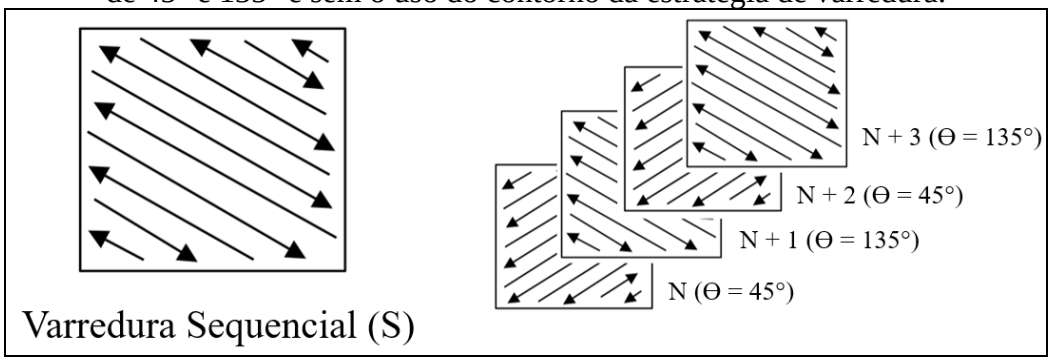
Figura 28 - Diagrama representando as corridas de impressão realizadas.



Fonte: Autor da tese.

Na corrida 1 foram obtidas amostras de pequenas dimensões para avaliar os principais parâmetros de *P*, *Vv* e *H*. A *ec* foi escolhido como parâmetro constante na dimensão de 30 µm em todos os experimentos. Na primeira etapa a estratégia de varredura foi mantida constante com sentido sequencial de varredura (S), rotação entre camadas de 45° e 135° (S45/135) e sem o uso de contorno na consolidação dos arranjos conforme representado na Figura 29.

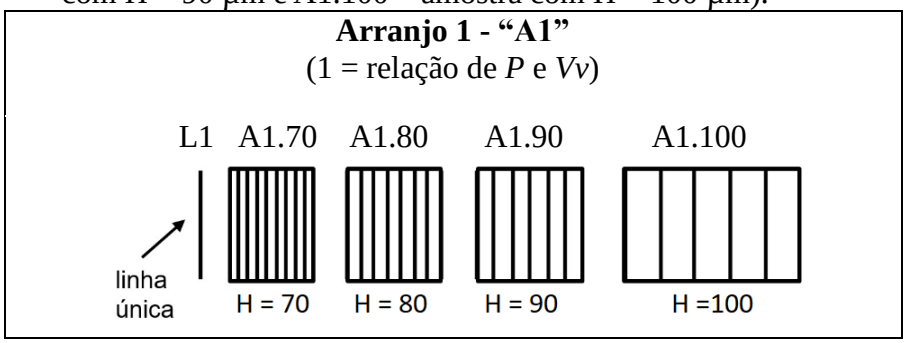
Figura 29 - Representação da varredura sequencial (S) e da estratégia usada na consolidação dos arranjos da liga de Co-Cr-Mo com rotação entre camadas com ângulos de 45° e 135° e sem o uso do contorno da estratégia de varredura.



Fonte: Autor da tese.

O esquema adotado para fabricação das amostras agrupadas em um arranjo é apresentado na Figura 30. O arranjo "A" contém um total de 5 amostras: 1 amostra que consiste na formação de uma coluna (traço único de varredura) e 4 amostras variando a *H* (incremental de 10 µm - 70/ 80/ 90/ 100 µm). Para cada arranjo selecionou-se *P* e *Vv* em valores crescentes. Para tal configuração as amostras seguiram a nomenclatura conforme o exemplo "A1.70", sendo "A1" referente ao arranjo da relação *P* - *Vv* e "70" referente ao valor da *H* da amostra (no caso *H* de 70 µm).

Figura 30 - Representação do arranjo adotado contendo 5 amostras (L1 – linha única, A1.70 – amostra com H = 70 µm, A1.80 – amostra com H = 80 µm, A1.90 – amostra com H = 90 µm e A1.100 – amostra com H = 100 µm).



Fonte: Autor da tese.

Na Tabela 9 são relacionados os parâmetros usados na consolidação dos arranjos da liga de Co-Cr-Mo e a respectiva *DEv*. A plataforma fabricada na corrida 1 consistiu em uma matriz de 3 *P* x 5 *Vv* x 4 *H*.

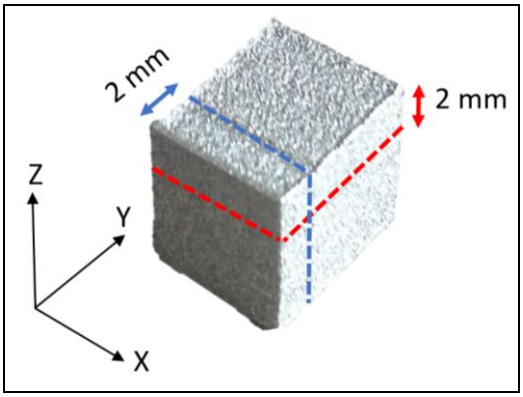
Tabela 9 – Relação dos parâmetros de consolidação e *DEv* utilizados na corrida 1 da liga de Co-Cr-Mo dispostos em uma matriz 3x5x4 (*P* = 94/ 125/ 147 W por *Vv* = 500 a 1300 mm/s e *H* = 70 a 100 µm).

Arranjo	**Parâmetros utilizados e DE_v (J/mm³)**					
	***P* (W)**	**V_v (mm/s)**	**H70**	**H80**	**H90**	**H100**
A1	94	500	89.52	78.33	69.63	62.67
A2		600	74.60	65.28	58.02	52.22
A3		700	63.95	55.95	49.74	44.76
A4		800	55.95	48.96	43.52	39.17
A5		900	49.74	43.52	38.68	34.81
A6	125	700	85.03	74.40	66.14	59.52
A7		800	74.40	65.10	57.87	52.08
A8		900	66.14	57.87	51.44	46.30
A9		1000	59.52	52.08	46.30	41.67
A10		1100	54.11	47.35	42.09	37.88
A11	147	900	77.78	68.06	60.49	54.44
A12		1000	70.00	61.25	54.44	49.00
A13		1100	63.64	55.68	49.49	44.55
A14		1200	58.33	51.04	45.37	40.83
A15		1300	53.85	47.12	41.88	37.69

As amostras obtidas na corrida 1 foram utilizadas para diversas análises com a finalidade de verificar a influência dos parâmetros do processo de FLP-L para a liga de Co-Cr-Mo. As amostras em formato de coluna foram submetidas à análise de: morfologia superficial, dimensionamento da coluna e microestrutura. Em relação as amostras sob influência de *H* foram realizadas as análises de: densidade relativa, análise da poça de fusão e microestrutura.

Para a seleção dos parâmetros de consolidação de *P*, *Vv* e *H* foi estabelecido o critério de elevada densidade relativa (acima de 99%) e pela minimização de defeitos internos. A densificação das amostras foi analisada pela porosidade aparente dos arranjos, nas seções de corte longitudinal (topo – plano XY) e transversal (camada – plano YZ), em relação ao sentido de fabricação. Os defeitos internos foram avaliados pela análise da microestrutura no decorrer da medição da porosidade aparente das amostras.

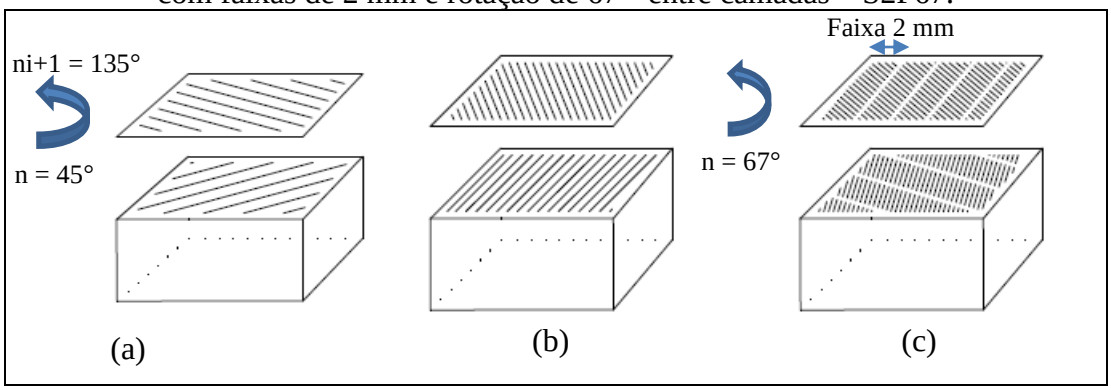
Figura 31 - Representação das dimensões de corte realizadas nas amostras de Co-Cr-Mo obtidas na corrida 1 para análise de porosidade aparente e microestruturas.



Fonte: Autor da tese.

A fabricação das amostras por FLP-L na corrida 2 foi obtida a partir de dois níveis de *P* (*P1* e *P2*) pelas condições otimizadas da corrida 1. A corrida 2 foi desenvolvida com a finalidade de se analisar as influência de diferentes estratégias de varredura. Foram fabricadas duas amostras para cada condição de fabricação em forma de cubos de 10 mm de dimensão (10x10x10 mm). As estratégias de varredura utilizadas na corrida 2 consistem no tipo: 1) S45/135 - sequenciais com rotação entre camadas de 45° e 135°, 2) S67- sequenciais com rotação entre camadas de 67° e 3) S2F67 - sequenciais com faixas de 2 mm de distância e rotação de 67° entre camadas, conforme apresentado na Figura 32.

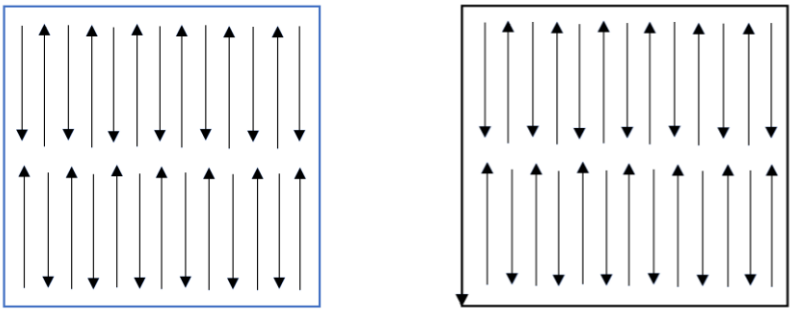
Figura 32 - Esquema das estratégias de varredura utilizadas, em a) sequencial com rotação de 45° e 135° - S45/135, b) sequencial com rotação de 67° entre camadas - S67 e c) sequencial com faixas de 2 mm e rotação de 67 ° entre camadas – S2F67.



Fonte: Autor da tese.

Para compor o estudo da estratégia de varredura realizou-se o contorno das estratégias utilizadas, vide esquema da Figura 33. Sendo assim, a nomenclatura utilizada nas amostras será representada como: sem contorno (SC) e com contorno (CC).

Figura 33 - Representação da estratégia de varredura a) sem contorno (SC) e b) com contorno (CC).

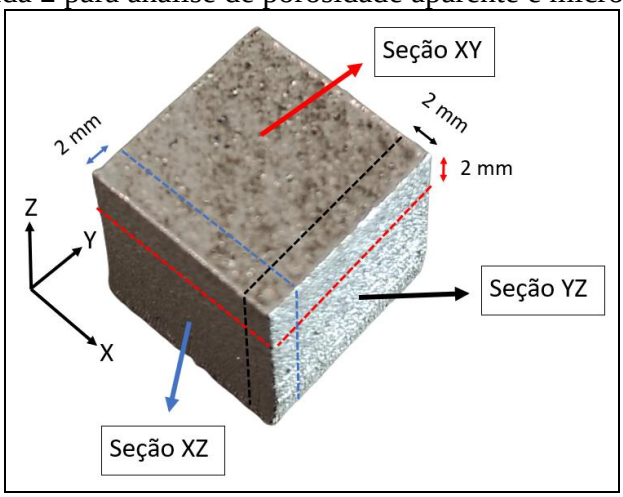


(a) (b)

Fonte: Autor da tese.

No total foram fabricadas 24 amostras para análise da verificação da influência da estratégia e do contorno de varredura. Para avaliar as amostras fabricadas na corrida 2 foram analisadas as características de: rugosidade superficial, densidade relativa e microestrutura. As amostras obtidas na corrida 2 foram analisadas em três planos ortogonais em relação a direção de contrução conforme apresentado na Figura 34.

Figura 34 - Representação das dimensões de corte realizadas nas amostras de Co-Cr-Mo obtidas na corrida 2 para análise de porosidade aparente e microestrutura.

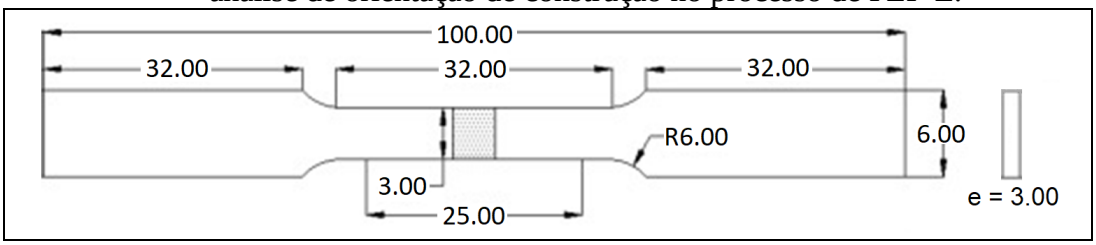


Fonte: Autor da tese.

Na etapa final, a terceira corrida consistiu na fabricação de amostras padronizadas para ensaios de tração. Os parâmetros utilizados foram dois pares de *P* e *Vv*: 125 W – 700 mm/s e 147 W – 900 mm/s. Para ambos pares foram utilizados *H* de 70 µm e três estratégias de varredura (S45/135, S67 e S2S67) sem contorno.

Para verificar a influência da direção de construção das amostras no processo FLP-L foram fabricadas amostras com orientação de 90° e 0° em relação a base de construção seguindo orientações da norma ASTM F3122. As dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração são aprensentadas na Figura 35.

Figura 35 - Representação das dimensões dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e análise de orientação de construção no processo de FLP-L.



Fonte: Autor da tese.

4.2.2 Análise de densidade relativa

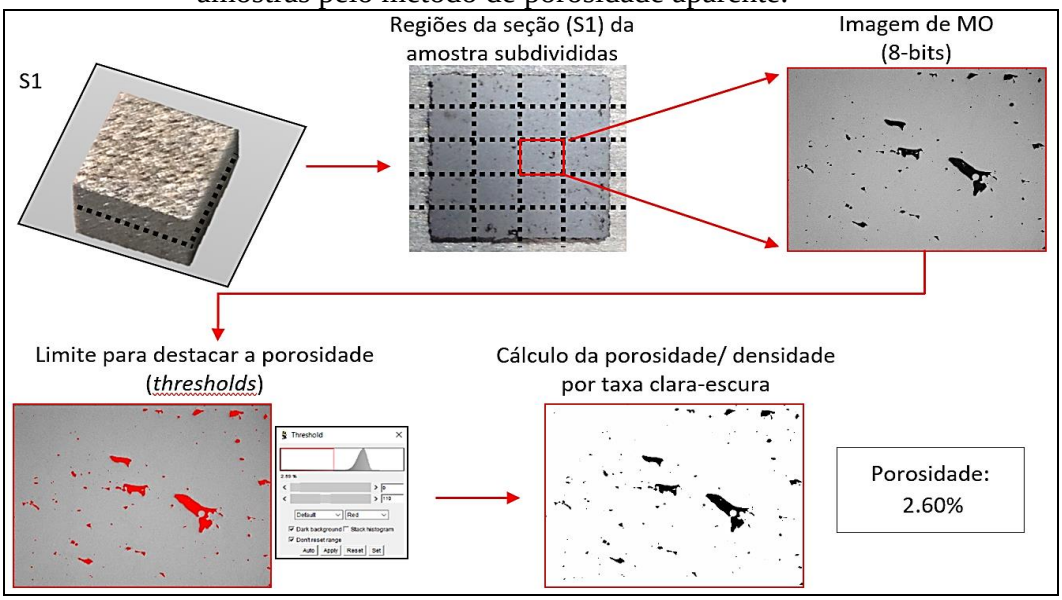
A análise de densidade relativa das amostras foi realizada pelo método de porosidade aparente (ρ_{pa}), também conhecido por fração de área de poro, por meio do software de análise de imagem ImageJ 1.48v. Ressalta-se que devido as amostras da corrida 1 terem pequenas dimensões a análise de densidade pelo princípio de Arquimedes foram imprecisas e não compõem o estudo.

Para cada seção de corte das amostras foram realizadas no mínimo 10 imagens com ampliação de 20x utilizando o microscópio óptico (MO) Olympus BX30. Cada seção da amostra foi subdividida para não ocorrer a sobreposição das regiões das áreas adjascentes conforme é verificado na Figura 36.

O procedimento de tratamento das imagens para determinação da porosidade foi realizado em diversas etapas, sendo: 1) imagens armazenadas em formato .tiff; 2) redução de coloração da imagem para uma cor de 8 bits; 3) separação das áreas claras e escuras de acordo com os limites pré-estabelecidos (*threshold* na faixa de 0 a 110); 4) cálculo da porosidade pela razão de área clara e escura. A ρ_{pa} foi mensurada pelo cálculo da relação entre a diferença da área total (A_t) e da escura (A_{escura}) pela área total da imagem, vide equação 9.

$$\rho_{pa} = \frac{A_t - Aescura}{A_t} \tag{9}$$

Figura 36 - Representação da metodologia utilizada para cálculo da densidade relativa das amostras pelo método de porosidade aparente.



Fonte: Autor da tese.

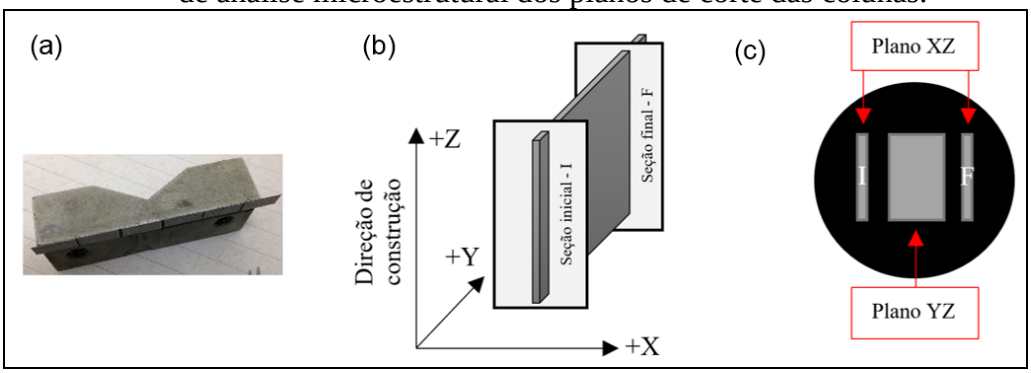
4.2.2.1 Análise das amostras em forma de coluna

A morfologia superficial foi realizada por imagens da superfície via microscopia eletrônica de varredura (MEV). Para tanto não houve nenhum tipo de preparação das amostras, apenas o posicionamento e aterramento das amostras (vide Figura 37a).

O dimensionamento da espessura das colunas foi realizado por meio da análise de imagens de MO com o uso do software ImageJ. Nesta análise as colunas foram secionadas na transversal em duas regiões da amostra, sendo na seção inicial (I) e outra na seção final (F), vide esquema da Figura 37b.

A análise microestrutural das colunas foi realizada nos planos XZ e YZ das amostras, conforme esquema apresentado na Figura 37c. As imagens foram realizadas por meio de MO e MEV após devida preparação metalográfica e ataque eletrolítico para revelar a microestrutura e fases presentes.

Figura 37 - a) Montagem das colunas para análise da morfologia superficial, b) representação do corte das seções das colunas para análise dimensional e microestrutural e c) representação de análise microestrutural dos planos de corte das colunas.

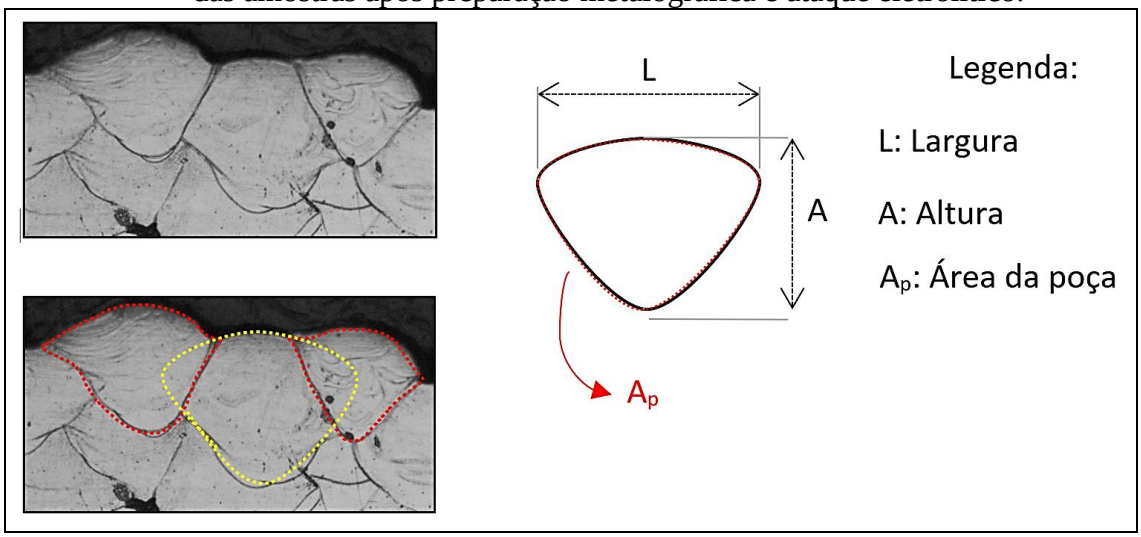


Fonte: Autor da tese.

4.2.2.2 Análise da poça de fusão

As dimensões das poças de fusão foi realizada por meio da análise de imagens de MO com o uso do software ImageJ. Para tanto, as amostras foram atacadas para revelação da poça de fusão. Para cada combinação de parâmetro de consolidação foram analisadas no mínimo 10 formações das poça de fusão nas dimensões de largura (L), altura (A) e área da poça (A_p) conforme esquema apresentado na Figura 38.

Figura 38 - Representação da análise das dimensões das poças de fusão via análise de imagens das amostras após preparação metalográfica e ataque eletrolítico.



Fonte: Autor da tese.

4.2.3 Análise da rugosidade superficial

A verificação quanto a rugosidade superficial das amostras foi realizada por meio de um perfilômetro 3D Talysurf CCI. O equipamento utiliza o método de interferometria óptica confocal para medição de acabamento superficial 3D.

4.3 Ensaios mecânicos

4.3.1 Ensaios de tração

Nos ensaios de tração das amostras padronizadas foram obtidas as propriedades mecânicas de: tensão limite de escoamento (σLE), tensão limite de resistência (σLR), alongamento total (*At*) e módulo de elasticidade (*E*). No total foram conduzidos de 3 testes de tração para cada condição de consolidação da liga de Co-Cr-Mo.

Utilizou-se uma máquina de ensaios universais Instron, modelo 3369, célula de carga de 50 KN. Os ensaios de tração foram conduzidos a velocidade de 2,00 mm/min a temperatura ambiente (25°C), seguindo a norma ASTM E8/E8M. Os ensaios foram conduzidos no Laboratório do Grupo Mecânica dos Sólidos e Impacto em Estruturas – GMSIE, da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Os resultados das propriedades mecânicas obtidos foram comparados segundo a norma ASTM F3213.

4.3.2 Ensaios de dureza

Para as análises de dureza as amostras foram preparadas por metalografia até a etapa de polimento, conforme requisito dos padrões de medição de dureza. Os equipamentos utilizados para mensurar foram o durômetro Buehler série 5100 e um microdurômetro Fischerscope HM2000, respectivamente segundo as normas ASTM E384-11 e ISO 14577-1.

O teste de dureza Vickers realizado no Durômetro Buehler série 5100 utilizou uma escala de força de 500 gf (HV0.5) durante 15 segundos. A utilização do equipamento de microdureza Fisherscope HM2000 proporcionou também o estudo da caracterização mecânica de modo indireto das propriedades de deformação elástica (*niT* dada em %) e módulo de elasticidade (*EIT* dado em GPa). Os ensaios de microdureza foram conduzidos com uma carga de 100.000 mN (micro Newton) durante 10 segundos.

Verificado que a norma ASTM F3213 não apresenta uma especificação em relação a medida de dureza, neste estudo utilizou-se a norma ASTM F75, a qual descreve que a liga de Co-Cr-Mo na condição fundida deve apresentar uma dureza na faixa de 25 a 35 HRC (266 a 345 HV). Para determinar a dureza foram realizadas 10 medidas.

Ambos equipamentos utilizados para medida de macro e microdureza Vickers estão alocados no Laboratório de Comportamento de Materiais Metálicos e no Laboratório de Corrosão do IPEN.

4.3.3 Ensaios de tensão residual

As amostras de Co-Cr-Mo fabricadas por FLP-L na condição CF foram mensuradas quanto a tensão residual por difratometria de raios X (DRX). As análises foram realizadas na região central da seção XY das amostras.

Os ensaios foram realizados usando um tubo de Cr Kα com os seguintes parâmetros: tensão no tubo de raios X de 40kV, corrente de 20 mA, passo angular de 0,001° na faixa de medição de 120° a 137° e tempo de contagem de 29s. O equipamento utilizado foi um Difratômetro de raios-X Rigaku, modelo Automate II, alocado no laboratório de Difração do CECTM.

4.4 Tratamento térmico de amostras

4.4.1 Tratamento térmico de solubilização

A realização do tratamento térmico de solubilização (TS) compreendeu-se na faixa de temperatura de 1100 a 1250°C, com intervalo de 50°C. O tempo de solubilização foi determinado em 60 minutos, com adicional de 10 minutos para a disposição e homogeneização da temperatura nas amostras dentro do forno. Ao final do tempo (70 minutos no total) as amostras foram temperadas em água com gelo (temperatura de aproximadamente 4°C) até atingir seu completo resfriamento. Para as temperaturas de 1150 e 1250°C realizaram solubilizações em tempos incrementais de 120 e 240 minutos, vide esquema na Tabela 10. Para realização do estudo foram utilizadas amostras de pequenas dimensões (5 x 5 x 5 mm) da liga de Co-Cr-Mo, processadas pelas técnicas de FLP-L e FP.

Para tanto, as amostras foram distribuídas uniformemente em navículas de alumina na região central do forno para menores variações térmicas (variação máxima de ± 2 °C). O

equipamento utilizado foi um forno tubular (tubo de alumina), modelo Carbolite HVT 15/75/450, com temperatura máxima de 1500°C. Além do termopar do forno foi utilizado um termopar do tipo “K” para auxílio do controle da temperatura.

Tabela 10 - Relação dos parâmetros utilizados no estudo de solubilização das amostras de Co-Cr-Mo.

Nomenclatura das amostras	**Temperatura de Solubilização (°C)**	**Tempo de homogeneização (min)**	**Tempo de solubilização (min)**		
S 1100 FP	1100	10	60		
S1100 FLP-L					
S1150 FP	1150		60	120	240
S1150 FLP-L					
S1200 FP	1200		60		
S1200 FLP-L					
S1250 FP	1250		60	120	240
S1250 FLP-L					

4.5 Caracterização microestrutural

As amostras utilizadas para caracterização microestrutural foram preparadas por técnicas metalográficas, seguindo as etapas de: lixamento mecânico em lixas abrasivas de SiC até a granulometria de #600, em água corrente; polimento em panos com solução de diamante de 5,0 µm (TexMet 2000), 3,0 µm (DiaPro), 1,0 µm (MD- Dur). A etapa final de polimento foi realizada por meio de um polimento químico mecânico com pano ChemoMet sob solução de sílica coloidal em suspensão OP-S (Strues) de 0,02 µm (90% Sílica Coloidal + 10% HCl). Após cada etapa (lixamento e polimento), as amostras foram submetidas a limpeza por ultrassom em etanol para remoção de partículas indesejadas.

Após preparação metalográfica, as amostras foram submetidas aos ataques químico e ataque eletrolítico, respectivamente as soluções químicas são: 18,4 ml HCl + 1,0 ml HSO4 + 0,5 ml HNO3, durante 60 a 120 segundos; 100 ml HCl e 2 ml H_2O_2, e parâmetros de 8V durante 10 a 60 segundos, ambos procedimentos realizados a temperatura ambiente.

As imagens das micrografias obtidas por meio do microscópio óptico (MO) foram realizadas por meio do equipamento Olympus, modelo BX51M alocado no Laboratório de Metalografia do CECTM. As imagens por microscopia eletrônica foram analisadas por meio do MEV TableTop TM3000 da marca Hitachi. Em adicional, as análises químicas semi-

quantitativas utilizadas na diferentes regiões da microestrutura foram realizadas com espectrômetro de energia dispersiva de raio-X (EDS) Quantax 70 da Bruker alocado no Laboratório Multiusuários do CLA.

5 RESULTADOS

5.1 CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA

A composição química do pó virgem de Co-Cr-Mo foi caracterizado por espectrômetro de FRX por energia dispersiva. Na Tabela 11 é verificada que a composição química atende as especificações da norma ASTM F3213-17.

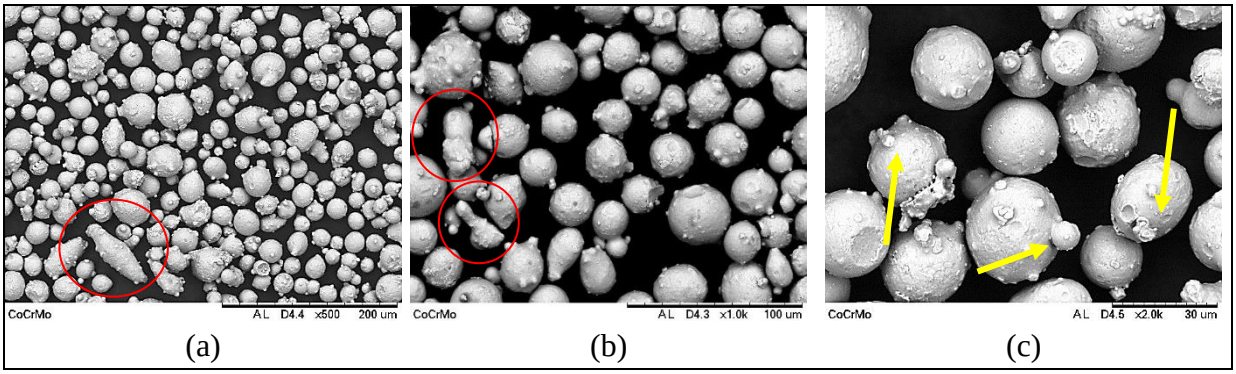
Tabela 11 - Composição química dos elementos majoritários do pó da liga de Co-Cr-Mo e referência segundo a norma (% em massa e tolerância aceitável).

Elementos	Co	Cr	Mo	Fe	Ni	C	Si
Pó virgem Co-Cr-Mo	61,31 ± 0,06	29,09 ± 0,04	7,13 ± 0,01	0,30 ± 0,01	-	-	0,49 ± 0,01
ASTM F3213-17	Balanço	27,00 - 30,00 ± 0,30	5,00 - 7,00 ± 0,15	>0,75 ± 0,03	>0,50 ± 0,05	>0,35 ± 0,02	>1,00 ± 0,05

Na Figura 39 pode ser observado o aspecto da morfologia das partículas do pó virgem de Co-Cr-Mo. Embora o processo de produção dos pós tenha sido realizado por atomização a gás verifica-se um aspecto de formato irregular em partículas (vide destaque vermelho na Figura 39), elevada rugosidade e presença de partículas satélites.

Essas partículas de dimensões inferiores aderidas na superfície dos pós destacadas pelas setas em amarelo (vide Figura 39c) prejudicar a fluidez do material, conforme descrito em trabalhos anteriores (MERGULHÃO, 2017).

Figura 39 - Imagens obtidas por MEV das partículas de pós de Co-Cr-Mo atomizados a gás, magnitudes de a) 500x, b) 1000x e c) 2000x.



Na Tabela 12 são mostrados os resultados gerais das propriedades físicas do pó virgem de Co-Cr-Mo. A partir da análise de distribuição granulométrica dos pós foi possível identificar que a faixa de tamanhos está entre 20 e 45 µm atendendo a faixa específica do processo de FLP-L. Com base nos resultados de DA e DB é possível verificar o empacotamento das partículas pelo aumento da densidade de 4,08 para $4{,}81.10^{-3}$ kg/m³.

