

Aloysio Arthur Becker Fogliatto

**INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS DO PROCESSO DE FUSÃO  
EM LEITO DE PÓ NA POROSIDADE E PERMEABILIDADE DE  
FILTROS DE AÇO INOXIDÁVEL FABRICADOS COM GRADA-  
ÇÃO FUNCIONAL**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Doutor em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Carlos Henrique Ahrens, Dr. Eng.

Coorientador: Prof. Paulo Antônio Pereira Wendhausen, Dr. Eng.

Florianópolis  
2018

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,  
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária  
da UFSC.

Fogliatto, Aloysio Arthur Becker

Influência de parâmetros do processo de fusão em  
leito de pó na porosidade e permeabilidade de  
filtros de aço inoxidável fabricados com gradação  
funcional / Aloysio Arthur Becker Fogliatto ;  
orientador, Carlos Henrique Ahrens, coorientador,  
Paulo Antônio Pereira Wendhausen, 2018.  
299 p.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Santa  
Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós  
Graduação em Engenharia Mecânica, Florianópolis, 2018.

Inclui referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Filtros metálicos. 3.  
Manufatura aditiva (SLS/SLM). 4. Materiais com  
gradação funcional (FGM's). 5. Indústria de petróleo  
e gás. I. Ahrens, Carlos Henrique. II. Wendhausen,  
Paulo Antônio Pereira. III. Universidade Federal de  
Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia Mecânica. IV. Título.

Aloysio Arthur Becker Fogliatto

**INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS DO PROCESSO DE FUSÃO  
EM LEITO DE PÓ NA POROSIDADE E PERMEABILIDADE DE  
FILTROS DE AÇO INOXIDÁVEL FABRICADOS COM GRADA-  
ÇÃO FUNCIONAL**

Esta Tese foi julgada adequada para obtenção do Título de “Doutor em Engenharia Mecânica”, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Florianópolis, 23 de Março de 2018.

---

Prof. Jonny Carlos da Silva, Dr. Eng  
Coordenador do POSMEC

---

Prof. Carlos Henrique Ahrens, Dr. Eng. – Orientador  
Universidade Federal de Santa Catarina

---

Prof. Paulo Antônio Pereira Wendhausen, Dr. Eng. – Coorientador  
Universidade Federal de Santa Catarina

**Banca Examinadora:**

---

Prof. Carlos Henrique Ahrens, Dr. Eng. – Orientador  
Universidade Federal de Santa Catarina

---

Prof. Neri Volpato, Dr. Eng.  
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

---

Prof. Aloísio Nelmo Klein, Dr. Eng.  
Universidade Federal de Santa Catarina

---

Prof. João Carlos Espíndola Ferreira, Dr. Eng.  
Universidade Federal de Santa Catarina

---

Prof. Edson Costa Santos, Dr. Eng.  
SOCIESC

---

Daniel Rodrigues, Dr. Eng.  
BRATS Ind. e Com. de Produtos Metálicos Especiais Ltda



Aos meus pais: Carlos Alberto e Ana  
Lúcia (*in memoriam*); e aos meus ir-  
mãos: Ana Carla, Adriano e Alisson.

## AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Eng. Carlos Henrique Ahrens, por ter me acolhido como doutorando, pela valiosa orientação, apoio, confiança e pela experiência e conhecimentos transmitidos.

Ao Prof. Dr. Eng. Paulo Antônio Pereira Wendhausen, por ter me acolhido como orientando, pela confiança e pelo precioso e fundamental apoio/suporte fornecido ao longo desta pesquisa.

Ao Prof. Dr. Eng. Aloísio Nelmo Klein e à Prof<sup>ª</sup>. Dra. Eng. Sônia Maria Hickel Probst, pelo suporte fornecido através do LABMAT-UFSC.

Ao Prof. Dr. Eng. Márcio Celso Fredel, pelo suporte fornecido através do CERMAT-UFSC.

Ao Prof. Dr. Eng. Clovis R. Maliska e à Tatiane Cristina M. Schweitzer, pelo suporte fornecido através do SINMEC-UFSC.

Ao Dr. Eng. Edson Costa Santos e ao Dr. Eng. Daniel Rodrigues, pelos conhecimentos transmitidos e pela parceria ao longo do desenvolvimento desta pesquisa.

Ao MSc. Eng. José Maria Mascheroni e ao MSc. Eng. Murilo Fendrich, pelo suporte e parceria ao longo do desenvolvimento desta pesquisa.

À empresa PETROBRAS, por ter me possibilitado participar do Programa de Formação de Recursos Humanos (PFRH) e disponibilizado o financiamento através de bolsa de doutorado.

À empresa ALKIMAT Ltda, pelo apoio disponibilizado durante a construção do equipamento protótipo de AM do NIMMA-UFSC.

À empresa HOGANAS, pelo fornecimento dos pós metálicos empregados na fabricação dos corpos de prova.

Ao ISI-Laser de Joinville-SC, por todo o apoio disponibilizado para a fabricação dos corpos de prova desta pesquisa.

À empresa BRATS Ind. e Com. de Produtos Metálicos Especiais Ltda, pelo fornecimento dos pós metálicos e por todo apoio disponibilizado durante a realização dos ensaios de caracterização dos filtros.

À empresa WEG S.A., pelo apoio disponibilizado para a caracterização dos corpos de prova, em especial ao parceiro Matheus Amorim Carvalho.

Ao IFC, por ter me possibilitado participar do Programa Interno de Qualificação (PIQIFC) e usufruir do benefício de licença parcial para dedicação ao doutorado.

Ao IFSC campus Florianópolis, pelo apoio disponibilizado para os cortes dos corpos de prova.

À equipe do NIMMA-UFSC, em especial aos colegas e amigos Cleiton Comelli (grande parceiro na construção do equipamento protótipo de AM), André Germanovix, João Pedro De Medeiros, Luiza Benedetti e Andres Owczarzak.

À equipe do LABMAT-UFSC, em especial aos colegas Anderson Onofre, Antônio Itamar Ramos Filho, Bianca Guedert, Cleber Fenili, Máisa Daros, Priscila Gonçalves, Renan Giacomelli e Ricardo Bordignon.

À equipe do MAGMA-UFSC, em especial aos colegas Bruno Eggert, Fernando Maccari, Frederico Keller, Leandro Lima, Leonardo Ulian e Arthur Mascheroni, pelo precioso auxílio ao longo da jornada.

À equipe do CERMAT-UFSC, em especial aos colegas Roberta De Farias e Douglas Fabris, pelo grande auxílio com o MEV.

À equipe do LABEMM-IFC, em especial ao Prof. Dr. Eng. Mário Wolfart Jr., por todo o apoio disponibilizado para a realização dos procedimentos metalográficos.

À equipe do ISI-Laser de Joinville-SC, em especial aos parceiros Bruno Zluhan, Moisés Teixeira e Luís Henrique Fontanella, pela troca de informações e por toda a ajuda disponibilizada quando da fabricação das amostras.

À equipe da empresa BRATS, em especial aos parceiros Dr. Eng. Daniel Rodrigues e Gilberto Concílio, pela troca de informações e por toda a ajuda disponibilizada quando da caracterização das amostras.

À equipe do LABSOLDA-UFSC, em especial aos colegas Dr. Eng. Cleber Marques, Dr. Eng. Raul Gohr Jr., Dr. Eng. Régis Silva, Marcus Baretche, Hellinton Direne Filho, Bruna Martinello Savi, Ivan Pigozzo, Ricardo Campagnin, Fernando Costenaro, Felipe Kalil Mendonça, Ramon Natal Meller, Diego Erdmann, Renan Kindermann e Cleber Guedes.

Aos demais colegas, amigos e parceiros que ofereceram apoio e incentivo durante a realização deste trabalho.

À Universidade Federal de Santa Catarina e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFSC, pela oportunidade e suporte oferecido para a realização deste trabalho.

Ao CNPQ, pelo auxílio financeiro.

Aos meus pais, irmãos, e demais familiares, por compreenderem os motivos de minha ausência nestes últimos anos e por me apoiarem e me incentivarem de maneira incondicional.

**MUITO OBRIGADO!**

*“Seja você quem for, seja qual for a posição social que você tenha na vida, a mais alta ou a mais baixa, tenha sempre como meta muita força, muita determinação e sempre faça tudo com muito amor e com muita fé em Deus, que um dia você chega lá. De alguma maneira você chega lá”.*

*(Ayrton Senna)*

## RESUMO

Filtros metálicos possuem aplicações em diversos segmentos industriais, destacando-se as demandas de filtros com gradação funcional de porosidade e anisotropia de permeabilidade no segmento de petróleo e gás. O emprego de tecnologias de manufatura aditiva (*AM*) possibilita a superação de algumas limitações do processo de metalurgia do pó convencional – o qual é empregado tradicionalmente para a fabricação destes filtros – como inflexibilidade para a obtenção de geometrias complexas e para a fabricação de materiais com gradação funcional (*FGM's*). Entre os processos de *AM*, aqueles baseados na fusão em leito de pó – como o processo *SLS/SLM* – despertam o interesse de quem deseja produzir estruturas metálicas porosas. Alguns pesquisadores têm empregado o processo *SLS/SLM* para a construção de filtros com gradação funcional de porosidade, porém, não existem estudos focados na investigação acerca do comportamento de permeabilidade e sua relação com a porosidade de filtros com gradação funcional. Neste trabalho, o processo *SLS/SLM* foi empregado para a fabricação de filtros metálicos sem e com gradação funcional de porosidade – utilizando-se dois pós metálicos de aço inoxidável (*AISI 316L* e *304*) e dois equipamentos de *AM* – visando-se investigar a influência dos parâmetros distância entre linhas de varredura (*hatch*) e velocidade de varredura do feixe *laser* nas características de porosidade e permeabilidade destes filtros. Os filtros fabricados por *AM* foram comparados com um filtro obtido pelo processo convencional de compactação e sinterização. Os resultados indicaram que o controle do processo *SLS/SLM* realizado a partir da variação dos parâmetros distância entre linhas de varredura (*hatch*) e velocidade de varredura pôde ser utilizado com sucesso para a produção de estruturas metálicas com gradação de porosidade (*FGM's*), sendo possível controlar a permeabilidade dos filtros *FGM* a partir do controle dos parâmetros de processo. Ao comparar-se os filtros fabricados com diferentes processos de fabricação e diferentes parâmetros do processo *SLS/SLM*, foi possível constatar-se que não somente os valores de porosidade total e interconectada influenciaram na permeabilidade das estruturas metálicas porosas, isto é: os mecanismos de consolidação da matéria atuantes em cada processo de fabricação, assim como a variação dos parâmetros do processo *SLS/SLM*, produziram estruturas com diferentes morfologia, distribuição espacial e distribuição de tamanho de poros. Estas variáveis, por sua vez, foram determinantes para a ocorrência de fenômenos que influenciaram no comportamento hidrodinâmico do fluido que permeia o meio poroso (permeabilidade).

**Palavras-chave:** Filtros metálicos, Manufatura aditiva (*SLS/SLM*), Materiais com gradação funcional (*FGM*), aços inoxidáveis *AISI 316L/304*, Indústria de petróleo e gás.

## ABSTRACT

Stainless steel filters are widely used in several industrial fields. There are demands of filters with gradient porosity and permeability anisotropy in oil and gas industry, however, the well-known Powder Metallurgy manufacturing process employed to obtain porous structures has some limitations in controlling the internal geometry of the parts, which leads to inflexibility in obtaining functionally graded materials (FGM's). The Additive Manufacturing (AM) technologies have the ability to overcome the limitations mentioned above, especially Powder Bed Fusion (PBF) processes. As a PBF process, SLS/SLM is employed to produce parts layer by layer through the laser sintering/melting of metallic powders. It has been shown that SLS/SLM process has been employed to produce filters with gradient porosity, however, it could not be found research concerning investigation of the relationship between permeability and porosity of such FGM filters. The SLS/SLM process was employed in this research to produce FGM metallic filters and metallic filters without gradient porosity. Two grades of stainless steel powder (AISI 316L and 304) and two additive manufacturing machines were used. The methodology employed aimed to investigate the relationship between process parameters (hatch distance and scan speed), porosity and permeability of such filters. The SLS/SLMed filters were compared with others filters produced by conventional powder metallurgy process. The results have confirmed the ability of SLS/SLM in controlling porosity of the final product by varying hatch distance and scan speed and, consequently, the manufacturing of FGM filters was succeeded. Additionally, the permeability of FGM filters could be controlled by mean of controlling the SLS/SLM process parameters. It also has been shown that not only the total and open porosities had crucial influence in determining permeability of porous structures, i.e., the consolidation mechanisms that occurred in every manufacturing process as well as the variation of process and material parameters produced distinct porous structures with different morphologies, spatial and porous size distributions. On the other hand, those variables were decisive on influencing the hydrodynamics phenomena related to permeability results.