Tabela 12 - Resultado geral das propriedades físicas do pó de Co-Cr-Mo.

Propriedades físicas do pó de Co-Cr-Mo				
Distribuição granulométrica (µm)	**D10**	**D50**	**D90**	**Dm**
	19,00	28,20	43,40	30,20
Escoabilidade (s/50g)	20,67 ± 0,34			
Densidade aparente - DA (10^{-3} kg/m³)	4,08 ± 0,02			
Densidade batida - DB (10^{-3} kg/m³)	4,81 ± 0,03			
Densidade por Picnometria de He (10^{-3} kg/m³)	8,21 ± 0,01			
Densidade teórica média (10^{-3} kg/m³)	8,30			

Na Tabela 13 estão apresentados os resultados da fluidez por mio dos cálculos de *CI* e *HR*. Com base nos parâmetros da ASM Internacional (INTERNACIONAL, 1998) os resultados de fluidez enquadram o pó de Co-Cr-Mo na faixa de boa fluidez.

Tabela 13 - Resultado de fluidez pelo *CI* e *RH* do pó de Co-Cr-Mo.

Fluidez	**Carr's Index – CI (%)**	**Razão Hausner**
Pó virgem Co-Cr-Mo	**15,2 ± 0,6**	**1,17 ± 0,01**
Excelente	0 – 10	1,00 – 1,11
Boa	11 – 15	1,12 – 1,18
Razoável	16 – 20	1,19 – 1,25
Passável	21 - 25	1,26 – 1,34

Por meio dos resultados das propriedades físicas dos pós de Co-Cr-Mo verificou-se que é possível obter uma boa fluidez e escoabilidade, em contradapartida a baixa qualidade superficial das partículas.

5.2 PROCESSO FLP-L

5.2.1 Influência dos parâmetros de consolidação

Na Figura 40 verifica-se a fabricação das amostras da corrida 1 sob influência dos parâmetros de processo (3 *P*, 5 *Vv* e 4 *H*). Por meio da análise visual, as amostras não apresentaram defeitos de consolidação, como por exemplo deformação das peças por superaquecimento ou delaminação entre camadas. Na Figura 40 é possível identificar a interrupção na fabricação de amostras, em razão ao superaquecimento do conjunto otico do equipamento. Tais amostras não contemplam este estudo.

Figura 40 - Plataforma impressa na liga Co-Cr-Mo em uma matriz 3x5x4 (três *P* = 94/125/147 W; cinco *Vv* = 500 a 1300 mm/s; quatro *H* = 70 µm a 100 µm).

5.2.1.1 Análise das colunas – traços únicos de varredura

Nesta seção são apresentadas as análises das amostras obtidas em formato de coluna por meio da varredura de traços únicos do laser. As análises consistem na: morfologia superficial, análise microestrutural da seção longitudinal e dimensionamento das colunas.

5.2.1.1.1 Morfologia superficial das colunas

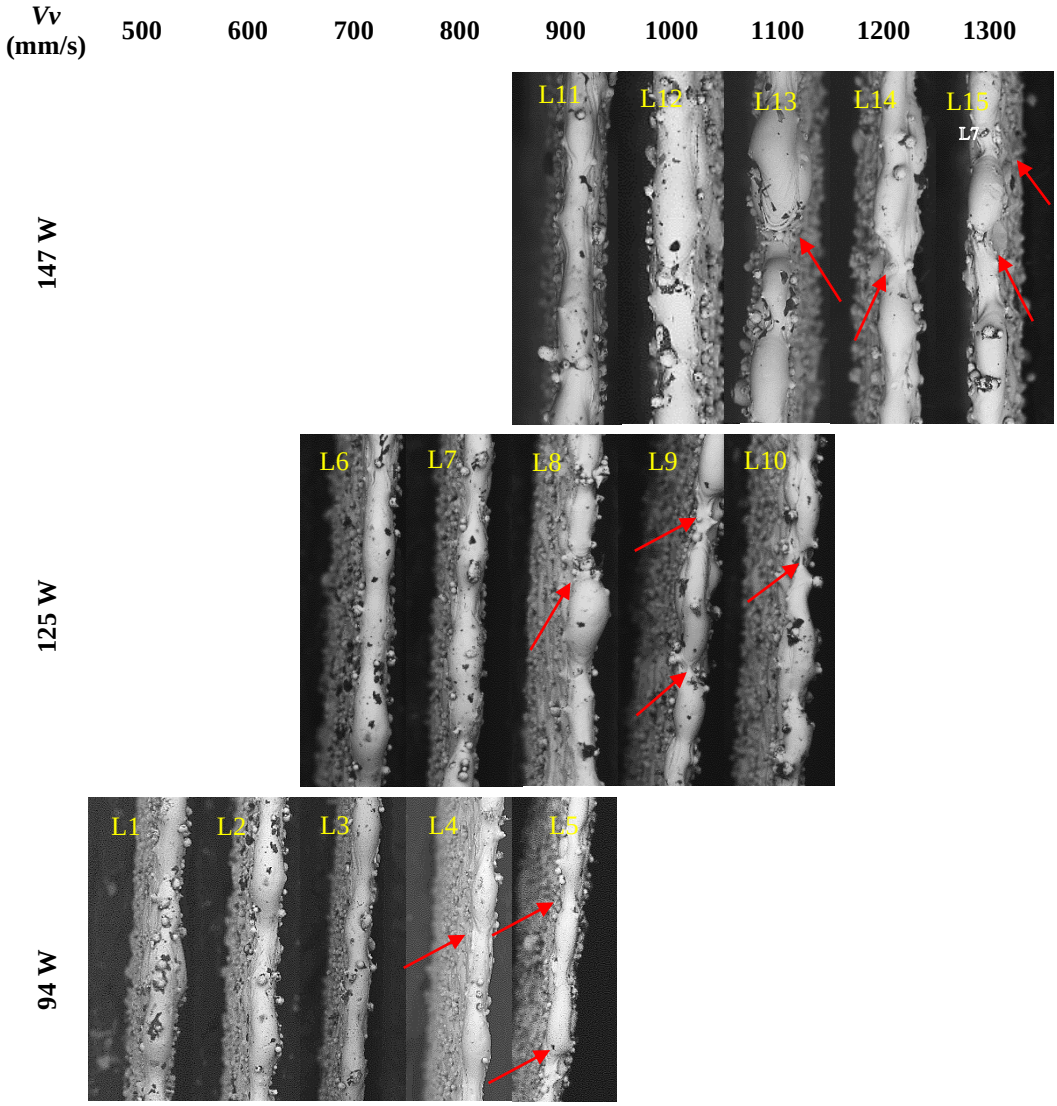
Na Figura 41 é possível verificar a topografia de formação das colunas pela relação de *P* versus a *Vv* obtidas por varreduras de traço único. A avaliação da relação entre *P* versus *Vv* para formação das colunas evidenciou a qualidade da camada final ou em outras palavras da estabilidade do cordão formado.

Em uma análise geral, as amostras que possuem melhor formação, traços contínuos sem presença de defeitos e interrupções, se configuram nos níveis de *Vv* menores nos três níveis de *P*. Este caso é constatado na *P* = 94W nas colunas L1 e L2 (*v* = 500 e 600 mm/s); na

P = 125 W nas colunas L6 e L7 (*v* = 600 e *700* mm/s) e na *P* = 147 W nas amostras L11 e L12 (*v* = 900 e 1000 mm/s).

A medida em que se eleva a *Vv* ocorre uma descontinuidade da linha (destacada pelas setas em vermelho), a qual poder induzir a formações de porosidade nas peças consolidadas. Esta ocorrência pode ser observada para a: *P* = 94W nas colunas L4 e L5 (*v* = 800 e 900 mm/s), *P* = 125 W nas colunas L8 a L10 (*v* = 800/ 900 e 700 mm/s) e *P* = 147 W nas colunas L13 a L15 (*v* = 1100/ 1200 e 1300 mm/s).

Figura 41 – Topografia obtida por MEV das colunas formadas por linhas de varreduras únicas (setas vermelhas indicam a descontinuidade dos traços de varredura).



5.2.1.1.2 Análise da microestrutura das colunas – seção longitudinal

Na Figura 42 observa-se as microestruturas das colunas na seção longitudinal com *P* de 97 W e V_v de 500 a 900 mm/s. É possível verificar a ocorrência de defeitos de fusão inconsistente, falta de fusão entre camadas e porosidade. O estudo do efeito da *P* e V_v na formação das colunas evidenciou que a amostra consolidada em menor V_v de 500 mm/s (vide Figura 42a-c) promoveu a formação de poças de fusão de maior homogeneidade dimensional e com baixa presença de porosidade. No entanto, ainda é verificada a presença de uma microestrutura característica da partícula de pó sem a completa fusão (destacada pelos círculos em vermelho).

Quando a energia irradiada não é suficiente para fusão completa da partícula de pó, promovendo apenas uma sinterização das partículas, ocorre uma alteração no processo de solidificação promovendo uma heterogeneidade na microestrutura da amostra. O efeito da baixa eficiência da fusão das partículas de pó pode ser verificado até em V_v superiores (vide linha de V_v = 900 mm/s na Figura 42m-o). Com o aumento da V_v é indicado a presença dos defeitos de falta de fusão entre camadas (indicada pelas setas vermelhas).

Na Figura 43 observam-se as microestruturas das colunas formadas com *P* = 125 W e V_v de 700 a 1100 mm/s. Destacado pelos círculos vermelhos é observado o efeito da fusão incompleta das partículas de pó a partir de V_v superiores que 800 mm/s (vide Figura 43d-o). Com o aumento da V_v também é promovido maior porosidade nas amostras e uma maior incidência de defeito de falta de fusão entre as camadas. Esta ocorrência pode ser observada nas amostras com V_v de 1000 mm/s (Figura 43j-l) e 1100 mm/s (Figura 43m-o). Os defeitos são pronunciados com dimensões maiores sugestionando parâmetros inadequados para o processamento da liga de Co-Cr-Mo.

Na Figura 44 observam-se as colunas formadas com *P* = 147 W e V_v de 700 a 1100 mm/s. De modo análogo aos outros níveis de *P* é verificado a presença de partículas de pó sem a completa fusão, bem como porosidades de tamanhos reduzidos ao longo das colunas (destacados pelas setas em vermelho). O pronunciamento da presença dos defeitos nas amostras foram observados iniciando com valores de V_v superiores que 1100 mm/s (Figura 44g-o). O aumento da *P* para 147 W demonstrou a formação de microestruturas mais homogêneas e com menor presença de porosidade em relação as amostras consolidadas com os níves de *P* de 94 e 125 W.

Figura 42 – Microestrutura da seção longitudinal das colunas formadas por traços de varreduras únicos com com *P* de 97 W e V_v de: (a-c) 500 mm/s, (d-f) 600 mm/s, (g-i) 700 mm/s, (j-l) 800 mm/s e (m-o) 900 mm/s.

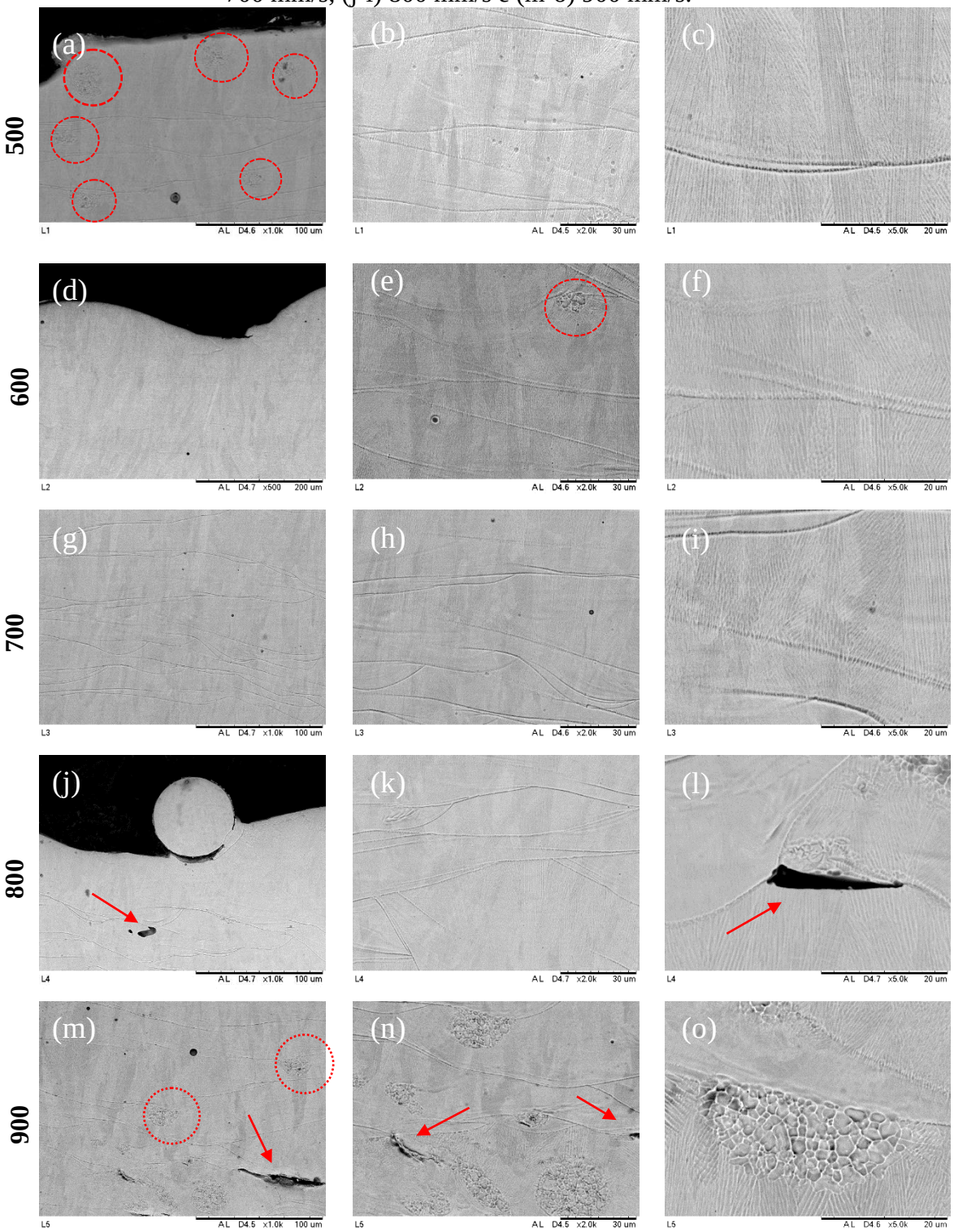


Figura 43 – Microestrutura da seção longitudinal das colunas formadas por traços de varreduras únicos com *P* de 125 W e V_v de: (a-c) 700 mm/s, (d-f) 800 mm/s, (g-i) 900 mm/s, (j-l) 1000 mm/s e (m-o) 1100 mm/s.

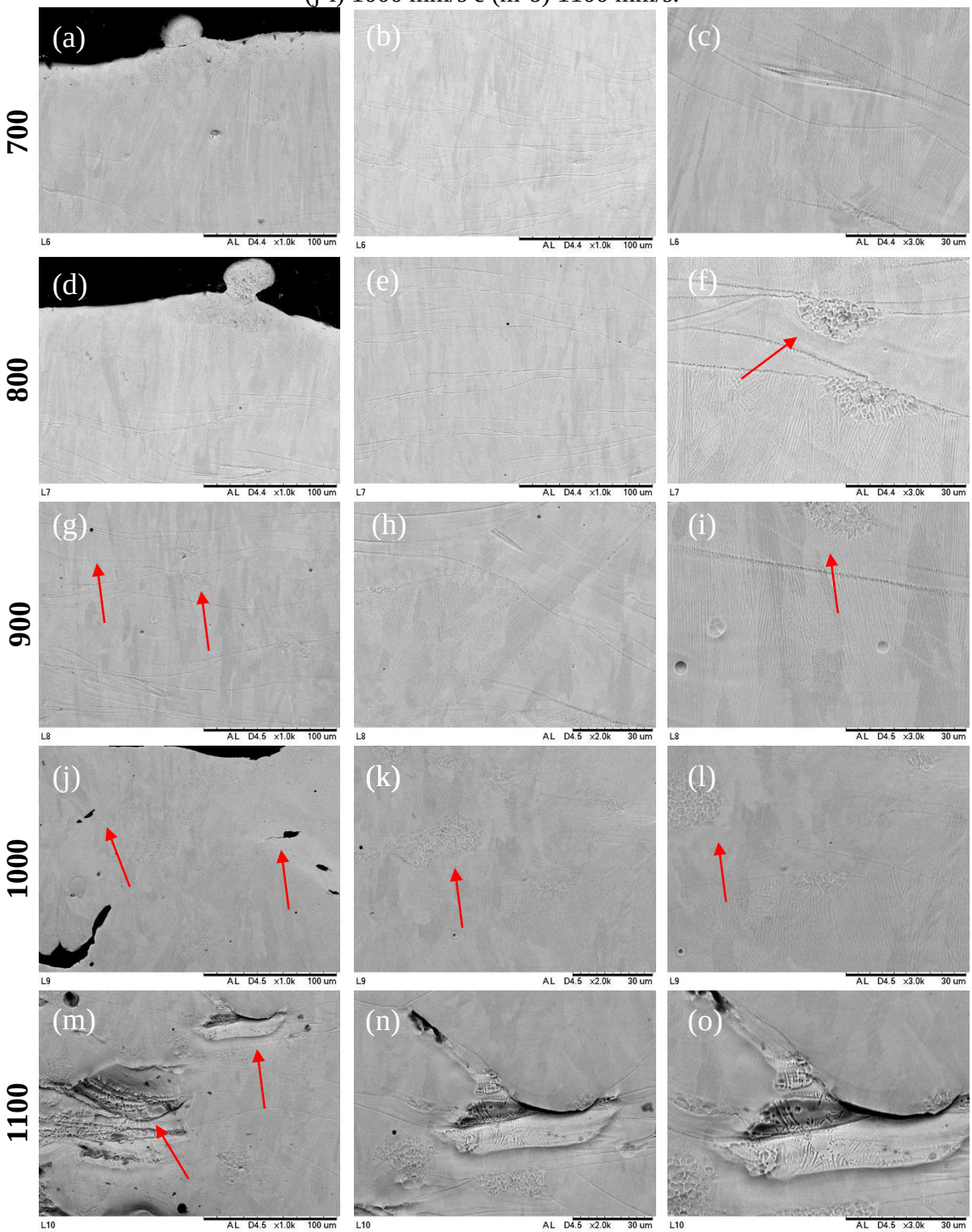
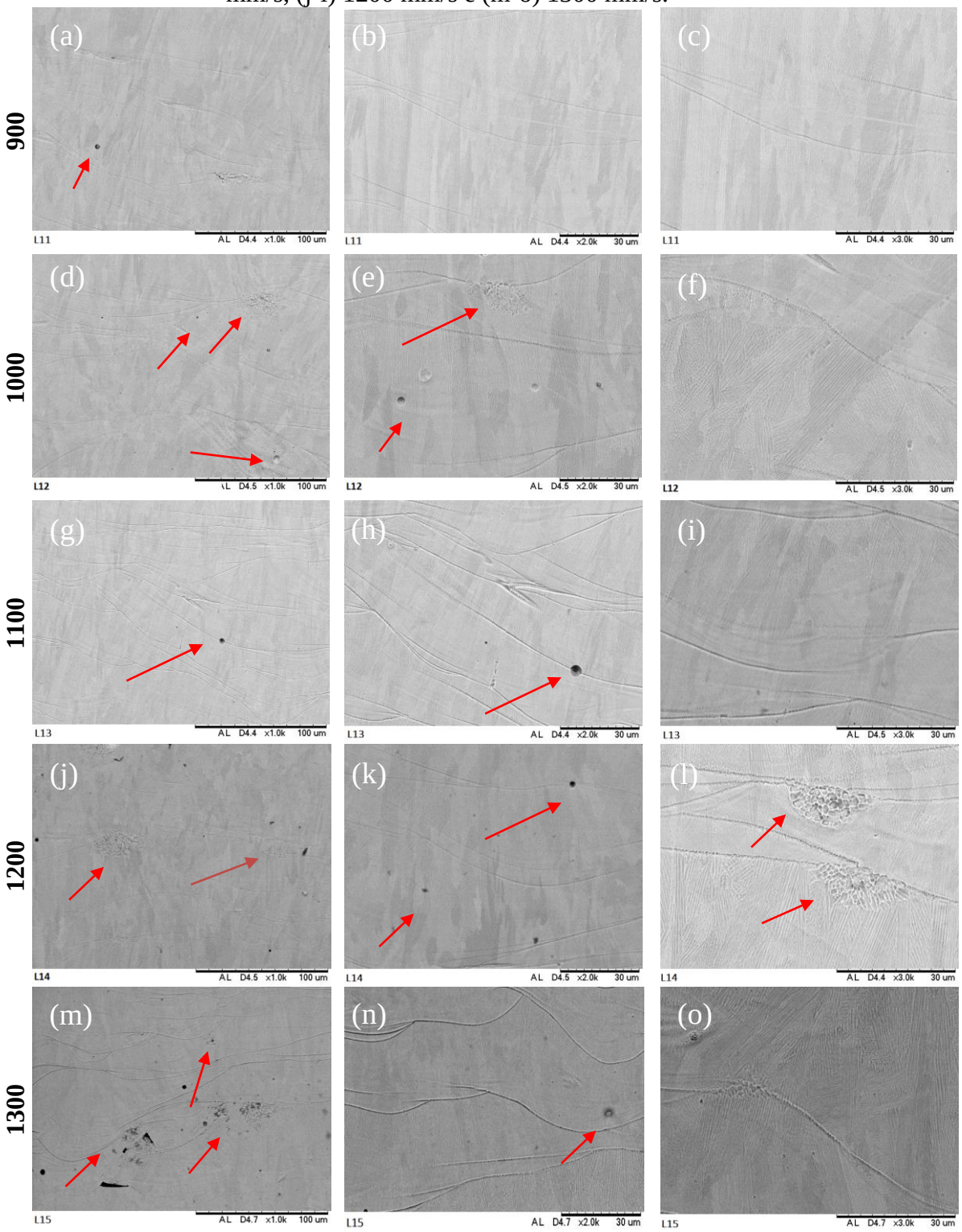


Figura 44 – Microestrutura da seção longitudinal das colunas formadas por traços de varreduras únicos com *P* de 147 W e V_v de: (a-c) 900 mm/s, (d-f) 1000 mm/s, (g-i) 1100 mm/s, (j-l) 1200 mm/s e (m-o) 1300 mm/s.



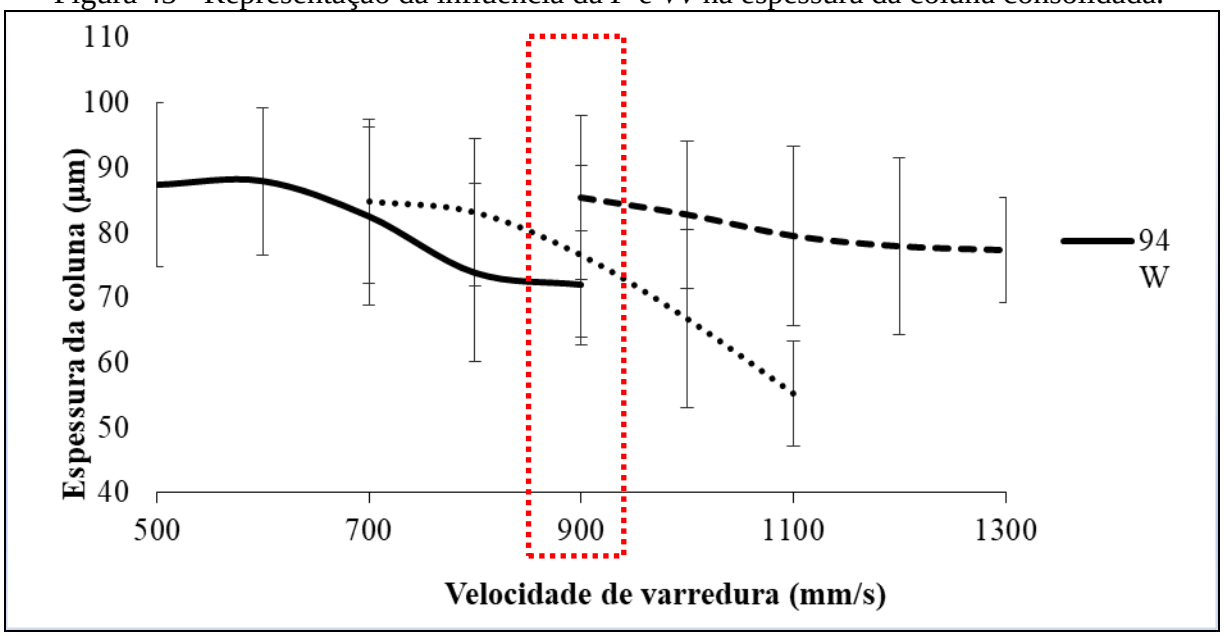
Pela análise da microestrutura formada das amostras verifica-se que uma adequada relação entre a *P* e *Vv* pode promover uma morfologia da poça de fusão favorável. Desta forma se garanti profundidades de poça adequadas em sobrepasse, formação de uma microestrutura de maior homogeneidade e a minimização de defeitos do processo.

Diversas literaturas (CIURANA et al., 2013; GUO et al., 2018; MONROY et al., 2015) realizam a análise de poças de fusão por meio da formação de traços únicos, descritos pelo termo *single tracks*. Conforme descrito por Monroy et al. (2015) é possível obter uma relação ótima entre parâmetros a fim de permitir condições de processamento que garantam uma melhor continuidade da poça de fusão a fim de proporcionar densidades elevadas.

5.2.1.1.3 Análise dimensional das colunas

Na Figura 45, é observado o comportamento da alteração da *P* e da *Vv* no dimensionamento da espessura das colunas. Como pode ser observado o dimensionamento das colunas com *P* de 94 e 147 W possuem um comportamento mais linear das dimensão da espessura obtendo uma diferença de aproximadamente 15% com o aumento da *Vv*. No caso das amostras fabricadas com *P* de 125 W ocorre uma influência maior da *Vv* tendendo a uma queda superior a 30% da dimensão de espessura. É verificado também que para a *P* de 147 W ocorreu uma melhor estabilidade na formação das colunas descrito pelo comportamento mais linear da curva.

Figura 45 - Representação da influência da *P* e *Vv* na espessura da coluna consolidada.



Pelo resultado da espessura das colunas em *Vv* de 900 mm/s verificou-se que o aumento da *P* promoveu um aumento da espessura, respectivamente de 72.10, 76.62 e 85.38 µm, destacado em vermelho na Figura 45. No caso, a energia incidida (vide Tabela 14) resulta em maior aporte térmico na camada de pó, originando uma maior poça de fusão e consequentemente no aumento da espessura da coluna formada.

Tabela 14 - Resultado da espessura média das colunas obtida pela influência da *P* e *Vv* em relação a energia incidida.

***P* (W)**			**94**		
***Vv* (mm/s)**	**L1 - 500**	**L2 - 600**	**L3 - 700**	**L4 - 800**	**L5 - 900**
Espessura (µm)	87.33 ± 12.62	87.88 ± 11.41	82.51 ± 13.74	73.91 ± 13.70	72.10 ± 8.14
***E = P/Vv* (J)**	0.188	0.157	0.134	0.118	0.104
***P* (W)**			**125**		
***Vv* (mm/s)**	**L6 - 700**	**L7 - 800**	**L8 - 900**	**L9 - 1000**	**L10 - 1100**
Espessura (µm)	84.81 ± 11.95	83.12 ± 11.05	76.62 ± 9.84	66.73 ± 14.43	55.23 ± 9.92
***E = P/Vv* (J)**	0.179	0.156	0.139	0.125	0.114
***P* (W)**			**147**		
***Vv* (mm/s)**	**L11 - 900**	**L12 - 1000**	**L13 - 1100**	**L14 - 1200**	**L15 - 1300**
Espessura (µm)	85.38 ± 16.50	82.79 ± 11.10	79.51 ± 16.13	77.92 ± 11.00	77.33 ± 13.54
***E = P/Vv* (J)**	0.163	0.147	0.134	0.123	0.113

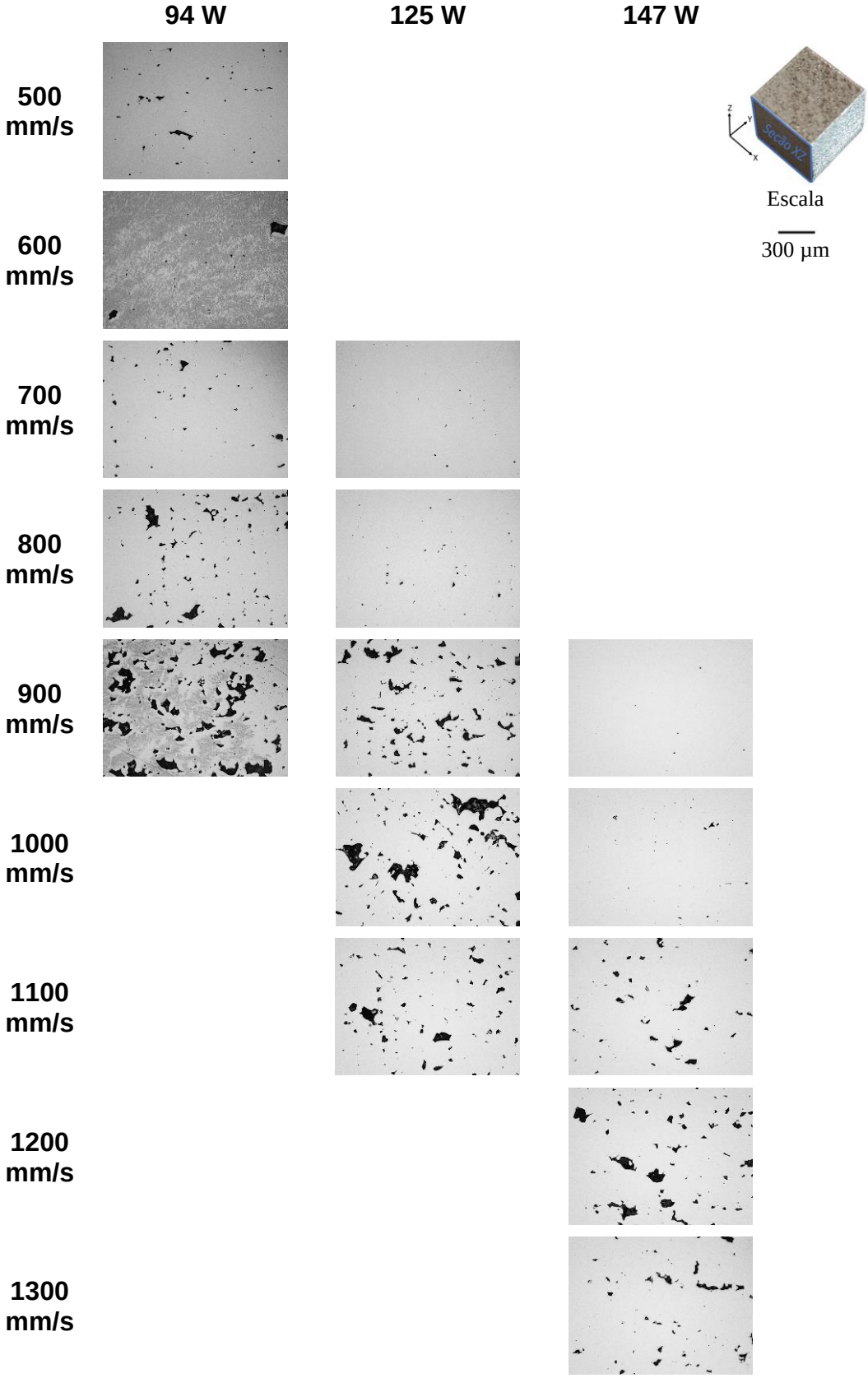
Monroy et al. (2015) apresentam valores de dimensões de poças com níveis de *P* a partir de 150 W confirmando que o efeito do aumento da *DE* propiciou melhor formação dos traços de varredura e foram garantidos melhores dimensionamentos da poça de fusão. Conforme demonstrado por Wits et al. (2016) o comportamento da diminuição da espessura das amostras para liga de Ti6Al4V foi observado de modo significativo com o aumento da *Vv*. No estudo também observou-se que a melhor morfologia das poças de fusão foram estabelecidas em uma região específica de 200 a 280 W.