**Keywords:** Stainless steel filters, Additive manufacturing (SLS/SLM), Functionally graded materials (FGM), AISI 316L/304 stainless steels, Oil and gas industry.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Esquema representando os componentes básicos de um equipamento comercial <i>SLS</i> .....	42
Figura 2.2 – Formação do pescoço ( <i>necking</i> ) no processo de sinterização.....	44
Figura 2.3 – Detalhe da varredura do feixe <i>laser</i> na camada de pó.....	47
Figura 2.4 – Detalhe da interação do sistema "radiação do <i>laser</i> -material particulado-substrato" no processo <i>SLS/SLM</i> .....	48
Figura 2.5 – Simulação do espalhamento dos raios de luz no processo <i>SLS/SLM</i> .....	50
Figura 2.6 – Modo TEM <sub>00</sub> de densidade de energia do feixe <i>laser</i> .....	52
Figura 2.7 – Camadas fabricadas com diferentes valores do parâmetro distância entre linhas de varredura ( <i>hatch</i> ). .....	53
Figura 2.8 – Exemplos de sobreposição entre filetes.....	54
Figura 2.9 – Exemplos de estratégias de varredura utilizadas no processo <i>SLS/SLM</i> .....	55
Figura 2.10 – Exemplo de estratégia de varredura em “ilhas”.....	55
Figura 2.11 – Exemplo de estratégia de fabricação <i>cross direction</i> (giro de 90° em relação à camada anterior). .....	56
Figura 2.12 – Exemplo de estratégia de fabricação <i>inter-layer stagger</i> (escalonamento dos filetes em relação à camada anterior). .....	56
Figura 2.13 – Vista superior do filete produzido por <i>SLS/SLM</i> .....	58
Figura 2.14 – Seção transversal típica de um filete produzido por <i>SLS/SLM</i> .....	59
Figura 2.15 – Mapa de processo para obtenção de filetes em camada única (elaborado para pó 316L). .....	59
Figura 2.16 – Esquema da redução contínua da zona de consolidação de pó durante o processamento <i>SLM</i> .....	61
Figura 2.17 – Seções transversais dos filetes de pó 316L produzidos em chapa substrato para diferentes valores da distância entre linhas de varredura ( <i>hatch</i> ): a), b) – 3 e 5 filetes para <i>hatch</i> = 60 µm; c) e d) – 2 e 3 filetes para <i>hatch</i> = 100 µm.....	62
Figura 2.18 – Perfil de altura de uma sequência contínua de filetes produzidos a partir de pó 316L; a) <i>hatch</i> = 60 µm e b) <i>hatch</i> = 100 µm.....	62
Figura 2.19 – Variação da direção de construção e do ângulo entre filetes de camadas sucessivas.....	63
Figura 2.20 – Esquema mostrando o “parâmetro N” e os respectivos ângulos entre filetes. ....	64
Figura 2.21 – Gráfico mostrando os resultados dos ensaios de resistência mecânica e ductilidade x “parâmetro N”. .....	64
Figura 2.22 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura mostrando a morfologia das superfícies de topo obtidas a partir do processamento da liga Ni20Cr por <i>SLM</i> em diferentes velocidades de varredura: a) 0,1 m/s; b) 0,2 m/s; c) e d) 0,3 m/s. ....	65
Figura 2.23 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura mostrando a morfologia das superfícies de topo obtidas a partir do processamento de Ferro	



por <i>SLM</i> em diferentes velocidades de varredura: a) 0,27 m/s; b) 0,33 m/s; c) e d) 0,4 m/s. ....	67
Figura 2.24 – Imagens de microscopia ótica mostrando a microestrutura das seções transversais obtidas a partir do processamento de Ferro por <i>SLM</i> em diferentes densidades de energia: a) 100 W e 0,33 m/s; b) 100 W e 0,5 m/s; c) 80 W e 0,33 m/s e d) 60 W e 0,33 m/s. ....	69
Figura 2.25 – Gráfico mostrando a relação entre potência do <i>laser</i> x densidade relativa das peças de <i>CP-Ti</i> processadas por <i>SLM</i> (densidade de energia fixada em 120 J/mm <sup>3</sup> ). ....	70
Figura 2.26 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura mostrando a microestrutura das seções transversais – no plano X-Y (a,b e c) e na direção de construção Z (d, e e f) – obtidas a partir do processamento de <i>CP-Ti</i> por <i>SLM</i> em diferentes valores de potência do <i>laser</i> . ....	72
Figura 2.27 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura mostrando a morfologia das superfícies obtidas a partir do processamento de <i>CP-Ti</i> por <i>SLM</i> em diferentes valores de potência do <i>laser</i> . ....	73
Figura 2.28 – Imagens mostrando a morfologia da superfície de finas paredes obtidas por <i>SLM</i> de aço inoxidável 316L (foram depositadas 20 camadas para cada espessura de camada). ....	74
Figura 2.29 – Imagens mostrando as peças sendo fabricadas por <i>SLM</i> de a) Al/5%Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> e b) Al/15%Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> . Aspecto superficial das peças de c) Al/5%Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> e d) Al/15%Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> . ....	76
Figura 2.30 – Estrutura porosa de bronze sinterizado a partir de partículas com diâmetro aproximado de 100 µm. ....	79
Figura 2.31 – Agrupamento das aplicações das estruturas celulares conforme o grau de “abertura” dos poros e o tipo de aplicação. ....	81
Figura 2.32 – Mecanismos de transporte de massa durante a sinterização. ....	85
Figura 2.33 – Esteira de fibra e estrutura de suporte combinadas em material metálico, obtidas por “sinterização branda” ( <i>soft sintering</i> ). ....	86
Figura 2.34 – Exemplos de geometrias de filtros metálicos produzidos em aço inoxidável. ....	87
Figura 2.35 – Exemplos de geometrias de filtros metálicos produzidos em bronze. ....	88
Figura 2.36 – Desenho esquemático de um permeâmetro. ....	92
Figura 2.37 – Ajustes da equação de Forchheimer para dados experimentais sobre o escoamento de ar através de concreto refratário. ....	97
Figura 2.38 – Comparação entre as duas orientações de construção. ....	100
Figura 2.39 – Influência da densidade de energia sobre a permeabilidade das estruturas porosas produzidas por <i>SLS</i> . ....	100
Figura 2.40 – Estruturas porosas típicas obtidas por <i>SLM</i> . ....	102
Figura 2.41 – Estrutura porosa de aço <i>AISI</i> 316L obtida por <i>SLM</i> . ....	103
Figura 2.42 – Filtro poroso de Inconel 625 obtido por <i>SLM</i> . ....	103
Figura 2.43 – Esquema mostrando uma estrutura a) <i>FGM</i> e b) de um material homogêneo com seus respectivos comportamentos quanto ao módulo de elasticidade (—) e à condutividade térmica (---). ....	105

Figura 2.44 – Classes de aplicações de <i>FGM</i> 's. ....	105
Figura 2.45 – Seção transversal dos filetes produzidos com variação da velocidade de varredura: (a) 90 mm/s; (b) 120 mm/s; (c) 150 mm/s; and (d) 180 mm/s. ....	107
Figura 2.46 – Esquema representando a formação de poros a partir da variação da velocidade de varredura. ....	108
Figura 2.47 – Meio poroso com variação discreta de porosidade fabricado por compactação e sinterização. ....	110
Figura 3.1 – Fluxograma macro da metodologia experimental utilizada. ....	112
Figura 3.2 – Fluxograma detalhado da metodologia experimental utilizada – Método 01. ....	113
Figura 3.3 – Fluxograma detalhado da metodologia experimental utilizada – Método 02. ....	114
Figura 3.4 – Desenho esquemático mostrando o funcionamento parcial do equipamento do NIMMA. ....	118
Figura 3.5 – Estratégias de varredura e de fabricação utilizadas. ....	124
Figura 3.6 – Desenho esquemático de um permeâmetro. ....	127
Figura 3.7 – Detalhamento do projeto dos discos <i>FGM</i> – Método 01. ....	131
Figura 3.8 – Amostra posicionada no interior do METROTOM. ....	134
Figura 3.9 – Detalhamento do projeto dos cubos <i>FGM</i> – Método 02. ....	136
Figura 3.10 – Filtro FC BRATS e um disco, ambos fabricados por metalurgia do pó convencional com parâmetros de processo idênticos. ....	139
Figura 4.1 – Imagem de MEV das partículas do pó 316L (1). ....	142
Figura 4.2 – Imagem de MEV das partículas do pó 316L (2). ....	142
Figura 4.3 – Imagem de MEV das partículas do pó 304 (1). ....	143
Figura 4.4 – Imagem de MEV das partículas do pó 304 (2). ....	144
Figura 4.5 – Resultado do ensaio de distribuição granulométrica do pó 316L (1). ....	145
Figura 4.6 – Resultado do ensaio de distribuição granulométrica do pó 316L (2). ....	146
Figura 4.7 – Resultado do ensaio de distribuição granulométrica do pó 304 (1). ....	146
Figura 4.8 – Resultado do ensaio de distribuição granulométrica do pó 304 (2). ....	147
Figura 4.9 – Filetes produzidos com espessura de camada 75 $\mu\text{m}$ – Método 01. ....	149
Figura 4.10 – Filetes 27, 28 e 29 produzidos com espessura de camada 75 $\mu\text{m}$ – Método 01. ....	152
Figura 4.11 – Filetes produzidos com espessura de camada 100 $\mu\text{m}$ – Método 01. ....	153
Figura 4.12 – Filetes 15, 16 e 17 produzidos com espessura de camada 100 $\mu\text{m}$ – Método 01. ....	155
Figura 4.13 – Filete 16 evidenciando a ocorrência do fenômeno <i>balling</i> – Método 01. ....	156

Figura 4.14 – Filete 44 evidenciando a ocorrência de baixa energia e falta de fusão – Método 01. ....	157
Figura 4.15 – Filetes produzidos com espessura de camada 150 $\mu\text{m}$ – Método 01. ....	158
Figura 4.16 – Filetes 27, 28 e 29 produzidos com espessura de camada 150 $\mu\text{m}$ – Método 01. ....	160
Figura 4.17 – Representação esquemática da etapa de espalhamento do pó durante o processo <i>SLS/SLM</i> . ....	161
Figura 4.18 – Representação do não aproveitamento integral do intervalo de diâmetros das partículas do pó 316L utilizado nesta pesquisa. ....	162
Figura 4.19 – Filetes produzidos com espessura de camada 120 $\mu\text{m}$ (CHAPA 02) – Método 01. ....	164
Figura 4.20 – Filetes a) 15, b) 25, c) 31, d) 36, e) 43 e f) 52 referentes à “CHAPA 02” – Método 01. ....	168
Figura 4.21 – Filete 44 – Método 01. ....	169
Figura 4.22 – “Chapa substrato 01” contendo as 16 camadas produzidas com variação do parâmetro distância entre linhas de varredura ( <i>hatch</i> ) – Método 01. ....	170
Figura 4.23 – Vista superior das camadas observadas sob microscopia ótica; valores de <i>hatch</i> : a) 20, b) 40, c) 60 e d) 80 $\mu\text{m}$ ; Método 01. ....	171
Figura 4.24 – Vista superior das camadas observadas sob microscopia ótica; valores de <i>hatch</i> : a) 100, b) 120, c) 140 e d) 160 $\mu\text{m}$ ; Método 01. ....	172
Figura 4.25 – Vista superior das camadas observadas sob microscopia ótica; valores de <i>hatch</i> : a) 180, b) 200, c) 220 e d) 240 $\mu\text{m}$ ; Método 01. ....	173
Figura 4.26 – Vista superior das camadas observadas sob microscopia ótica; valores de <i>hatch</i> : a) 260, b) 280, c) 300 e d) 320 $\mu\text{m}$ ; Método 01. ....	174
Figura 4.27 – Imagem das peças logo após serem fabricadas no equipamento do NIMMA-UFSC – Método 01. ....	176
Figura 4.28 – Imagens da vista superior das estruturas porosas “como fabricadas” (aumento 30X): a) <i>hatch</i> = 80 $\mu\text{m}$ , b) 180 $\mu\text{m}$ , c) 300 $\mu\text{m}$ e d) 500 $\mu\text{m}$ ; Método 01. ....	177
Figura 4.29 – Imagens da vista superior das estruturas porosas “como fabricadas” (aumento 120X): a) <i>hatch</i> = 80 $\mu\text{m}$ , b) 180 $\mu\text{m}$ , c) 300 $\mu\text{m}$ e d) 500 $\mu\text{m}$ ; Método 01. ....	178
Figura 4.30 – Imagens da vista superior da peça fabricada com <i>hatch</i> = 350 $\mu\text{m}$ com aumentos de a) 30X, b) 60X, c) 120X e d) 500X; Método 01. ....	180
Figura 4.31 – Imagens da vista superior das peças fabricadas com <i>hatch</i> a) 100 $\mu\text{m}$ e b) 400 $\mu\text{m}$ ; Método 01. ....	181
Figura 4.32 – Imagens da seção transversal das estruturas porosas (aumento 40X): a) <i>hatch</i> = 80 $\mu\text{m}$ , b) 200 $\mu\text{m}$ , c) 280 $\mu\text{m}$ e d) 500 $\mu\text{m}$ ; Método 01. ....	182
Figura 4.33 – Imagens da seção longitudinal das estruturas porosas (aumentos indicados nas imagens): a) <i>hatch</i> = 80 $\mu\text{m}$ , b) 200 $\mu\text{m}$ , c) 280 $\mu\text{m}$ e d) 500 $\mu\text{m}$ ; Método 01. ....	183

Figura 4.34 – Imagens da seção longitudinal das estruturas porosas (aumentos indicados nas imagens): a) <i>hatch</i> = 80 $\mu\text{m}$ , b) 200 $\mu\text{m}$ , c) 280 $\mu\text{m}$ e d) 500 $\mu\text{m}$ ; Método 01.....	184
Figura 4.35 – Gráfico relacionando os dados da Tabela 4.9 (1). .....	186
Figura 4.36 – Gráfico relacionando os dados da Tabela 4.9 (2). .....	187
Figura 4.37 – Peça de acrílico utilizada nos testes.....	190
Figura 4.38 – Imagem de microscopia ótica detalhando as marcações realizadas: a) <i>M2 Cusing</i> e b) equipamento do NIMMA.....	191
Figura 4.39 – Desenho esquemático representando a redução da área “não varrida” pelo feixe <i>laser</i> em função da alteração do <i>spot size</i> . .....	193
Figura 4.40 – Amostras logo após serem fabricadas no equipamento <i>M2 Cusing</i> – Método 01.....	194
Figura 4.41 – Gráfico relacionando a porosidade interconectada com o parâmetro <i>hatch</i> (média dos CP’s) – Método 01. ....	197
Figura 4.42 – Gráfico relacionando a porosidade fechada com o parâmetro <i>hatch</i> (média dos CP’s) – Método 01. ....	198
Figura 4.43 – Gráfico relacionando os valores de porosidade total ( $\epsilon_T$ e $\epsilon$ ) com o parâmetro <i>hatch</i> – Método 01.....	199
Figura 4.44 – Gráfico comparativo dos valores de porosidade total ( $\epsilon_T$ ), interconectada e fechada em função do parâmetro <i>hatch</i> – Método 01.....	200
Figura 4.45 – Gráfico relacionando a fração de porosidade interconectada com o parâmetro <i>hatch</i> – Método 01.....	201
Figura 4.46 – a) Imagem de MEV de uma amostra impregnada com resina de coloração preta; b) imagem “a” processada (binária) – Método 01.....	202
Figura 4.47 – Gráfico relacionando os três modos de cálculo da porosidade total ( $\epsilon_T$ , $\epsilon$ e imagem) com o parâmetro <i>hatch</i> – Método 01.....	203
Figura 4.48 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida – Método 01.....	206
Figura 4.49 – Gráfico evidenciando o ajuste dos pontos a uma função quadrática ( <i>hatch</i> = 200 $\mu\text{m}$ ) – Método 01.....	207
Figura 4.50 – Gráfico relacionando $\Delta P$ em função da velocidade do fluido ( $V_0$ ), incluindo-se o ajuste dos dados experimentais – Método 01.....	208
Figura 4.51 – Gráfico mostrando os valores dos coeficientes da equação de Forchheimer em função do parâmetro do processo <i>SLS/SLM</i> – Método 01. ....	210
Figura 4.52 – Gráfico mostrando a relação entre a porosidade, a permeabilidade e o parâmetro do processo <i>SLS/SLM</i> – Método 01. ....	211
Figura 4.53 – Gráfico mostrando a relação entre o diâmetro médio de poro e o parâmetro do processo <i>SLS/SLM</i> – Método 01. ....	212
Figura 4.54 – Gráfico relacionando a porosidade interconectada com a configuração <i>FGM 316L</i> (média dos CP’s) – Método 01.....	216
Figura 4.55 – Gráfico relacionando a porosidade fechada com a configuração <i>FGM 316L</i> (média dos CP’s) – Método 01. ....	217
Figura 4.56 – Gráfico relacionando os dois modos de cálculo da porosidade total ( $\epsilon_T$ e $\epsilon$ ) com a configuração <i>FGM 316L</i> – Método 01. ....	218