Com o aumento da *Vv* para uma mesma *P* ocorre à diminuição da energia incidida, e consequentemente, a espessura da coluna diminui. Portanto, há uma relação entre a energia incidida e a dimensão da espessura da coluna que é governada pelos parâmetros de *P* e *Vv*.

5.2.1.2 Análise da densidade das amostras

A Figura 46 apresenta imagens por MO obtidas para a análise de fração de poros das amostras (seção XZ) fabricadas sob influência da *P* e *Vv* com *H* = 70 µm. Nas imagens das amostras é possível identificar que o aumento da porosidade ocorreu a partir de 700, 900 e 1100 mm/s, respectivamente para os níveis de *P* de 94, 125 e 147 W.

Figura 46 - Relação da fração de poros por MO das amostras fabricadas com *H* = 70 µm variando a *P* e *Vv* (seção XZ).



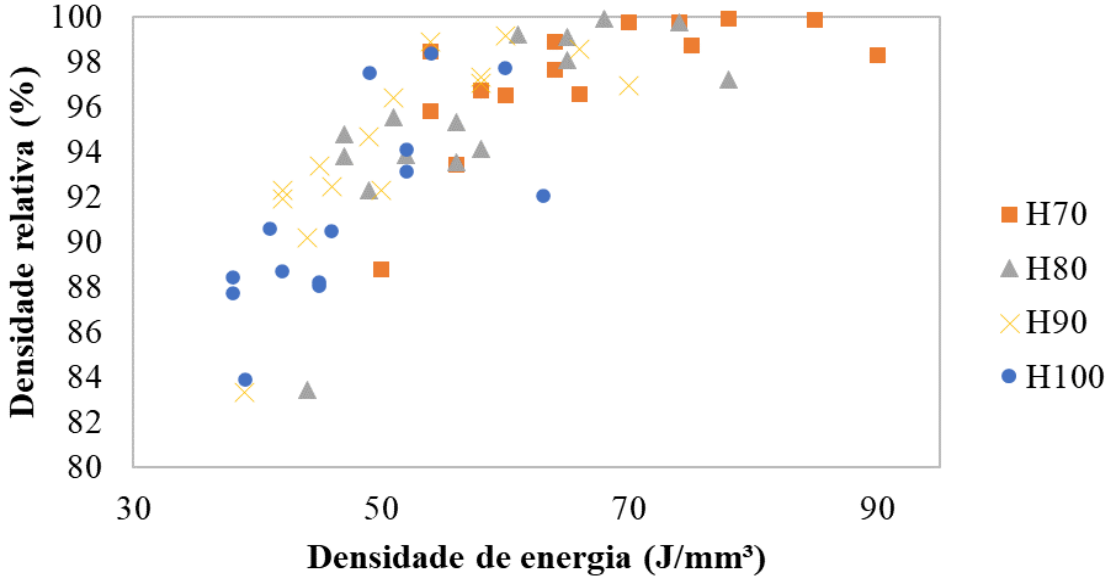
A Tabela 15 apresenta o resultado da porosidade aparente média das amostras fabricadas na corrida 1 obtidos pela análise da fração da área de poros das seções topo e camada. Pode ser observado que as amostras A6 e A11 consolidadas com *H* de 70 e 80 µm apresentaram menores porosidades e correpondem a uma DE_V entre 68 e 85 J/mm³. No caso, para as amostras consolidadas com *H* de 70 µm a porosidade se estabeleceu entre 0,12 a 11,26 %. O aumento do parâmetro de *H* promoveu um aumento da porosidade. Este comportamento pode ser verificado em todos os níveis de *P* utilizados na fabricação das amostras da corrida 1.

Tabela 15 - Relação da porosidade aparente (média das seções topo e camada) obtida nos arranjos consolidados de Co-Cr-Mo em relação ao cálculo da DE_V.

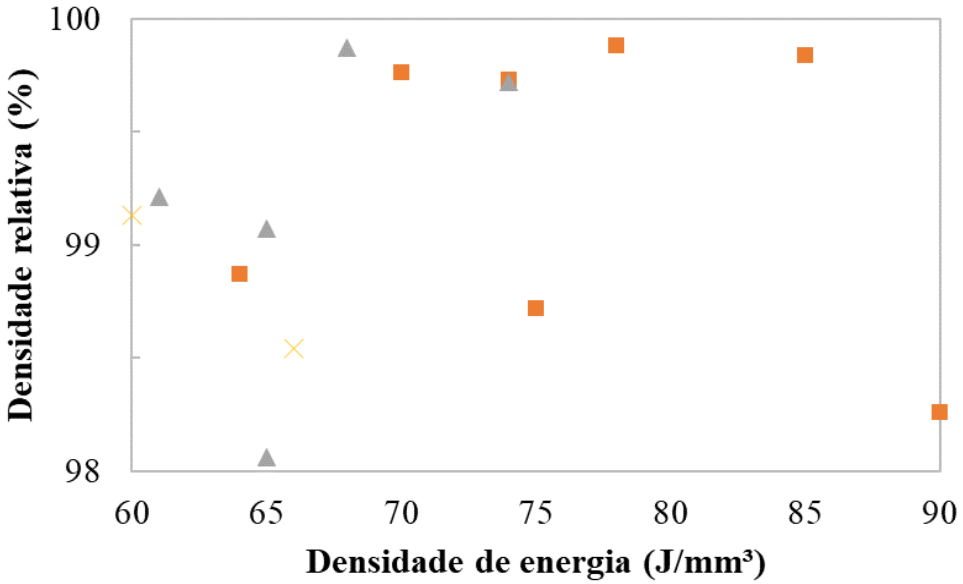
	Variáveis		DE_V **(J/mm³)**				**Porosidade aparente média (%)**			
a	***P* (W)**	***Vv* (mm/s)**	***H70***	***H80***	***H90***	***H100***	***H70***	***H80***	***H90***	***H100***
A1		**500**	90	78	70	63	1,74	2,78	3,07	7,96
A2		**600**	75	65	58	52	1,28	1,94	2,99	5,92
A3	**94**	**700**	64	56	50	45	1,13	4,70	7,70	11,99
A4		**800**	56	49	44	39	6,57	7,74	9,84	16,11
A5		**900**	50	44	39	35	11,26	16,61	16,69	21,10
A6		**700**	85	74	66	60	0,16	0,28	1,46	2,30
A7		**800**	74	65	58	52	0,27	0,93	2,68	6,91
A8	**125**	**900**	66	58	51	46	3,47	5,88	3,64	9,53
A9		**1000**	60	52	46	42	3,53	6,15	7,55	11,34
A10		**1100**	54	47	42	38	4,21	5,26	7,72	11,60
A11		**900**	78	68	60	54	0,12	0,13	0,87	1,63
A12		**1000**	70	61	54	49	0,24	0,79	1,11	2,50
A13	**147**	**1100**	64	56	49	45	2,36	6,47	5,33	11,78
A14		**1200**	58	51	45	41	3,28	4,48	6,63	9,41
A15		**1300**	54	47	42	38	1,56	6,22	8,08	12,30

A Figura 47a apresenta a densidade relativa das amostras em função de DE_V e da distância entre varreduras. Observa-se que existe uma faixa de DE_V, estabelecida entre 60 a 90 J/mm³, a qual promove densidades acima de 99% nas amostras (vide Figura 47b).

Figura 47 – a) Densidade relativa das amostras em função da DE_V e da H e b) densidade relativa das amostras na faixa de DE_V de 60 a 90 J/mm³.



(a)



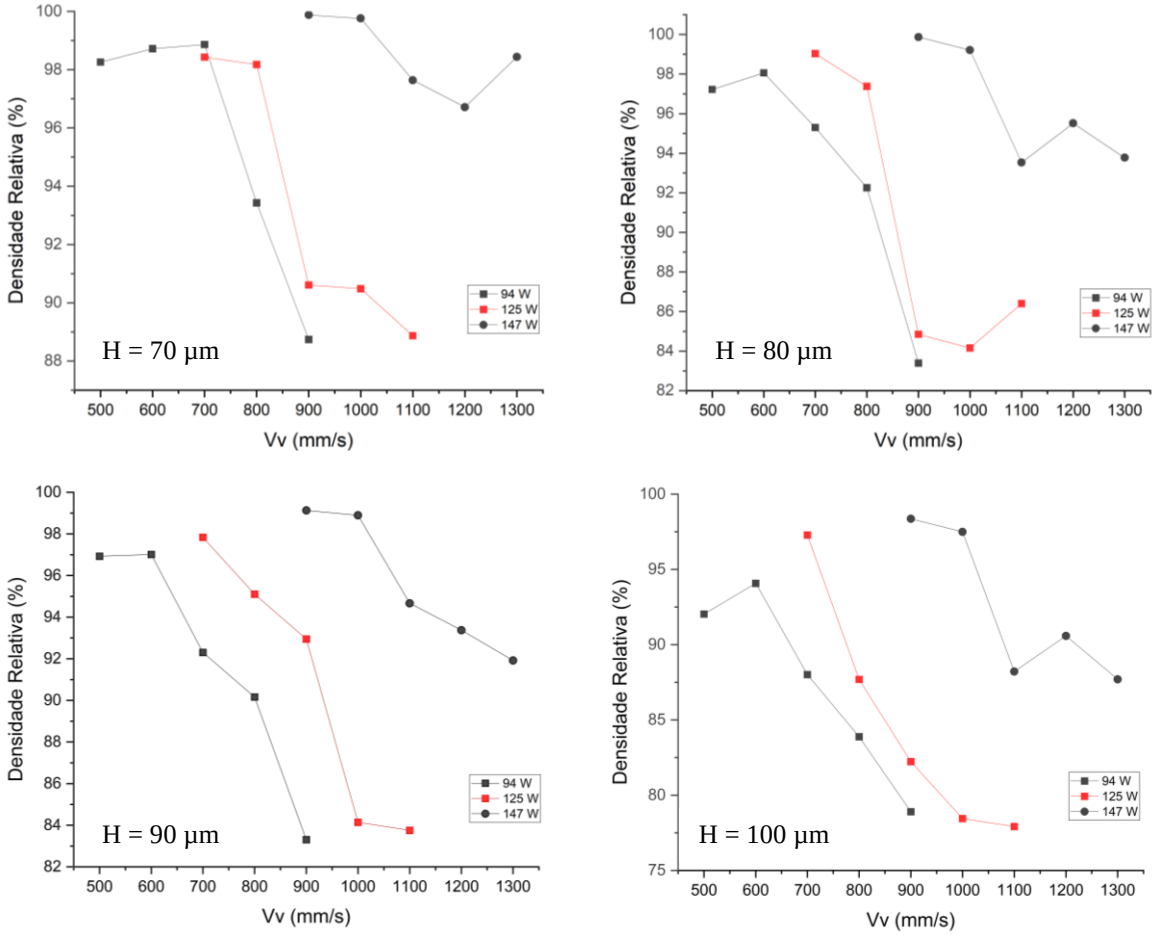
(b)

Verifica-se que os melhores resultados de densidade relativa se estabelecem com a utilização da H de 70 µm. Pode ser concluído que existe uma janela de parâmetros mais adequados para promover maior densificação da liga de Co-Cr-Mo estabelecida na faixa de 68 a 85 J/mm³.

A formação de efeitos indesejáveis em razão a elevadas densidades de energia está relacionada com outros fenômenos do processo de fusão a *laser*, e que consequentemente proporcionam um aumento da porosidade. De outra forma pode ser visto que em menores valores de DE_V são insuficientes para promover a completa fusão das partículas.

Na Figura 48 é apresentado a análise da densidade relativa média das amostras versus o aumento da *Vv* e da *H*. Verifica-se que para uma dada *Vv*, o incremento de 10 µm na *H*, ocorre o aumento da porosidade nas amostras. O aumento da *H* afeta diretamente a qualidade de formação da camada pela falta de sobreposição das poças de fusão (GU, D. et al., 2018). Bem como, este fator é diretamente relacionado a DE_V.

Figura 48 - Resultados da densidade relativa média das amostras consolidadas variando *P* e *Vv* obtidas na corrida 1.



Verificado a minimização de defeitos internos e de maior densidade relativa (superior a 99%) foi possível selecionar duas condições com níveis distintos de *P* para a etapa de estudo da influência da estratégia de varredura. Na Tabela 16 apresenta-se os parâmetros selecionados nos níveis de *P* de 125 e 147 W com *H* de 70 µm.

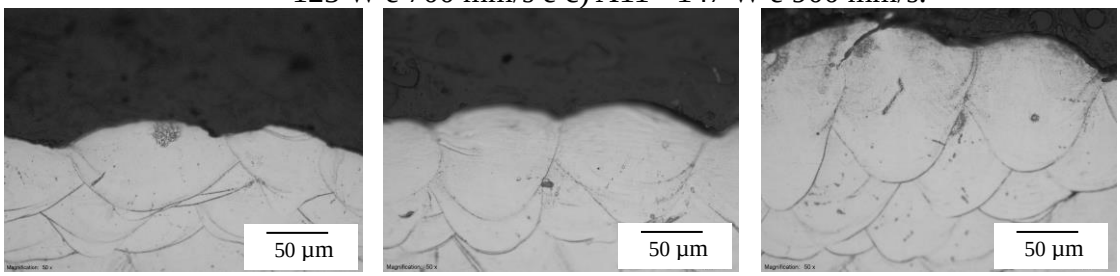
Tabela 16 - Relação dos parâmetros selecionados de *P*, *Vv* e *H* para liga de Co-Cr-Mo em termos de maior densidade relativa.

Amostra	**Parâmetros utilizados**			**Densidade relativa média (%)**
	***P* (W)**	***Vv* (mm/s)**	**H (µm)**	
A6	125	700	70	99,84
A11	147	900		99,88

5.2.1.3 Análise das dimensões e morfologia das poças de fusão

A análise das poças de fusão foram realizadas nas amostras fabricadas na corrida 1 com H de 70 µm. Na Figura 49 é possível verificar o exemplo de formação da microestrutura e das poças de fusão após o ataque eletrolítico das amostras A1 (94 W e 500 mm/s), A6 (125 W e 700 mm/s) e A11 (147 W e 900 mm/s).

Figura 49 - Imagem de MO revelando a poça de fusão após ataque eletrolítico das amostras fabricadas com parâmetros de *H* = 70 µm a) A1 - 94 W e 500 mm/s, b) A6 - 125 W e 700 mm/s e c) A11 - 147 W e 900 mm/s.



(a) (b) (c)

As dimensões das poças de fusão (largura, altura e área) para as *P* de 94, 125 e 147 W são apresentadas respectivamente na Figura 50, Figura 51 e Figura 52. Em uma análise geral, nos três níveis de *P* foi verificado que o aumento da *Vv* resultou na diminuição das dimensões da largura, altura e área das poças de fusão.

O aumento da *DEv* resulta em maiores dimensões da largura, altura e área da piscina de fusão. Conforme é observado a dimensão da área da poça de fusão é função do acréscimo ou decréscimo das dimensões de largura ou altura das poças.

Figura 50 - Resultado das dimensões das poças de fusão para *P* de 94 W e *Vv* de 500 a 900 mm/s.

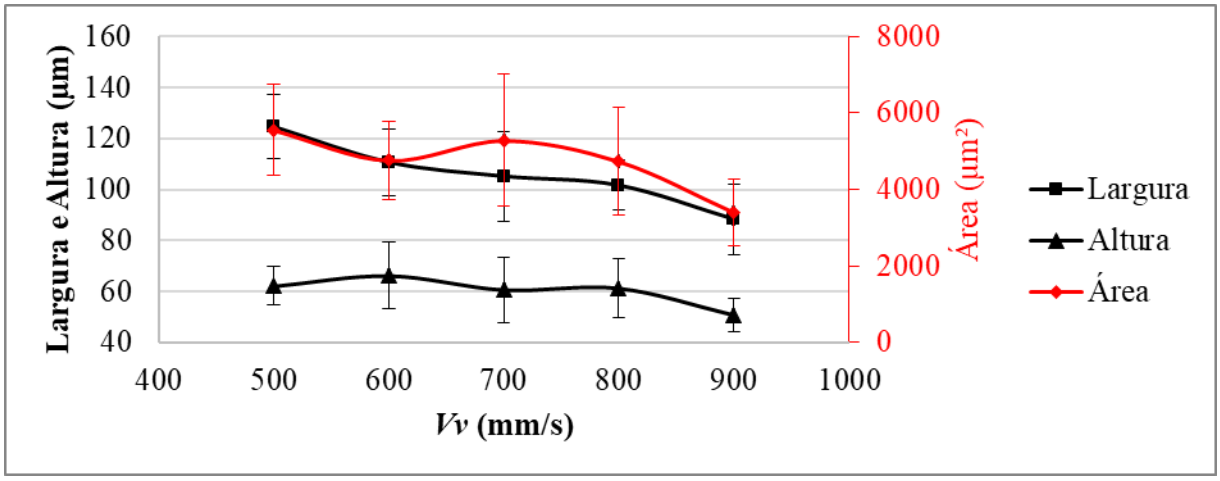


Figura 51 - Resultado das dimensões das poças de fusão para *P* de 125 W e *Vv* de 700 a 1100 mm/s.

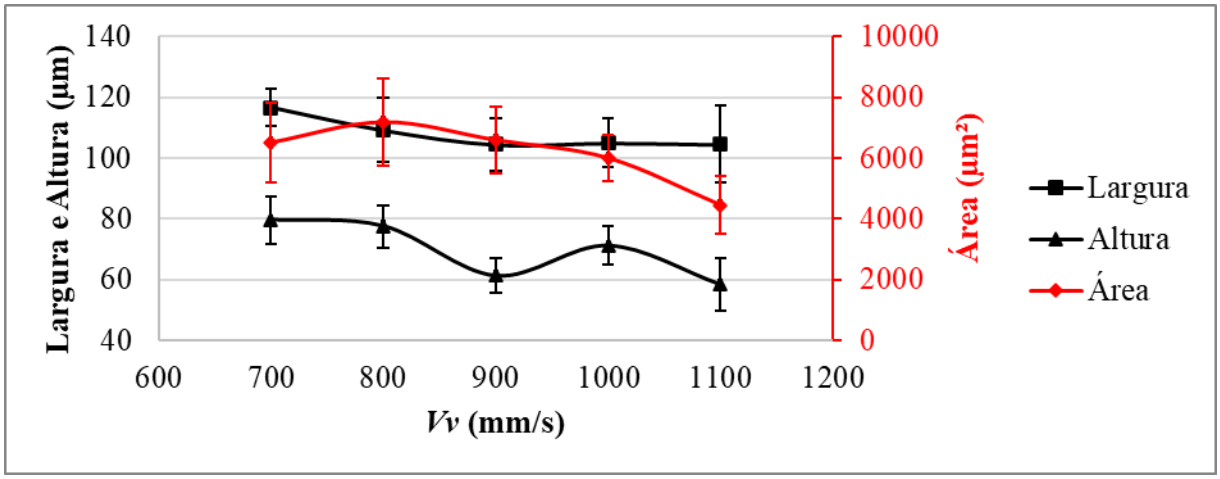
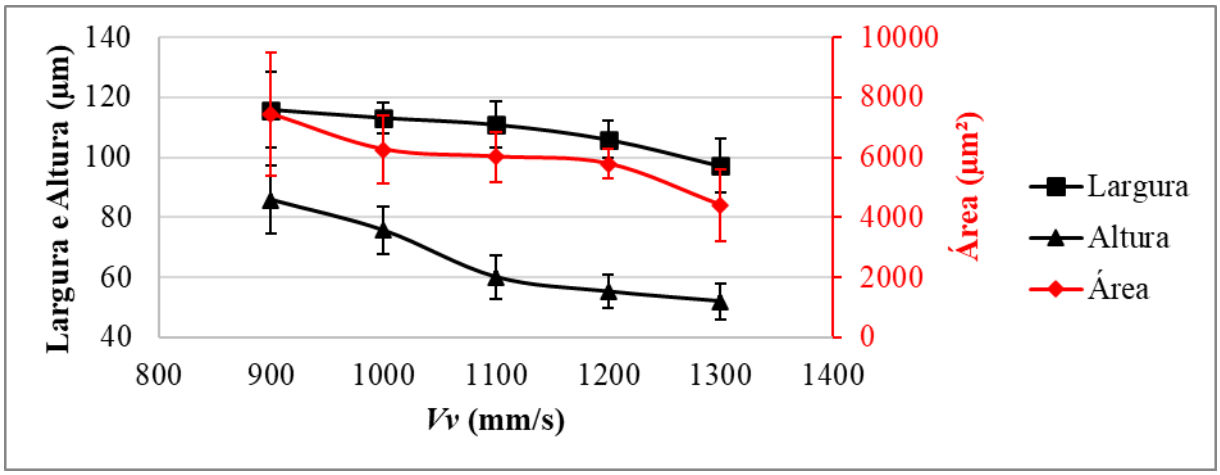


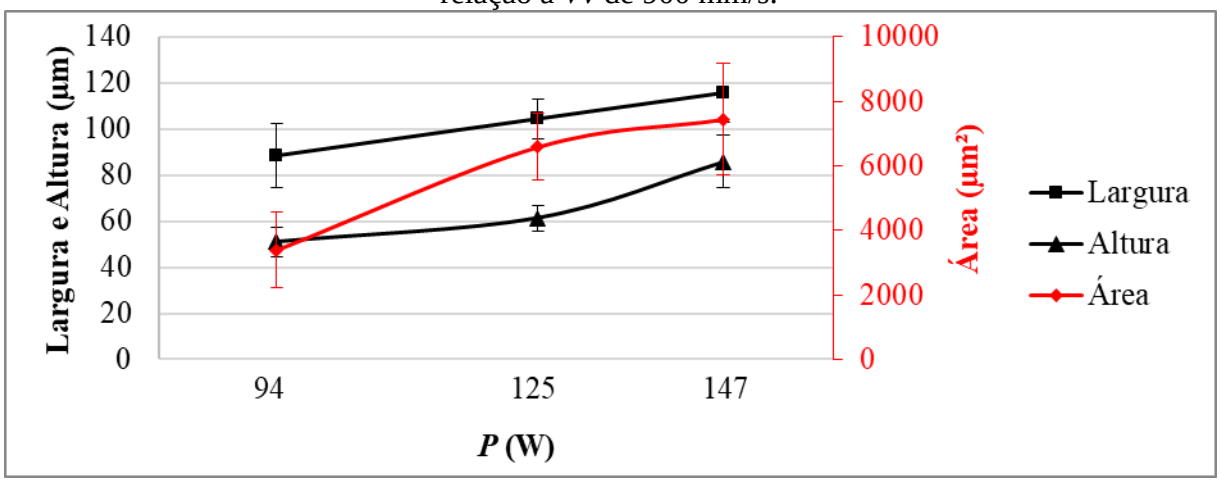
Figura 52 - Resultado das dimensões das poças de fusão para *P* de 147 W e *Vv* de 900 a 1300 mm/s.



A análise obtida nas amostras de Co-Cr-Mo deste estudo corroborou com os resultados descritos por Teng et al. (2017). No caso, o estudo de Teng et al. (2017) evidenciou que a diminuição da V_V de 1600 a 850 mm/s ocorre o aumento das dimensões da profundidade e da largura da poça de fusão. Bem como, o aumento das dimensões ocorreram com o aumento da *P* de 310 a 385 W. Já o formato da poça de fusão foi descontinuado com *P* elevadas (360 e 385 W) e V_V superiores que 2000 mm/s. Nestas condições ocorreu a formação de poças descontínuas e com formação de *balling*.

Na Figura 53 apresenta-se a influência do aumento da *P* nas dimensões da poça de fusão relativa à *Vv* de 900 mm/s. Neste caso observou-se que o aumento da *P* corresponde com o aumento do dimensionamento da poça de fusão, sendo que com uma *P* de 147 W houve uma maior influência dos dimensionamentos da poça. O aumento da poça de fusão está relacionado com o aumento da *DE* (0.104, 0.139 e 0.163 J/mm) na camada de pó.

Figura 53 - Resultado das dimensões das poças de fusão utilizando *P* de 94, 125 e 147 W em relação a *Vv* de 900 mm/s.

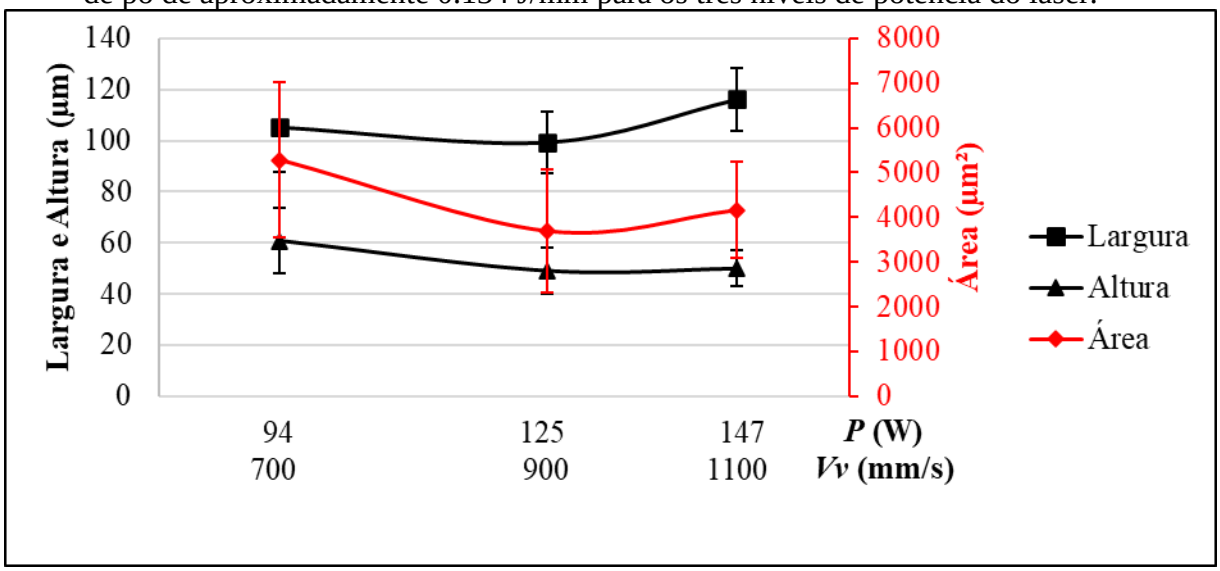


A análise das dimensões das poças de fusão em relação a energia incidida esta apresentada na Figura 54. Para tanto, os parâmetros de consolidação de *P* (94, 125 e 147 W) e *Vv* (700, 900 e 1100 mm/s) foram selecionados para obter aproximadamente uma *DE* de 0.13 J/mm (desvio de 0,3% entre os níveis de potência).

De acordo com os níveis de *P* houve uma pequena instabilidade nas dimensões da poça de fusão, sendo que tais dimensões variam dentro do desvio padrão, com excessão a *P* de 147 W que evidenciou um aumento da largura da poça. Em relação à altura da poça de fusão houve menor influência do aumento da *P*, tendendo a uma penetração da poça de fusão com comportamento mais linear. Verifica-se que para uma mesma energia incidida com maiores

níveis de *P*, a poça de fusão pode ter um comportamento de penetração mais homogêneo e uma tendência ao aumento da largura da poça de fusão.

Figura 54 - Resultado das dimensões das poças de fusão para uma energia incidida na camada de pó de aproximadamente 0.134 J/mm para os três níveis de potência do laser.



Com base nos resultados apresentados e relações realizadas entre as dimensões das poças de fusão e os parâmetros do processo alterados (*P* e V_V) verifica-se que são equivalentes com as literaturas (DARVISH, K. et al., 2016; DARVISH, KOUROSH, 2018; TENG et al., 2017). Embora os níveis de *P* sejam inferiores ao apontado nas literaturas se apresenta um comportamento em que a profundidade é diretamente proporcional a *P* e inversamente a V_V.

Na Figura 55 é apresentada a comparação entre os dimensionamentos da largura da poça (Lp) e da largura da coluna (Lc). Ao analisar a relação entre as dimensões da Lp e da Lc formada verifica-se que há uma tendência ao aumento das dimensões da Lp. No caso, a influência das varreduras sequenciais do laser na fabricação das amostras auxiliam o processo de molhabilidade da poça de fusão formada. Com isso ocorre o aumento da largura da poça de fusão. Portanto, a poça inicialmente com a dimensão Lc correspondente a largura/espessura da coluna é alterada pela varredura sequencial do laser, e consequentemente sua dimensão aumenta para Lp'. Esta ocorrência é demonstrada esquematicamente na Figura 56. A relação entre as dimensões da largura pode resultar em um incremento de 18% a até 47%.

Figura 55 - Comparação entre as dimensões da Lp e Lc em relação aos níveis de *P* e da *Vv*.

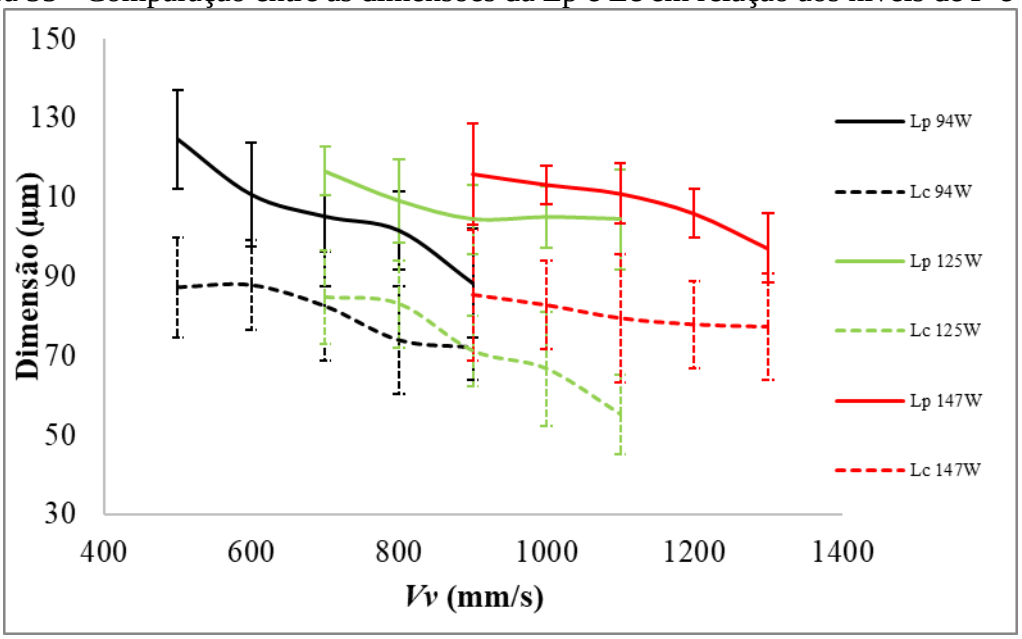
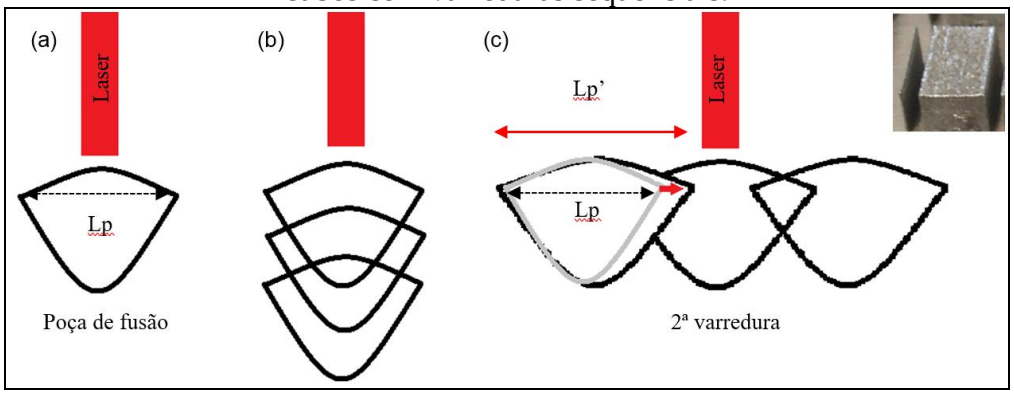


Figura 56 – Esquema representativo da influência na dimensão da poça de fusão (a) em relação a consolidação das amostras obtidas em forma de: b) coluna por varreduras únicas e c) cubos com varreduras sequenciais.



Fonte: Autor da tese.

5.2.2 Influência da estratégia de varredura

A análise da corrida 2 das amostras de Co-Cr-Mo refere-se à influência das estratégias de varredura abordadas no estudo. Com base nos parâmetros selecionados da corrida 1 foram fabricadas amostras utilizando três tipos de estratégias de varredura SC e CC.

Na Figura 57 se observa o aspecto visual das amostras fabricadas. Com isso, as subseções apresentam os resultados relacionados à porosidade e rugosidade superficial das amostras.

Figura 57 - Imagem das amostras fabricadas em diferentes estratégias de varredura SC e CC com *P* de 125 W e 147 W.

5.2.2.1 Análise de porosidade versus estratégia de varredura

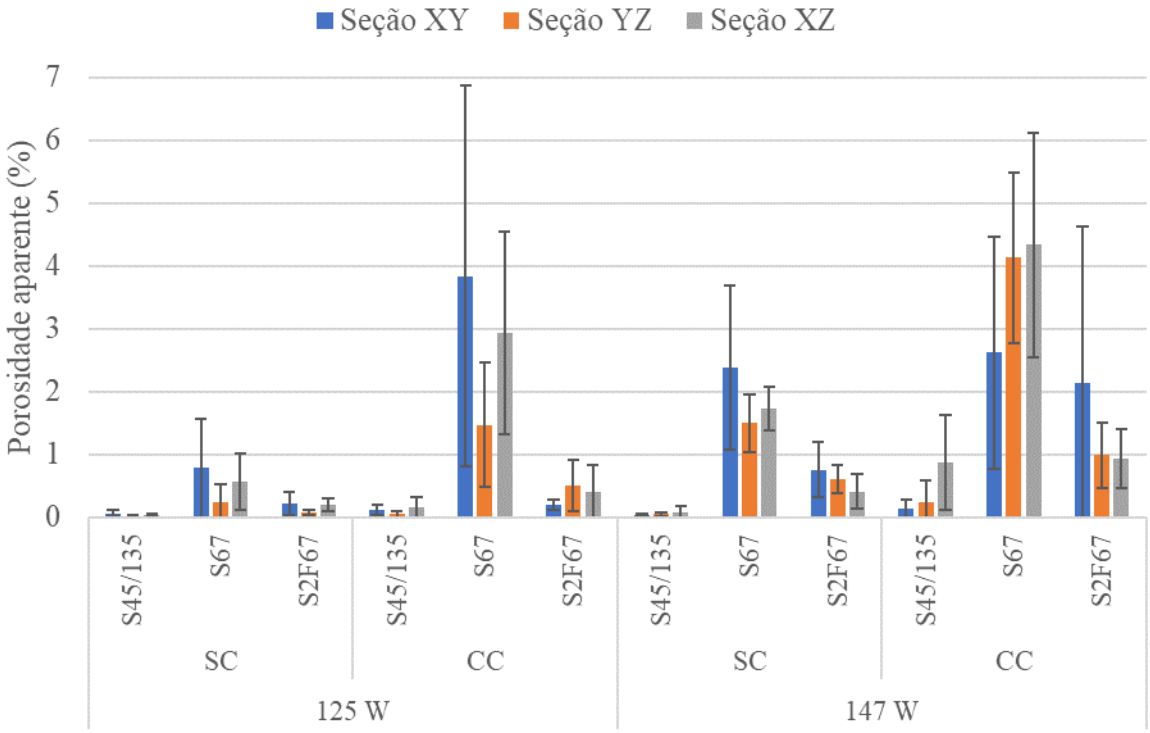
Na Tabela 17 são apresentados os resultados da porosidade por meio da análise de fração de poros nas três seções de corte das amostras fabricação na corrida 2. Verifica-se de modo geral que nas estratégias de varredura influenciaram na densificação das amostras de Co-Cr-Mo. No caso, o uso do contorno nas três estratégias de varredura evidenciaram um efeito oposto na densificação das amostras.

Tabela 17 - Resultado da porosidade (média e desvio) das amostras consolidadas variando a estratégia de varredura SC e CC.

P* e *V	**Estratégia de varredura**		**Porosidade aparente (%) Seção de corte analisada**		
			XY	**YZ**	**XZ**
125 W 700 mm/s	**S45/135**	**SC**	0.06 ± 0.04	0.01 ± 0.01	0.04 ± 0.03
		CC	0.12 ± 0.08	0.05 ± 0.04	0.16 ± 0.10
	S67	**SC**	0.78 ± 0.79	0.23 ± 0.28	0.57 ± 0.44
		CC	3.84 ± 3.03	1.47 ± 0.99	2.93 ± 1.61
	S2F67	**SC**	0.21 ± 0.18	0.07 ± 0.04	0.20 ± 0.10
		CC	0.20 ± 0.08	0.50 ± 0.42	0.40 ± 0.43
147 W 900 mm/s	**S45/145**	**SC**	0.03 ± 0.02	0.04 ± 0.03	0.07 ± 0.10
		CC	0.13 ± 0.15	0.24 ± 0.34	0.87 ± 0.75
	S67	**SC**	2.38 ± 1.30	1.49 ± 0.46	1.73 ± 0.34
		CC	2.62 ± 1.85	4.13 ± 1.36	4.33 ± 1.78
	S2F67	**SC**	0.75 ± 0.44	0.59 ± 0.22	0.41 ± 0.28
		CC	2.13 ± 2.49	0.98 ± 0.51	0.93 ± 0.47

Na Figura 58 é possível verificar que as estratégias de varredura SC proporcionaram menores porosidades. No caso, o melhor resultado de densificação ocorreu para a estratégia de varredura S45/135 e de modo decrescente para as estratégias S2F67 e S67. Bem como, os resultados foram mais eficientes na densificação das amostras utilizando a *P* de 125 W.

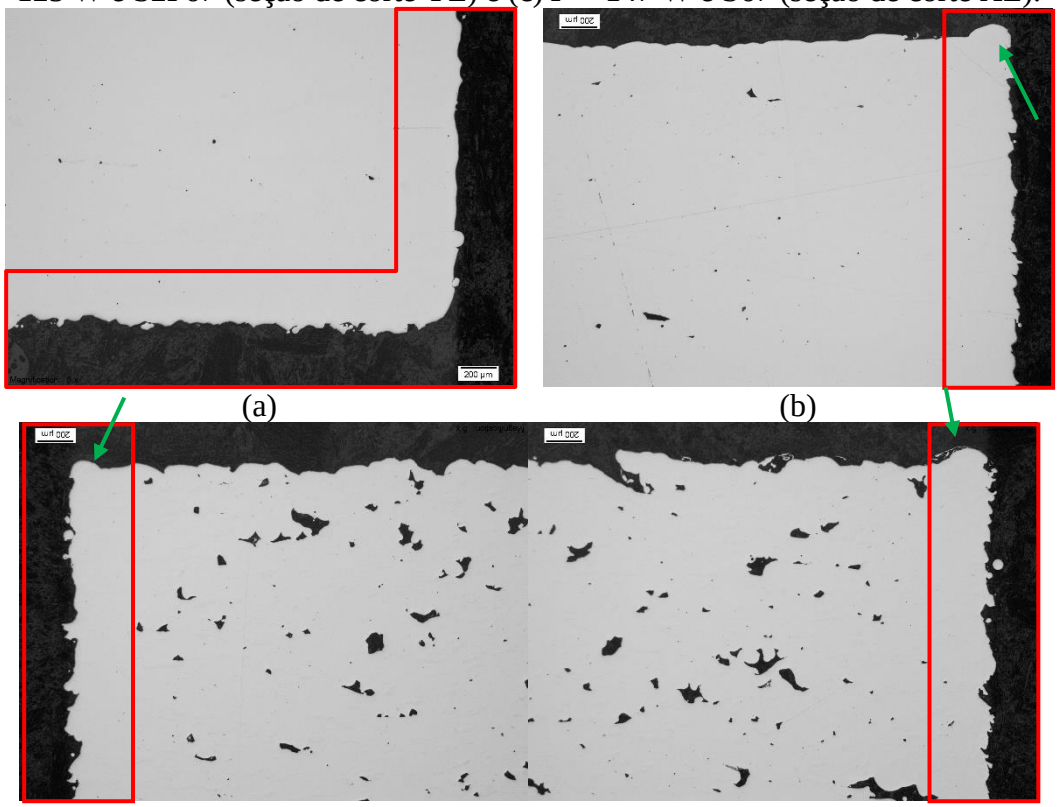
Figura 58 - Resultado da porosidade aparente das amostras consolidadas nas diferentes estratégias de varredura (sem contorno "SC" e com contorno "CC").



Na Figura 59 é apresentado imagens de MO de amostras fabricadas com o uso de estratégia de varredura CC evidenciando uma maior densificação nas regiões das bordas (vide Na Figura 59a). No entanto, verifica-se que ocorre um aumento na porosidade no centro da amostra.

O indício da protuberância das arestas das amostras, destacado pelas setas verdes (vide Figura 59b e Figura 59c), pode pronunciar o defeito de deposição de uma nova camada de pó subsequente a região da amostra. Desta forma, uma deposição inadequada ou uma ausência de pó pode resultar no pronunciamento da porosidade.

Figura 59 - Imagens de MO de amostras de Co-Cr-Mo fabricadas com CC evidenciando a porosidade no centro da amostra e maior densificação nas bordas (destacado em vermelho). Parâmetros e estratégias de varredura de (a) *P* = 125 W e S2F67 (seção de corte XY), (b) *P* = 125 W e S2F67 (seção de corte YZ) e (c) *P* = 147 W e S67 (seção de corte XZ).



(a) (b)

(c)

Neste trabalho o processo de fabricação das amostras com diferentes estratégias de varredura foram utilizados os mesmos parâmetros de *P* e *Vv* para os parâmetros de contorno das estratégias. Desta forma, estabelece a hipótese de que os parâmetros utilizados para fechamento/ contorno das estratégias pode promover o aumento da borda das arestas. Esse fenômeno é pouco descrito e abordado em literatura e alguns autores (NARVAN et al., 2019; SAMES et al., 2014) descrevem o efeito pelo termo "*swelling*". Este efeito é pronunciado pela combinação da poça de fusão e a tensão superficial, bem como estão associados a temperaturas elevadas no processo.

5.2.2.2 Análise de rugosidade versus estratégia de varredura

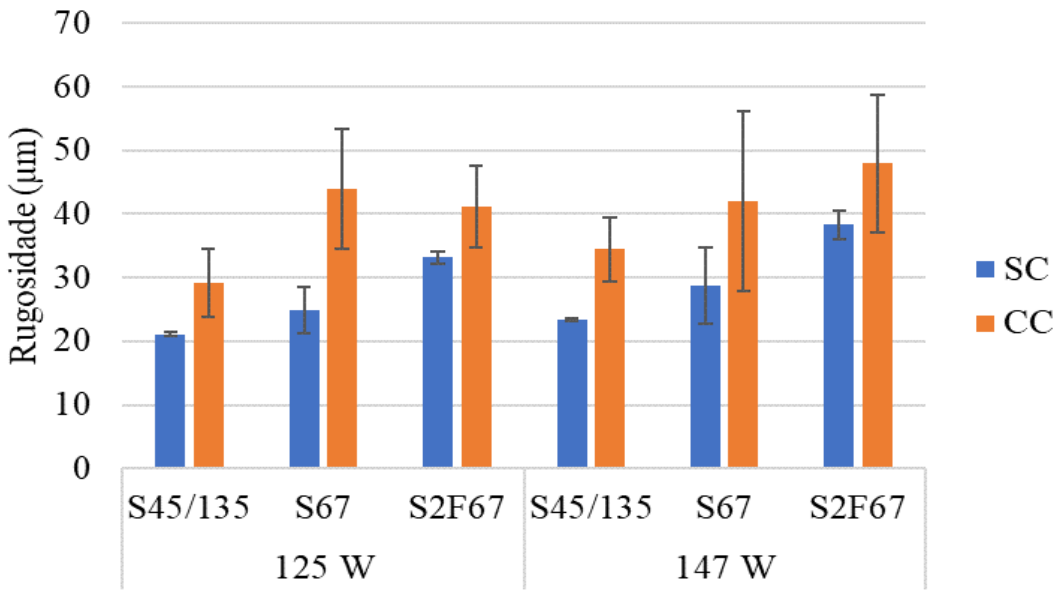
O resultado obtido da rugosidade superficial em relação as estratégias de varredura das amostras fabricadas na corrida 2 é apresentado na Tabela 18 e na Figura 60. Verifica-se que o comportamento da rugosidade superficial das amostras de Co-Cr-Mo se estabelecem em uma faixa de 21 a 38 µm para as amostras fabricadas SC de estratégia de varredura. Para as

amostras fabricadas CC de estratégia de varredura ocorre o aumento da rugosidade, se estabelecendo em uma faixa de 29 a 49 µm.

Tabela 18 - Resultado da rugosidade superficial das amostras de Co-Cr-Mo sob influência das estratégias de varredura (SC e CC).

P* e *V	**Estratégia de varredura**		**Rugosidade Sa (µm) Seção analisada**
			XY
125 W 700 mm/s	**S45/135**	**SC**	21,14 ± 0.40
		CC	29,14 ± 5,40
	S67	**SC**	24,99 ± 3,64
		CC	44,00 ± 9,40
	S2F67	**SC**	33,16 ± 1,04
		CC	41,16 ± 6,40
147 W 900 mm/s	**S45/145**	**SC**	23,41 ± 0,26
		CC	34,50 ± 5,00
	S67	**SC**	28,70 ± 5,98
		CC	42,00 ± 14,20
	S2F67	**SC**	38,29 ± 2,21
		CC	48,52 ± 10,83

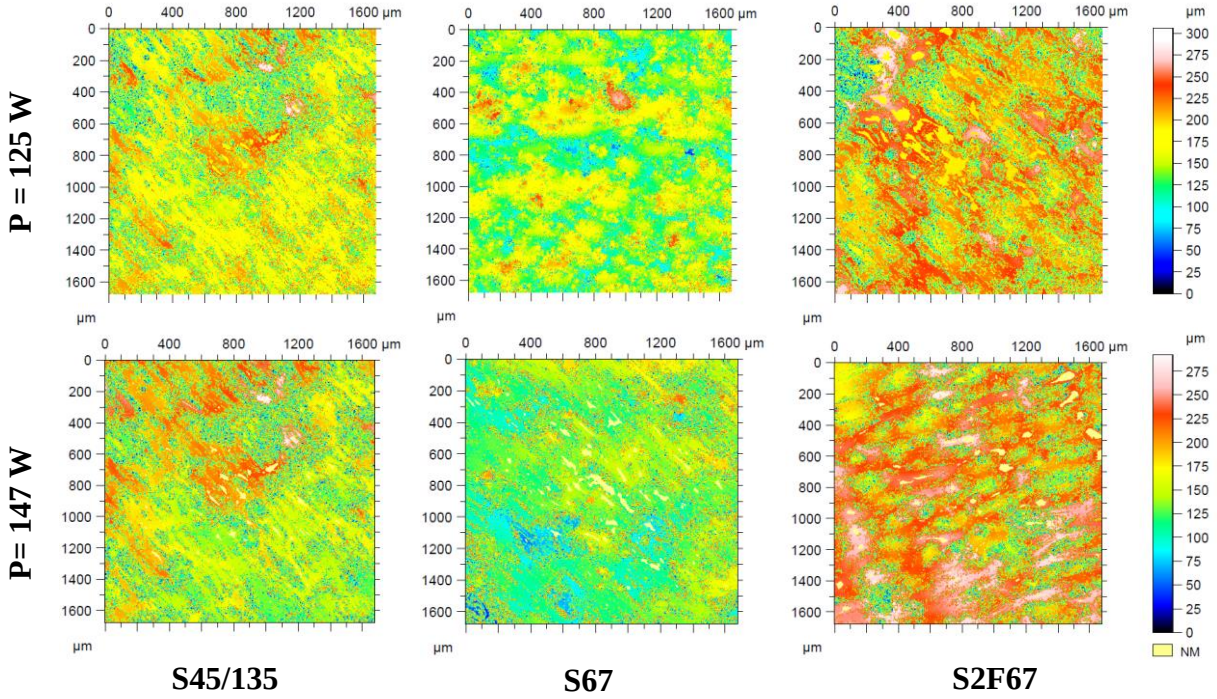
Figura 60 - Resultado da rugosidade superficial das amostras de Co-Cr-Mo sob influência das estratégias de varredura (SC e CC).



Na Figura 61 são apresentados os resultados das imagens obtidas por interferometria óptica confocal da rugosidade superficial das amostras de Co-Cr-Mo em relação as estratégias de varredura SC.

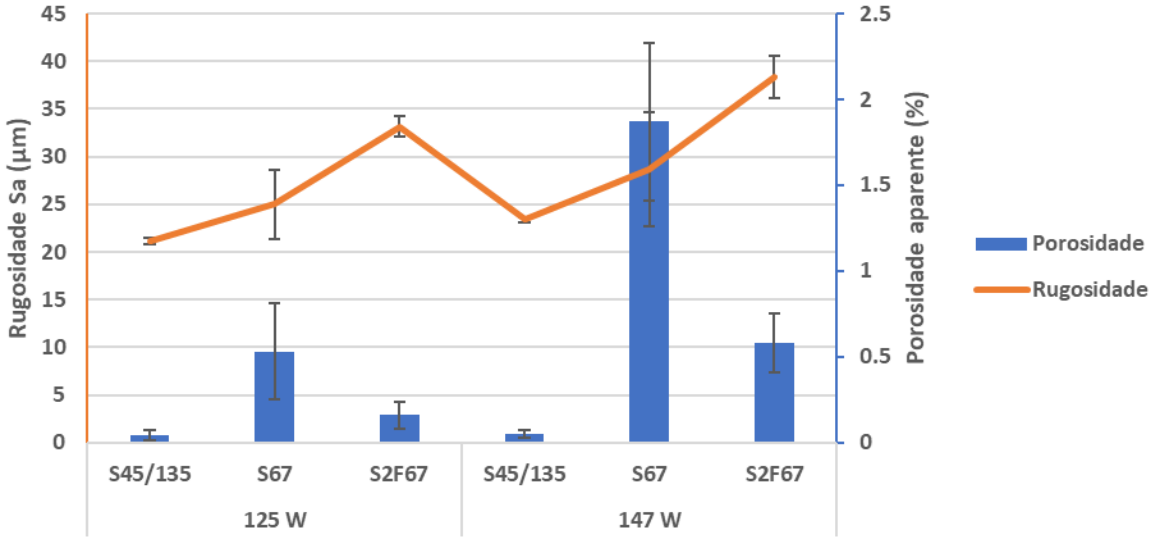
As imagens revelam um ligeiro aumento da rugosidade de acordo com a estratégia, sendo menor para S45/135 e maior para os modos S67 e S2F67. No caso, houve influência entre as estratégias de varredura de 6,1% e 7,5%, respectivamente para as amostras fabricadas com *P* de 125 W e 147 W.

Figura 61 - Imagens dos perfis da superfície de rugosidade das amostras de Co-Cr-Mo consolidadas em relação as estratégias de varredura SC com *P* de 125 e 147 W.



Na Figura 62 é apresentado o resultado da rugosidade em comparação à porosidade aparente obtida nas amostras de Co-Cr-Mo fabricadas sob influência das estratégias de varredura SC em *P* de 125 e 147 W. Nota-se pela comparação das propriedades que não existe uma correlação entre a rugosidade superficial com a porosidade (ou densificação) das amostras.

Figura 62 - Relação entre os resultados de rugosidade versus porosidade das amostras de Co-Cr-Mo fabricadas com estratégias de varredura SC em *P* de 125 e 147 W.



O resultado obtido corrobora com os experimentos de Panahizadeh, V. (2022) e Khorasani et al. (2020) os quais fundamentam que a rugosidade superficial de amostras de Ti-6Al-4V é determinada com a influência dos parâmetros de *P*, *Vv* e *H*. No caso, a alteração da estratégia de varredura teve pouca influência na característica de rugosidade das amostras processadas por FLP-L.

Embasado nos autores (FUNCH et al., 2020; KHORASANI et al., 2020; PANAHIZADEH et al., 2022) conclui-se que os parâmetros envolvidos no fechamento/ contorno de estratégia são distintos dos parâmetros utilizados na consolidação de amostras. Bem como, não foi promovido uma influência significativa na densificação das amostras a realização da fabricação das amostras utilizando o fechamento/ contorno nas estratégias de varredura.

Com base nos resultados obtidos a corrida 3 foi realizada com a fabricação de amostras SC nas estratégias de varredura para o estudo de propriedades mecânicas e caracterização microestrutural.

5.3 ESTUDO DE SOLUBILIZAÇÃO

O estudo de solubilização na liga de Co-Cr-Mo realizado nas amostras fabricadas por FP e FSL-L é apresentado em função da análise das propriedades mecânicas obtidos por dureza instrumentada na Tabela 19.

O aumento da temperatura de solubilização nos processamentos FLP-L e FP na liga de Co-Cr-Mo resultou na diminuição de dureza do material, em relação à condição como fabricada (CF) das amostras FLP-L (441.6 ± 22.6 HV) e FP (373.0 ± 8.0 HV). A contribuição do tratamento térmico de solubilização também foi evidenciada pelo aumento da deformação elástica (referente a propriedade "niT", vide Tabela 19) e diminuição do módulo de elasticidades (referente a propriedade "EIT", vide Tabela 19) para ambos processos de fabricação (FLP-L e FP) das amostras.

Nas ligas Co-Cr-Mo são observadas a presença de duas fases principais, fase HC (ε – Épsilon) e fase CFC (γ - Gama). De acordo com o diagrama de fases, a fase HC é estável à temperatura ambiente (KUROSU et al., 2010). No entanto, a transformação de fases CFC para HC raramente ocorre sob condições normais de resfriamento. Com isso, o resultado obtido é uma estrutura da CFC retida à temperatura ambiente (RAJAN; VANDER SANDE, 1982).

Em razão da fase γ possuir maior número de sistemas de deslizamentos independentes é obtido um comportamento de maior ductilidade com o aumento da fração volumétrica da fase γ. Na solubilização das amostras o indicativo em que a fração volumétrica da fase ε diminuiu foi observado pela redução da dureza (vide Tabela 19) das amostras em temperaturas superiores que 1150 °C.

Tabela 19 - Resultado das propriedades mecânicas das amostras FP e FLP-L na condição DF e solubilizadas nas temperaturas de 1100, 1150, 1200 e 1250 °C em 1h de duração.

FP	**CF FP**	**FP1100**	**FP1150**	**FP1200**	**FP1250**
HV	373.0 ± 8.0	406.5 ± 11.0	407.8 ± 21.4	416.0 ± 9.9	394.0 ± 12.7
EIT (GPa)	260.7 ± 11.0	240.2 ± 5.9	258.2 ± 10.1	215.7 ± 15.8	170.3 ± 17.7
niT (%)	13.6 ± 0.4	15.4 ± 0.4	14.9 ± 0.5	16.9 ± 1.0	18.6 ± 1.3
FLP-L	**CF FLP-L**	**FLP-L1100**	**FLP-L1150**	**FLP-L1200**	**FLP-L1250**
HV	441.6 ± 22.6	471.8 ± 16.3	427.8 ± 20.1	425.6 ± 26.0	390.2 ± 14.5
EIT (GPa)	238.5 ± 12.8	276.8 ± 6.6	244.3 ± 10.1	253.0 ± 2.8	195.2 ± 24.4
niT (%)	17.5 ± 0.4	16.6 ± 0.5	16.3 ± 0.4	16.0 ± 0.8	17.4 ± 1.8

Na Figura 63 são apresentas as microestruturas formadas após o tratamento de solubilização das amostras processadas por FP e FLP-L, em comparação ao estado inicial da

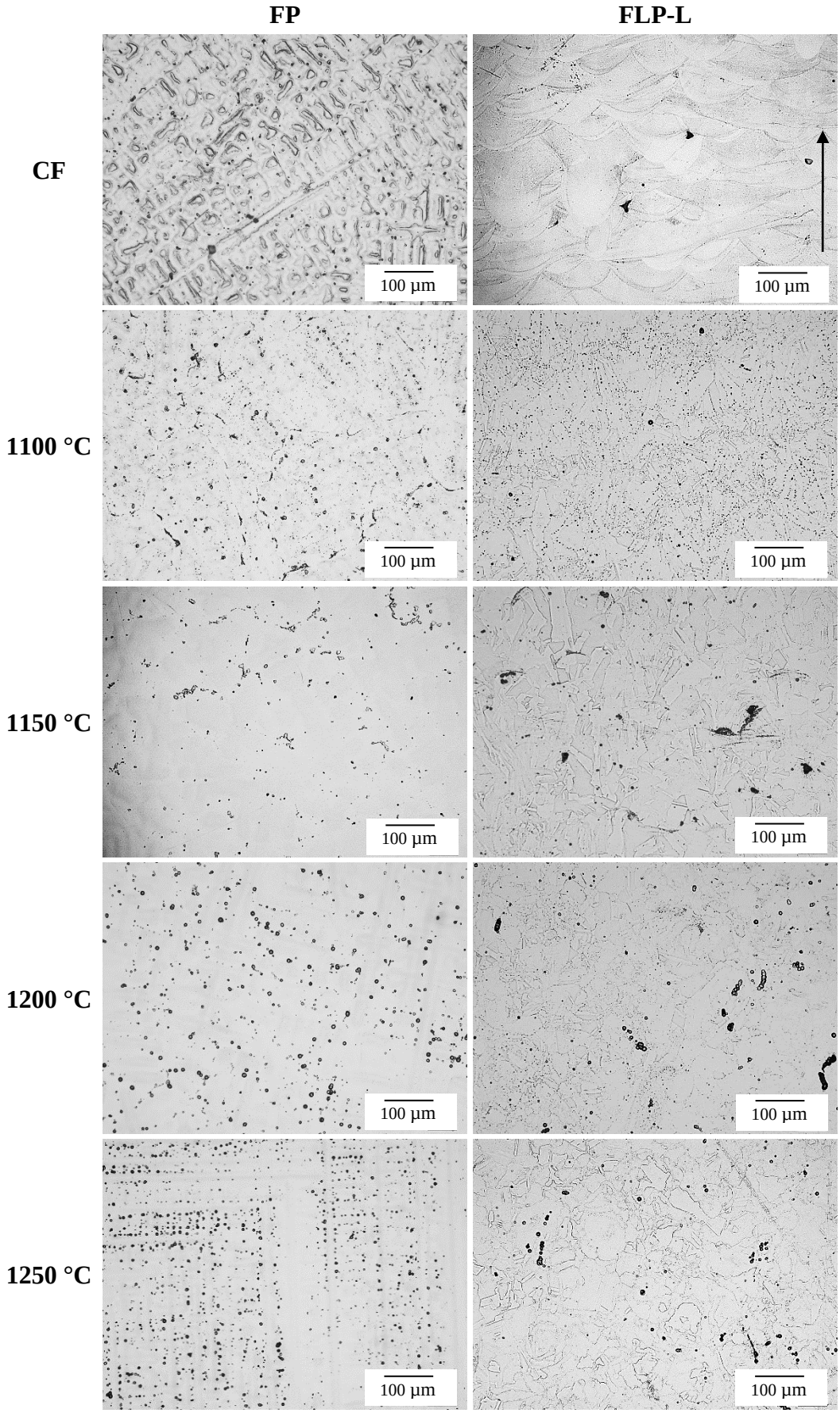
condição CF. A amostra FP apresenta uma microestrutura bruta de fundição com grãos dendríticos orientados e presença de carbonetos interdendríticos distribuídos de forma heterogênea. Para a amostras FLP-L, a microestrutura obtida é caracterizada pelas formações das poças de fusão distribuídas ao longo da direção de construção, observadas na seção YZ.

Nas amostras FP o processo de solubilização promove a dissociação da matriz dendrítica bruta de fusão e na solubilização dos carbonetos. Esta ocorrência se dá em escala avançada em temperaturas de tratamento elevadas, ocorrendo maior pronunciamento em temperaturas de 1200 e 1250 °C (vide Figura 63).

Para as amostras FLP-L o processo de solubilização origiou a dissociação das poças de fusão e foi possível verificar uma recristalização da microestrutura. Com o aumento da temperatura de solidificação, verificado pela transformação em sequência das condições CF > 1100 °C > 1150 °C, a presença de grãos maiores e orientados com a direção de construção da amostra se torna visível (vide Figura 63).

Para temperatura de 1250 °C inicia um processo de crescimento dos grãos. O processo de transformação da microestrutura FLP-L para uma microestrutura recristalizada tem sido abordado por diversos autores (KAJIMA e colab., 2018; LI e colab., 2020; SING e colab., 2020).

Figura 63 - Imagens de MO das amostras processadas por FP e FLP-L (seta preta indica a direção de construção) após tratamento de solubilização por 1h.



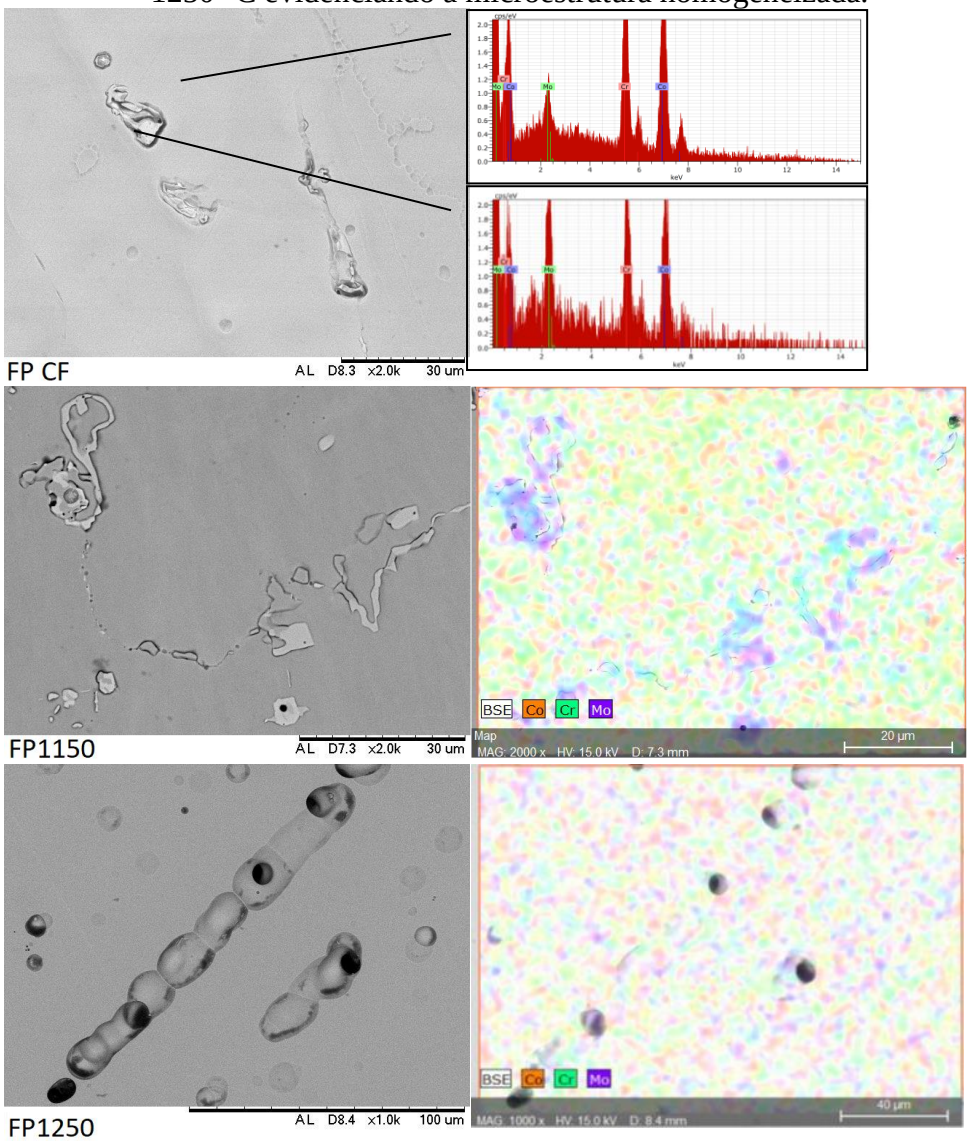
Na Figura 64 é possível verificar a presença de evolução da microestrutura em amostras FP solubilizadas. As microestruturas formadas revelam pelas análises semi-quantitativas (por EDS) a formação de precipitados ricos em molibdênio nas amostras sob condição CF (Figura 64a) e solubilizadas à 1150 °C (Figura 64b). Já para altas temperaturas, como é o caso da solubilização à 1250 °C a microestrutura apresenta uma maior homogeneização sem apresentar precipitados.