Figura 4.57 – Gráfico comparativo dos valores de porosidade total ( $\epsilon_T$ ), interconectada e fechada em função da configuração <i>FGM 316L</i> – Método 01.	219
Figura 4.58 – Gráfico relacionando a fração de porosidade interconectada com a configuração <i>FGM 316L</i> – Método 01.	220
Figura 4.59 – Amostras <i>FGM 316L</i> (cubos) logo após serem fabricadas no equipamento <i>M2 Cusing</i> – Método 01.	221
Figura 4.60 – Imagem da tela de trabalho do software <i>VGStudio MAX 2.2</i> .	222
Figura 4.61 – Vista isométrica da amostra <i>FGM 316L_2</i> – Método 01.	222
Figura 4.62 – Seções transversais (plano XY) das amostras <i>FGM 316L</i> analisadas através de microtomografia – Método 01.	224
Figura 4.63 – Gráfico relacionando os valores de porosidade em função da altura do corpo de prova (eixo Z); média dos CP's <i>FGM 316L</i> – Método 01.	227
Figura 4.64 – Seções transversais das amostras <i>FGM 316L</i> analisadas por microtomografia computadorizada no Método 01: a) plano XZ e b) plano YZ.	228
Figura 4.65 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida ( <i>FGM 316L</i> ) – Método 01.	231
Figura 4.66 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (comparativo <i>hatch</i> constante vs <i>FGM 316L A</i> ) – Método 01.	233
Figura 4.67 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (comparativo <i>hatch</i> constante vs <i>FGM 316L B</i> ) – Método 01.	233
Figura 4.68 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (comparativo <i>hatch</i> constante vs <i>FGM 316L C</i> ) – Método 01.	234
Figura 4.69 – Gráfico relacionando as medições de porosidade (comparativo <i>hatch</i> constante vs <i>FGM 316L</i> ) – Método 01.	235
Figura 4.70 – Gráfico evidenciando o ajuste dos pontos a uma função quadrática ( <i>FGM 316L A</i> ) – Método 01.	236
Figura 4.71 – Gráfico relacionando $\Delta P$ em função da velocidade do fluido ( $V_o$ ), incluindo-se o ajuste dos dados experimentais ( <i>FGM 316L</i> ) – Método 01.	237
Figura 4.72 – Gráfico mostrando os valores dos coeficientes da equação de Forchheimer em função das configurações <i>FGM 316L</i> – Método 01.	238
Figura 4.73 – Gráfico mostrando a relação entre a porosidade, a permeabilidade e as configurações <i>FGM 316L</i> – Método 01.	240
Figura 4.74 – Gráfico relacionando a porosidade interconectada com a configuração <i>FGM 304</i> (média dos CP's) – Método 02.	243
Figura 4.75 – Gráfico relacionando a porosidade fechada com a configuração <i>FGM 304</i> (média dos CP's) – Método 02.	244
Figura 4.76 – Gráfico relacionando os dois modos de cálculo da porosidade total ( $\epsilon_T$ e $\epsilon$ ) com a configuração <i>FGM 304</i> – Método 02.	245
Figura 4.77 – Gráfico comparativo dos valores de porosidade total ( $\epsilon_T$ ), interconectada e fechada em função da configuração <i>FGM 304</i> – Método 02.	246
Figura 4.78 – Gráfico relacionando a fração de porosidade interconectada com a configuração <i>FGM 304</i> – Método 02.	247

Figura 4.79 – Amostras <i>FGM</i> 304 (cubos) logo após serem fabricadas no equipamento <i>M2 Cusing</i> – Método 02.....	249
Figura 4.80 – Vista isométrica da amostra <i>FGM</i> 304_1 – Método 02.....	250
Figura 4.81 – Seções transversais (plano XY) das amostras <i>FGM</i> 304 analisadas através de microtomografia – Método 02.....	251
Figura 4.82 – Gráfico relacionando o valor de porosidade em função da altura do corpo de prova (eixo Z); média dos CP's <i>FGM</i> 304 – Método 02.....	254
Figura 4.83 – Seções transversais das amostras <i>FGM</i> 304 analisadas por microtomografia computadorizada no Método 02: a) plano XZ e b) plano YZ. .....	256
Figura 4.84 – Gráfico mostrando o resultado do teste de sentido do fluxo nos ensaios de permeabilidade (configuração <i>FGM</i> 304 #1) – Método 02.....	257
Figura 4.85 – Vista superior da amostra <i>FGM</i> 304 #1 – Método 02.....	259
Figura 4.86 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida ( <i>FGM</i> 304) – Método 02.....	260
Figura 4.87 – Gráfico evidenciando o ajuste dos pontos a uma função quadrática ( <i>FGM</i> 304 #3) – Método 02.....	261
Figura 4.88 – Gráfico relacionando $\Delta P$ em função da velocidade do fluido ( $V_o$ ), incluindo-se o ajuste dos dados experimentais ( <i>FGM</i> 304) – Método 02.....	262
Figura 4.89 – Gráfico mostrando os valores dos coeficientes da equação de Forchheimer em função das configurações <i>FGM</i> 304 – Método 02.....	263
Figura 4.90 – Gráfico mostrando a relação entre a porosidade, a permeabilidade e as configurações <i>FGM</i> 304 – Método 02.....	264
Figura 4.91 – Gráfico relacionando as medições de porosidade (comparativo Método Investigativo 01 vs 304 <i>PM</i> ).....	268
Figura 4.92 – Gráfico relacionando as medições de porosidade (comparativo Método Investigativo 02 vs 304 <i>PM</i> ).....	269
Figura 4.93 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (comparativo Método Investigativo 01 vs 304 <i>PM</i> ).....	270
Figura 4.94 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (comparativo Método Investigativo 02 vs 304 <i>PM</i> ).....	271
Figura 4.95 – Gráfico evidenciando o ajuste dos pontos a uma função quadrática (304 <i>PM</i> ).....	272
Figura 4.96 – Vista superior de uma amostra 304 <i>PM</i> “como fabricada”.....	273
Figura 4.97 – Seção transversal de uma amostra 304 <i>PM</i> impregnada com resina; $\varepsilon \approx 37,5\%$ ; Fração <sub>INTER</sub> $\approx 78\%$ .....	274
Figura 4.98 – Vista superior de uma amostra <i>FGM</i> 316L “como fabricada” ( <i>hatch</i> = 350 $\mu\text{m}$ na seção observada). ....	274
Figura 4.99 – Seção transversal de uma amostra <i>FGM</i> 316L impregnada com resina; $\varepsilon \approx 37,5\%$ ; Fração <sub>INTER</sub> $\approx 78\%$ ( <i>hatch</i> = 350 $\mu\text{m}$ na seção observada). ....	275
Figura 4.100 – Vista superior de uma amostra <i>FGM</i> 304 “como fabricada” (velocidade = 1800 mm/s na seção observada).....	275
Figura 4.101 – Seção transversal de uma amostra <i>FGM</i> 304 impregnada com resina; $\varepsilon \approx 37,5\%$ ; Fração <sub>INTER</sub> $\approx 78\%$ (velocidade = 1200 mm/s na seção observada). ....	276

Figura A.1 – Gráfico Pressão x Vazão (amostras BRATS). .....299

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Estudo mostrando as vantagens e limitações da metalurgia do pó.	83
Tabela 3.1 – Características técnicas do equipamento do NIMMA.	117
Tabela 3.2 – Características técnicas do equipamento <i>M2 Cusing do ISI-Laser</i> .	119
Tabela 3.3 – Configurações das peças <i>FGM</i> (pó <i>AISI 316L</i> ) – Método 01.	132
Tabela 3.4 – Parâmetros de processo cujos valores foram fixados para a fabricação das peças <i>FGM</i> (pó <i>AISI 304</i> ) – Método 02.	137
Tabela 3.5 – Configurações das peças <i>FGM</i> (pó <i>AISI 304</i> ) – Método 02.	137
Tabela 3.6 – Parâmetros do processo Metalurgia do pó convencional (compactação e sinterização) empregados para a fabricação das amostras 304 <i>PM</i> .	138
Tabela 4.1 – Composição química do pó 316L esférico.	140
Tabela 4.2 – Composição química do pó 304 irregular.	140
Tabela 4.3 – Legenda esclarecendo as siglas referentes aos critérios qualitativos de inspeção visual.	150
Tabela 4.4 – Configurações de parâmetros e resultado da análise para a espessura de camada 75 $\mu\text{m}$ – Método 01.	151
Tabela 4.5 – Configurações de parâmetros e resultado da análise para a espessura de camada 100 $\mu\text{m}$ – Método 01.	154
Tabela 4.6 – Configurações de parâmetros e resultado da análise para a espessura de camada 150 $\mu\text{m}$ – Método 01.	159
Tabela 4.7 – Configurações de parâmetros e resultado da análise dos filetes – Método 01.	165
Tabela 4.8 – Configurações de parâmetros e resultado da análise dos filetes – Método 01 (cont.).	166
Tabela 4.9 – Resultado da verificação dos valores de potência entregues pelo <i>M2 Cusing</i> .	185
Tabela 4.10 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade pelo método de Arquimedes – Método 01.	195
Tabela 4.11 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade pelo método de Arquimedes – Método 01 (cont.).	196
Tabela 4.12 – Valores de porosidade obtidos através de análise de imagens – Método 01.	202
Tabela 4.13 – Resultados dos ensaios de permeabilidade para <i>hatch</i> variando de 140 a 300 $\mu\text{m}$ – Método 01.	204
Tabela 4.14 – Resultados dos ensaios de permeabilidade para <i>hatch</i> variando de 350 a 500 $\mu\text{m}$ – Método 01.	205
Tabela 4.15 – Valores dos coeficientes de permeabilidade $\alpha$ e $\beta$ e do coeficiente de correlação $R^2$ – Método 01.	209
Tabela 4.16 – Valores do diâmetro médio de poro – Método 01.	212
Tabela 4.17 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade <i>FGM 316L</i> – Método 01.	214



Tabela 4.18 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade <i>FGM 316L</i> – Método 01 (cont.).....	215
Tabela 4.19 – Valores de porosidade total medidos no plano XY, referentes ao ensaio de microtomografia computadorizada ( <i>FGM 316L</i> ) – Método 01.....	225
Tabela 4.20 – Valores de porosidade total medidos nos planos XZ e YZ, referentes ao ensaio de microtomografia computadorizada ( <i>FGM 316L</i> ) – Método 01.....	229
Tabela 4.21 – Resultados dos ensaios de permeabilidade para as configurações <i>FGM 316L</i> – Método 01.....	230
Tabela 4.22 – Valores dos coeficientes de permeabilidade $\alpha$ e $\beta$ e do coeficiente de correlação $R^2$ ( <i>FGM 316L</i> ) – Método 01.....	238
Tabela 4.23 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade <i>FGM 304</i> – Método 02.....	241
Tabela 4.24 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade <i>FGM 304</i> – Método 02 (cont.).....	242
Tabela 4.25 – Valores de porosidade total medidos no plano XY, referentes ao ensaio de microtomografia computadorizada ( <i>FGM 304</i> ) – Método 02.....	253
Tabela 4.26 – Valores de porosidade total medidos nos planos XZ e YZ referentes ao ensaio de microtomografia computadorizada ( <i>FGM 304</i> ) – Método 02.....	256
Tabela 4.27 – Resultados dos ensaios de permeabilidade para as configurações <i>FGM 304</i> – Método 02.....	258
Tabela 4.28 – Valores dos coeficientes de permeabilidade $\alpha$ e $\beta$ e do coeficiente de correlação $R^2$ ( <i>FGM 304</i> ) – Método 02.....	263
Tabela 4.29 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade 304 <i>PM</i> .....	266
Tabela 4.30 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade 304 <i>PM</i> (cont.).....	267
Tabela 4.31 – Resultados dos ensaios de permeabilidade para as amostras 304 <i>PM</i> .....	270
Tabela 4.32 – Valores dos coeficientes de permeabilidade $\alpha$ e $\beta$ e do coeficiente de correlação $R^2$ (304 <i>PM</i> ).....	272
Tabela A.1 – Janela de parâmetros e porosidade apresentada para espessura de camada 60 $\mu\text{m}$ .....	297
Tabela A.2 – Resultados de porosidade pelo método de Arquimedes.....	297

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

3D	Tridimensional
3DP	<i>Three Dimensional Printing</i>
AISI	<i>American Institute of Steel and Iron</i>
AM	<i>Additive Manufacturing</i>
AMF	<i>Additive Manufacturing File Format</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
CAD	<i>Computer Aided Design</i>
CAE	<i>Computer Aided Engineering</i>
CAM	<i>Computer Aided Manufacturing</i>
CAPP	<i>Computer Aided Process Planning</i>
CBN	<i>Cubic Boron Nitride</i>
CENPES	Centro de Pesquisas
CERTI	Fundação Centros de Referência em Tecnologias Inovadoras
CIM	<i>Computer Integrated Manufacturing</i>
CNC	<i>Computer Numerical Command</i>
CP	Corpo de Prova
DMD	<i>Direct Metal Deposition</i>
DMLS	<i>Direct Metal Laser Sintering</i>
DMS	<i>Direct Metal Sintering</i>
EBM	<i>Electron Beam Melting</i>
FGM	<i>Functionally Graded Material</i>
GLP	Gás Liquefeito de Petróleo
HIP	<i>Hot Isostatic Pressing</i>
IFC	Instituto Federal Catarinense
INT	Instituto Nacional de Tecnologia
ISI	Instituto SENAI de Inovação
LABEMM	Laboratório de Ensaios Mecânicos e Metalúrgicos
LABMAT	Laboratório de Materiais
LASER	<i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i>
LCME	Laboratório Central de Microscopia Eletrônica
LMD	<i>Laser Metal Deposition</i>
MAGMA	Grupo de Materiais Magnéticos
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura

Micro-CT	<i>Micro-Computed Tomography</i>
MMC	<i>Metal Matrix Composite</i>
MPIF	<i>Metal Powder Industries Federation</i>
Nd:YAG	<i>Neodymium Yttrium Aluminium Garnet</i>
NIMMA	Núcleo de Inovação em Moldagem e Manufatura Aditiva
ONIP	Organização Nacional da Indústria do Petróleo
PDP	Processo de Desenvolvimento de Produto
PETROBRAS	Petróleo Brasileiro S.A.
PM	<i>Powder Metallurgy</i>
POSMEC	Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica
PUC	Pontifícia Universidade Católica
RM	<i>Rapid Manufacturing</i>
RP	<i>Rapid Prototyping</i>
SENAI	Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial
SL	<i>Stereolithography</i>
SLM	<i>Selective Laser Melting</i>
SLS	<i>Selective Laser Sintering</i>
STL	<i>STereoLithography</i>
TEM	<i>Transverse Electromagnetic Mode</i>
UFSC	Universidade Federal de Santa Catarina
USICON	Laboratório de Usinagem e Comando Numérico
Yb:YAG	<i>Ytterbium Yttrium Aluminium Garnet</i>
ZTA	Zona Termicamente Afetada

## LISTA DE SÍMBOLOS

Alfabeto latino:

$E$	[J/mm <sup>3</sup> ]	Densidade de energia
$E$	[J/mm]	Energia por unidade de comprimento
$P$	[W]	Potência
$v$	[mm/s]	Velocidade de varredura
$h$	[mm]	Distância entre linhas de varredura
$t$	[mm]	Espessura de camada
$r$	[m]	Raio do feixe <i>laser</i>
$d$	[mm]	Diâmetro do feixe <i>laser</i>
$m$	[kg]	Massa
$k_B$	[adimensio- nal]	Constante de Boltzmann
$T$	[K]	Temperatura
$k_1$	[m <sup>2</sup> ]	Permeabilidade Darciana ou viscosa
$V_o$	[m/s]	Velocidade do fluido
$\Delta P$	[Pa]	Diferença de pressão
$e$	[m]	Espessura do meio poroso
$L$	[m]	Comprimento do meio poroso
$k_2$	[m]	Permeabilidade não-Darciana ou inercial
$Re$	[adimensio- nal]	Número de Reynolds
$d_{poro}$	[m]	Diâmetro do poro
$P_1$	[Pa]	Pressão na entrada do permeâmetro
$P_e$	[Pa]	Pressão na entrada da amostra
$P_2$	[Pa]	Pressão na saída do permeâmetro
$P_s$	[Pa]	Pressão na saída da amostra
$Q$	[m <sup>3</sup> /s]	Vazão
$A$	[m <sup>2</sup> ]	Área da seção transversal
$S_o$	[m <sup>2</sup> /m <sup>3</sup> ]	Superfície específica das partículas por unidade de volume das partículas
$S_v$	[m <sup>2</sup> /m <sup>3</sup> ]	Área da superfície total por unidade de volume do leito (ou corpo poroso)
$c$	[adimensio- nal]	Constante que depende da forma dos poros
$D$	[m]	Diâmetro de um cilindro capilar (poro)
$d_m$	[m]	Diâmetro médio de poro
$R^2$	[adimensio- nal]	Coefficiente de correlação

$m_{seca}$	[g]	Massa da amostra seca
$h$	[cm]	Altura da amostra
$V_{geom}$	[cm <sup>3</sup> ]	Volume geométrico
$m_{pe\c{c}a+águ}a$	[g]	Massa da amostra impregnada com água
$m_{imer-são\_sat}$	[g]	Massa da amostra imersa
$m_{águ}a$	[g]	Massa de água que preencheu os poros interconectados
$V_{águ}a$	[cm <sup>3</sup> ]	Volume de água que preencheu os poros interconectados
$V_{pe\c{c}a}$	[cm <sup>3</sup> ]	Volume sólido da amostra
$V_{pe\c{c}a+águ}a$	[cm <sup>3</sup> ]	Volume sólido da amostra + volume de água contido na amostra
$\%óporos\ inter$	[%]	Percentual de poros interconectados da amostra
$V_{poros\ fech}$	[cm <sup>3</sup> ]	Volume de poros fechados da amostra
$\%óporos\ fech$	[%]	Percentual de poros fechados da amostra

#### Alfabeto grego:

$\mu$	[Pa.s]	Viscosidade
$\gamma$	[Pa]	Tensão superficial
$\rho$	[kg/m <sup>3</sup> ]	Densidade
$\alpha$	[m <sup>2</sup> ]	Permeabilidade Darciana ou viscosa
$\beta$	[m]	Permeabilidade não-Darciana ou inercial
$\varepsilon$	[%]	Porosidade total
$\varepsilon_T$	[%]	Porosidade total ( $\%óporos\ inter + \%óporos\ fech$ )
$\tau$	[adimensio- nal]	Tortuosidade do meio poroso
$\rho_T$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Densidade teórica
$\emptyset$	[cm]	Diâmetro da amostra
$\rho_{geom}$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Densidade geométrica
$\rho_{águ}a$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Densidade da água na temperatura do ensaio
$\rho_H$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Densidade hidrostática
$\rho_a$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Densidade aparente
$\emptyset/d$	[adimensio- nal]	Relação entre o <i>spot size</i> e o diâmetro das partículas de pó

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO.....</b>	<b>29</b>
1.1	APRESENTAÇÃO DO PROBLEMA.....	29
1.2	OBJETIVOS .....	31
1.2.1	Objetivo Principal.....	31
1.2.2	Objetivos Específicos.....	31
1.3	ESTRUTURA DO TRABALHO.....	32
<b>2</b>	<b>REVISÃO DE LITERATURA .....</b>	<b>34</b>
2.1	INTRODUÇÃO À MANUFATURA ADITIVA.....	34
2.2	O PROCESSO <i>SLS/SLM – SELECTIVE LASER</i> <i>SINTERING/MELTING</i> .....	41
2.2.1	Fatores relacionados ao material particulado .....	49
2.2.2	Fatores relacionados ao processo .....	50
2.2.3	Investigações sobre a influência dos parâmetros de processo nas propriedades das peças produzidas por <i>SLS/SLM</i> .....	58
2.3	FILTROS METÁLICOS .....	77
2.3.1	Materiais porosos constituídos de estrutura celular .....	78
2.3.2	Processos tradicionais de fabricação: metalurgia do pó convencional .....	81
2.3.3	Filtros metálicos produzidos por metalurgia do pó convencional .....	86
2.3.4	Permeabilidade de filtros metálicos .....	90
2.3.5	Fabricação de estruturas metálicas porosas empregando-se o processo <i>SLS/SLM</i> .....	98
2.3.6	Materiais com gradação funcional ( <i>FGM's – Functionally</i> <i>Graded Materials</i> ) .....	104
2.3.7	Aplicações de filtros metálicos na indústria de Petróleo e Gás .....	108
<b>3</b>	<b>METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....</b>	<b>112</b>
3.1	FLUXOGRAMA DA METODOLOGIA EXPERIMENTAL .....	112
3.2	MATÉRIAS-PRIMAS EMPREGADAS NA PESQUISA	114
3.3	EQUIPAMENTOS DE MANUFATURA ADITIVA UTILIZADOS.....	116
3.3.1	Equipamento de Manufatura Aditiva de Metais a <i>Laser</i> do NIMMA .....	116
3.3.2	Equipamento de Manufatura Aditiva <i>Concept Laser M2</i> <i>Cusing</i> do <i>ISI-Laser</i> .....	118
3.4	CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS METÁLICOS .....	120
3.4.1	Aço inoxidável <i>AISI 316L</i> .....	120

3.4.2	Aço inoxidável <i>AISI</i> 304 .....	121
3.5	MÉTODO DE INVESTIGAÇÃO 01 .....	121
3.5.1	Investigação sobre a espessura de camada .....	121
3.5.2	Investigação sobre o processo de formação dos filetes .....	122
3.5.3	Investigação sobre o processo de formação das camadas .....	122
3.5.4	Investigação sobre a influência do processo <i>SLS/SLM</i> nas características dos poros .....	123
3.5.5	Avaliação das características técnicas do equipamento <i>M2 Cusing</i> e comparação com o equipamento do NIMMA .....	124
3.5.6	Investigação sobre a influência do processo <i>SLS/SLM</i> na porosidade e permeabilidade .....	126
3.5.7	Fabricação de peças com gradação de porosidade ( <i>FGM</i> ): investigação sobre o comportamento de porosidade e permeabilidade .....	130
3.6	MÉTODO DE INVESTIGAÇÃO 02 .....	134
3.6.1	Identificação dos parâmetros para a fabricação dos filtros <i>FGM</i> .....	134
3.6.2	Fabricação de peças com gradação de porosidade ( <i>FGM</i> ): investigação sobre o comportamento de porosidade e permeabilidade .....	135
3.7	COMPARAÇÃO COM UM FILTRO FABRICADO POR METALURGIA DO PÓ CONVENCIONAL .....	138
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>140</b>
4.1	CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS METÁLICOS .....	140
4.1.1	Composição química .....	140
4.1.2	Morfologia .....	141
4.1.3	Distribuição granulométrica, Densidade Aparente e Escoabilidade .....	145
4.2	INVESTIGAÇÃO SOBRE A ESPESSURA DE CAMADA .....	148
4.3	INVESTIGAÇÃO SOBRE O PROCESSO DE FORMAÇÃO DOS FILETES .....	163
4.4	INVESTIGAÇÃO SOBRE O PROCESSO DE FORMAÇÃO DAS CAMADAS .....	170
4.5	INVESTIGAÇÃO SOBRE A INFLUÊNCIA DO PROCESSO <i>SLS/SLM</i> NAS CARACTERÍSTICAS DOS POROS .....	175
4.6	AValiação das características técnicas do equipamento <i>M2 Cusing</i> e comparação com o equipamento do NIMMA .....	184
4.6.1	Verificação da potência .....	184
4.6.2	Verificação do <i>spot size</i> .....	188
4.7	INVESTIGAÇÃO SOBRE A INFLUÊNCIA DO	

PROCESSO <i>SLS/SLM</i> NA POROSIDADE E PERMEABILIDADE DE FILTROS SEM GRADAÇÃO DE POROSIDADE .....	193
4.7.1 Análise de porosidade .....	194
4.7.2 Análise de permeabilidade .....	204
4.8 INVESTIGAÇÃO SOBRE O COMPORTAMENTO DE POROSIDADE E PERMEABILIDADE DE PEÇAS COM GRADAÇÃO DE POROSIDADE ( <i>FGM</i> ) .....	213
4.8.1 Pó <i>AISI</i> 316L (Método Investigativo 01) .....	213
4.8.2 Pó <i>AISI</i> 304 (Método Investigativo 02) .....	240
4.9 COMPARAÇÃO COM UM FILTRO FABRICADO POR METALURGIA DO PÓ CONVENCIONAL .....	265
4.9.1 Análise de porosidade .....	265
4.9.2 Análise de permeabilidade .....	269
<b>5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>279</b>
5.1 CONCLUSÕES .....	279
5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	282
<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>284</b>
<b>ANEXO A .....</b>	<b>297</b>



# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 APRESENTAÇÃO DO PROBLEMA

Filtros metálicos são estruturas porosas empregadas em diversos campos de aplicações. Tradicionalmente, são produzidos por técnicas de metalurgia do pó, sendo que a mais difundida é a compactação uniaxial em matriz por prensas hidráulicas ou mecânicas, seguida de sinterização em fornos com atmosfera controlada (FAPESP, 2005; PETROV et al., 2002). A técnica de “Sinterização Convencional” – como é amplamente conhecida – é limitada no aspecto de controle da geometria interna das estruturas porosas, o que conduz a baixa repetibilidade da morfologia e das propriedades mecânicas das peças obtidas por este processo (BAEL et al., 2011). As características de porosidade total e interconectada são determinadas por vários parâmetros de processo, como pressão de compactação, morfologia e distribuição granulométrica das partículas de pó, entre outros (BARBOSA, 1999; ITZHAK; AGHION, 1984; OTERO et al., 1998).

As aplicações mais comuns requerem dos filtros metálicos uma distribuição uniforme de porosidade, alta permeabilidade para um determinado tamanho de poro, estabilidade térmica, boa capacidade de regeneração, além de elevado desempenho mecânico em meios corrosivos e com temperaturas relativamente elevadas (BARBOSA, 1999; MALHOTRA; RAMAKRISHNAN, 1991). No Brasil, a fabricação de peças porosas – utilizando-se a técnica de sinterização convencional – vem experimentando um desenvolvimento crescente nas últimas duas décadas, principalmente no aspecto da utilização de ligas metálicas de alto desempenho como aço inoxidável, ligas de Níquel, Alumínio e Titânio (FAPESP, 2005). Paralelamente a esta evolução da técnica de sinterização convencional (para a fabricação de peças porosas) vem ocorrendo, em nível mundial, o desenvolvimento de novos processos de fabricação ligados à metalurgia do pó, como os processos de Manufatura Aditiva (AM) baseados na fusão em leito de pó. Um exemplo disso é o processo de Sinterização/Fusão Seletiva a Laser – ou *SLS/SLM*, de *Selective Laser Sintering/Melting*. O processo *SLS/SLM* consiste, basicamente, na construção de peças pela adição sucessiva de camadas, através da incidência de um feixe *laser* – de potência e comprimento de onda apropriados – em um leito de pó, o que promove a consolidação das partículas de pó. Esta consolidação, por sua vez, pode ocorrer através de diversos mecanismos, dependendo das condições relacionadas ao material e ao processo (KRUTH

et al., 2005). A energia imposta pelo processo deve ser suficiente para promover a ligação entre as partículas de pó da camada em processamento e, ao mesmo tempo, promover a união desta com a estrutura previamente processada da camada anterior. Esta técnica de *AM* possui aplicação bastante recente no Brasil (ainda restrita a centros de pesquisa e instituições de ensino), apesar de apresentar um alto patamar de desenvolvimento em países desenvolvidos, onde é possível identificar ações voltadas ao desenvolvimento da cadeia de suprimentos industrial (TECNOLÓGICA, 2013a, 2014).