Figura 64 - Imagens de MEV e análise semi-quantitativa por EDS das regiões das amostras obtidas por FP na condiçõe a) CF com presença de precipitados ricos em Mo, b) solubilizada a 1150 °C com presença de precipitados ricos em Mo e c) solubilizada a 1250 °C evidenciando a microestrutura homogeneizada.

(a)

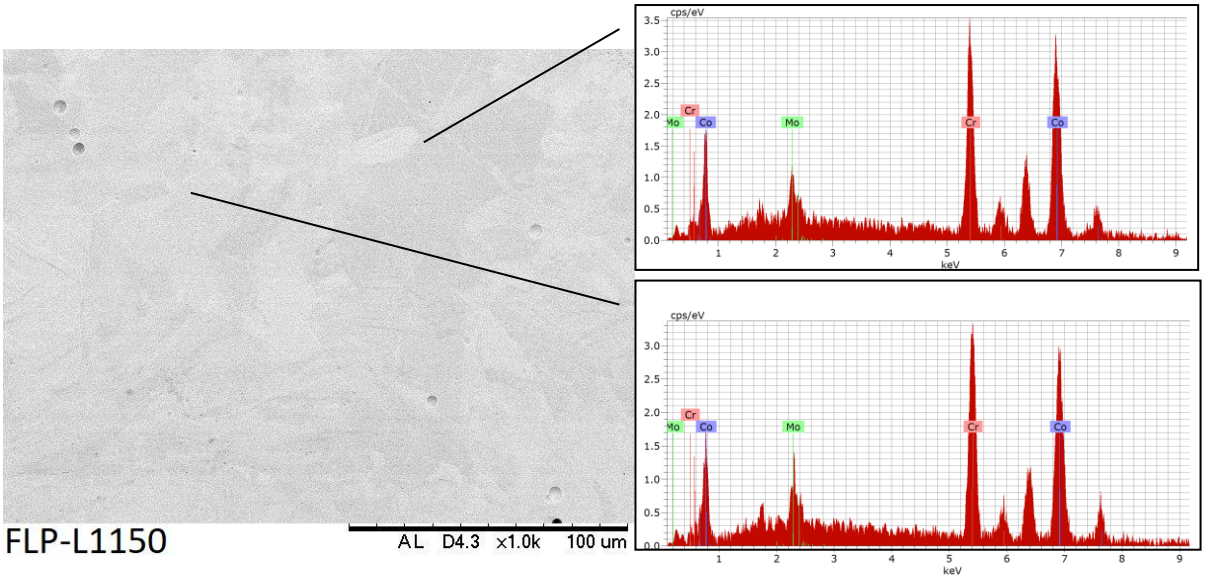
(b)

(c)



Conforme observado microestruturas das amostras FLP-L solubilizadas (de 1100 à 1250 °C, vide Figura 63) não foi possível observar a presença de segregações químicas ou formações de precipitados. Com isso, é apresentada na Figura 66 a microestrutura da amostras FLP-L solubilizada à 1150 °C evidenciando as análises semi-quantitativas por EDS. É possível verificar que não ocorre diferenças significativas de composição química nas regiões de análise da amostra.

Figura 65 - Imagens de MEV e análise semi-quantitativa por EDS das regiões das amostras obtidas por FLP-L solubilizada à 1150 °C.



Com base nos resultados da solubilização realizada por 1h foram selecionadas as temperaturas 1150 e 1250 °C para os tempos incrementais de 2 e 4 horas nas amostras obtidas por FP e FLP-L.

Na Tabela 20 são apresentados os resultados das propriedades mecânicas obtidos nas amostras por FP e FLP-L por dureza instrumentada da solubilização. Verifica-se para a temperatura de 1150 °C ocorreu a diminuição das propriedades de dureza e módulo de elasticidade, seguido de um aumento na deformação elástica. Para temperatura de 1250 °C com o aumento do tempo de solubilização verifica-se que não houve diferença significativa para a dureza.

Para as amostras obtidas por FLP-L verifica-se que em ambas temperaturas (1150 e 1250 °C) ocorreu a diminuição das propriedades de dureza e módulo de elasticidade, seguido de um aumento na deformação elástica. No entanto, houve um comportamento oposto para o

tratamento em 1250 °C por 4h, ocorrendo um aumento do módulo elástico e diminuição da deformação elástica.

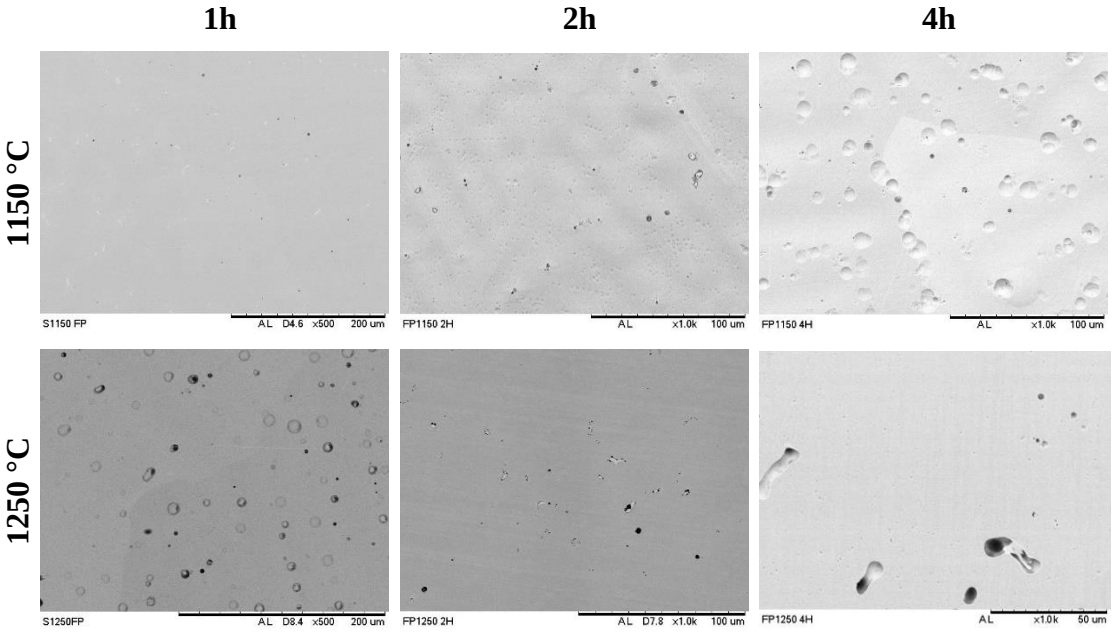
Tabela 20 - Resultado do estudo de solubilização para as amostras FP e FLP-L nas temperaturas de 1150 e 1250 °C nos tempos de 1, 2 e 4 horas.

FP	**FP 1150**			**FP 1250**		
	1h	**2h**	**4h**	**1h**	**2h**	**4h**
HV	407.8 ± 21.4	424.8 ± 12.2	368.3 ± 25.0	394.0 ± 12.7	394.5 ± 8.7	397.2 ± 18.4
EIT (GPa)	258.2 ± 10.1	208.4 ± 22.0	145.6 ± 45.5	170.3 ± 17.7	168.9 ± 8.6	143.8 ± 17.5
niT (%)	14.9 ± 0.5	17.8 ± 0.7	20.8 ± 3.6	18.6 ± 1.3	18.8 ± 2.8	21.2 ± 1.1

FLP-L	**FLP-L 1150**			**FLP-L 1250**		
	1h	**2h**	**4h**	**1h**	**2h**	**4h**
HV	427.8 ± 20.1	386.2 ± 22.7	364.2 ± 7.6	390.2 ± 14.5	383.1 ± 24.0	381.7 ± 8.9
EIT (GPa)	244.3 ± 10.1	234.9 ± 7.1	212.7 ± 8.8	195.2 ± 24.4	194.2 ± 15.4	214.3 ± 7.9
niT (%)	16.3 ± 0.4	15.5 ± 0.5	15.8 ± 0.3	17.4 ± 1.8	17.2 ± 1.0	16.1 ± 0.4

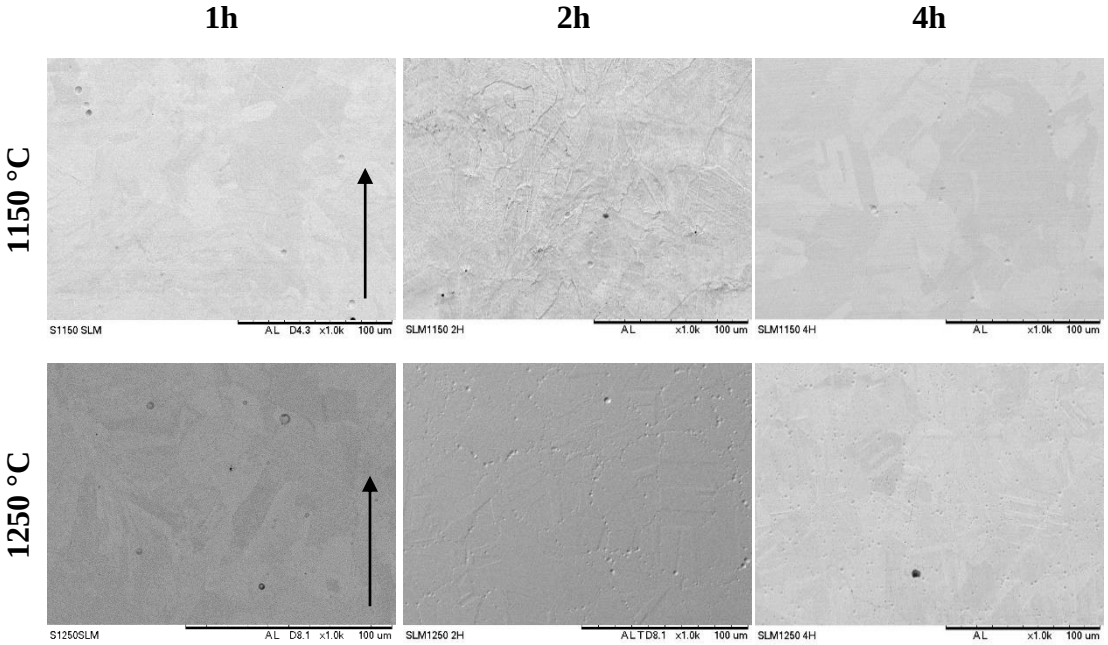
Na Figura 66 é observada da microestrutura das amostras obtidas por FP após processo de solubilização nos períodos de 1, 2 e 4 horas nas temperaturas de 1150 e 1250 °C. É possível verificar que o aumento da temperatura de 1150 para 1250 °C acelera o processo de solubilização da liga. Nas amostras FP, a solubilização dos carbonetos ocorre a partir de 2h para a temperatura de 1150 °C e de forma acentuada em 1250 °C com 1h de tratamento.

Figura 66 - Imagens de MEV das amostras FP solubilizadas em 1150 e 1250 °C nos tempos de 1, 2 e 4 horas.



Na Figura 67 é observada da microestrutura das amostras obtidas por FLP-L após processo de solubilização em 1150 e 1250 °C nos tempos de 1, 2 e 4 horas. Para as amostras FLP-L, observou-se que ocorre um processo de crescimento dos grãos e dissociação da estrutura característica das poças de fusão. As amostras FLP-L tratadas termicamente nas duas temperaturas apresentam características semelhantes de microestrutura, e o tempo de duração do tratamento térmico evidenciou um aumento pouco significativo no tamanho dos grãos nas amostras.

Figura 67 - Imagens de MEV das amostras FLP-L (seta preta indica direção de construção) solubilizadas em 1150 e 1250 °C nos tempos de 1, 2 e 4 horas.

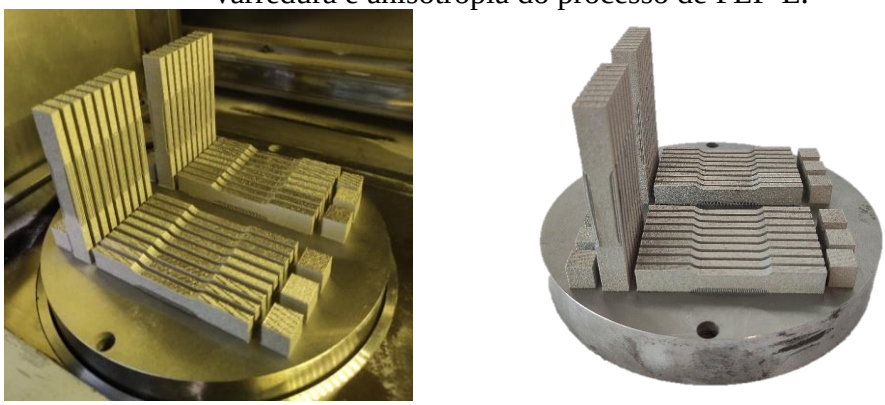


5.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS

5.4.1 Resultados do teste de tração sob condição CF

Na corrida 3 foram fabricadas as amostras da liga de Co-Cr-Mo para realizar os testes de tração sob influência das estratégias de varredura e anisotropia (direções de construção ZX e ZY) do processo de FLP-L (vide Figura 68).

Figura 68 - Amostras padronizadas para ensaios de tração sob influência da estratégia de varredura e anisotropia do processo de FLP-L.

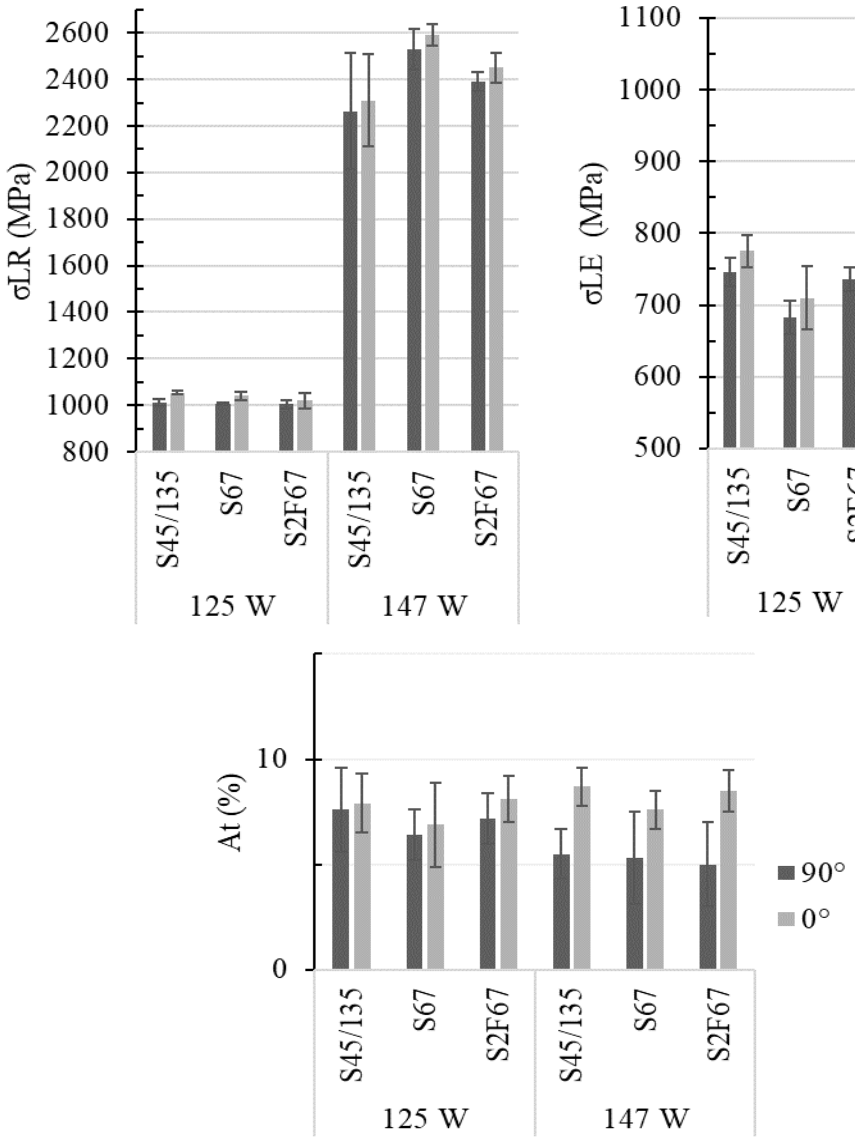


Na Tabela 21 e na Figura 69 são apresentados os resultados das propriedades mecânicas obtidas nas amostras padronizadas. É possível verificar que em sua totalidade as amostras processadas por FLP-L atingem valores elevados de σ_{LR} e σ_{LE}, e respectivamente atingem valores na faixa de 1000 a 2600 MPa e 680 a 940 MPa. Estes valores encontram de acordo com diversas literaturas (CHE GHANI et al., 2020; CORNACCHIA et al., 2022; HONG; YEOH, 2020; KIM, K. S. et al., 2020; RAZAVI et al., 2021; SAINI et al., 2021; SING et al., 2020) exeto pela elevada tensão máxima obtida especificamente para as amostras consolidadas com *P* de 147 W. Com base na literatura, mesmo em níveis de *P* superiores que 200 W, amostras submetidadas a tração não obtiveram valores correspondentes ao observado.

Tabela 21 - Resultados das propriedades mecânicas na condição CF por FLP-L sob a influência dos parâmetros de processo e estratégia de varredura e direção de construção.

Parâmetro de consolidação	**Estratégia de varredura**	**Orientação de construção**	**σ_{LR} (MPa)**	**σ_{LE} 0,2% offset (MPa)**	**A_t (%)**
125 W 700 mm/s	S45/135	90	1012 ± 14	746 ± 20	7,6 ± 2,0
		0	1055 ± 9	775 ± 22	7,9 ± 1,4
	S67	90	1008 ± 5	683 ± 23	6,4 ± 1,2
		0	1040 ± 20	710 ± 44	6,9 ± 2,0
	S2F67	90	1004 ± 20	736 ± 16	7,2 ± 1,2
		0	1020 ± 32	742 ± 20	8,1 ± 1,1
147 W 900 mm/s	S45/135	90	2264 ± 250	900 ± 35	5,5 ± 1,2
		0	2310 ± 198	932 ± 71	8,7 ± 0,9
	S67	90	2530 ± 87	870 ± 42	5,3 ± 2,2
		0	2591 ± 44	938 ± 23	7,6 ± 0,9
	S2F67	90	2390 ± 42	904 ± 62	5,0 ± 2,0
		0	2450 ± 64	910 ± 24	8,5 ± 1,0
ASTM F3213		Z ou X	655	500	8

Figura 69 - Resultados das propriedades mecânicas (σ_{LR}, σ_{LE} e *At*) da liga de Co-Cr-Mo processadas por *P* de 125W e 147W nas estratégias de varredura S45/135, S67 e S2F67 em relação ao sentido de construção 90° e 0°.



Em relação ao alongamento total evidenciou em grande maioria das amotras valores inferiores que 8%. No caso, o alongamento resultante de amostras processadas por FLP-L na condição CF evidenciam valores da grandeza entre 4 até 18% (SAINI et al., 2021). Conforme abordado em revisão bibliográfica, em razão as características do processo de FLP-L propiciarem valores baixos especificamente pela microestrutura formada e porosidade, o uso de pós-processamentos térmicos são utilizados para otimizar o alongamento das peças (CORNACCHIA et al., 2022; RAZAVI et al., 2021; SING et al., 2020).

Com relação a anisotropia de construção observa-se que ocorreu uma redução das propriedades mecânicas das amostras orientadas a 90° em relação as amostras orientadas a 0° em relação a base de construção. A redução da resistência foi mais significativa para os resultados de alongamento das amostras consolidadas com *P* = 147 W. Segundo autores (CORNACCHIA et al., 2022; VALERO-VIDAL et al., 2018) a direção de fabricação e condições de processo FLP-L da liga de Co-Cr-Mo possui uma relação com a textura formada e variações da micorestrutura que acabam por modificar o comportamento mecânico.

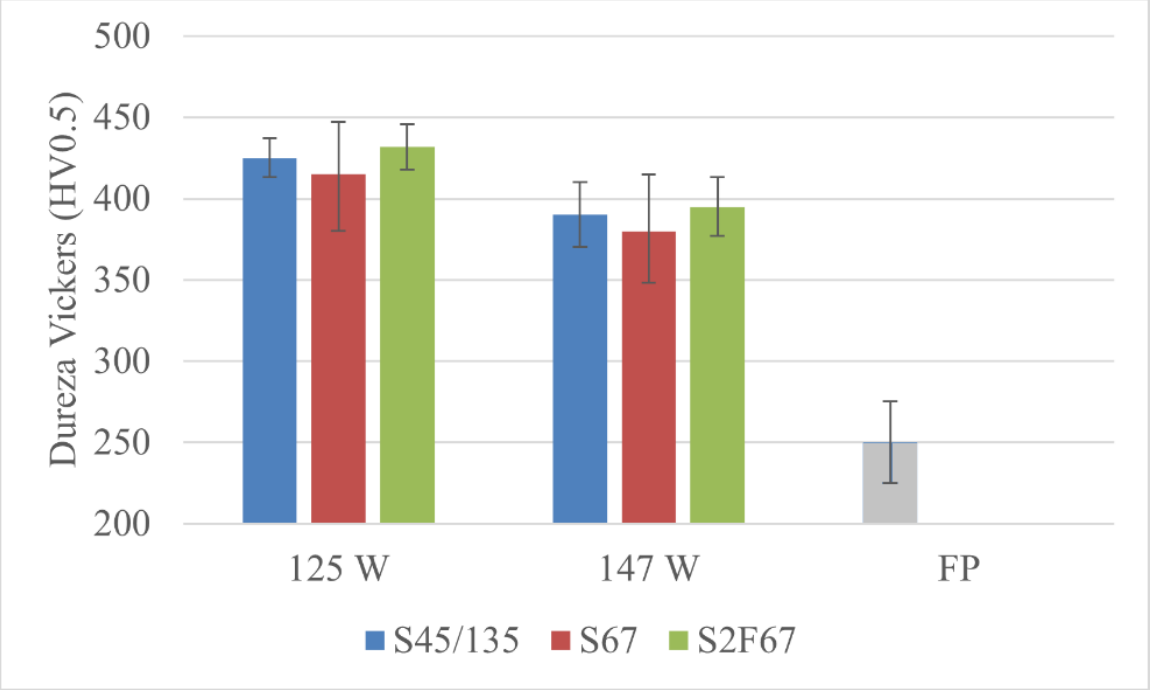
Comparando os resultados com base nas normas relacionadas as propriedades mínimas requeridas para liga de Co-Cr-Mo processada por FLP verifica-se que todas as condições de processamento de FLP-L obtiveram elevados valores de σ_{LR} e σ_{LE}. Em contrapartida, o alongamento total foi obtido apenas para as condições de processo, como foi o caso da: 125 W - 700 mm/s com S2F67 na orientação de 0°; 147 W - 900 mm/s com estratégia S45/135 na orientação de 0° e com estratégia S2F67 na orientação de 0°.

5.4.2 Análise de dureza

A análise de dureza em escala macro Vickers obtida nas amostras consolidadas por FLP-L em diferentes estratégia de varredura são apresentadas na Figura 70. Verifica-se que houve influência na dureza obtida das amostras FLP-L em relação ao aumento da *P* de 125 W para 147 W de aproximadamente 25 %. A dureza obtida em relação as estratégias de varredura para cada nível de *P* (125 W e 147 W) evidenciou uma ligeira diferença, respectivamente de 8% e 7%. Ao analisar a *DEv* verifica-se há maior energia incidida nas amostras fabricadas com *P* de 125 W (85 J/mm³) em relação a *P* de 147 W (78 J/mm³). Este efeito associado aos parâmetros de processo são evidenciados por Wang, Z. et al. (2019). No caso, o aumento da *Vv* para uma dada *P* reduz a dureza, e de modo análogo ao aumentar o nível de *P* para uma dada *Vv* ocorre o aumento da dureza (WANG, Z. et al., 2019).

No caso da amostra processada por FP a dureza evidenciou ser inferior as amostras processadas por FLP-L. A verificação da dureza em relação ao limite de dureza (266 a 345 HV) requerido pela norma ASTM F75 evidencia que as amostras FLP-L alcançaram valores muito superiores. Neste caso, justifica-se a necessidade de realização de tratamentos térmicos para adequar a dureza das amostras processadas por FLP-L. Os níveis de dureza obtidos na liga de Co-Cr-Mo processadas por FLP-L também são destacados pelos autores (SAINI et al., 2021; SONG et al., 2018)

Figura 70 - Resultado de dureza Vickers da liga de Co-Cr-Mo processadas por *P* de 125W e 147W nas estratégias de varredura S45/135, S67 e S2F67, em comparação com o processo de FP.

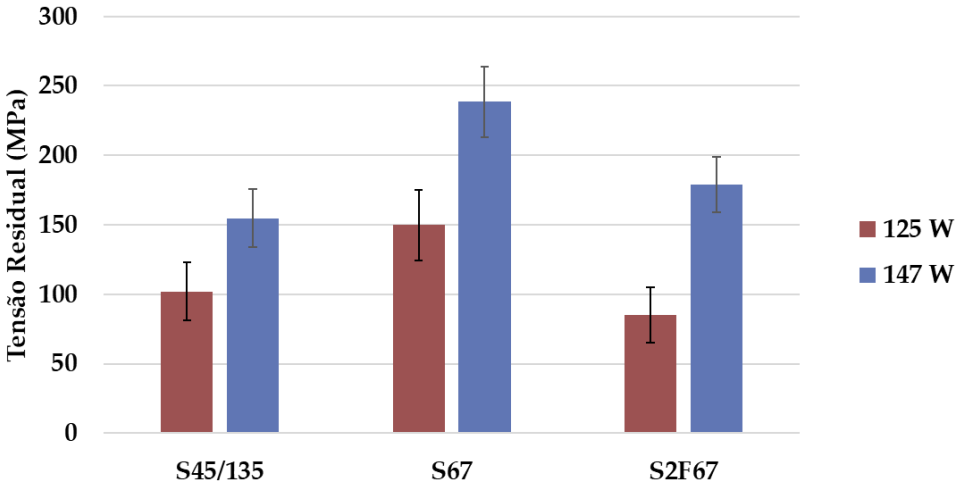


5.4.3 Análise de tensão residual

A análise da tensão residual obtida nas amostras consolidadas por FLP-L em diferentes estratégia de varredura são apresentadas na Figura 71. Verifica-se que houve influência na dureza obtida das amostras FLP-L em relação ao aumento da *P* de 125 W para 147 W de aproximadamente 25 %. De modo geral, a análise da tensão residual das amostras de Co-Cr-Mo evidenciou que houve diferença significativa em relação a influência das estratégias de varredura para ambos níveis de *P* utilizados.

Pode ser verificado que a estratégia S45/135 e S2S67 resultaram em tensões residuais menores que a estratégia S67. A relação da estratégia de varredura com menores níveis de tensão residual ocorre em razão a maior distribuição do aporte térmico durante a varredura do laser no preenchimento das camadas.

Figura 71 - Resultado da tensão residual das amostras processadas por *P* de 125 W e 147 W nas estratégias de varredura S45/135, S67 e S2F67.



O efeito da estratégia de varredura em relação a tensão residual é descrito por diversos autores (BARTLETT; LI, 2019; BIAN et al., 2020; LI, C. et al., 2018; ROBINSON et al., 2019). O aumento da tensão residual foi verificado por Bian, P. et al (2020) utilizando aumento da *P* e de estratégias de varredura na liga de 316L. Segundo os dados dos experimentos tanto experimentalmente quanto em simulação foi constatado que houve o aumento da tensão residual com o aumento da *P*.

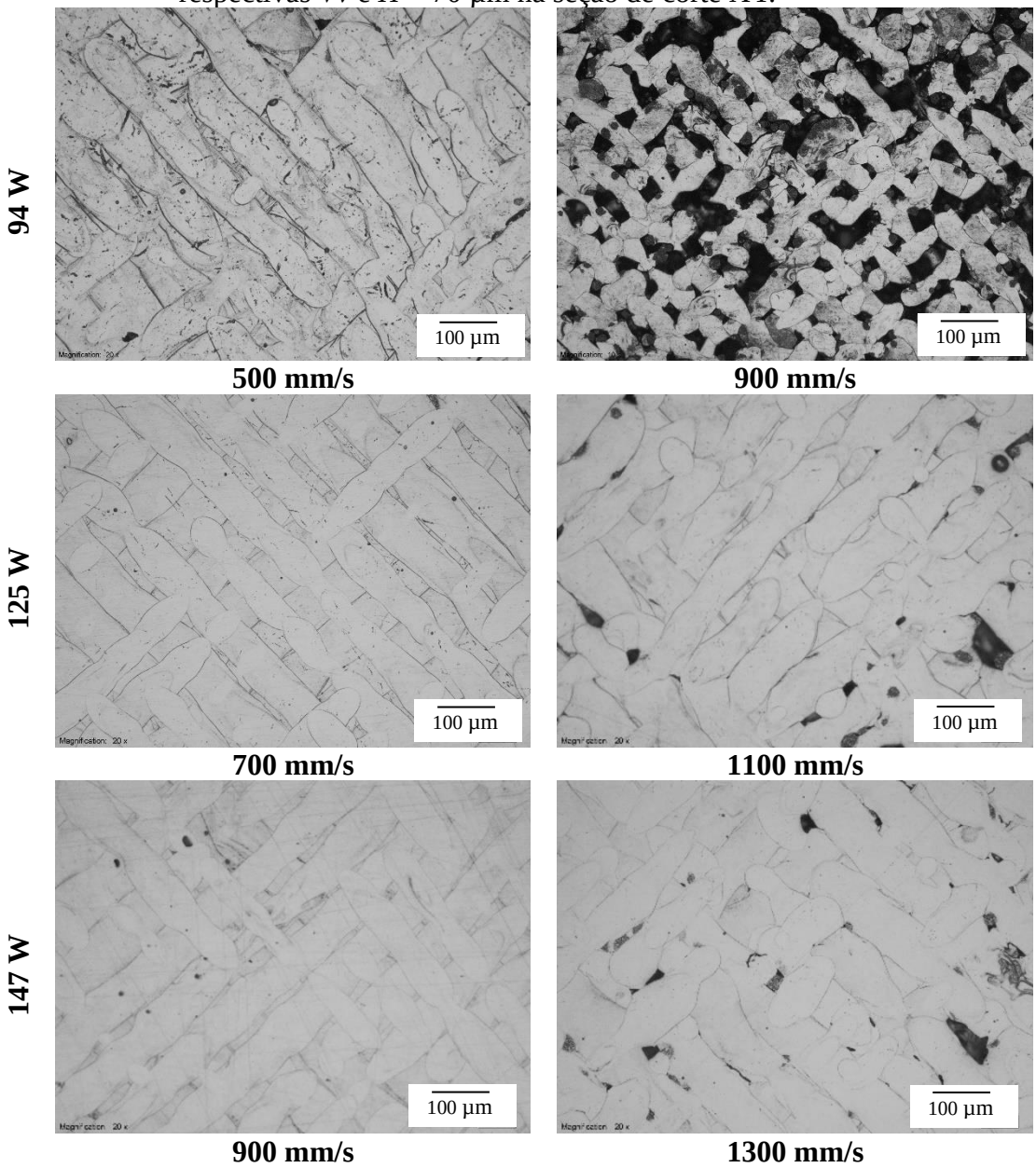
5.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

5.5.1 Influência dos parâmetros FLP-L

As amostras fabricadas na corrida 1 são apresentadas na Figura 72 e Figura 73 com relação aos parâmetros de menor e maior *Vv* para cada *P* analisada, *H* de 70 µm, respectivamente para as seções de corte XY e XZ e estratégia de varredura S45/135.