As pesquisas recentes têm demonstrado o crescente desenvolvimento do processo *SLS/SLM* e sua aplicação em diversas áreas tecnológicas. No campo de aplicação das estruturas metálicas porosas, existem pesquisas focadas na investigação de métodos de fabricação que visam solucionar questões relacionadas à instabilidade do processo e aumentar o conhecimento sobre as causas e os efeitos que determinam a uniformidade dos poros. Por outro lado, poucos pesquisadores têm se preocupado em desenvolver estruturas metálicas com gradação de porosidade (*FGM*, de *Functionally Graded Material*), sendo que as principais aplicações de *FGM*'s encontradas na literatura são voltadas para implantes biomédicos. Outrossim, existem demandas de aplicações específicas de filtros metálicos com gradação de porosidade no segmento de petróleo e gás – relacionadas ao emprego de meios porosos anisotrópicos (WALDMANN et al., 2011) – as quais são parcialmente atendidas com filtros fabricados por compactação e sinterização. Todavia, o emprego da técnica tradicional de fabricação – para a obtenção de estruturas porosas com gradação funcional contínua de propriedades físicas, químicas, mecânicas, elétricas, etc. – é uma alternativa bastante inflexível em termos de controle de porosidade e de obtenção da forma final (LI et al., 2010; NISHIYABU et al., 2005; WALDMANN et al., 2011). Uma vez que a determinação da permeabilidade dos filtros metálicos é essencial para a definição da aplicação prática destes na indústria, percebe-se que há a necessidade de esclarecer as relações existentes entre os parâmetros de processo, as características de porosidade e as respostas de permeabilidade de filtros metálicos produzidos por manufatura aditiva. Deste modo, esta pesquisa pretende contribuir no sentido de elucidar a influência dos parâmetros do processo *SLS/SLM* na porosidade e na permeabilidade de filtros metálicos sem e com gradação de porosidade, com o intuito de aprimorar as aplicações atuais e também oferecer novas possibilidades de aplicação para este tipo de produto.

Vislumbra-se, com esta nova técnica, a possibilidade de superação de algumas limitações conhecidas do processo de compactação e sinterização convencional – quando utilizado para a fabricação de filtros metálicos – como custo inicial alto de ferramental, limitações no projeto das peças e inflexibilidade de controle das variáveis de entrada e saída, além de uma redução das etapas de fabricação.

## 1.2 OBJETIVOS

### 1.2.1 Objetivo Principal

O foco desta pesquisa é investigar as relações existentes entre os parâmetros do processo *SLS/SLM*, as características de porosidade e as respostas de permeabilidade de filtros metálicos sem e com gradação de porosidade. Para tanto, serão realizadas investigações acerca dos mecanismos de controle da porosidade resultante em filtros de aço inoxidável *AISI 316L 304* fabricados pelo processo *SLS/SLM*, vislumbrando-se aplicações na indústria de petróleo e gás.

### 1.2.2 Objetivos Específicos

- Compreender a influência dos parâmetros do processo *SLS/SLM* e das características dos materiais particulados sobre as características de porosidade (morfologia e distribuição dos poros, porosidade fechada/interconectada/total).
- Investigar o comportamento de permeabilidade de filtros metálicos sem e com gradação de porosidade, obtidos pelo processo *SLS/SLM*.
- Comparar os filtros metálicos obtidos por *SLS/SLM* com um filtro produzido por metalurgia do pó convencional (compactação e sinterização), focando especialmente nas características de porosidade e de permeabilidade.

### 1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO

Este trabalho inicia com o capítulo de revisão de literatura, onde é apresentado, inicialmente, um breve histórico da manufatura aditiva. Em seguida são descritas as variáveis fundamentais que influenciam no processo *SLS/SLM*, assim como são relatados estudos recentes que vêm sendo realizados a respeito do tema. Uma seção específica aborda as especificidades relacionadas aos filtros metálicos, incluindo-se os conceitos de permeabilidade. Pretende-se, com isso, delimitar o tema da pesquisa e identificar as lacunas existentes.

No capítulo 2, intitulado Metodologia Experimental, são descritos os procedimentos, materiais e equipamentos utilizados, os quais tornaram possível o atingimento dos objetivos desta tese de doutorado.

No capítulo 4, de resultados e discussões, são apresentados – de forma analítica – os resultados obtidos ao longo do período de desenvolvimento da pesquisa. Com o auxílio de gráficos, tabelas e figuras, são realizadas discussões acerca dos resultados encontrados e sua relação com os dados mencionados na revisão de literatura e com os resultados relatados por outros pesquisadores.

O capítulo 5 encerra a tese, através da exposição das principais conclusões de forma lógica e concisa. Apresenta-se, também, algumas perspectivas de continuidade do trabalho, através de sugestões para trabalhos futuros.



## 2 REVISÃO DE LITERATURA

### 2.1 INTRODUÇÃO À MANUFATURA ADITIVA

Até o final do século XX as técnicas de manufatura poderiam ser classificadas em dois grupos, de acordo com a maneira pela qual o formato final do produto é obtido (KRUTH, 1991):

- i. Processos de conformação: estes processos têm início com uma quantidade adequada de matéria-prima, a qual é submetida à deformação até a obtenção do formato desejado. Neste contexto, o termo deformação pode ser entendido como deformação no estado sólido – forjamento, estampagem, trefilação, extrusão, etc. – como também deformação no estado líquido ou semilíquido – fundição, injeção, etc. Em todos os processos citados, não há remoção tampouco adição de material.
- ii. Processos com remoção de material: tais processos têm início com uma quantidade de material superior àquela necessária ao formato final da peça. O material excedente é então removido através de técnicas convencionais – torneamento, fresamento, usinagem por abrasão, etc. – ou não convencionais – usinagem por descarga elétrica, usinagem a laser, usinagem por ultrassom, etc.

Complementando o exposto acima, ressalta-se a importância dos processos de moldagem (metalurgia do pó, moldagem de peças em fibra de vidro, etc.) e de união (soldagem, brasagem, colagem, etc.) (VOLPATO; DE CARVALHO, 2017, p. 15-30). Porém, a partir da última década do século XX e especialmente no início do século XXI, um novo grupo de técnicas de manufatura foi desenvolvido. Neste grupo, o formato da peça é produzido por adição de material (KRUTH, 1991). A norma internacional ISO/ASTM 52900:2015 (ISO - INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION; ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2015) estabelece os princípios de fabricação e a terminologia a ser utilizada para este grupo de processos. Deste modo, neste trabalho utiliza-se o termo Manufatura Aditiva e sua sigla em inglês (*AM*). A evolução da Estereolitografia (*SL*, de *Stereolithography*) até a condição de processo emergente, em 1998, foi o marco fundamental para o desenvolvimento de uma classe totalmente nova de processos de manufatura baseados em camadas. Esta nova

abordagem de fabricação permite a produção de uma peça física diretamente a partir de um arquivo digital construído em um *software CAD*, fato que leva este conjunto de processos de manufatura a ser qualificado como o mais flexível e versátil dentre todos os existentes.

Na época de seu lançamento, o processo de Estereolitografia apresentava relativa baixa acuracidade dimensional, motivo pelo qual sua aplicação era restrita a modelos cuja finalidade era limitada a “tocar e sentir” apenas. Mas, com o desenvolvimento posterior das tecnologias que envolviam este novo processo, o mesmo acabou se tornando um método aceitável para confecção de protótipos, fato que levou ao surgimento do termo “Prototipagem Rápida” e sua aceitação universal (HON, 2007).

A partir do início dos anos 90 diversos processos de manufatura baseados em camadas foram patenteados e desenvolvidos, o que levou à realização de numerosos estudos que tinham o objetivo de comparar os processos dentro deste novo grupo de tecnologias de manufatura (CHUA; CHOU; WONG, 1998; JUSTER; CHILDS, 1994; PHAM; GAULT, 1998; YAN; GU, 1996).

Ao contrário dos métodos tradicionais de manufatura que utilizam a remoção de material, os métodos compreendidos pelo grupo chamado manufatura aditiva são baseados em uma nova filosofia de adição de material. O princípio básico implica na construção da peça através da deposição e consolidação de material camada por camada, sendo a consolidação atingida, por exemplo, através da ação de um feixe *laser* controlado por computador (GU et al., 2012b).

Analisando-se a sequência histórica dos fatos percebe-se que, inicialmente, uma série de métodos para prototipagem rápida foi inventada e patenteada. Em seguida, significativos esforços de pesquisa e desenvolvimento comprovaram que alguns destes métodos poderiam ser empregados não somente para confecção de protótipos, mas, também, para fabricação de produtos finais, especialmente em pequenos lotes. Dessa maneira, o termo “Prototipagem Rápida” (*RP*) foi combinado com “manufatura”, o que levou ao novo termo “Manufatura Rápida” (*RM*). Comparando-se os termos *RP*, *RM* e Manufatura Aditiva (*AM*), tem-se que este último está relacionado a uma designação mais ampla, que reflete a estratégia de processamento desta tecnologia de manufatura.

Um dos focos atuais de desenvolvimento da *AM* vem sendo a produção de peças metálicas complexas – incluindo-se metais puros, ligas metálicas e compósitos de matriz metálica (*MMC's, de Metal Matrix Composites*) – visando atender às demandas das indústrias aeroespacial, de material bélico/defesa, automotiva, biomédica e de ferramental rápido (GU et al., 2012b). Cita-se também como foco atual de desenvolvimento

da *AM* a busca por maiores graus de repetibilidade e robustez dos processos, visando-se à produção em série de peças e componentes.

As diversas técnicas de *AM* apresentam etapas de processo similares, as quais são listadas como segue (MELLOR; HAO; ZHANG, 2014; PHAM; GAULT, 1998; VOLPATO; DE CARVALHO, 2017, p. 15-30; YAN et al., 2009).

- Modelagem tridimensional da peça em um sistema *CAD*.
- Geração da geometria 3D da peça no padrão *STL/AMF* (aproximação da superfície da peça usando malha de triângulos).
- Transferência e manipulação do arquivo *STL/AMF* na máquina *AM*.
- Planejamento do processo para a fabricação por camada (fatiamento e definição de suportes e estratégias de deposição de material).
- Fabricação.
- Pós-processamento.
- Aplicação.

O volume de construção de um equipamento de *AM* pode ser definido como o maior volume que pode ser efetivamente utilizado para construir peças. As formas geométricas destes volumes normalmente são paralelepípedos com as dimensões da base no plano *XY* e a altura no eixo *Z*. Existem variações significativas entre sistemas *AM* no que se refere às dimensões do volume de construção, e até mesmo sistemas com volumes próximos podem ser diferentes quanto às dimensões *X*, *Y* e *Z*.

Os processos pioneiros de *AM* (patenteados ao longo das décadas de 1980 e 1990) são largamente aplicados na fabricação de protótipos os quais utilizam, como matéria-prima, polímeros de baixo ponto de fusão – como por exemplo protótipos para as indústrias médica, de comunicação, de inspeção, de eletrodomésticos, etc. Conforme mencionado anteriormente, a capacidade de produzir objetos físicos em um curto período de tempo, a partir de um modelo construído em *CAD*, possibilita aos usuários da tecnologia *AM* reduzir consideravelmente o chamado “*time to market*” ou o tempo que o produto leva até chegar ao mercado, desde as fases iniciais do projeto até a fabricação do lote piloto. Isto significa redução de custos antes, durante e após o Processo de Desenvolvimento do Produto (PDP) uma vez que, com a prototipagem, há uma considerável redução dos riscos de lançamento de um produto com falhas conceituais ou de ergonomia, por exemplo.



A fabricação de protótipos conceituais poliméricos vem sendo alvo de pesquisas desde a década de 1980, o que conduziu a referida técnica a ingressar em um estágio de maturação. De fato, percebe-se um crescente desenvolvimento de técnicas que podem produzir componentes metálicos funcionais complexos incluindo-se, como mencionado anteriormente, não somente metais e suas ligas, mas, também, compósitos de matriz metálica (*MMC's*), os quais dificilmente poderiam ser produzidos através dos métodos convencionais de fabricação. Efetivamente, o que tem sido demonstrado recentemente é que os componentes produzidos através das técnicas de *AM* não estão mais sendo utilizados simplesmente como ferramentas de visualização, mas, adicionalmente, estão sendo utilizados como peças e/ou produtos acabados, uma vez que possuem as propriedades mecânicas básicas para atendimento dos requisitos de diversos setores industriais (GU et al., 2012b).

No que diz respeito às ligas metálicas que estão sendo utilizadas como matéria-prima nos processos de *AM*, pode-se citar: Alumínio e suas ligas (Al-12Si (OLAKANMI; COCHRANE; DALGARNO, 2011; WANG et al., 2014), Al-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (DADBAKHS et al., 2012), Al-Si-10Mg (ABOULKHAIR et al., 2014; YAN et al., 2014)), Aço ferramenta (BEAL et al., 2006), Titânio e suas ligas (ATTAR et al., 2014), Ligas Ferro-Cromo-Níquel (JIA; GU, 2014), Ligas Cromo-Cobalto (XIANG et al., 2012), Cobre e suas ligas (GU; SHEN; LU, 2009), Aço Inoxidável (304 (GUAN et al., 2013), 904L, 316L (YADROITSEV; SMUROV, 2011)), Prata (THEODORAKOS et al., 2015). Também há pesquisas em *AM* utilizando-se as ligas *Hastelloy* (ROMETSCH et al., 2014; TOMUS et al., 2013; WANG, 2012).

A introdução de novos materiais e processos para a manufatura aditiva tem elevado esta tecnologia a um patamar cada vez mais proeminente no campo da manufatura. As recentes pesquisas e desenvolvimentos estão levando à expansão das capacidades e à redução dos custos a um ponto onde pequenas empresas e até mesmo consumidores finais podem, atualmente, dispor de sua própria impressora 3D e criar seus próprios objetos tridimensionais.

Todas essas possibilidades estão se tornando realidade devido a algumas características que são exclusivas da manufatura aditiva, quando comparada com o modelo convencional de obtenção de peças por usinagem (HON, 2007; VOLPATO; DE CARVALHO, 2017, p. 15-30):

- A construção da peça pode ser realizada diretamente a partir dos dados do *software CAD*, o que resulta em uma cadeia de processo muito menor.

- Não há necessidade de ferramental, o que contribui para a redução do *lead time*.
- O mecanismo de construção por camadas permite uma grande liberdade para produzir geometrias consideradas impossíveis de serem obtidas anteriormente.
- Os processos de *AM* são, geralmente, altamente automatizados. Isto permite que as empresas produzam peças em 3 turnos, com um número mínimo de funcionários, acarretando no aumento do nível de utilização das máquinas e na consequente redução dos custos por unidade produzida.
- A abordagem utilizada na *AM* possibilita ganhos no tempo de processamento independentemente da complexidade geométrica das peças.
- Cada processo específico opera com uma variedade muito estreita de materiais.
- Alguns processos permitem a construção de materiais com gradação funcional ou multi-materiais.
- Os componentes fabricados por *AM* podem ter propriedades com características anisotrópicas.

Considerando-se a combinação de todas estas características, é possível afirmar que a manufatura aditiva é a tecnologia mais flexível no campo da manufatura digital (HON, 2007).