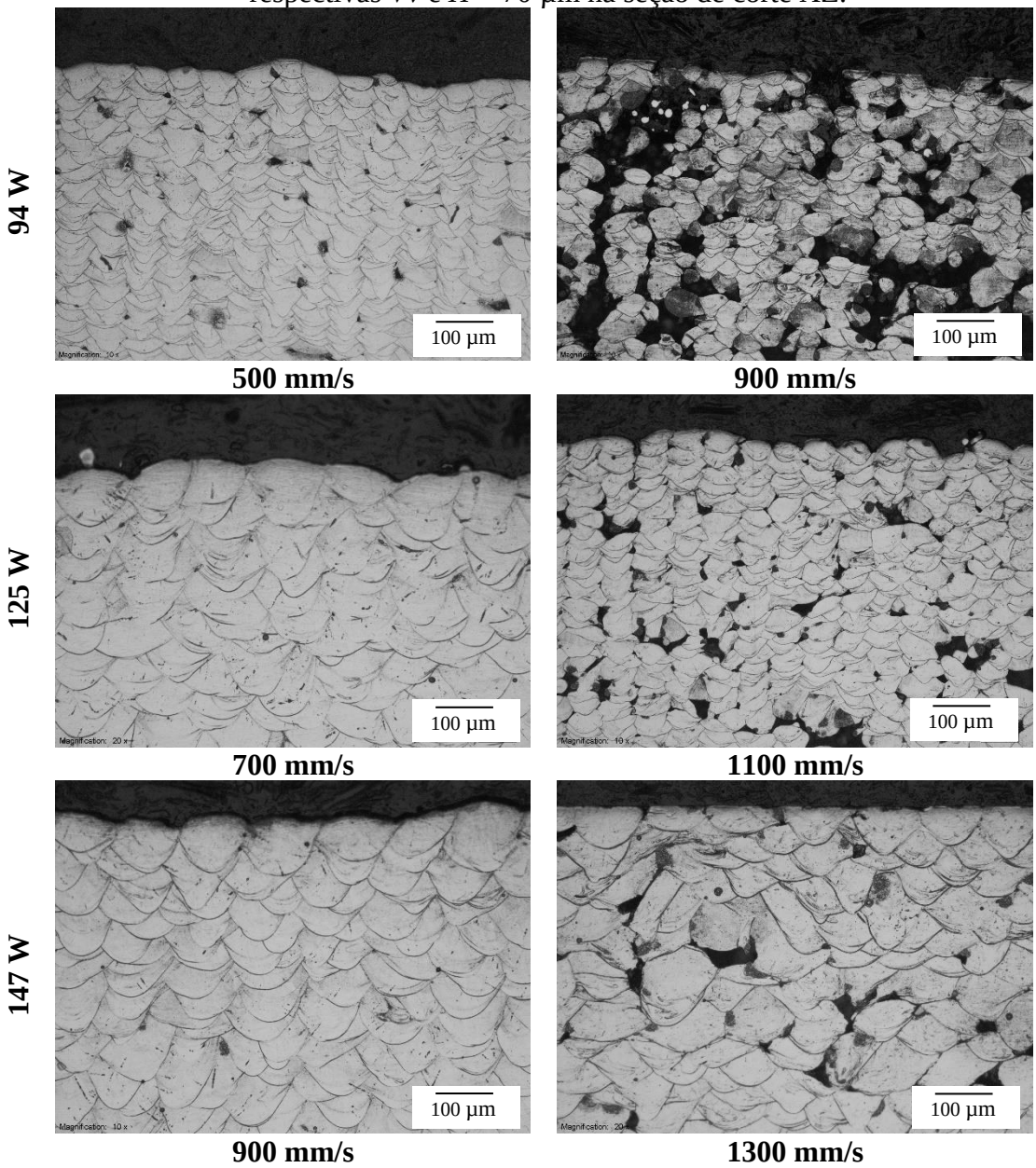
Na seção de corte XY (vide Figura 72) a microestrutura formada representa os sentidos de varredura do laser. É possível verificar que o aumento da *Vv* diminui a largura da poça de fusão promovendo a falta de sobreposição entre varreduras. Com o aumento da *P* houve melhor sobreposição mesmo com *Vv* superiores, 1100 mm/s para *P* = 125 W e 1300 mm/s para *P* = 147 W. Com base nas micrografias analisadas é possível evidenciar os resultados obtidos de porosidade aparente descritos na seção 5.2.1.2.

Figura 72 - Imagens de MO das amostras fabricadas com *P* de 94, 125 e 147 W com respectivas *Vv* e *H* = 70 µm na seção de corte XY.



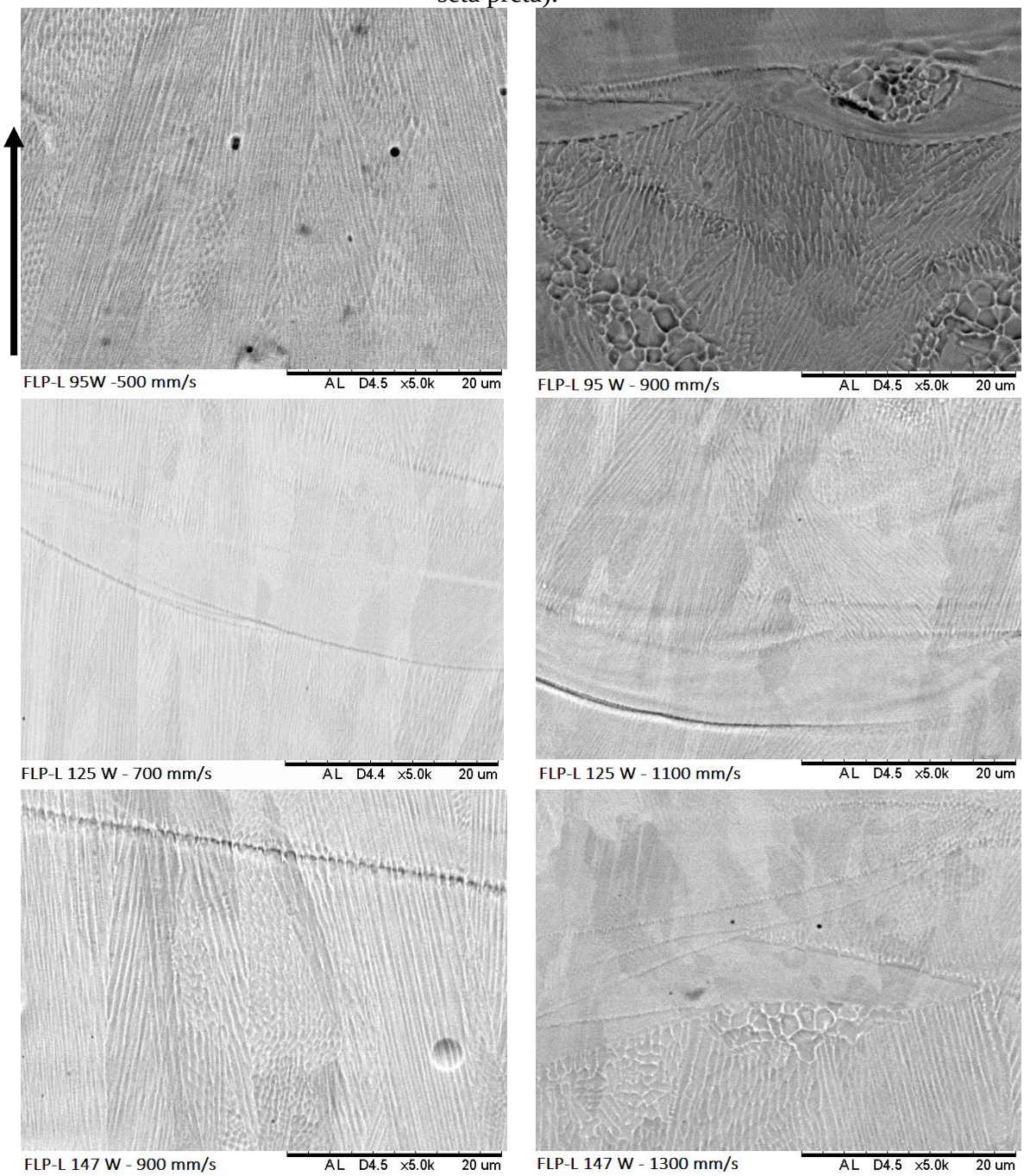
Na seção de corte XZ (vide Figura 73) a microestrutura apresenta o formato das poças de fusão. A análise das microestruturas apresentadas evidencia o fato de não ocorrer sobreposição da largura das poças e na falta de fusão adequada com o aumento da *Vv*. Conforme apresentado na análise da influência dos parâmetros do processo (vide seção 5.2.1) com a diminuição da *Vv* ocorre o aumento da *DEv* promovendo poças de fusão que garantem uma adequada sobreposição e penetração.

Figura 73 - Imagens de MO das amostras fabricadas com *P* de 94, 125 e 147 W com respectivas *Vv* e *H* = 70 µm na seção de corte XZ.



Na Figura 74 são apresentadas as micrografias das amostras de Co-Cr-Mo na seção de corte XZ. As imagens apresentam de formação característica de estruturas celulares, celular-dendrítica. O alto gradiente térmico e rápida taxa de solidificação envolvidos no processo originam dentro da poça de fusão uma microestrutura celular dendrítica que cresce por epitaxialidade pela sobreposição das camadas solidificadas, em direções preferenciais de resfriamento das células. É observado nas micrografias das amostras fabricadas com maior *Vv* para os três níveis de *P* (95, 125 e 147 W) a microestrutura de partículas de pó sem a completa fusão evidenciada pela microestrutura dendrítica.

Figura 74 - Imagens de MEV das amostras fabricadas com *P* de 94, 125 e 147 W com respectivas *Vv* e *H* = 70 µm na seção de corte XZ (direção de construção indicado pela seta preta).

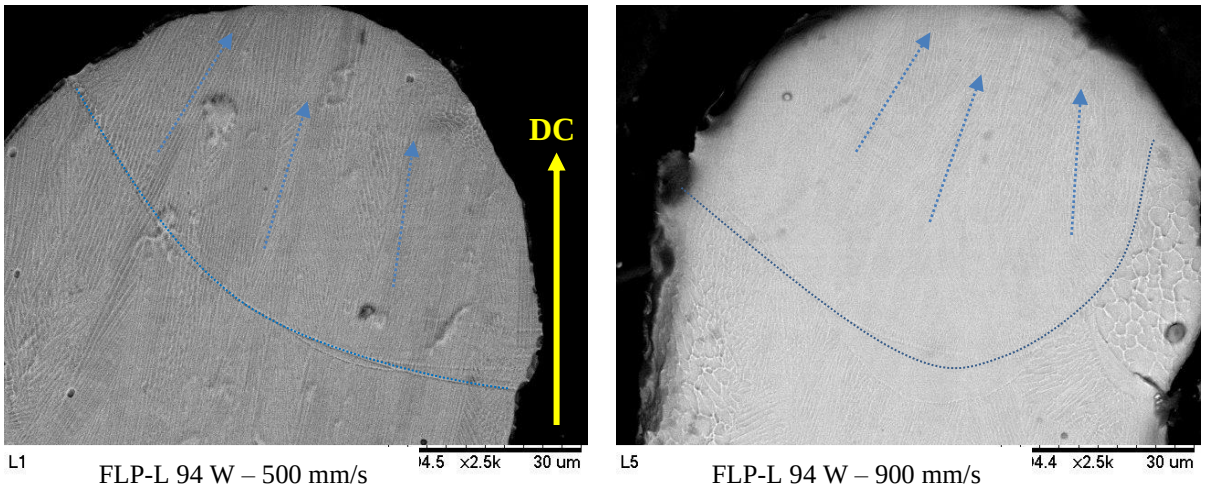


O processo de crescimento dos grãos formadas dentro da trilha de fusão agem na direção de crescimento (CHEN, Z. W. et al., 2017, 2019; PHAN et al., 2018). Descrito por Darvish, K. (2018) este crescimento é competitivo e assim como é possível verificar nas micrografias, os grãos param de crescer pela colisão com outros grãos. Nota-se que a existência da alteração de direção de crescimento pode apresentar diferentes ângulos, no caso

ocorre uma dependência com a direção do gradiente de temperatura (DARVISH, KOUROSH, 2018).

Na Figura 75 são apresentadas as micrografias obtidas das seções transversais das amostras de Co-Cr-Mo para *P* de 94 W na *Vv* de 500 e 900 mm/s. É possível verificar o crescimento epitaxial e o crescimento de grãos alongados (setas em azul) em direção ao sentido de construção (destacado pela seta amarela). Verifica-se que o processo de solidificação em relação ao aumento da *Vv* promove o refino das estruturas celulares-dendríticas e do tamanho dos grãos que crescem de forma epitaxial através da linha de fusão das camadas. No caso, o aumento da *Vv* também indica a formação de grãos de magnitudes menor, quando comparado as formações obtidas em baixa *Vv*.

Figura 75 - MEV das amostras de Co-Cr-Mo em forma de coluna na seção transversal para *P* de 94 W e *Vv* de 500 e 900 mm/s.



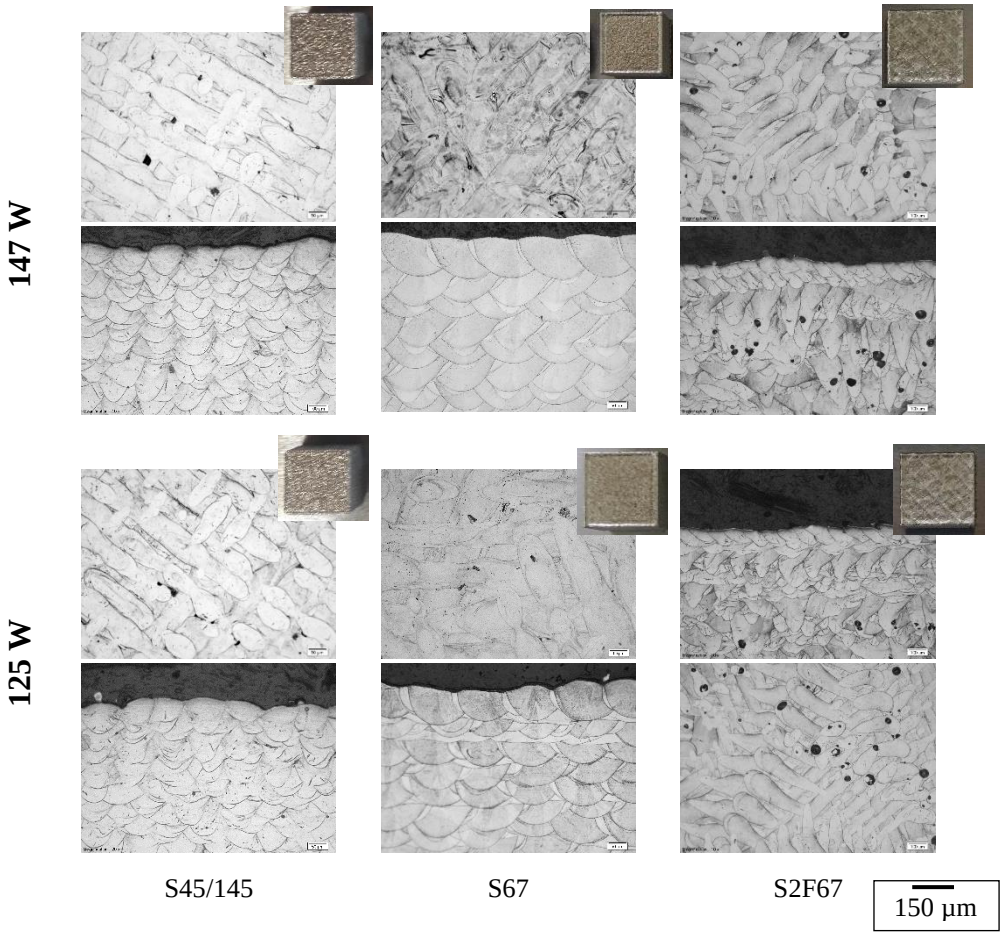
5.5.2 Influência da estratégia de varredura

A Figura 76 evidencia as microestruturas obtidas nas amostras de Co-Cr-Mo, respectivamente para as seções de corte XY e ZX, sob influência das estratégias de varredura S45/135, S67 e S2F67 para os parâmetros de 125W – 700 mm/s e 147W - 900 mm/s. Conforme observa-se as imagens configuram o modo de varredura do laser correspondendo ao tipo de orientação das varreduras sequenciais.

Nas imagens representadas pelas micrografias das amostras consolidadas com estretégia de S2F67 é possível verificar a incidência de porosidades em formatos esféricos no final da poça de fusão, caracterizando a porosidade por *keyhole*. Este fenômeno é mais

pronunciado no parâmetro de *P* de 147 W, e conforme observado nas outras estratégias de varredura S45/135 e S67 não ocorre em grandes proporções.

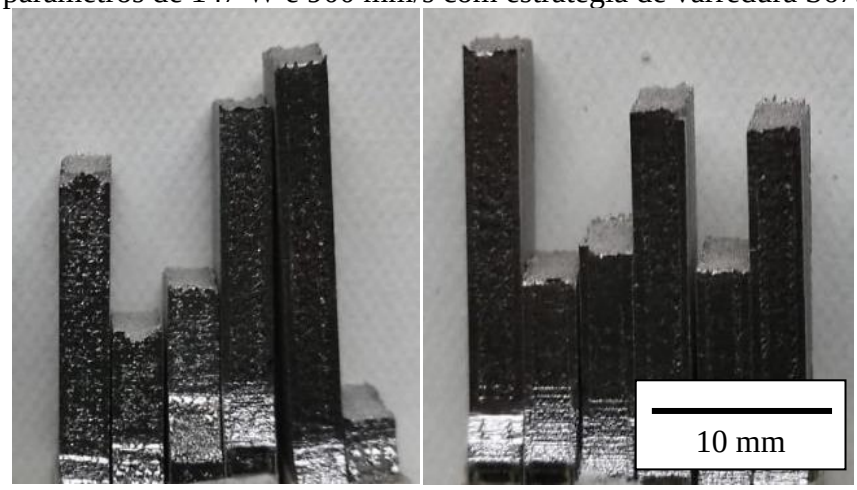
Figura 76 - Micrografias de MO das amostras de Co-Cr-Mo fabricadas nas estratégias de varredura S45/135, S67 e S2F67 com 125 W - 700 mm/s e 147 W - 900 mm/s na seção de corte XY e ZX.



5.5.3 Caracterização da fratura

A análise das fraturas foram utilizadas para conclusão do comportamento mecânico obtido pela influência dos parâmetros de consolidação e a direção de construção das amostras. Inicialmente, as fraturas obtidas apresentaram o mesmo modo de fratura frágil, em relação a direção de construção de 90° e 0° (vide Figura 77).

Figura 77 – Imagem da fratura das amostras fabricadas por FLP-L a 90° (a) e 0° (b) com parâmetros de 147 W e 900 mm/s com estratégia de varredura S67.

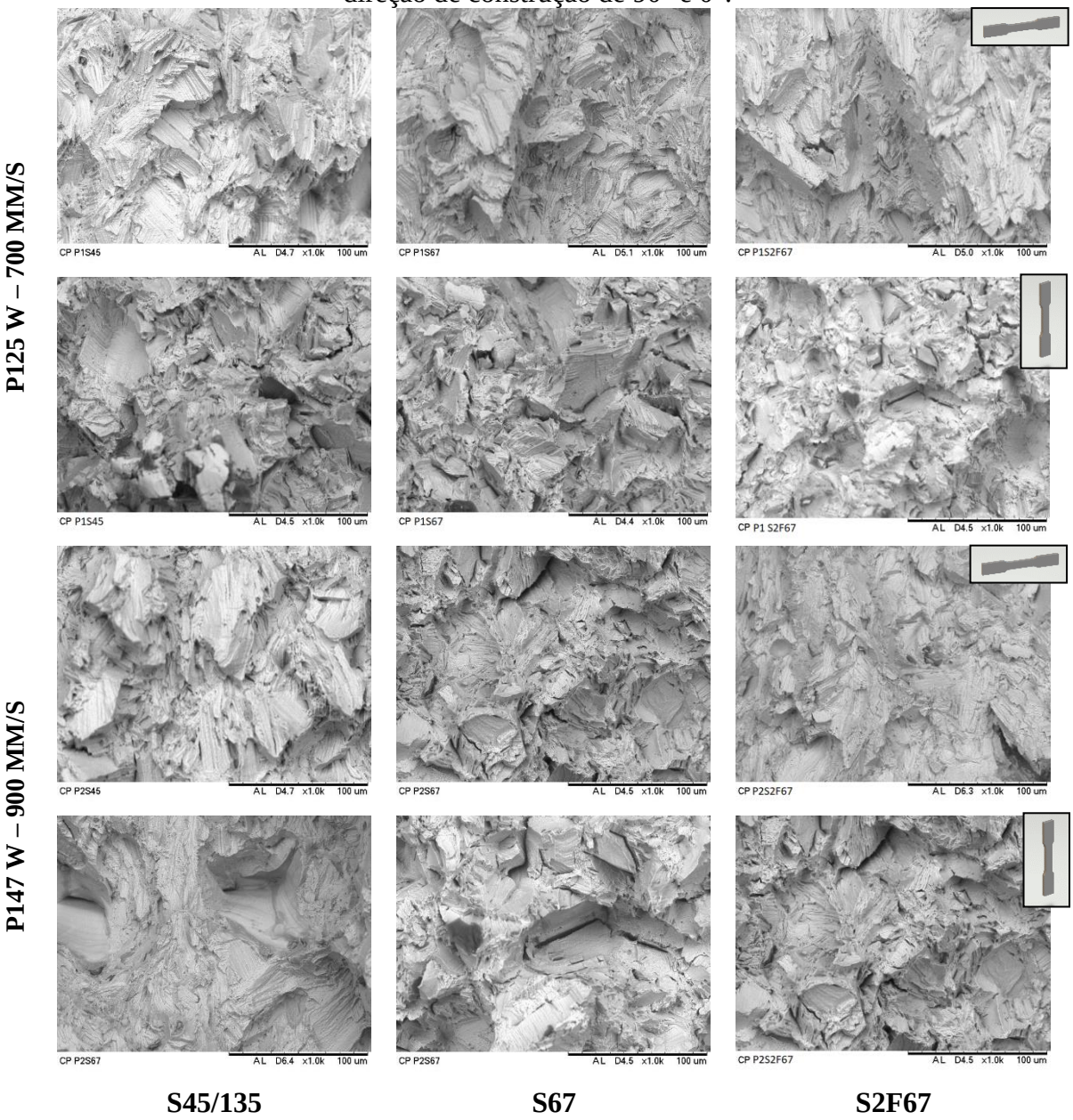


(a) (b)

A análise das fraturas por MEV são apresentadas na Figura 78. Os corpos de prova construídos nas direções XY e ZX apresentam fraturas que são predominantemente frágeis. Este tipo de fratura se propaga através dos grãos se configurando como regiões planas na morfologia da fratura.

Em razão ao processo de FLP-L proporcionar tamanhos de grãos reduzidos, quanto menor o tamanho do grão maior será o número de contornos de grão resultando em maior resistência ao deslocamento. No caso, resultará em altos níveis de resistência máxima e de limite de escoamento. Em contrapartida, o alongamento total das amostras é reduzido pela alta ductilidade alcançada.

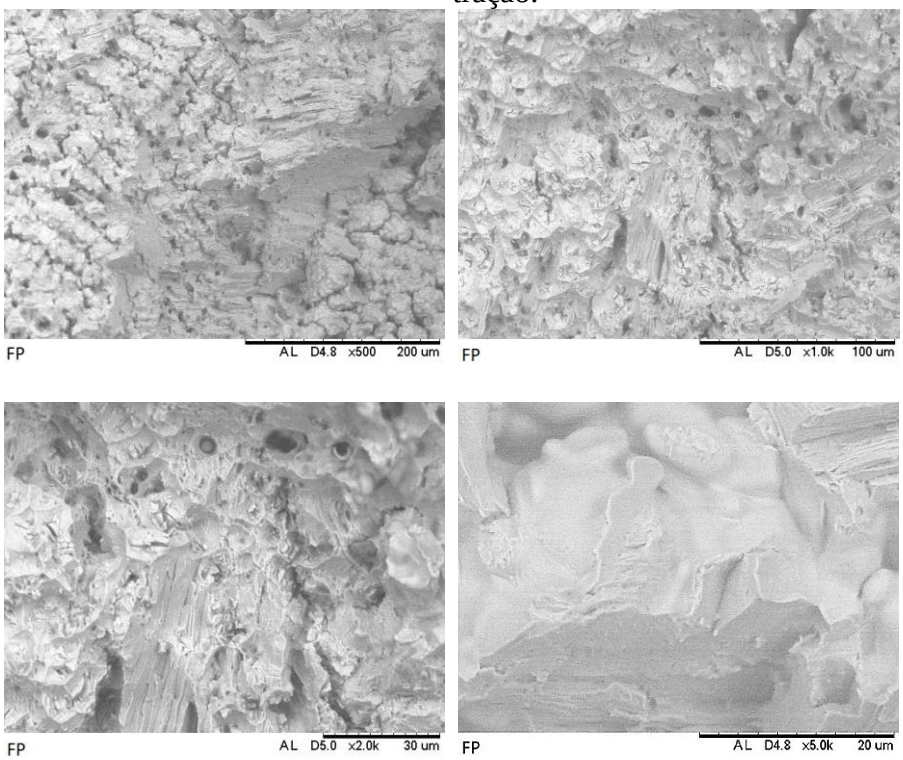
Figura 78 – Superfícies das fraturas das amostras de Co-Cr-Mo processada com 125 W - 700 mm/s e 147 W – 900 mm/s nas estratégias de varredura S45/135, S67 e S2F67 em relação a direção de construção de 90° e 0°.



Assim como reportado por Kim, et al. (2020), os resultados da fratura de amostras consolidadas a 90° demostram ocorrer com características de clivagem na superfície da fratura. Em amostras consolidadas a 0° a fratura plana ocorreu de modo clivagem plana. As clivagens são formadas por separação ao longo de um plano cristalográfico bem definido. A planicidade das facetas de clivagem sugere a ideia de que apenas dois planos atômicos que formam as superfícies de fratura estão envolvidos no processo de fissura.

Na Figura 79 as fractografias evidenciam o modo de fratura para as amostras processadas por FP. A fratura de modo frágil é caracterizada pela superfície com estruturas de solidificação em formato dendrítico.

Figura 79 - Imagens de MEV das superfícies da fratura da amostra FP após ensaio de tração.



Conforme apontado pelos autores (FLEMING et al., 2019; WEI, W. et al., 2018) o modo de fratura interdendrítico é observado nas fraturas de amostras fundidas de Co-Cr-Mo evidenciando resultados de baixa resistência mecânica.

6 CONCLUSÕES

A manufatura aditiva da liga de Co-Cr-Mo foi realizada por meio da investigação dos parâmetros de processo da FLP-L, como: potência do *laser*, velocidade de varredura, hachura e estratégias de varredura sob influência de tratamentos térmicos, visando a compreensão da influência dos parâmetros do processo nas propriedades mecânicas, microestrutura e formação de defeitos. As seguintes conclusões podem ser feitas:

- A fabricação de colunas por varreduras de traços únicos pode indicar uma metodologia eficaz na investigação dos parâmetros de processo da FLP-L. No caso é possível analisar: qualidade do cordão, dimensões de espessura, penetração da poça na camada e defeitos microestruturais.
- Uma adequada relação entre *P* e *Vv* promove geometrias de fusão com uma microestrutura de elevada homogeneidade e com menor ocorrência de defeitos. Estas geometrias são favoráveis para a *P* de 125 W em *Vv* de 700 e 800 mm/s e *P* de 147 W em *Vv* de 900 e 1000 mm/s.
- A análise das amostras obtidas na corrida 1 sob influência dos parâmetros de *P*, *Vv* e *H* foi eficiente na obtenção de amostras com densidade relativa acima de 99%. Para tanto, os parâmetros foram de 125 W – 700 mm/s, 147 W – 900 mm/s e com *H* de 70 µm.
- A relação entre a *DEv* com a densificação das amostras evidenciou que existe uma janela de parâmetros adequados, estabelecidos entre 68 a 85 J/mm³, para obter amostras com menor porosidade. Altas *DEv* podem resultar na formação de defeitos microestruturais pela seleção inadequada entre *P* - *Vv*.
- O estudo dos tratamentos térmicos de solubilização evidenciou que a microestrutura característica do processo de fusão a laser origina o crescimento de grãos orientados com relação a direção de construção. A microestrutura FLP-L são completamente dissociados em temperaturas maiores que 1150 °C. Já a microestrutura das amostras FP ocorre a solubilização dos carbonetos em temperaturas maiores 1150 °C (por 4h) ou 1250 °C (por 1h). De modo geral, o estudo de solubilização nas temperaturas de 1150°C e 1250°C pelo período de 4 horas promoveu as

amostras FP e FLP-L um maior alongamento, menores valores de dureza e de módulo de elasticidade.

- Os ensaios mecânicos de tração das amostras consolidadas com parâmetros de 125 W – 700 mm/s e 147 W – 900 mm/s evidenciaram altos níveis de tensão de escoamento e de resistência máxima, respectivamente de 680 a 940 MPa e 1000 a 2600 MPa. Em relação a direção de construção das amostras houve uma ligeira alteração na resistência e diminuição no alongamento total, sendo menor para as amostras consolidadas a 90°.
- A análise de dureza das amostras com parâmetros de 125 W – 700 mm/s e 147 W – 900 mm/s evidenciaram valores médios respectivamente de 428 HV e 389 HV. O aumento da *DEv* evidenciou uma correlação com o comportamento da dureza.
- A análise das estratégias de varredura evidenciou alteração na densificação das amostras, sendo mais eficiente para estratégia S45/135 e S2F67 sem contorno de varredura. Estratégias utilizando contorno auxiliaram a presença de defeitos de porosidade. A rugosidade superficial das amostras não apresentaram relação com a alteração das estratégias. As propriedades mecânicas de tração e dureza evidenciaram pouca influência em relação as estratégias de varredura. A análise de tensão residual revelou alteração significativa na alteração das estratégias de varredura, de forma crescente para S2F67, S45/135 e S67.

7 TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o comportamento das propriedades mecânicas de tração, fadiga após solubilização nas temperaturas de 1150 e 1250 °C;
- Analisar propriedades de desgaste e corrosão após a solubilização nas temperaturas de 1150 e 1250 °C;
- Comparar as propriedades mecânicas obtidas com outro tipo de tratamento térmico, em específico o processo HIP;
- Analisar a influência dos parâmetros e das estratégias de varredura em relação a textura formada antes e após a realização de tratamentos térmicos de solubilização;

8 REFERÊNCIAS[1]

AFKHAMI, S.; DABIRI, M.; ALAVI, S. H.; BJÖRK, T.; SALMINEN, A. Fatigue characteristics of steels manufactured by selective laser melting. ***International Journal of Fatigue***, v. 122, p. 72–83, 2019.

ALIAKBARI, M. ***Additive Manufacturing: State-of-the-Art, Capabilities, and Sample with Cost Analysis***. 2012. School of Industrial Engineering and Management (ITM), 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **Standard Test Method for Transverse Rupture Strength of Powder Metallurgy (PM) Specimens**. Pensilvânia: ASTM, 2012a. (ASTM B528).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **Standard Specification for Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum Alloy Castings and Casting Alloy for Surgical Implants**. Pensilvânia: ASTM, 2012b. (ASTM F75).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM INTERNATIONAL. **Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials**. Pensilvânia: ASTM, 2012c. (ASTM E384).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM INTERNATIONAL. **Standard Test Methods for Flow Rate of Metal Powders Using the Hall Flowmeter Funnel**. Pensilvânia: ASTM, 2013a. (ASTM B213).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM INTERNATIONAL. **Standard Test Method for Apparent Density of Free-Flowing Metal Powders Using the Hall Flowmeter Funnel**. Pensilvânia: ASTM, 2013b. (ASTM B212).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM INTERNATIONAL. **Standard Test Method for Determination of Tap Density of Metal Powders and Compounds**. Pensilvânia: ASTM, 2014. (ASTM B527).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. Pensilvânia: ASTM, 2015. (ASTM E8/E8M).

ANDREAU, O.; KOUTIRI, I.; PEYRE, P.; PENOT, J. D.; SAINTIER, N.; PESSARD, E.; DE TERRIS, T.; DUPUY, C.; BAUDIN, T. Texture control of 316L parts by modulation of the melt pool morphology in selective laser melting. ***Journal of Materials Processing Technology***, v. 264, p. 21–31, 2019.

ANNA, M. Z. Effect of laser energy density, internal porosity and heat treatment on mechanical behavior of biomedical Ti6Al4V alloy obtained with DMLS technology. ***Materials***, v. 12, n. 14, 2019.

[1] De acordo com a Associação Brasileira de Normas Técnicas. NBR 6023.

ANTONY, K.; ARIVAZHAGAN, N. Studies on energy penetration and marangoni effect during laser melting process. ***Journal of Engineering Science and Technology***, v. 10, n. 4, p. 509–525, 2015.

BANDYOPADHYAY, A.; TRAXEL, K. D.; AVILA, J. D.; MITRA, I.; BOSE, S. CoCr Alloys. ***Biomaterials Science***. [S.l.]: Elsevier, p. 257–269, 2020.