Ainda, cabe ressaltar que o termo “Manufatura Rápida” foi criado com sérios interesses da área de Marketing das empresas fabricantes desta tecnologia. Porém, este termo deve ser compreendido através de uma ótica que considera toda a cadeia de suprimentos, pois, se assim não for, corre-se o risco de incorrer em julgamento injusto e/ou entendimento superficial. Explica-se: a utilização de qualquer técnica *AM* apresentada não garante que a mesma será a maneira mais rápida para a fabricação de uma peça, pois, *RP* e *RM* não conseguem competir com os métodos de fabricação convencionais – em termos de tempo de processamento – quando a geometria da peça é relativamente simples. Cita-se os seguintes processos como exemplo daqueles que possuem um tempo de ciclo por unidade (tempo ativo de processamento) muito menor do que o tempo de processamento de uma técnica *AM*:

- Injeção de peças poliméricas.
- Corte de chapas por cisalhamento.
- Usinagem em alta velocidade de moldes e matrizes.
- Extrusão de barras e perfis.

Adicionalmente, para a produção de formas geométricas simples como cilindros, orifícios, planos e cones, o emprego da usinagem *CNC* convencional será, muito provavelmente, a escolha com menor relação custo/benefício. Desse modo, a exploração das facilidades para a fabricação de peças complexas pode oferecer aos usuários da *AM* novas oportunidades, como a produção de peças funcionais com alto valor agregado, com aplicação única em seu nicho específico de mercado. Estes são, de fato, os princípios fundamentais que estão propiciando o crescimento da manufatura aditiva no mercado do início do século XXI (HON, 2007).

Todavia, considerando-se a cadeia de suprimentos dos processos de fabricação tradicionais citados, e comparando-se com a nova proposta de cadeia de suprimentos envolvida com as tecnologias *AM*, observa-se uma profunda alteração, de modo que é possível relacionar os principais fatores que estão motivando as empresas a adotarem a tecnologia *AM* (KHAJAVI; PARTANEN; HOLMSTRÖM, 2014; REEVES; TUCK; HAGUE, 2011):

- Aumento da liberdade para a criação de geometrias complexas, ou seja, não há limitações no projeto devido à ausência de matrizes e ferramentas.
- Possibilidade de produção econômica de lotes pequenos, pois, não há necessidade de retorno do investimento em ferramental.
- Personalização dos produtos (customização em massa).
- Potencial para avanços em sustentabilidade ambiental, à medida que as máquinas estão se tornando menores e com maior eficiência energética.
- Novos modelos de cadeia de suprimentos e de varejo. Os estoques de matéria-prima (chapas, barras, perfis, tubos, etc.) são alterados para estoques de material particulado (pós metálicos, por exemplo), o que gera um maior aproveitamento de área e volume.
- Aumento da funcionalidade das peças projetadas e produzidas.

Segundo uma consultoria especializada global (ECONOLYST, 2014), será necessária apenas mais uma década para que grande parte da população mundial tenha acesso a uma impressora 3D. Desse modo, talvez seja possível adquirir, a partir de 2023, uma máquina de lavar roupas totalmente fabricada com técnicas de *AM*. Isso quer dizer que, apesar de o cenário atual indicar aplicações de alto valor agregado e baixo volume, até lá é bem possível que o cenário seja expandido para a produção de altos volumes, visto que, ainda segundo esta consultoria (ECONOLYST,

2014), os dois tipos de estratégias *AM* – foco em consumidor final e foco industrial – convergirão.

Pode-se afirmar que as iniciativas de pesquisa e aplicação de *AM* com materiais metálicos no Brasil ainda são relativamente raras, e estão localizadas em alguns poucos centros de pesquisa que possuem apoio à inovação tecnológica e que visualizam um potencial de aplicação em determinados setores da indústria. Um exemplo de iniciativa de aplicação de *AM* é a parceria firmada – em meados de 2013 – entre o Instituto Nacional de Tecnologia (INT), a Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro (PUC-Rio) e a Organização Nacional da Indústria do Petróleo (ONIP) através do projeto “Fabricação digital”. Este projeto tem por objetivo trazer ao Brasil todos os tipos de tecnologia de *AM* para aplicação na indústria de petróleo e gás. Tal iniciativa conta com um grande investimento (da ordem de R\$ 10 milhões) oriundo da empresa PETROBRAS e tem o objetivo de fortalecer a cadeia de fornecedores brasileiros de bens e serviços, desenvolver tecnologia nacional e permitir às indústrias a produção de protótipos e produtos acabados em todos os tipos de tecnologias *AM* existentes atualmente. Entre os materiais a serem processados com as técnicas de *AM* encontra-se titânio, alumínio, aço, poliamida e outros plásticos de alta resistência (SEBRAE, 2014; TECNOLÓGICA, 2013a).

De acordo com as informações da ONIP, o Brasil tem uma demanda reprimida de mais de 400 empresas na área de óleo e gás em busca deste tipo de solução unificada. Este processo, que atualmente é realizado no exterior, pode levar meses ou até anos para ser concluído, mas sua nacionalização poderá reduzir esse prazo para dias, sem a necessidade de longas viagens (GORNI, 2013).

Outro exemplo de iniciativa que visa ao desenvolvimento das tecnologias de manufatura aditiva no Brasil pode ser observado no NIMMA – Núcleo de Inovação em Moldagem e Manufatura Aditiva da Universidade Federal de Santa Catarina. Fundado em 1994 com o nome CIMJECT, o NIMMA-UFSC vem atuando desde então como um centro de pesquisas na área de *AM*. No final do ano 2012 o laboratório iniciou o desenvolvimento – em parceria com uma empresa do setor privado – de um equipamento de *AM* baseado na fusão em leito de pó, visando à realização de pesquisas que possibilitem avanços do processo *SLS/SLM* com diferentes ligas metálicas. Este equipamento foi empregado nesta pesquisa de doutorado.

O ISI *Laser* – Instituto SENAI (Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial) de Inovação em tecnologias *Laser* – de Joinville/SC também conta com recursos humanos e equipamentos de ponta para realização de pesquisas com *AM* na área de materiais metálicos. O equipamento

de *SLS/SLM* do *ISI Laser* também foi empregado para a fabricação das amostras desta pesquisa de doutorado.

Outros exemplos de atividades envolvendo *AM* podem ser notados em instituições nacionais como Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, Escola de Engenharia de São Carlos – USP, Centro de Tecnologia da Informação Renato Archer – CTI, Universidade de Campinas – UNICAMP, Instituto de Estudos Avançados – IEAv (VOLPATO et al., 2017).

Nos países desenvolvidos, é possível identificar ações voltadas ao desenvolvimento da cadeia de suprimentos industrial de manufatura aditiva (TECNOLÓGICA, 2013a, 2014). O Instituto Fraunhofer, cuja matriz está localizada em Munique, na Alemanha, vem realizando pesquisas com diversas tecnologias de *AM*, incluindo-se *SLM* (BUCHBINDER et al., 2014; PAPADAKIS et al., 2014; ROLINK et al., 2014; ZIÓLKOWSKI et al., 2014).

Artigos editados por revistas e sites de inovação tecnológica do Brasil têm destacado a manufatura aditiva, citando que a mesma está entre as 10 tecnologias que podem salvar a economia mundial e ressaltando que, em um futuro próximo, poderá se transformar em uma técnica de fabricação de larga escala (TECNOLÓGICA, 2013b).

Entre os diversos processos *AM* existentes, aqueles baseados na fusão em leito de pó a partir da energia fornecida por um *laser* despertam o interesse de quem deseja obter produtos com controle de porosidade (como filtros metálicos). Dentro desta classificação, pode-se destacar o processo *SLS/SLM*, o qual será abordado detalhadamente na próxima seção.

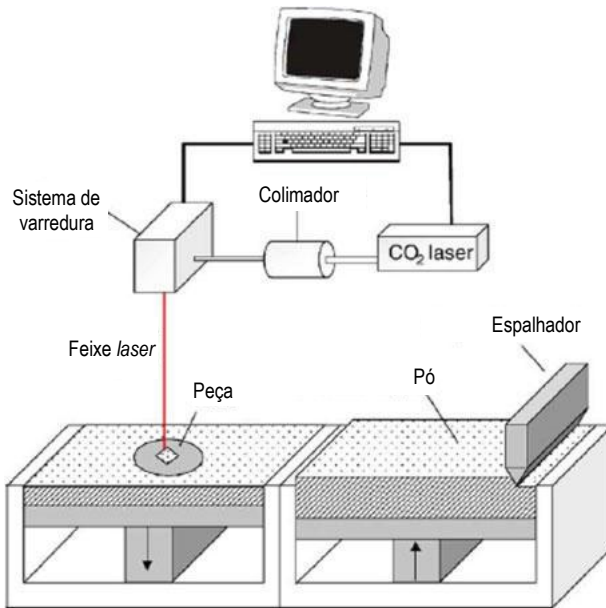
## 2.2 O PROCESSO *SLS/SLM* – *SELECTIVE LASER SINTE-RING/MELTING*

Todos os processos de *AM* baseados na fusão em leito de pó compartilham um conjunto básico de características (GIBSON; ROSEN; STUCKER, 2010). Visando-se a uma melhor compreensão das etapas do desenvolvimento histórico de algumas técnicas de *AM* relacionadas dentro deste subgrupo, a seguir são realizadas considerações acerca da evolução e das aplicações das tecnologias.

A técnica de Sinterização a *laser* (*SLS*) é um típico processo de *AM* baseado na deposição de pós camada por camada e subsequente processamento com um feixe *laser*. O sistema consiste, basicamente, em: uma fonte *laser*, um mecanismo automatizado de suprimento e nivelamento da camada de pó, um computador para controle do processo e alguns outros

mecanismos, como sistema de controle do nível de oxigênio dentro da câmara – o qual retira o ar atmosférico (bomba de vácuo), fornece gás inerte e ainda possui um sensor de oxigênio conectado ao sistema de controle – e sistema de pré-aquecimento do substrato e pó. A Figura 2.1 mostra um desenho esquemático contendo os principais componentes de um equipamento *SLS*.

Figura 2.1 – Esquema representando os componentes básicos de um equipamento comercial *SLS*.



Fonte: (adaptado de SIMCHI; POHL, 2003).

Diferentes tipos de *laser* podem ser utilizados, incluindo CO<sub>2</sub>, Nd:YAG (de *Neodymium Yttrium Aluminium Garnet*), fibra (Yb:YAG, de *Ytterbium Yttrium Aluminium Garnet*), disco, etc. (FISCHER et al., 2005; GU; SHEN; LU, 2009; SCHLEIFENBAUM et al., 2010). A escolha do tipo de *laser* tem influência significativa na consolidação dos materiais particulados, principalmente devido aos seguintes motivos:

- i. A absorvidade dos materiais depende fundamentalmente do comprimento de onda do *laser*.
- ii. Os mecanismos metalúrgicos que ocorrem durante o processo de consolidação das partículas de pó – os quais são responsáveis

pela densidade do material obtido – são diretamente influenciados pela densidade de energia fornecida pelo feixe *laser*.

Deste modo, as propriedades do material particulado e os parâmetros do feixe *laser* devem ser cuidadosamente determinados para que os mecanismos metalúrgicos atuem favoravelmente aos objetivos almejados para a peça produzida (GU et al., 2012b).

O processo *SLS* foi o primeiro a ser comercializado, sendo que todos os outros processos baseados na fusão em leito de pó possuem modificações as quais visam aumentar a produtividade, possibilitar o processamento de diferentes materiais e evitar a sobreposição de características patenteadas (GIBSON; ROSEN; STUCKER, 2010)

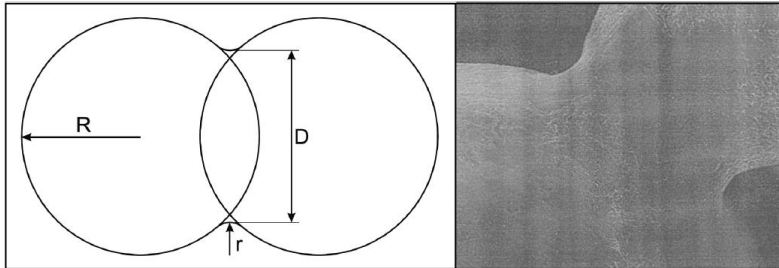
Analisando-se as pesquisas desenvolvidas até o presente momento, tem-se que os *lasers Nd:YAG* e *Yb:YAG* – cujo comprimento de onda é 1,06  $\mu\text{m}$  – são mais adequados para o processamento de ligas metálicas do que o *laser CO<sub>2</sub>* – cujo comprimento de onda é 10,61  $\mu\text{m}$  – devido à absorvidade dos metais ser mais favorável para menores comprimentos de onda. O *laser Nd:YAG* também possibilita uma “janela” maior de parâmetros de processo, menor diâmetro do feixe (maior concentração de energia por unidade de área) e maior potência específica (ION, 2005a, 2005b; LEVY; SCHINDEL; KRUTH, 2003). Não obstante, STEIGER, (2007) mostrou que, frequentemente, a fonte *laser* em si não é decisiva para o resultado final, mas, as propriedades do material também têm um papel importante, especialmente quando são ligeiramente modificadas tendo em vista parâmetros específicos do *laser*.

O processo *SLS* foi descrito em uma patente dos Estados Unidos e teve sua evolução conduzida na Universidade do Texas. Posteriormente, tornou-se o processo de *AM* mais avançado para a produção de peças metálicas e poliméricas. Para a produção de componentes metálicos, LEVY; SCHINDEL; KRUTH, (2003) fazem uma distinção entre dois tipos de subprocessos:

- i. Processamento em único estágio: é baseado no mecanismo de sinterização assistida por fase líquida. Também é conhecido pelo seu nome comercial (*Direct Metal Laser Sintering – DMLS*) (KARPATIS N., 1998; KHAING M.W., FUH J.Y.H., 2001).
- ii. Processamento em dois estágios: no primeiro estágio de sinterização é obtida uma peça “verde” – ou seja, as partículas de metal são ligadas com auxílio de um ligante orgânico em baixas temperaturas – a qual possui relativa baixa resistência mecânica. As propriedades finais são obtidas a partir de um novo ciclo de sin-

terização em forno com altas temperaturas – quando ocorre o mecanismo de *necking* (Figura 2.2) – seguida de infiltração com bronze ou cobre. Este processo resulta em peças sólidas completamente densas.

Figura 2.2 – Formação do pescoço (*necking*) no processo de sinterização.



Fonte: (KRUTH et al., 2005).

O processo *SLM* foi descrito em uma patente desenvolvida no Instituto Fraunhofer, em 1996, e tem semelhanças com o processo *SLS* em único estágio. Tal patente foi registrada nos Estados Unidos e tem a seguinte descrição (tradução livre): “O método é caracterizado pela aplicação do material metálico – o qual está na forma de pó – livre de ligantes e/ou fundentes, e em seguida pelo seu aquecimento com um feixe *laser* até a temperatura de fusão; a energia imposta pelo feixe *laser* é escolhida de tal forma que a camada de pó metálico resulte completamente fundida na região compreendida pelo diâmetro do feixe”.

O equipamento é similar ao utilizado no processo *SLS* (Figura 2.1). De fato, o mesmo equipamento pode ser utilizado, desde que a fonte *laser* tenha as características – como comprimento de onda e potência máxima – adequadas para o processamento de ligas metálicas, possibilitando o atingimento da temperatura de fusão das mesmas. Considerando-se a descrição do processo citada na patente dos EUA, pode-se afirmar que a técnica *SLM* possui similaridades com algumas técnicas de soldagem (tal fato será discutido mais adiante neste capítulo, onde serão considerados os mecanismos mecânico-metalúrgicos que atuam durante o processo *SLM*).

O desenvolvimento do processo *SLM* vem sendo impulsionado, principalmente, pela demanda de produção de componentes completamente densos (sem porosidade) – que tenham propriedades mecânicas



comparáveis àquelas dos materiais obtidos por fundição e/ou conformação – e pela necessidade de eliminação dos tempos e custos consumidos pelos ciclos de pós-processamento. Conforme mencionado anteriormente, a diferença fundamental entre os processos *SLS* e *SLM* é que este último foi desenvolvido com foco no processamento de materiais metálicos utilizando-se o mecanismo de fusão completa e posterior solidificação das partículas. A ideia de fundir completamente as partículas metálicas foi possível devido ao contínuo avanço das condições de processamento com *laser* nos últimos anos (maiores potências, menores diâmetros do feixe, menores espessuras de camada, etc.). A utilização de ciclos de fusão/solidificação tem levado à evolução significativa das propriedades mecânico-metalúrgicas das peças obtidas, relativamente àquelas obtidas nos estágios iniciais de desenvolvimento da tecnologia *SLS* (GU et al., 2012b).

Todavia, é necessário considerar que os processos de *AM* baseados na fusão em leito de pó utilizando-se *laser* geralmente envolvem fenômenos metalúrgicos – em condições de não-equilíbrio – de natureza física e química bastante complexos, e que são rigorosamente dependentes das propriedades dos materiais e dos parâmetros de processo. Tal fato tem conduzido pesquisadores de diversos países a trabalharem no sentido de elucidar a influência dos parâmetros de entrada (materiais e processo) sobre os mecanismos metalúrgicos e as propriedades microestruturais e mecânicas resultantes dos componentes processados. Outrossim, é importante ressaltar que os fabricantes das variações dos processos de fusão em leito de pó criaram termos para descrever as tecnologias e patenteá-las, como “sinterização” (*SLS*) e “fusão” (*SLM*). Porém, o emprego de um único termo para descrever o mecanismo de consolidação das partículas é inerentemente problemático, uma vez que múltiplos mecanismos podem ocorrer simultaneamente.

Segundo GIBSON; ROSEN; STUCKER, (2010), existem 4 diferentes mecanismos de consolidação da matéria que atuam nos processos de fusão em leito de pó: (i) sinterização no estado sólido, (ii) ligação induzida quimicamente, (iii) sinterização assistida por fase líquida e (iv) fusão completa. Deste modo, neste trabalho optou-se por utilizar as duas siglas (*SLS/SLM*) unidas, significando um único processo de fusão em leito de pó no qual podem ocorrer diferentes mecanismos de consolidação da matéria, os quais são dependentes dos parâmetros relacionados ao processo e ao material, conforme é discutido adiante neste capítulo. Nesta seção procura-se abordar a fenomenologia e os mecanismos atuantes no processo *SLS/SLM*, assim como os resultados obtidos nas pesquisas que têm sido realizadas em âmbito global.

O processo *SLS/SLM* tem sido considerado uma das mais promissoras tecnologias *AM*, principalmente pelo fato de possibilitar a produção rápida de peças metálicas complexas a partir de material particulado. As etapas de processo são descritas em diversos artigos (ABE et al., 2001; GU et al., 2012b; KRUTH et al., 2005) e podem ser resumidas da seguinte maneira: as peças são obtidas utilizando-se o conceito de construção camada por camada, através da fusão e consolidação seletiva de finas camadas de pó com o auxílio de um feixe *laser*. Cada camada processada representa a seção transversal (bi-dimensional) do objeto, a qual foi obtida através do fatiamento matemático do modelo *CAD* 3D. Após a consolidação de uma camada, uma nova deposição de pó é realizada e o processo é repetido até que a peça 3D esteja completa. Conforme mencionado anteriormente, os fenômenos de fusão e solidificação – que ocorrem em relativa alta velocidade – podem produzir estruturas metalúrgicas únicas nas peças. Sendo assim, são atribuídas as seguintes vantagens ao processo *SLS/SLM* quando comparado com as técnicas tradicionais de fabricação: (i) flexibilidade, (ii) capacidade de produzir peças complexas, (iii) possibilidade de ajuste da estrutura metalúrgica de acordo com as necessidades de projeto e (iv) solidificação relativamente rápida (GU; SHEN, 2009a; OLAKANMI; COCHRANE; DALGARNO, 2011; SONG et al., 2014; VRANCKEN et al., 2012; ZHANG; LIAO; CODDET, 2013).

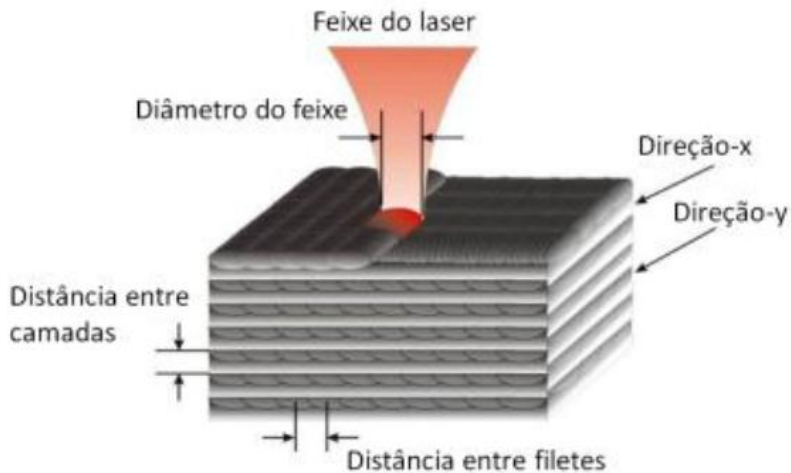
No caso das técnicas que empregam primariamente os mecanismos de sinterização, poderá haver a fusão de alguns componentes da liga metálica utilizada, porém, o processo de consolidação será diferente daquele mencionado para as técnicas que empregam a fusão completa, uma vez que não será atingida a temperatura de fusão dos demais componentes da liga. Desse modo, a ligação entre partículas ocorrerá através dos mecanismos de sinterização (OLAKANMI; COCHRANE; DALGARNO, 2011). Adicionalmente, poderá haver fusão parcial de uma única liga metálica; nestes casos, deverá ser empregado um controle adequado de temperatura durante o processamento para que seja possível o atingimento de temperaturas nas quais coexistirão as fases sólida e líquida, para cada tipo de material.

Com base nos conceitos expostos até aqui – sobre os mecanismos que atuam nos processos de fusão em leito de pó para a consolidação da camada de material particulado – é possível afirmar: (i) os processos que empregam primariamente o mecanismo de fusão completa possibilitam a obtenção de peças complexas, completamente densas (sem porosidade), com precisão dimensional e integridade superficial satisfatórias, sem a necessidade de processos subsequentes (JIA; GU, 2014; YADROITSEV; SMUROV, 2010) e (ii) os processos que empregam primariamente os

mecanismos de sinterização oferecem a possibilidade de obtenção de estruturas heterogêneas (objetos multi-materiais – com diferentes domínios de materiais – e materiais com gradação funcional – *FGM's*, de *Functionally Graded Materials* – que são classificados como uma nova classe de compósitos com variação contínua de material ou de outra propriedade ao longo de sua geometria (SHIN et al., 2003)) e estruturas porosas funcionais (COVACIU; WALCZAK; RAMOS-GREZ, 2011; FURUMOTO et al., 2015).

Uma das operações fundamentais do processo *SLS/SLM* é a varredura, pelo feixe *laser*, da superfície da camada de pó previamente depositada sobre um substrato. Desse modo, o processo de formação prossegue ao longo da direção de varredura do feixe. Cada camada da peça é preenchida, sequencialmente, com filetes alongados (*tracks*) de metal fundido, isto é, a peça final é o resultado da superposição de filetes e camadas (Figura 2.3). Uma vez que os objetos 3D são construídos camada por camada, a morfologia destas camadas determina, essencialmente, as propriedades finais do produto (YADROITSEV; SMUROV, 2011).

Figura 2.3 – Detalhe da varredura do feixe *laser* na camada de pó.

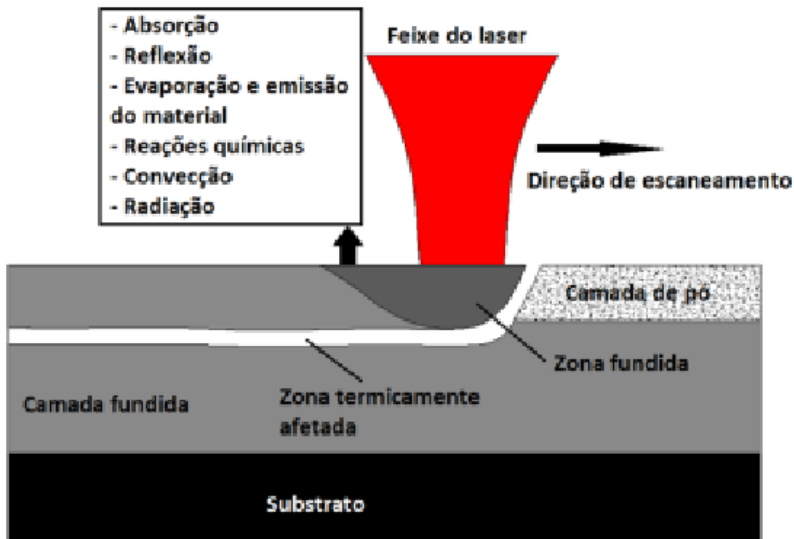


Fonte: (GU et al., 2012a; MARQUES, 2014).

O comportamento físico do sistema "radiação do *laser*-material particulado-substrato" inclui absorção, reflexão, radiação e transferência de calor, transformações de fase, uma interface móvel entre as fases sólida e líquida, fluxo de fluido causado pelo gradiente de tensão superficial e

pelo transporte de massa dentro da poça fundida, e reações químicas (Figura 2.4). Este sistema possui resposta não linear quando os parâmetros de processo são alterados: por exemplo, a alteração da potência do *laser* ou da velocidade de varredura pode levar a diversos efeitos indesejáveis como irregularidades e efeito *balling* (YADROITSEV et al., 2010). Consequentemente, é muito importante estabelecer os relacionamentos entre os fatores de influência no processo e a morfologia da superfície obtida (YADROITSEV; SMUROV, 2011).

Figura 2.4 – Detalhe da interação do sistema "radiação do *laser*-material particulado-substrato" no processo *SLS/SLM*.



Fonte: (MARQUES, 2014; YADROITSEV et al., 2010).

O efeito *balling* está relacionado aos diversos fenômenos que ocorrem durante a fusão e posterior solidificação do metal. Mais especificamente, o resfriamento relativamente rápido do material fundido pode originar certos valores de tensão superficial no líquido o que, por sua vez, impede o molhamento adequado da subsequente frente de metal líquido no substrato, gerando rugosidade excessiva na superfície da peça após a consolidação total. Adicionalmente, poderá ocorrer porosidade – mesmo no caso de haver molhamento adequado e fusão completa – devido a fenômenos como aprisionamento de gás e contração, resultando em propriedades mecânicas inferiores nas peças (DADBAKSH et al., 2012;

KRUTH et al., 2007; L. HAO, 2009). As causas deste e de outros fenômenos serão detalhadas adiante nesta seção.

Os fatores que influenciam no resultado do processo *SLS/SLM* são, tipicamente, subdivididos em dois grupos: a) fatores relacionados ao material e b) fatores relacionados ao processo. Estes dois grupos serão detalhados nas subseções a seguir.

### 2.2.1 Fatores relacionados ao material particulado

As características do material particulado responsáveis pelas propriedades resultantes na peça fabricada pelo processo *SLS/SLM* podem ser listadas (HEANEY, 2004; KRUTH et al., 2005; SIMCHI, 2004; TINGSKOG et al., 2000; YANG; EVANS, 2005): (i) composição química, (ii) tamanho e tipo de distribuição dos tamanhos das partículas, (iii) morfologia das partículas, (iv) propriedades óticas e (v) propriedades térmicas (relacionadas à transferência de calor). Tais características são detalhadas a seguir.

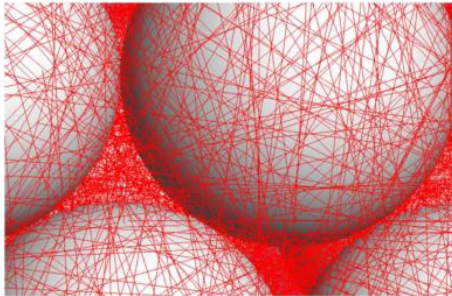
**Composição química, propriedades óticas e propriedades térmicas:** obviamente, a composição química e a quantidade dos elementos presentes na liga metálica a ser processada por *SLS/SLM* influenciam nas propriedades óticas e térmicas do material particulado, assim como o faz a microestrutura e a forma de distribuição destes elementos na matriz. Adicionalmente, o comportamento ótico e térmico do material particulado é determinado pela condição da superfície das partículas. Por exemplo, a presença de níveis elevados de oxigênio na superfície das partículas pode conduzir à formação de óxidos durante a fusão dos filetes, ocasionando variações no nível de absorção da energia *laser* pelo material (SIMCHI, 2004). A absorvidade de um material pode ser definida como a razão entre a quantidade de radiação absorvida e a quantidade de radiação incidente. Dentre outros fatores, a absorvidade é influenciada pela natureza dos materiais, rugosidade das superfícies, atmosfera do processo, temperatura, comprimento de onda do feixe *laser*, etc.. (TOLOCHKO et al., 2000).

**Tamanho e tipo de distribuição dos tamanhos de partículas:** o emprego de partículas menores tende a resultar em maiores densidades das peças produzidas por *SLS/SLM* (SAMES et al., 2016). Porém, há uma relação direta entre o tamanho e a distribuição granulométrica das partículas, assim como com o diâmetro do feixe *laser* na distância focal (*spot size*) (BOLEY; KHAIRALLAH; RUBENCHIK, 2015) e com a espessura

de camada empregada. Segundo SIMCHI, (2004), pós constituídos de partículas menores com curva de distribuição granulométrica mais estreita apresentam tendência de aglomeração, enquanto que pós constituídos de partículas maiores com curva de distribuição granulométrica mais larga apresentam tendência de segregação. Em ambos os casos (aglomeração e segregação) observa-se uma redução da densidade das peças sintetizadas através da energia de um feixe *laser* (SIMCHI, 2004).