BANG, G. B.; PARK, J. H.; KIM, W. R.; HYUN, S. K.; PARK, H. K.; LEE, T. W.; KIM, H. G. Study on the effect of preheating temperature of SLM process on characteristics of CoCrMo alloy. ***Materials Science and Engineering: A***, v. 841, p. 143020, 2022.

BARTLETT, J. L.; LI, X. Additive Manufacturing,. [S.l.]: Elsevier B.V, 2019.

BAYERLEIN, D. L. ***Obtenção e caracterização de pós de ligas de Ti13Nb13Zr por processo de hidretação-dehidretação para aplicação como biomaterial por impressão 3D***. 2021. 122p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN/SP. Disponível em : < http://www.teses.usp.br >Acesso em: 14 out. 2021.

BIAN, P.; SHI, J.; LIU, Y.; XIE, Y. Influence of laser power and scanning strategy on residual stress distribution in additively manufactured 316L steel. ***Optics & Laser Technology***, v. 132, p. 106477, 2020.

BINELI, A. R. R.; JARDINI, A. L.; PERES, A. P. G.; BERNARDES, L. F.; MACIEL FILHO, R. Microchannels fabrication in Direct Metal Laser Sintering (DMLS). ***Innovative Developments in Virtual and Physical Prototyping - Proceedings of the 5th International Conference on Advanced Research and Rapid Prototyping***, p. 613–617, 2012.

BOURELL, D.; COHOLICH, J.; CHALANCON, A.; BHAT, A. Evaluation of energy density measures and validation for powder bed fusion of polyamide. ***CIRP Annals - Manufacturing Technology***, v. 66, n. 1, p. 217–220, 2017.

BRECHER, C.; KOZIELSKI, S.; SCHAPP, L. Integrative Produktionstechnik für Hochlohnländer. ***Wertschöpfung und Beschäftigung in Deutschland***. [S.l.]: Springer, Berlin, Heidelberg, p. 47–70, 2011.

BREMEN, S.; MEINERS, W.; DIATLOV, A. Selective Laser Melting: A manufacturing technology for the future? ***Laser Technik Journal***, v. 9, n. 2, p. 33–38, 2012.

BRENNE, F. ***Selektives Laserschmelzen metallischer Materialien: Einfluss von Prozessparametern und Miniaturisierung auf Mikrostruktur und mechanisches Verhalten geometrisch komplexer Strukturen***. 2018. 254p. Monografia - Kassel University Press GmbH. Disponível em: < https://www.deutsche-digitale-bibliothek.de > Acesso em: 24 dez. 2019.

CAMPANELLI, S. L. et al. Analysis of the molten/solidified zone in selective laser melted parts. In: **HIGH-POWER LASER MATERIALS PROCESSING: LASERS, BEAM DELIVERY, DIAGNOSTICS, AND APPLICATIONS III**, 2014, v. 8963, 2014.

CANCIGLIERI, O. J.; SELHORST, A. J.; IAROZINSKI, A. N. Análise comparativa entre os

processos de prototipagem rápida por deposição ou remoção de material na concepção de novos produtos. 2007, Foz do Iguaçu. p. 10, 2007.

CHE GHANI, S. A. et al. Experimental investigation of biological and mechanical properties of CoCrMo based selective laser melted metamaterials for bone implant manufacturing. ***Procedia CIRP***, v. 89, p. 79–91, 2020.

CHEN, X. X.; TZENG, S. J.; WANG, W. C. Numerical and experimental observations of the flow field inside a selective laser melting (SLM) chamber through computational fluid dynamics (CFD) and particle image velocimetry (PIV). ***Powder Technology***, v. 362, p. 450–461, 2020.

CHEN, Z. W. et al. Solidification During Selective Laser Melting of Co-29Cr-6Mo Alloy. ***JOM***, v. 71, n. 2, p. 691–696, 2019.

CHEN, Z. W.; PHAN, M. A. L.; DARVISH, K. Grain growth during selective laser melting of a Co–Cr–Mo alloy. ***Journal of Materials Science***, v. 52, n. 12, p. 7415–7427, 2017.

CHENG, B.; SHRESTHA, S.; CHOU, K. Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting. ***Additive Manufacturing***, v. 12, p. 240–251, 2016.

CIURANA, J.; HERNANDEZ, L.; DELGADO, J. Energy density analysis on single tracks formed by selective laser melting with CoCrMo powder material. ***International Journal of Advanced Manufacturing Technology***, v. 68, n. 5–8, p. 1103–1110, 2013.

COBBINAH, P. V. et al. Laser Powder Bed Fusion of Potential Superalloys: A Review. ***Metals 2021, Vol. 11, Page 58***, v. 11, n. 1, p. 58, 2020.

CORNACCHIA, G. et al. Microstructural, Mechanical, and Tribological Characterization of Selective Laser Melted CoCrMo Alloy under Different Heat Treatment Conditions and Hot Isostatic Pressing. ***Advanced Engineering Materials***, v. 24, n. 4, p. 2100928, 2022.

CRIALES, L. E. et al. Laser powder bed fusion of nickel alloy 625: Experimental investigations of effects of process parameters on melt pool size and shape with spatter analysis. ***International Journal of Machine Tools and Manufacture***, Special Issue on the State-of-the-Art in North American Manufacturing Research. v. 121, p. 22–36, 2017.

CROUTER, A.; BRIENS, L. The effect of moisture on the flowability of pharmaceutical excipients. ***AAPS PharmSciTech***, v. 15, n. 1, p. 65–74, 2014.

DADBAKHSH, S. et al. Selective Laser Melting to Manufacture “In Situ” Metal Matrix Composites: A Review. ***Advanced Engineering Materials***, v. 21, n. 3, p. 1801244, 2019.

DARVISH, K.; CHEN, Z. W.; PASANG, T. Reducing lack of fusion during selective laser melting of CoCrMo alloy: Effect of laser power on geometrical features of tracks. ***Materials and Design***, v. 112, p. 357–366, 2016.

DARVISH, K. et al. Selective laser melting of Co-29Cr-6Mo alloy with laser power 180–360 W: Cellular growth, intercellular spacing and the related thermal condition. ***Materials Characterization***, v. 135, p. 183–191, 2018.

DARVISH, Kourosh. ***Effects of Increasing Laser Power on Microstructure Formed during Selective Laser Melting of Co-29Cr-6Mo Alloy***. 2018. 174p. Tese de Doutorado. Auckland University of Technology, 2018.

DAVID, S. A.; VITEK, J. M. Correlation between solidification parameters and weld microstructures. ***International Materials Reviews***, v. 34, n. 1, p. 213–245, 2013.

DE CASTRO GIRÃO, D. et al. An assessment of biomedical CoCrMo alloy fabricated by direct metal laser sintering technique for implant applications. ***Materials Science and Engineering: C***, v. 107, p. 110305, 1 fev. 2020.

DE TERRIS, T. et al. Optimization and comparison of porosity rate measurement methods of Selective Laser Melted metallic parts. ***Additive Manufacturing***, v. 28, p. 802–813, 1 ago. 2019.

DEBROY, T.; MUKHERJEE, T.; WEI, H. L.; ELMER, J. W.; MILEWSKI, J. O. Metallurgy, mechanistic models and machine learning in metal printing. ***Nat. Rev. Mater.***, v. 6, n. 1, p. 48–68, 1 jan. 2021.

DEBROY, T.; WEI, H. L.; ZUBACK, J. S.; MUKHERJEE, T.; ELMER, J. W.; MILEWSKI, J. O.; BEESE, A. M.; WILSON-HEID, A.; DE, A.; ZHANG, W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. ***Progress in Materials Science***, v. 92, p. 112–224, 1 mar. 2018.

DEMIR, A. G.; PREVITALI, B. Additive manufacturing of cardiovascular CoCr stents by selective laser melting. ***Materials & Design***, v. 119, n. Supplement C, p. 338–350, 2017.

DONG, X.; SUN, Q.; ZHOU, Y.; QU, Y.; SHI, H.; ZHANG, B.; XU, S.; LIU, W.; LI, N.; YAN, J. Influence of microstructure on corrosion behavior of biomedical Co-Cr-Mo-W alloy fabricated by selective laser melting. ***Corrosion Science***, v. 170, p. 108688, 1 jul. 2020.

DONG, X.; ZHOU, Y.; SUN, Q.; QU, Y.; SHI, H.; LIU, W.; PENG, H.; ZHANG, B.; XU, S.; YAN, J.; LI, N. Fatigue behavior of biomedical Co–Cr–Mo–W alloy fabricated by selective laser melting. ***Materials Science and Engineering A***, v. 795, p. 140000, 2020.

DUTTA, B.; FROES, F. H. ***Additive Manufacturing of Titanium Alloys: State of the Art, Challenges and Opportunities***. 1 Ed. Elsevier Inc., 2016.

FABBRO, R.; HAMADOU, M.; COSTE, F. Metallic vapor ejection effect on melt pool dynamics in deep penetration laser welding. ***Journal of Laser Applications***, v. 16, n. 1, p. 16, 2004.

FABBRO, R.; SLIMANI, S.; DOUDET, I.; COSTE, F.; BRIAND, F. Experimental study of the dynamical coupling between the induced vapour plume and the melt pool for Nd–Yag CW laser welding. ***Journal of Physics D: Applied Physics***, v. 39, n. 2, p. 394, 2006.

FACCHINI, L. ***Microstructure and mechanical properties of biomedical alloys produced by Rapid Manufacturing techniques***. 2010. University of Trento, Italy, 2010.

FAIDEL, D.; JONAS, D.; NATOUR, G.; BEHR, W. Investigation of the selective laser

melting process with molybdenum powder. ***Additive Manufacturing***, v. 8, p. 88–94, 2015.

FARSHIDIANFAR, M. H.; KHAJEPOUR, A.; GERLICH, A. P. Effect of real-time cooling rate on microstructure in Laser Additive Manufacturing. ***Journal of Materials Processing Technology***, v. 231, p. 468–478, 2016.

FLEMING, T. J.; KAVANAGH, A.; DUGGAN, G.; O'MAHONY, B.; HIGGENS, M. The effect of induction heating power on the microstructural and physical properties of investment cast ASTM-F75 CoCrMo alloy. ***Journal of Materials Research and Technology***, v. 8, n. 5, p. 4417–4424, 2019.

FLEMINGS, M. C. ***Solidification processing***. New York N.Y.: McGraw-Hill, 1974.

FUNCH, C. V.; CHRISTIANSEN, T. L.; SOMERS, M. A. J. Effect of edge print parameters on microstructure and high temperature solution nitriding response of additively manufactured austenitic stainless steel. ***Surface and Coatings Technology***, v. 403, p. 126385, 15 dez. 2020.

GÄUMANN, M.; HENRY, S.; CLÉTON, F.; WAGNIÈRE, J. D.; KURZ, W. Epitaxial laser metal forming: analysis of microstructure formation. ***Materials Science and Engineering: A***, v. 271, n. 1–2, p. 232–241, 1 nov. 1999.

GEDDES, B.; LEON, H.; HUANG, X. ***Superalloys: Alloying and Performance***. 1. ed., [S.l.]: ASM Internacional, 2010.

GERMANOVIX, A. A. ***Establishing a benchmark part to analyze the capabilities of selective laser melting systems***. 2011. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina, 2011.

GIBSON, I.; ROSEN, D.; STUCKER, B.; KHORASANI, M. ***Additive Manufacturing Technologies***. Cham: Springer International Publishing, 2021.

GOKULDOSS, P. K.; KOLLA, S.; ECKERT, J. Additive manufacturing processes: Selective laser melting, electron beam melting and binder jetting-selection guidelines. ***Materials***, v. 10, n. 6, , 2017.

GONG, H.; RAFI, K.; GU, H.; STARR, T.; STUCKER, B. Analysis of defect generation in Ti-6Al-4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes. ***Additive Manufacturing***, v. 1, p. 87–98, 1 out. 2014.

GORDON, J. V.; NARRA, S. P.; CUNNINGHAM, R. W.; LIU, H.; CHEN, H.; SUTER, R. M.; BEUTH, J. L.; ROLLETT, A. D. Defect structure process maps for laser powder bed fusion additive manufacturing. ***Additive Manufacturing***, v. 36, p. 101552, 1 dez. 2020.

GU, D. D.; MEINERS, W.; WISSENBACH, K.; POPRAWE, R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. ***International Materials Reviews***, v. 57, n. 3, p. 133–164, 12 maio. 2012.

GU, D.; SHI, Q.; LIN, K.; XI, L. Microstructure and performance evolution and underlying thermal mechanisms of Ni-based parts fabricated by selective laser melting. ***Additive***

Manufacturing, v. 22, p. 265–278, 1 ago. 2018.

GUO, M.; GU, D.; XI, L.; DU, L.; ZHANG, H.; ZHANG, J. Formation of scanning tracks during Selective Laser Melting (SLM) of pure tungsten powder: Morphology, geometric features and forming mechanisms. ***International Journal of Refractory Metals and Hard Materials***, v. 79, p. 37–46, 1 fev. 2019.

GUO, M.; GU, D.; XI, L.; ZHANG, H.; ZHANG, J.; YANG, J.; WANG, R. Selective laser melting additive manufacturing of pure tungsten: Role of volumetric energy density on densification, microstructure and mechanical properties. ***International Journal of Refractory Metals and Hard Materials***, v. 84, , 1 nov. 2019.

GUO, Q.; ZHAO, C.; QU, M.; XIONG, L.; ESCANO, L. I.; HOJJATZADEH, S. M. H.; PARAB, N. D.; FEZZAA, K.; EVERHART, W.; SUN, T.; CHEN, L. In-situ characterization and quantification of melt pool variation under constant input energy density in laser powder bed fusion additive manufacturing process. ***Additive Manufacturing***, v. 28, p. 600–609, 1 ago. 2019.

GUO, Q.; ZHAO, C.; QU, M.; XIONG, L.; HOJJATZADEH, S. M. H.; ESCANO, L. I.; PARAB, N. D.; FEZZAA, K.; SUN, T.; CHEN, L. In-situ full-field mapping of melt flow dynamics in laser metal additive manufacturing. ***Additive Manufacturing***, v. 31, p. 100939, 1 jan. 2020.

GUO, Y.; JIA, L.; KONG, B.; WANG, N.; ZHANG, H. Single track and single layer formation in selective laser melting of niobium solid solution alloy. ***Chinese Journal of Aeronautics***, v. 31, n. 4, p. 860–866, 2018.

GUO, Y.; JIA, L.; KONG, B.; WANG, N.; ZHANG, H. Single track and single layer formation in selective laser melting of niobium solid solution alloy. ***Chinese Journal of Aeronautics***, v. 31, n. 4, p. 860–866, 1 abr. 2018.

GUOQING, Z.; JUNXIN, L.; XIAOYU, Z.; JIN, L.; ANMIN, W. Effect of Heat Treatment on the Properties of CoCrMo Alloy Manufactured by Selective Laser Melting. ***Journal of Materials Engineering and Performance***, v. 27, n. 5, p. 2281–2287, 11 maio. 2018.

HAIJUN GONG. **Generation and detection of deffects in metallic parts fabricated by SLM and EBM and their effects on mechanical properties**. 2013. 218p. Tese (Doutorado Engenharia Industrial) - University of Louisville, Disponível em: <https://ir.library.louisville.edu/etd > Acesso em: 10 abr. 2018.

HEDBERG, Y. S.; QIAN, B.; SHEN, Z.; VIRTANEN, S.; ODNEVALL WALLINDER, I. In vitro biocompatibility of CoCrMo dental alloys fabricated by selective laser melting. ***Dental Materials***, v. 30, n. 5, p. 525–534, 1 maio. 2014.

HERNÁNDEZ, J. S. G. ***Análises microestruturais e mecânica da liga Ti-53%Nb produzida por fusão seletiva a laser usando pós esféricos e irregulares***. 2020. 146 p. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – PMT, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo. Disponível em : < http://www.teses.usp.br >Acesso em: 20 jan. 2021.

HERZOG, D.; SEYDA, V.; WYCISK, E.; EMMELMANN, C. Additive manufacturing of metals. ***Acta Materialia***, v. 117, p. 371–392, 15 set. 2016. b.

HONG, J. H.; YEOH, F. Y. Mechanical properties and corrosion resistance of cobalt-chrome alloy fabricated using additive manufacturing. ***Materials Today: Proceedings***, 18 jun. 2020.

HOOPER, P. A. Melt pool temperature and cooling rates in laser powder bed fusion. ***Additive Manufacturing***, v. 22, p. 548–559, 1 ago. 2018.

HUANG, Y.; LEU, M. C.; MAZUMDER, J.; DONMEZ, A. Additive manufacturing: Current state, future potential, gaps and needs, and recommendations. ***Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of the ASME***, v. 137, n. 1, p. 014001, 2015.

INTERNACIONAL, A. S. M. ***Powder Metal Technologies and Applications***. 9. ed., [S.l.]: ASM Internacional, 1998. v. 7.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). **Metallic materials - Instrumented indentation test for hardness and materials parameters - Part 1: Test method**. Geneva: ISO, 2002. (ISO 14577-1).

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). **Standard Guide for Characterizing Properties of Metal Powders Used for Additive Manufacturing Processes.** Geneva: ISO, 2014. (ISO/ ASTM F3049).

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). **Standard Terminology for Additive Manufacturing – General Principles – Terminology**. Geneva: ISO, 2015. (ISO/ ASTM 52900).

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). **Standard Additive manufacturing — Feedstock materials — Methods to characterize metallic powders**. Geneva: ISO, 2019. (ISO/ ASTM 52907).

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). **Standard Guidelines for Design for Additive Manufacturing**. Geneva: ISO, 2017. (ISO/ ASTM 52910).

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). **Standard for Additive Manufacturing – Finished Part Properties – Standard Specification for Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum via Powder Bed Fusion**. Geneva: ISO, 2017. (ISO/ ASTM F3213).

IRRINKI, H. Mechanical properties and microstructure evolution of 17-4 PH stainless steel processed by laser-powered bed fusion. p. 103, 2016.

JÄGLE, E. A.; CHOI, P. P.; VAN HUMBEECK, J.; RAABE, D. Precipitation and austenite reversion behavior of a maraging steel produced by selective laser melting. ***Journal of Materials Research 2014 29:17***, v. 29, n. 17, p. 2072–2079, 1 set. 2014.

JIA, Q.; GU, D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties. ***Journal of Alloys and Compounds***, v. 585, p. 713–721, 5 fev. 2014.

JUNG, H. Y.; CHOI, S. J.; PRASHANTH, K. G.; STOICA, M.; SCUDINO, S.; YI, S.; KÜHN, U.; KIM, D. H.; KIM, K. B.; ECKERT, J. Fabrication of Fe-based bulk metallic glass by selective laser melting: A parameter study. ***Materials & Design***, v. 86, p. 703–708, 5 dez. 2015.

KAJIMA, Y.; TAKAICHI, A.; KITTIKUNDECHA, N.; NAKAMOTO, T.; KIMURA, T.; NOMURA, N.; KAWASAKI, A.; HANAWA, T.; TAKAHASHI, H.; WAKABAYASHI, N. Effect of heat-treatment temperature on microstructures and mechanical properties of Co–Cr–Mo alloys fabricated by selective laser melting. ***Materials Science and Engineering A***, v. 726, p. 21–31, 30 maio. 2018.

KARLSSON, J.; SNIS, A.; ENGQVIST, H.; LAUSMAA, J. Characterization and comparison of materials produced by Electron Beam Melting (EBM) of two different Ti–6Al–4V powder fractions. ***Journal of Materials Processing Technology***, v. 213, n. 12, p. 2109–2118, 1 dez. 2013.

KHAIRALLAH, S. A.; ANDERSON, A. T.; RUBENCHIK, A.; KING, W. E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. ***Acta Materialia***, v. 108, p. 36–45, 15 abr. 2016.

KHORASANI, A. M.; GIBSON, I.; GHASEMI, A. H.; GHADERI, A. Modelling of laser powder bed fusion process and analysing the effective parameters on surface characteristics of Ti-6Al-4V. ***International Journal of Mechanical Sciences***, v. 168, , 15 fev. 2020.

KIM, D.; PARK, C.; YI, Y.; CHO, L. Comparison of cast Ti-Ni alloy clasp retention with conventional removable partial denture clasps. ***The Journal of Prosthetic Dentistry***, v. 91, n. 4, p. 374–382, 1 abr. 2004.

KIM, K. S.; HWANG, J. W.; LEE, K. A. Effect of building direction on the mechanical anisotropy of biocompatible Co–Cr–Mo alloy manufactured by selective laser melting process. ***Journal of Alloys and Compounds***, v. 834, p. 155055, 5 set. 2020.

KITTIKUNDECHA, N.; KAJIMA, Y.; TAKAICHI, A.; WAI CHO, H. H.; HTAT, H. L.; DOI, H.; TAKAHASHI, H.; HANAWA, T.; WAKABAYASHI, N. Fatigue properties of removable partial denture clasps fabricated by selective laser melting followed by heat treatment. ***Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials***, v. 98, p. 79–89, 1 out. 2019.

KLASSEN, A. ***Simulation of Evaporation Phenomena in Selective Electron Beam Melting***. 2018. FAU University Press, 2018.

KOU, S. ***Welding Metallurgy***. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2002. Disponível em: < http://doi.wiley.com/10.1002/0471434027> . Acesso em: 16 jul. 2022.

KOUTSOUKIS, T.; ZINELIS, S.; ELIADES, G.; AL-WAZZAN, K.; RIFAIY, M. Al; AL JABBARI, Y. S. Selective Laser Melting Technique of Co-Cr Dental Alloys: A Review of Structure and Properties and Comparative Analysis with Other Available Techniques. ***Journal of Prosthodontics***, v. 24, n. 4, p. 303–312, 1 jun. 2015.

KRAKHMALEV, P.; FREDRIKSSON, G.; SVENSSON, K.; YADROITSEV, I.;

YADROITSAVA, I.; THUVANDER, M.; PENG, R. Microstructure, solidification texture, and thermal stability of 316 L stainless steel manufactured by laser powder bed fusion. ***Metals***, v. 8, n. 8, , 15 ago. 2018.

KRUTH, J.-P.; LEVY, G.; KLOCKE, F.; CHILDS, T. H. C. Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing. ***CIRP Annals - Manufacturing Technology***, v. 56, n. 2, p. 730–759, 2007.

KRUTH, J. P.; BADROSSAMAY, M.; YASA, E.; DECKERS, J.; THIJS, L.; VAN HUMBEECK, J. Part and material properties in selective laser melting of metals. In: **16TH INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON ELECTROMACHINING**, ISEM 2010, p. 3–14, 2010.

KRUTH, Jean Pierre; DECKERS, J.; YASA, E.; WAUTHLÉ, R. Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method, **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**. v. 226, n. 6, p. 980-991, 2012.

KUDZAL, A. **Effect of Laser Processing Parameters on Powder Bed Fusion Stainless Steel**. 2018. 108p. Tese (Doutorado em Engenharia de Manufatura) – Instituto Politécnico de Worcester. Disponível em: < https://web.wpi.edu/ > Acesso em: 26 dez. 2019.

KUROSU, S.; MATSUMOTO, H.; CHIBA, A. Grain refinement of biomedical Co–27Cr–5Mo–0.16N alloy by reverse transformation. ***Materials Letters***, v. 64, n. 1, p. 49–52, 15 jan. 2010.

KUROSU, S.; MATSUMOTO, H.; CHIBA, A. Isothermal Phase Transformation in Biomedical Co-29Cr-6Mo Alloy without Addition of Carbon or Nitrogen. ***Metallurgical and Materials Transactions A***, v. 41, n. 10, p. 2613–2625, 25 out. 2010.

KURTZ, S. M.; ONG, K. L.; SCHMIER, J.; MOWAT, F.; SALEH, K.; DYBVIK, E.; KÄRRHOLM, J.; GARELLICK, G.; HAVELIN, L. I.; FURNES, O.; MALCHAU, H.; LAU, E. Future clinical and economic impact of revision total hip and knee arthroplasty. In: JOURNAL OF BONE AND JOINT SURGERY - SERIES A, 2007, v. 89, p. 144–151.

KURZ, W.; FISHER, D. J. ***Fundamentals of Solidification***. [S.l.]: Trans Tech Publications Limited, 1998.

KURZYNOWSKI, T.; CHLEBUS, E.; KUŹNICKA, B.; REINER, J. Parameters in selective laser melting for processing metallic powders. **SPIE Proceedings,** v. 8239. p. 823914. 2012.

KUSUMA, C. ***The Effect of Laser Power and Scan Speed on Melt Pool Characteristics of Pure Titanium and Ti-6Al-4V Alloy for Selective Laser Melting***. 2016. 127p. Mestrado (Engenharia Mecânica) - Wright State University.

LEE, Y. S.; KIRKA, M. M.; DINWIDDIE, R. B.; RAGHAVAN, N.; TURNER, J.; DEHOFF, R. R.; BABU, S. S. Role of scan strategies on thermal gradient and solidification rate in electron beam powder bed fusion. ***Additive Manufacturing***, 2018.

LETENNEUR, M.; KREITCBERG, A.; BRAILOVSKI, V. Optimization of Laser Powder

Bed Fusion Processing Using a Combination of Melt Pool Modeling and Design of Experiment Approaches: Density Control. ***Journal of Manufacturing and Materials Processing 2019, Vol. 3, Page 21***, v. 3, n. 1, p. 21, 21 fev. 2019.

LEWANDOWSKI, J. J.; SEIFI, M. Metal Additive Manufacturing: A Review of Mechanical Properties. ***Annual Review of Materials Research***, v. 46, n. 1, p. 151–186, jul. 2016.

LI, C.; GUO, Y.; FANG, X.; FANG, F. A scalable predictive model and validation for residual stress and distortion in selective laser melting. ***CIRP Annals***, v. 67, n. 1, p. 249–252, 1 jan. 2018.

LI, E.; ZHOU, Z.; WANG, L.; SHEN, H.; ZOU, R.; YU, A. Particle scale modelling of melt pool dynamics and pore formation in selective laser melting additive manufacturing. ***Powder Technology***, v. 397, p. 117012, 1 jan. 2022.

LI, H. Q.; SHEN, F. L.; GUO, H.; ZONG, R.; FANG, X. Y.; ZHANG, L. J. In-situ manipulating microstructure of CoCrMo alloy using selective laser melting with a novel scanning strategy. ***Scripta Materialia***, v. 210, p. 114468, 15 mar. 2022.

LI, H.; WANG, M.; LOU, D.; XIA, W.; FANG, X. Microstructural features of biomedical cobalt–chromium–molybdenum (CoCrMo) alloy from powder bed fusion to aging heat treatment. ***Journal of Materials Science & Technology***, v. 45, p. 146–156, 15 maio. 2020.

LI, R.; LIU, J.; SHI, Y.; WANG, L.; JIANG, W. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process. ***The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2011 59:9***, v. 59, n. 9, p. 1025–1035, 18 ago. 2011.

LIAN, Y.; GAN, Z.; YU, C.; KATS, D.; LIU, W. K.; WAGNER, G. J. A cellular automaton finite volume method for microstructure evolution during additive manufacturing. ***Materials & Design***, v. 169, p. 107672, 5 maio. 2019.

LIU, Y.; YANG, Y.; MAI, S.; WANG, D.; SONG, C. Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder. ***Materials & Design***, v. 87, p. 797–806, 15 dez. 2015.

LIU, Z. Y.; LI, C.; FANG, X. Y.; GUO, Y. B. Energy Consumption in Additive Manufacturing of Metal Parts. **In: PROCEDIA MANUFACTURING**, v. 26, p. 834–845, 2018.

LIVERANI, E.; FORTUNATO, A.; LEARDINI, A.; BELVEDERE, C.; SIEGLER, S.; CESCHINI, L.; ASCARI, A. Fabrication of Co–Cr–Mo endoprosthetic ankle devices by means of Selective Laser Melting (SLM). ***Materials & Design***, v. 106, p. 60–68, 15 set. 2016.

LU, Y.; REN, L.; XU, X.; YANG, Y.; WU, S.; LUO, J.; YANG, M.; LIU, L.; ZHUANG, D.; YANG, K.; LIN, J. Effect of Cu on microstructure, mechanical properties, corrosion resistance and cytotoxicity of CoCrW alloy fabricated by selective laser melting. ***Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials***, v. 81, p. 130–141, 1 maio. 2018.

LU, Y.; WU, S.; GAN, Y.; LI, J.; ZHAO, C.; ZHUO, D.; LIN, J. Investigation on the microstructure, mechanical property and corrosion behavior of the selective laser melted

CoCrW alloy for dental application. ***Materials Science and Engineering C***, v. 49, p. 517–525, 1 abr. 2015.

MAHMOOD, M. A.; UR REHMAN, A.; RISTOSCU, C.; DEMIR, M.; POPESCU-PELIN, G.; PITIR, F.; SALAMCI, M. U.; MIHAILESCU, I. N. Advances in Laser Additive Manufacturing of Cobalt–Chromium Alloy Multi-Layer Mesoscopic Analytical Modelling with Experimental Correlations: From Micro-Dendrite Grains to Bulk Objects. ***Nanomaterials 2022,*** v. 12, n. 5, p. 802, 26 fev. 2022.

MALEKIPOUR, E.; EL-MOUNAYRI, H. Common defects and contributing parameters in powder bed fusion AM process and their classification for online monitoring and control: a review. ***International Journal of Advanced Manufacturing Technology***, v. 95, n. 1–4, p. 527–550, 27 out. 2018.

MANÇANARES, C. G. ***Modelo de processo de avaliação para adoção de manufatura aditiva na indústria de alto valor agregado***. 2016. 137p. Dissertação (Engenharia de Produção) - Universidade de São Paulo, São Paulo. Disponível em : < http://www.teses.usp.br > Acesso em: 14 out. 2017.

MASSALSKI, T. B.; OKAMOTO, H.; SUBRAMANIAN, P. R.; KACPRZAK, L. ***Binary Alloy Phase Diagrams***. 2. ed., [S.l.]: ASM Internacional, 1990.

MATTHEWS, M. J.; GUSS, G.; KHAIRALLAH, S. A.; RUBENCHIK, A. M.; DEPOND, P. J.; KING, W. E. Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes. ***Acta Materialia***, v. 114, p. 33–42, 1 ago. 2016.

MAZUMDER, J.; DUTTA, D.; KIKUCHI, N.; GHOSH, A. Closed loop direct metal deposition: Art to Part. ***Optics and Lasers in Engineering***, v. 34, n. 4–6, p. 397–414, 1 out. 2000.

MENGUCCI, P.; BARUCCA, G.; GATTO, A.; BASSOLI, E.; DENTI, L.; FIORI, F.; GIRARDIN, E.; BASTIANONI, P.; RUTKOWSKI, B.; CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A. Effects of thermal treatments on microstructure and mechanical properties of a Co–Cr–Mo–W biomedical alloy produced by laser sintering. ***Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials***, v. 60, p. 106–117, 2016.

MERGULHÃO, M. V. ***Avaliação de propriedades mecânicas e caracterização microestrutural de consolidados de Cobalto-Cromo-Molibdênio obtidos por fusão seletiva a laser e fundição de precisão***. 2017. 138 p. Mestrado (Tecnolgia Nuclear de Materiais) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares -IPEN -CNEN/SP, São Paulo, Disponível em : < http://www.teses.usp.br >Acesso em: 10 out. 2017.

MERGULHÃO, M. V.; MARTINS, D.; NEVES, D. Characteristics of Biometallic Alloy to Additive Manufacturing Using Selective Laser Melting Technology. ***Journal of Biomaterials and Nanobiotechnology***, v. 9, p. 89–99, 2018.

MERGULHÃO, M. V.; PODESTÁ, C. E.; DAS NEVES, M. D. M. Valuation of Mechanical Properties and Microstructural Characterization of ASTM F75 Co-Cr Alloy Obtained by Selective Laser Melting (SLM) and Casting Techniques. ***Materials Science Forum***, 2017.

MERGULHÃO, M. V.; PODESTÁ, C. E.; DAVID, M.; DAS NEVES, M. Perspective of Additive Manufacturing Selective Laser Melting in Co-Cr-Mo Alloy in the Consolidation of Dental Prosthesis. [S.d.]

MINNATH, M. Al. Metals and alloys for biomedical applications. ***Fundamental Biomaterials: Metals***. [S.l.]: Elsevier, p. 167–174, 2018.

MONROY, K.; DELGADO, J.; SERENO, L.; CIURANA, J.; HENDRICHS, N. J. Geometrical feature analysis of Co-Cr-Mo single tracks after selective laser melting processing. ***Rapid Prototyping Journal***, v. 21, n. 3, p. 287–300, 20 abr. 2015.

MOSTAFAEI, A.; ZHAO, C.; HE, Y.; REZA GHIAASIAAN, S.; SHI, B.; SHAO, S.; SHAMSAEI, N.; WU, Z.; KOURAYTEM, N.; SUN, T.; PAUZA, J.; GORDON, J. V.; WEBLER, B.; PARAB, N. D.; ASHERLOO, M.; GUO, Q.; CHEN, L.; ROLLETT, A. D. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 1 abr. 2022.

NARVAN, M.; AL-RUBAIE, K. S.; ELBESTAWI, M. Process-Structure-Property Relationships of AISI H13 Tool Steel Processed with Selective Laser Melting. ***Materials***, v. 12, n. 14, , 1 jul. 2019.

NEIKOV, O. D.; NABOYCHENKO, S. S.; YEFIMOV, N. A.; NEIKOV, O. D. Powders for Additive Manufacturing Processing. ***Handbook of Non-Ferrous Metal Powders***, p. 373–399, 1 jan. 2019.

NELSON, J. C. ***Selective Laser Sintering: A Definition of the Process and an Empirical Sintering Model***. [S.l.]: U.M.I., 1993.

NIU, H. J.; CHANG, I. T. H. Selective laser sintering of gas and water atomized high speed steel powders. ***Scripta Materialia***, v. 41, n. 1, p. 25–30, 1 jun. 1999.

OLAKANMI, E. O.; COCHRANE, R. F.; DALGARNO, K. W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. ***Progress in Materials Science***, v. 74, p. 401–477, 1 out. 2015.

ORÉFICE, R. L.; PEREIRA, M. D. M.; MANSUR, H. S. ***Biomateriais: Fundamentos & Aplicações***. Rio de Janeiro: Cultura Médica, 2006.

PANAHIZADEH, V.; GHASEMI, A. H.; DADGAR ASL, Y.; DAVOUDI, M. Optimization of LB-PBF process parameters to achieve best relative density and surface roughness for Ti6Al4V samples: using NSGA-II algorithm. ***Rapid Prototyping Journal***, v. ahead-of-print, n. ahead-of-print, , 2022.

PARK, S. Y.; KIM, K. S.; ALMANGOUR, B.; GRZESIAK, D.; LEE, K. A. Compressive deformation behavior and energy absorption characteristic of additively manufactured sheet CoCrMo triply periodic minimal surface lattices. ***Journal of Materials Research and Technology***, v. 18, p. 171–184, 1 maio. 2022.

PHAN, M. A. L.; FRASER, D.; GULIZIA, S.; CHEN, Z. W. Horizontal growth direction of dendritic solidification during selective electron beam melting of a Co-based alloy. ***Materials Letters***, v. 228, p. 242–245, 1 out. 2018.

POPOV, V. V.; KATZ-DEMYANETZ, A.; GARKUN, A.; BAMBERGER, M. The effect of powder recycling on the mechanical properties and microstructure of electron beam melted Ti-6Al-4 V specimens. ***Additive Manufacturing***, v. 22, p. 834–843, 1 ago. 2018.

POPP, S. R. ***Impact of Solidification on Tensile Strength of CoCr 2LC in Selective Laser Melting***. 2015. University of Tennessee - Knoxville, 2015.

POWELL, D.; RENNIE, A. E. W.; GEEKIE, L.; BURNS, N. Journal of Cleaner Production, [S.l.]: Elsevier Ltd, 20 set. 2020.

PRASHANTH, K. G.; ECKERT, J. Formation of metastable cellular microstructures in selective laser melted alloys. ***Journal of Alloys and Compounds***, v. 707, p. 27–34, 15 jun. 2017.

QIN, H.; FALLAH, V.; DONG, Q.; BROCHU, M.; DAYMOND, M. R.; GALLERNEAULT, M. Solidification pattern, microstructure and texture development in Laser Powder Bed Fusion (LPBF) of Al10SiMg alloy. ***Materials Characterization***, v. 145, p. 29–38, 1 nov. 2018.

RAJAN, K.; VANDER SANDE, J. B. Room temperature strengthening mechanisms in a Co-Cr-Mo-C alloy. ***Journal of Materials Science***, v. 17, n. 3, p. 769–778, mar. 1982.

RAZAVI, S. M. J.; AVANZINI, A.; CORNACCHIA, G.; GIORLEO, L.; BERTO, F. Effect of heat treatment on fatigue behavior of as-built notched Co-Cr-Mo parts produced by Selective Laser Melting. ***International Journal of Fatigue***, v. 142, p. 105926, 1 jan. 2021.

REIJONEN, J.; REVUELTA, A.; RIIPINEN, T.; RUUSUVUORI, K.; PUUKKO, P. On the effect of shielding gas flow on porosity and melt pool geometry in laser powder bed fusion additive manufacturing. ***Additive Manufacturing***, v. 32, p. 101030, 1 mar. 2020.

ROBINSON, J.; ASHTON, I.; FOX, P.; JONES, E.; SUTCLIFFE, C. Determination of the effect of scan strategy on residual stress in laser powder bed fusion additive manufacturing. 2019.

SAINI, J. S.; DOWLING, L.; TRIMBLE, D.; SINGH, D. Mechanical Properties of Selective Laser Melted CoCr Alloys: A Review. ***Journal of Materials Engineering and Performance***, v. 30, n. 12, p. 8700–8714, 1 dez. 2021.

SAMES, W. J.; LIST, F. A.; PANNALA, S.; DEHOFF, R. R.; BABU, S. S. International Materials Reviews, [S.l.]: Taylor and Francis Ltd. 2016.

SAMES, W. J.; LIST, F. A.; PANNALA, S.; DEHOFF, R. R.; BABU, S. S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. ***International Materials Reviews***, v. 61, n. 5, p. 315–360, 3 jul. 2016.

SAMES, W. J.; MEDINA, F.; PETER, W. H.; BABU, S. S.; DEHOFF, R. R. Effect of Process Control and Powder Quality on Inconel 718 Produced Using Electron Beam Melting. ***8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives 2014***, p. 409–423, 2014.

SANAEI, N.; FATEMI, A. Defects in additive manufactured metals and their effect on

fatigue performance: A state-of-the-art review. ***Progress in Materials Science***, v. 117, p. 100724, 1 abr. 2021.

SCIPIONI BERTOLI, U.; GUSS, G.; WU, S.; MATTHEWS, M. J.; SCHOENUNG, J. M. In-situ characterization of laser-powder interaction and cooling rates through high-speed imaging of powder bed fusion additive manufacturing. ***Materials & Design***, v. 135, p. 385–396, 5 dez. 2017.

SEIFI, M.; SALEM, A.; SATKO, D.; SHAFFER, J.; LEWANDOWSKI, J. J. Defect distribution and microstructure heterogeneity effects on fracture resistance and fatigue behavior of EBM Ti–6Al–4V. ***International Journal of Fatigue***, v. 94, p. 263–287, 1 jan. 2017.

SEKI, E.; KAJIMA, Y.; TAKAICHI, A.; KITTIKUNDECHA, N.; CHO, H. H. W.; HTAT, H. L.; DOI, H.; HANAWA, T.; WAKABAYASHI, N. Effect of heat treatment on the microstructure and fatigue strength of CoCrMo alloys fabricated by selective laser melting. ***Materials Letters***, v. 245, p. 53–56, 15 jun. 2019.

SHANKAR, V.; GILL, T. P. S.; MANNAN, S. L.; SUNDARESAN, S. Effect of nitrogen addition on microstructure and fusion zone cracking in type 316L stainless steel weld metals. ***Materials Science and Engineering A***, v. 343, n. 1–2, p. 170–181, 25 fev. 2003.

SHI, Q.; GU, D.; XIA, M.; CAO, S.; RONG, T. Effects of laser processing parameters on thermal behavior and melting/solidification mechanism during selective laser melting of TiC/Inconel 718 composites. ***Optics & Laser Technology***, v. 84, p. 9–22, 1 out. 2016.

SHIPLEY, H.; MCDONNELL, D.; CULLETON, M.; COULL, R.; LUPOI, R.; O'DONNELL, G.; TRIMBLE, D. Optimisation of process parameters to address fundamental challenges during selective laser melting of Ti-6Al-4V: A review. ***International Journal of Machine Tools and Manufacture***, v. 128, p. 1–20, 1 maio. 2018.

SIAO, Y.-H.; WEN, C.-D. Examination of molten pool with Marangoni flow and evaporation effect by simulation and experiment in selective laser melting. ***International Communications in Heat and Mass Transfer***, v. 125, p. 105325, 1 jun. 2021.

SIMCHI, A.; POHL, H. Effects of laser sintering processing parameters on the microstructure and densification of iron powder. ***Materials Science and Engineering: A***, v. 359, n. 1–2, p. 119–128, 2003.

SIMONELLI, M.; TUCK, C.; ABOULKHAIR, N. T.; MASKERY, I.; ASHCROFT, I.; WILDMAN, R. D.; HAGUE, R. A Study on the Laser Spatter and the Oxidation Reactions During Selective Laser Melting of 316L Stainless Steel, Al-Si10-Mg, and Ti-6Al-4V. ***Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science***, v. 46, n. 9, p. 3842–3851, 5 set. 2015.

SING, S. L. ***Selective Laser Melting of Novel Titanium-Tantalum Alloy as Orthopaedic Biomaterial***. [S.l: s.n.], 2019.

SING, S. L.; HUANG, S.; YEONG, W. Y. Effect of solution heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion produced cobalt-28chromium-

6molybdenum. ***Materials Science and Engineering A***, v. 769, p. 138511, 2 jan. 2020.

SISTIAGA, M. L. M. Selective Laser Melting of 316L and Hastelloy X. 2019.

SLOTWINSKI, J. A.; GARBOCZI, E. J.; STUTZMAN, P. E.; FERRARIS, C. F.; WATSON, S. S.; PELTZ, M. A. Characterization of Metal Powders Used for Additive Manufacturing. ***Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology***, v. 119, 2014.

SONG, C.; ZHANG, M.; YANG, Y.; WANG, D.; JIA-KUO, Y. Morphology and properties of CoCrMo parts fabricated by selective laser melting. ***Materials Science and Engineering A***, v. 713, p. 206–213, 24 jan. 2018.

SRIVATSAN, T. S.; SUDARSHAN, T. S. ***Additive Manufacturing: Innovations, Advances, and Applications***. München: CRC Press, v. 116. 460 p, 2016.

SUN, S. H.; HAGIHARA, K.; NAKANO, T. Effect of scanning strategy on texture formation in Ni-25 at.%Mo alloys fabricated by selective laser melting. ***Materials & Design***, v. 140, p. 307–316, 15 fev. 2018.

SUTTON, A. T.; KRIEWALL, C. S.; LEU, M. C.; NEWKIRK, J. W.; BROWN, B. Characterization of laser spatter and condensate generated during the selective laser melting of 304L stainless steel powder. ***Additive Manufacturing***, v. 31, p. 100904, 1 jan. 2020.

TAKAICHI, A.; KAJIMA, Y.; KITTIKUNDECHA, N.; HTAT, H. L.; WAI CHO, H. H.; HANAWA, T.; YONEYAMA, T.; WAKABAYASHI, N. Effect of heat treatment on the anisotropic microstructural and mechanical properties of Co–Cr–Mo alloys produced by selective laser melting. ***Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials***, v. 102, p. 103496, 1 fev. 2020.

TAKAICHI, A.; SUYALATU; NAKAMOTO, T.; JOKO, N.; NOMURA, N.; TSUTSUMI, Y.; MIGITA, S.; DOI, H.; KUROSU, S.; CHIBA, A.; WAKABAYASHI, N.; IGARASHI, Y.; HANAWA, T. Microstructures and mechanical properties of Co-29Cr-6Mo alloy fabricated by selective laser melting process for dental applications. ***Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials***, v. 21, p. 67–76, maio. 2013.

TANG, M.; PISTORIUS, P. C.; BEUTH, J. L. Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion. ***Additive Manufacturing***, v. 14, p. 39–48, 1 mar. 2017.

TENG, C.; GONG, H.; SZABO, A.; DILIP, J. J. S.; ASHBY, K.; ZHANG, S.; PATIL, N.; PAL, D.; STUCKER, B. Simulating melt pool shape and lack of fusion porosity for selective laser melting of cobalt chromium components. ***Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of the ASME***, v. 139, n. 1, , 1 jan. 2017.

THIJS, L. ***Microstructure and Texture of Metal Parts Produced by Selective Laser Melting***. .2014. 294p. Tese (Doutorado Ciências) - KU Leuven, Bélgica.

THIJS, L.; KEMPEN, K.; KRUTH, J. P.; VAN HUMBEECK, J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. ***Acta Materialia***, v. 61, n. 5, p. 1809–1819, mar. 2013.

THIJS, L.; VERHAEGHE, F.; CRAEGHS, T.; HUMBEECK, J. Van; KRUTH, J.-P. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V. ***Acta Materialia***, v. 58, n. 9, p. 3303–3312, 1 maio. 2010.

TONELLI, L.; FORTUNATO, A.; CESCHINI, L. CoCr alloy processed by Selective Laser Melting (SLM): effect of Laser Energy Density on microstructure, surface morphology, and hardness. ***Journal of Manufacturing Processes***, v. 52, p. 106–119, 1 abr. 2020.

TREVISAN, F.; CALIGNANO, F.; AVERSA, A.; MARCHESE, G.; LOMBARDI, M.; BIAMINO, S.; UGUES, D.; MANFREDI, D. Additive manufacturing of titanium alloys in the biomedical field: processes, properties and applications. ***Journal of Applied Biomaterials & Functional Materials***, v. 16, n. 2, p. 57–67, 25 abr. 2018.

VAITHILINGAM, J. ***Additive manufacturing and surface functionalisation of Ti6Al4V components using self-assembled monolayers for biomedical applications***. 2015. 226 p. Tese (Doutorado em Filosofia) - University of Nottingham, Reino Unido. Disponível em: < http://eprints.nottingham.ac.uk > Acesso em: 12 jan. 2017.

VALERO-VIDAL, C.; IGUAL-MUÑOZ, A.; OLSSON, C. A.; -, Al; BETTINI, E.; LEYGRAF, C.; LIN, C.; KAZANTSEVA, N. Main factors affecting the structure and properties of titanium and cobalt alloys manufactured by the 3D printing. ***Journal of Physics: Conference Series***, v. 1115, n. 4, p. 042008, 1 nov. 2018.

VAN NOORT, R. The future of dental devices is digital. ***Dent Mater***, v. 28, n. 1, p. 3–12, 2012.

VANDENBROUCKE, B.; KRUTH, J. P. Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts. ***Rapid Prototyping Journal***, v. 13, n. 4, p. 196–203, 7 ago. 2007.

VÁSQUEZ, F.; RAMOS-GREZ, J. A.; WALCZAK, M. Multiphysics simulation of laser–material interaction during laser powder depositon. ***The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2011 59:9***, v. 59, n. 9, p. 1037–1045, 26 ago. 2011.

VOLPATO, N. ***Manufatura aditiva: tecnologias e aplicações da impressão 3D***. [S.l.]: Editora Blucher, 400 p., 2017.

VOLPP, J. Powder particle movement during Powder Bed Fusion. ***Procedia Manufacturing***, v. 36, p. 26–32, 1 jan. 2019.

WANG, C.; ZHANG, J.; LIU, L.; FU, H. Effect of Melt Superheating Treatment on Directional Solidification Interface Morphology of Multi-component Alloy. ***Journal of Materials Science & Technology***, v. 27, n. 7, p. 668–672, 1 jan. 2011.

WANG, J.-H.; REN, J.; LIU, W.; WU, X.-Y.; GAO, M.-X.; BAI, P.-K. Effect of Selective Laser Melting Process Parameters on Microstructure and Properties of Co-Cr Alloy. ***Materials***, v. 11, n. 9, p. 1546, 27 ago. 2018.

WANG, W. C.; CHANG, C. Y. Flow analysis of the laminated manufacturing system with laser sintering of metal powder. Part I: flow uniformity inside the working chamber.

International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 92, n. 1–4, p. 1299–1314, 1 set. 2017.

WANG, Y.; YU, C.; XING, L.; LI, K.; CHEN, J.; LIU, W.; MA, J.; SHEN, Z. Grain structure and texture of the SLM single track. ***Journal of Materials Processing Technology***, v. 281, p. 116591, 1 jul. 2020.

WANG, Z.; XIAO, Z.; TSE, Y.; HUANG, C.; ZHANG, W. Optimization of processing parameters and establishment of a relationship between microstructure and mechanical properties of SLM titanium alloy. ***Optics and Laser Technology***, v. 112, p. 159–167, 15 abr. 2019.

WEI, D.; KOIZUMI, Y.; TAKASHIMA, T.; NAGASAKO, M.; CHIBA, A. Fatigue improvement of electron beam melting-fabricated biomedical Co–Cr–Mo alloy by accessible heat treatment. ***Materials Research Letters***, v. 6, n. 1, p. 93–99, 2 jan. 2018.

WEI, W.; ZHOU, Y.; LIU, W.; LI, N.; YAN, J.; LI, H. Microstructural Characterization, Mechanical Properties, and Corrosion Resistance of Dental Co-Cr-Mo-W Alloys Manufactured by Selective Laser Melting. ***Journal of Materials Engineering and Performance***, v. 27, n. 10, p. 5312–5320, 1 out. 2018.

WITS, W. W.; BRUINS, R.; TERPSTRA, L.; HULS, R. A.; GEIJSELAERS, H. J. M. Single scan vector prediction in selective laser melting. ***Additive Manufacturing***, v. 9, p. 1–6, 1 jan. 2016.

YADROITSEV, I.; GUSAROV, A.; YADROITSAVA, I.; SMUROV, I. Single track formation in selective laser melting of metal powders. ***Journal of Materials Processing Technology***, v. 210, n. 12, p. 1624–1631, 1 set. 2010.

YADROITSEV, I.; KRAKHMALEV, P.; YADROITSAVA, I.; JOHANSSON, S.; SMUROV, I. Energy input effect on morphology and microstructure of selective laser melting single track from metallic powder. ***Journal of Materials Processing Technology***, v. 213, n. 4, p. 606–613, 1 abr. 2013.

YADROITSEV, I.; SMUROV, I. Surface Morphology in Selective Laser Melting of Metal Powders. ***Physics Procedia***, v. 12, p. 264–270, 1 jan. 2011.

YADROITSEV, Igor; YADROITSAVA, I. A step-by-step guide to the L-PBF process. ***Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals***, p. 39–77, 1 jan. 2021.

YADROITSEV, Igor; YADROITSAVA, I.; BERTRAND, P.; SMUROV, I. Factor analysis of selective laser melting process parameters and geometrical characteristics of synthesized single tracks. ***Rapid Prototyping Journal***, v. 18, n. 3, p. 201–208, 2012.

YAGER, S.; MA, J.; OZCAN, H.; KILINC, H. I.; ELWANY, A. H.; KARAMAN, I. Mechanical properties and microstructure of removable partial denture clasps manufactured using selective laser melting. ***Additive Manufacturing***, v. 8, p. 117–123, 1 out. 2015.

YAO, X. X.; ZHANG, Z. Laser-particle interaction-based heat source model of laser powder bed fusion additive manufacturing. ***Optics & Laser Technology***, v. 155, p. 108402, 1 nov.

2022.

YAP, C. Y.; CHUA, C. K.; DONG, Z. L.; LIU, Z. H.; ZHANG, D. Q.; LOH, L. E.; SING, S. L. Review of selective laser melting: Materials and applications. ***Applied Physics Reviews***, v. 2, n. 4, p. 041101, 9 dez. 2015.

YI, J. H.; KANG, J. W.; WANG, T. J.; WANG, X.; HU, Y. Y.; FENG, T.; FENG, Y. L.; WU, P. Y. Effect of laser energy density on the microstructure, mechanical properties, and deformation of Inconel 718 samples fabricated by selective laser melting. ***Journal of Alloys and Compounds***, v. 786, p. 481–488, 25 maio. 2019.

ZHANG, B.; DEMBINSKI, L.; CODDET, C. The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316L powder. ***Materials Science and Engineering A***, v. 584, p. 21–31, 1 nov. 2013.

ZHANG, M.; YANG, Y.; SONG, C.; BAI, Y.; XIAO, Z. An investigation into the aging behavior of CoCrMo alloys fabricated by selective laser melting. ***Journal of Alloys and Compounds***, v. 750, p. 878–886, jun. 2018.

ZHANG, T.; LI, H.; LIU, S.; SHEN, S.; XIE, H.; SHI, W.; ZHANG, G.; SHEN, B.; CHEN, L.; XIAO, B.; WEI, M. Evolution of molten pool during selective laser melting of Ti–6Al–4V. ***Journal of Physics D: Applied Physics***, v. 52, n. 5, p. 055302, 23 nov. 2018.

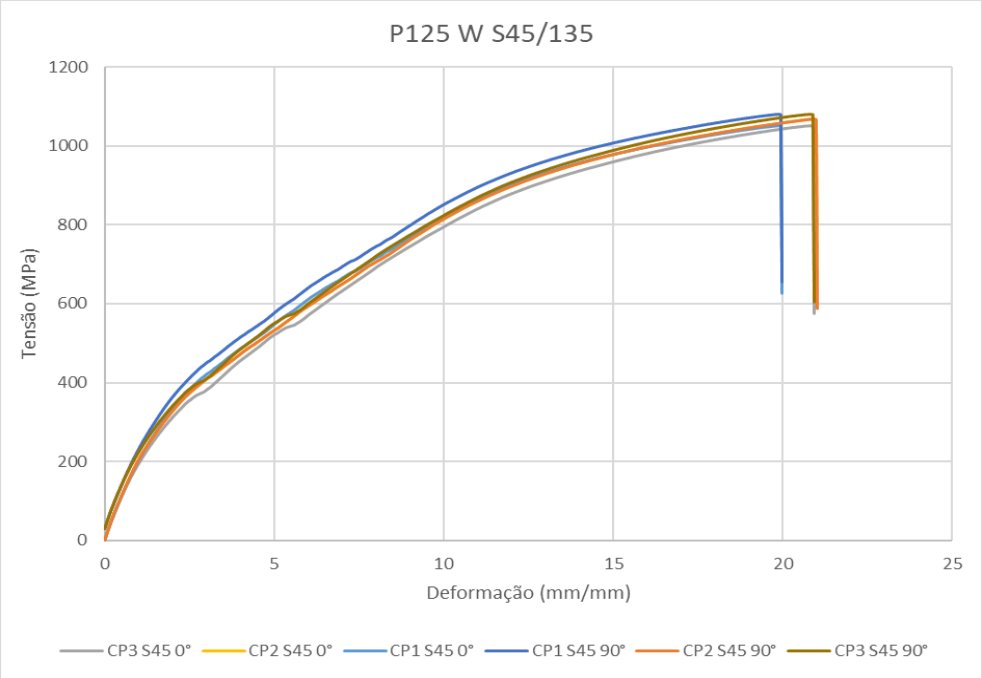
ZHAO, Y.; KOIZUMI, Y.; AOYAGI, K.; WEI, D.; YAMANAKA, K.; CHIBA, A. Molten pool behavior and effect of fluid flow on solidification conditions in selective electron beam melting (SEBM) of a biomedical Co-Cr-Mo alloy. ***Additive Manufacturing***, v. 26, p. 202–214, 1 mar. 2019.

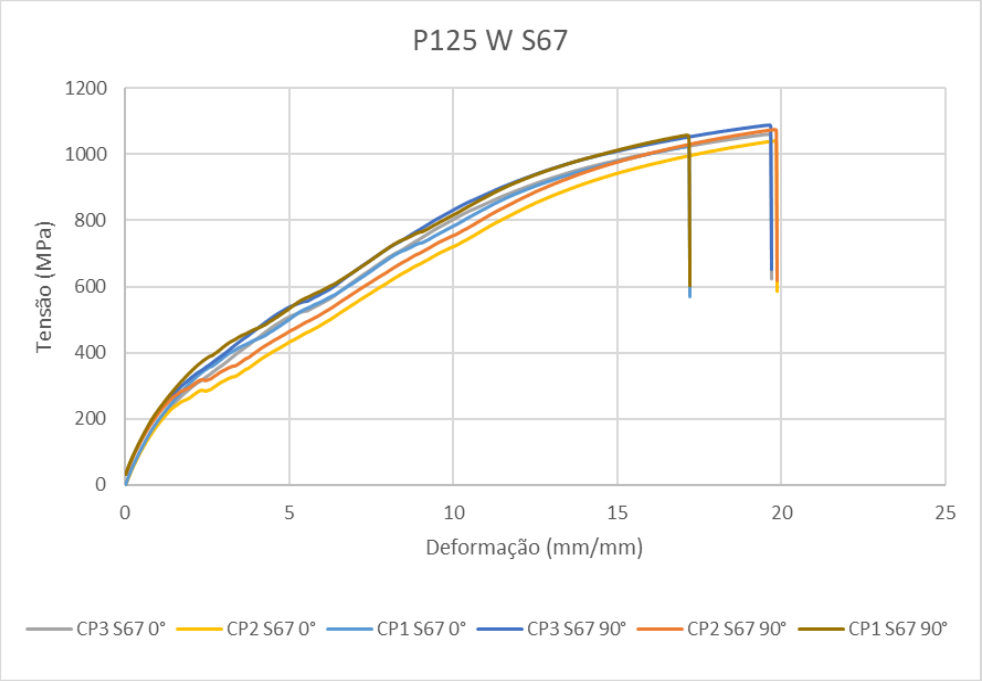
ZHOU, X.; WANG, D.; LIU, X.; ZHANG, D. D.; QU, S.; MA, J.; LONDON, G.; SHEN, Z.; LIU, W. 3D-imaging of selective laser melting defects in a Co-Cr-Mo alloy by synchrotron radiation micro-CT. ***Acta Materialia***, v. 98, p. 1–16, 14 jul. 2015.

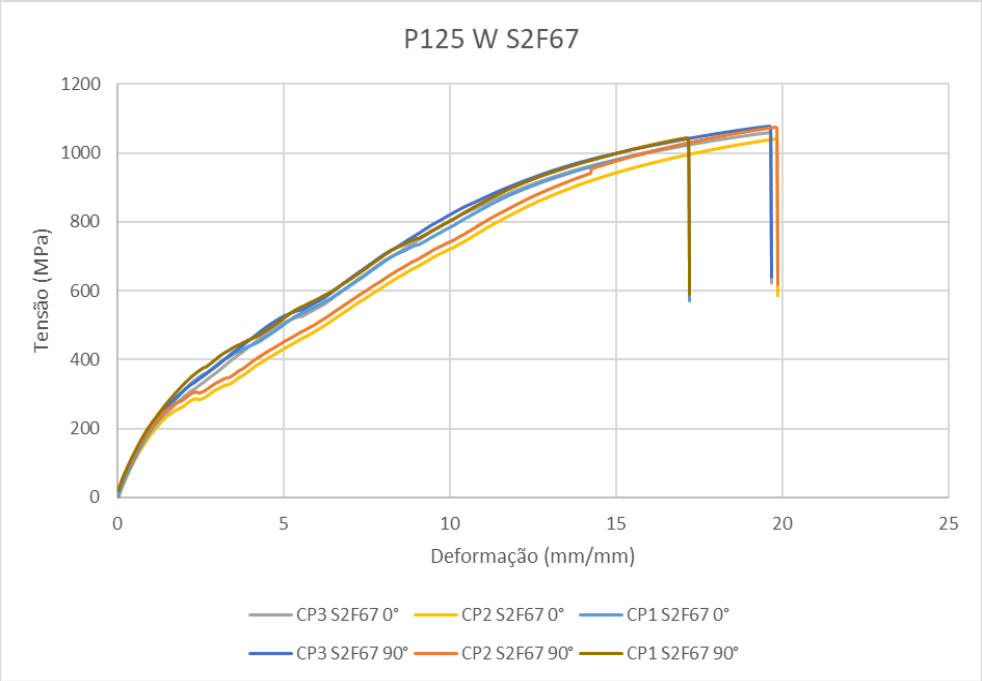
ZHU, Z. G.; NGUYEN, Q. B.; NG, F. L.; AN, X. H.; LIAO, X. Z.; LIAW, P. K.; NAI, S. M. L.; WEI, J. Hierarchical microstructure and strengthening mechanisms of a CoCrFeNiMn high entropy alloy additively manufactured by selective laser melting. ***Scripta Materialia***, v. 154, n. September, p. 20–24, 1 set. 2018.

ANEXOS

ANEXO 1 – CURVAS DE TRAÇÃO VERSUS DEFORMAÇÃO

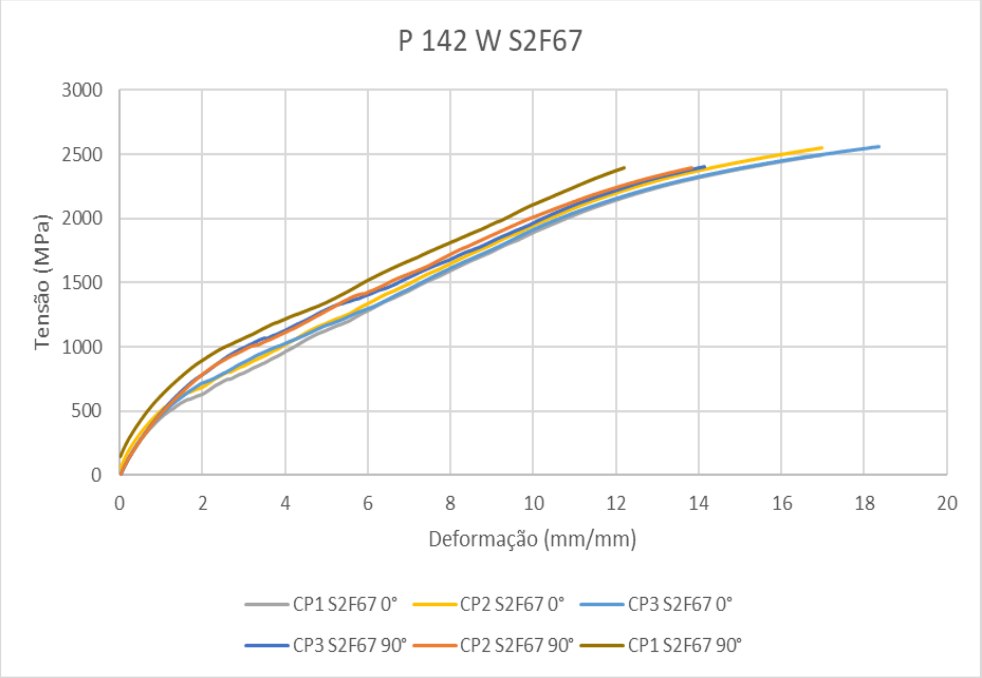





P125 W S2F67
Tensão (MPa)
1200
1000
800
600
400
200
0
0
5
10
15
20
25
Deformação (mm/mm)
CP3 S2F67 0°
CP2 S2F67 0°
CP1 S2F67 0°
CP3 S2F67 90°
CP2 S2F67 90°
CP1 S2F67 90°

P 142 W S45/135
Tensão (MPa)
3000
2500
2000
1500
1000
500
0
0
5
10
15
20
25
Deformação (mm/mm)
CP1 S45 0°
CP2 S45 0°
CP3 S45 0°
CP1 S45 90°
CP2 S45 90°
CP3 S45 90°

P142 W S67
Tensão (MPa)
3000
2500
2000
1500
1000
500
0
0
2
4
6
8
10
12
14
16
18
20
Deformação (mm/mm)
CP1 S67 0°
CP2 S67 0°
CP3 S67 0°
CP3 S67 90°
CP2 S67 90°
CP1 S67 90°


P 142 W S2F67
Tensão (MPa)
3000
2500
2000
1500
1000
500
0
0
2
4
6
8
10
12
14
16
18
20
Deformação (mm/mm)
CP1 S2F67 0°
CP2 S2F67 0°
CP3 S2F67 0°
CP3 S2F67 90°
CP2 S2F67 90°
CP1 S2F67 90°

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Diretoria de Pesquisa, Desenvolvimento e Ensino
Av. Prof. Lineu Prestes, 2242 – Cidade Universitária CEP: 05508-000
Fone/Fax(0XX11) 3133-8908
SÃO PAULO – São Paulo – Brasil
http://www.ipen.br

O IPEN é uma Autarquia vinculada à Secretaria de Desenvolvimento, associada à Universidade de São Paulo e gerida técnica e administrativamente pela Comissão Nacional de Energia Nuclear, órgão do Ministério da Ciência, Tecnologia, Inovações e Comunicações.