**Morfologia das partículas:** tem sido demonstrado que a cinética de densificação é influenciada pela morfologia das partículas (SIMCHI, 2004). Partículas esféricas são mais comumente utilizadas no processamento por *SLS/SLM*, quando há exigência de alta densificação. A morfologia das partículas influencia diretamente no nível de absorção da energia *laser* pelo material, uma vez que durante o escaneamento ocorrem fenômenos como espalhamento e reflexão dos raios de luz oriundos do feixe *laser* (Figura 2.5) (BOLEY; KHAIRALLAH; RUBENCHIK, 2015; FISCHER et al., 2003). A morfologia também tem influência direta nas propriedades de escoabilidade e densidade aparente do pó. Estas propriedades, por sua vez, devem ser cuidadosamente avaliadas em conjunto com o mecanismo de espalhamento de pó do sistema de manufatura aditiva, para que seja possível obter-se níveis satisfatórios de reprodutibilidade do processo *SLS/SLM*.

Figura 2.5 – Simulação do espalhamento dos raios de luz no processo *SLS/SLM*.



Fonte: (BOLEY; KHAIRALLAH; RUBENCHIK, 2015).

### 2.2.2 Fatores relacionados ao processo

Os parâmetros de processo responsáveis pelas propriedades resultantes na peça são (CHILDS; HAUSER; BADROSSAMAY, 2004; KLOCKE; WAGNER; ADER, 2003; TAYLOR; CHILDS; HAUSER,

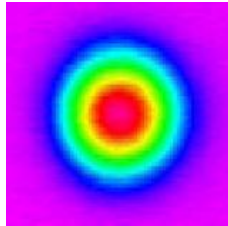
2002; YADROITSEV; BERTRAND; SMUROV, 2007): (i) potência do *laser*, (ii) comprimento de onda do *laser*, (iii) diâmetro do feixe *laser*, (iv) velocidade de varredura do *laser*, (v) distância entre linhas de varredura (*tracks*), (vi) espessura da camada, (vii) estratégia de varredura, (viii) estratégia de fabricação das camadas, (ix) taxa de sobreposição dos filetes e (x) densidade de energia. A Figura 2.3 ilustra alguns dos parâmetros de processo citados. Tais parâmetros são detalhados a seguir.

**Potência do feixe *laser*:** é um dos parâmetros de maior importância no processo *SLS/SLM*, sendo determinante na quantidade de energia necessária para obter-se a sinterização e/ou a fusão das partículas, ou seja, para que seja atingida uma temperatura adequada de processamento em função da liga metálica empregada no processo.

**Comprimento de onda do feixe *laser*:** materiais metálicos absorvem maiores níveis de radiação quando são empregados comprimentos de onda da ordem de 1,06  $\mu\text{m}$ . Para materiais poliméricos, comprimentos de onda da ordem de 10,6  $\mu\text{m}$  são mais adequados. Este comportamento está associado com a absorvidade, que é o parâmetro termo físico de maior interesse prático nas aplicações que utilizam tecnologias *laser* (TOLOCHKO et al., 2000). Os estudos acerca da absorvidade de diferentes materiais em função do comprimento de onda do feixe *laser* têm sido norteadores para a definição de “janelas operacionais” que possibilitam a obtenção de maiores índices de reprodutibilidade do processo *SLS/SLM*. O comprimento de onda do feixe *laser* também é determinante para o valor do diâmetro do feixe na distância focal (*spot size*).

**Diâmetro do feixe *laser*:** este parâmetro é conhecido pelo termo *spot size*, ou, diâmetro do feixe na distância focal. Existem diversos modos de ressonância transversal de um feixe *laser*, sendo que um dos mais utilizados no processo *SLS/SLM* é o modo  $\text{TEM}_{00}$ , também conhecido como modo gaussiano ou modo fundamental. Este modo é mostrado na Figura 2.6.

Figura 2.6 – Modo TEM<sub>00</sub> de densidade de energia do feixe *laser*.



Fonte: (PHOTONICS, 2012).

Este parâmetro é uma característica fixada no projeto da fonte *laser*, e influencia diretamente na largura dos filetes produzidos. Para um dado valor de potência, quanto menor for o diâmetro do feixe, maior será a densidade de energia. Considerando-se a literatura consultada, percebe-se que os valores mais comuns empregados no processo *SLS/SLM* para o *spot size* situam-se no intervalo de 60 a 200  $\mu\text{m}$ , sendo que seu valor mínimo é dependente do comprimento de onda e da qualidade do feixe. A borda (raio nominal) de um feixe gaussiano é definida como sendo o ponto no qual a energia foi reduzida a  $1/e^2$  (aproximadamente 13%) da intensidade máxima no centro do feixe. Para o olho humano, a região na qual a intensidade foi reduzida a  $1/e^2$  do seu valor máximo aparenta ser a borda do feixe (HITZ; EWING; HECHT, 2001). Quanto menor for o *spot size*, maior será a “resolução” do processo e a qualidade de acabamento do produto final. Porém, pequenos diâmetros de feixe conduzem a um aumento do tempo de processamento. Por conseguinte, busca-se equilibrar estas duas situações, de modo a obter-se resultados adequados para a aplicação a que se destina o equipamento.

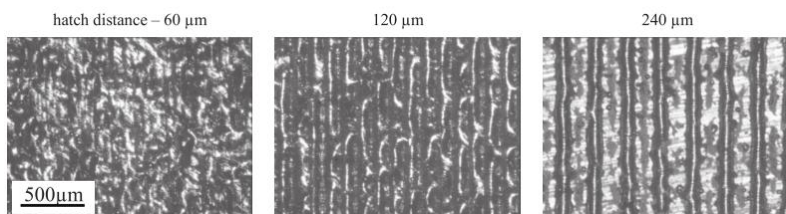
**Velocidade de varredura do feixe *laser*:** corresponde à taxa na qual o feixe *laser* percorre sua trajetória linear ao longo do leito de pó, na unidade de tempo. A determinação da velocidade ideal de processamento visando-se a uma aplicação específica não é trivial. De fato, este parâmetro está intimamente relacionado com outras variáveis, como a potência. Para um dado valor de potência, quanto menor for a velocidade de varredura, maior será a energia imposta ao substrato e, conseqüentemente, maiores serão a largura dos filetes produzidos e a profundidade de (re) fusão da camada anterior. Poderá ocorrer evaporação e *balling*, o que deteriora a qualidade da peça final. Além disso, o tempo de processamento se torna alto. Por outro lado, quando a velocidade é aumentada, a largura dos file-



tes e a profundidade de (re) fusão são reduzidas. Para velocidades relativamente muito altas, poderá ocorrer redução da molhabilidade do metal líquido no substrato, comprometendo a fusão e a adesão entre camadas subsequentes. Isto pode conduzir à delaminação e à produção de peças com qualidade inaceitável. Neste último caso, uma opção seria aumentar a potência do *laser*. Porém, existem limites para os valores das variáveis envolvidas no processo *SLS/SLM*, sendo que a extrapolação destes conduz a instabilidades ou até mesmo à interrupção do processo na fase de construção das camadas. A combinação dos limites citados configura as chamadas “janelas operacionais” do processo. A determinação destas é objeto de estudo de diversos trabalhos encontrados na literatura, sendo dependente dos materiais processados e das demais condições do processo, como espessura de camada, atmosfera de proteção, temperatura e pressão do ambiente.

**Distância entre linhas de varredura:** também conhecido pelo termo em inglês (*hatch distance*), é um parâmetro de fundamental importância, pois, determina a densidade das peças fabricadas por *SLS/SLM*. Seu valor é estabelecido como sendo a medida de centro a centro entre dois filetes sucessivos. A Figura 2.7 mostra um exemplo da literatura, onde verifica-se que o emprego de diferentes valores de *hatch* conduziu à alteração da morfologia dos filetes e das camadas formadas.

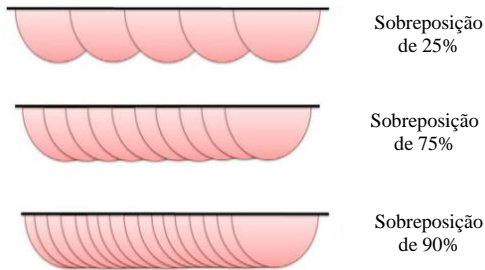
Figura 2.7 – Camadas fabricadas com diferentes valores do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*).



Fonte: (YADROITSEV; SMUROV, 2011).

**Taxa de sobreposição dos filetes:** quando o valor do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) é menor do que a largura de um filete, tem-se a sobreposição de filetes ou *overlap*. Neste caso, altera-se o foco de controle do parâmetro *hatch* – cuja unidade comumente utilizada é  $\mu\text{m}$  – para controle do percentual de sobreposição entre filetes. A Figura 2.8 mostra exemplos de três situações de *overlap*.

Figura 2.8 – Exemplos de sobreposição entre filetes.

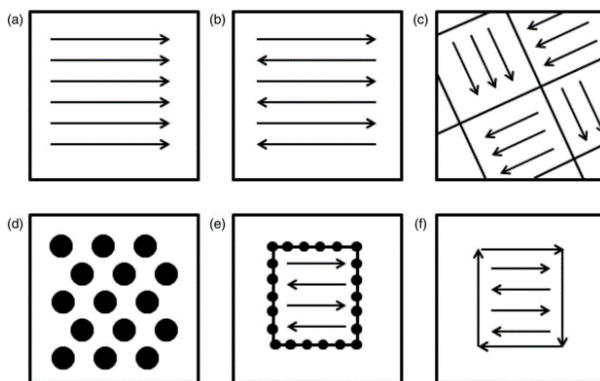


Fonte: (YASA; KRUTH, 2011).

**Espessura da camada:** é definida na etapa final do planejamento do processo, logo após a exportação do arquivo *CAD* para o *software* da máquina *SLS/SLM*, sendo especificada antes da etapa de fatiamento do modelo tridimensional. A determinação de seu valor deve levar em consideração fatores como: distribuição granulométrica do pó, acabamento superficial desejado, potência, entre outros. Um valor baixo de espessura de camada pode conduzir à (re) fusão das camadas anteriores, causando alterações microestruturais. Enquanto valores demasiadamente altos podem ocasionar penetração deficiente da energia *laser* e consequentes problemas de união entre camadas. Outrossim, é um parâmetro determinante na produtividade do processo *SLS/SLM*, com influência direta no tempo ativo de processamento.

**Estratégia de varredura:** este parâmetro está relacionado às trajetórias possíveis de serem adotadas para a formação de uma camada. Trata-se de um parâmetro de fundamental importância na medida em que influencia nas propriedades mecânicas, tensões residuais, distorções, tolerâncias dimensionais, acabamento superficial, entre outros aspectos de uma peça acabada. A Figura 2.9 mostra exemplos desenvolvidos de estratégias de varredura utilizadas no processo *SLS/SLM*.

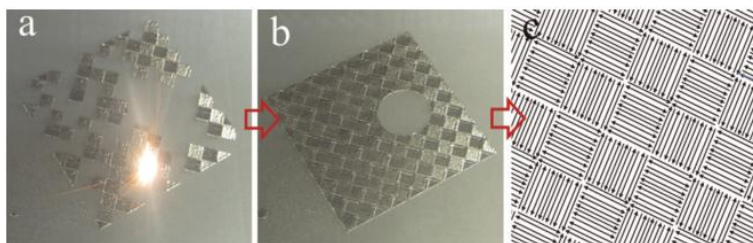
Figura 2.9 – Exemplos de estratégias de varredura utilizadas no processo *SLS/SLM*.



Fonte: (CARTER et al., 2014).

A Figura 2.10 ilustra o emprego da estratégia de varredura em “ilhas”. LU et al., (2015) estudaram a influência do tamanho da “ilha” em propriedades como microestrutura, dureza, tensões residuais e densidade de moldes de Inconel 718 fabricados por *SLM*. E encontraram uma relação que apontou que a ilha de dimensões 5 x 5 mm é a mais apropriada para a aplicação estudada.

Figura 2.10 – Exemplo de estratégia de varredura em “ilhas”.

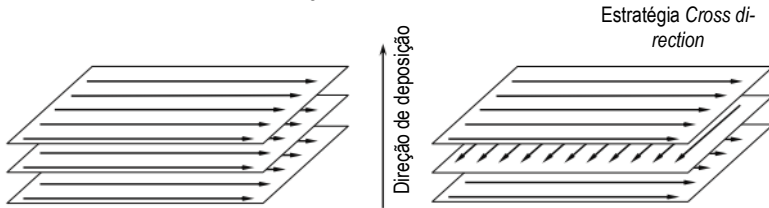


Fonte: (LU et al., 2015).

**Estratégia de fabricação:** a decisão sobre qual estratégia de fabricação utilizar é uma das mais importantes a ser tomada antes de se iniciar a fabricação de uma peça por manufatura aditiva. Diversos trabalhos comprovam que é possível controlar as propriedades do produto final como densidade, resistência à tração, tenacidade, isotropia, resistência à fadiga,

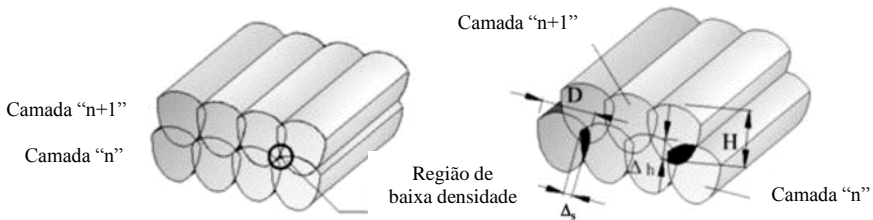
entre outras. As Figuras 2.11 e 2.12 mostram dois exemplos de estratégia de fabricação.

Figura 2.11 – Exemplo de estratégia de fabricação *cross direction* (giro de 90° em relação à camada anterior).



Fonte: (LIU et al., 2011).

Figura 2.12 – Exemplo de estratégia de fabricação *inter-layer stagger* (escalonamento dos filetes em relação à camada anterior).



Fonte: (SU; YANG, 2012).

**Atmosfera de proteção:** de maneira similar ao que ocorre no processo de soldagem, durante o processamento *SLS/SLM* se faz necessário evitar o contato da poça de fusão com os gases presentes na atmosfera. A presença de oxigênio durante a formação dos filetes conduz à formação de óxidos que se misturam com o metal líquido, causando problemas de molhabilidade, porosidade, baixa adesão entre camadas, etc.. Para evitar que ocorra oxidação na superfície dos filetes e os riscos que possam resultar da elevada reatividade dos pós metálicos a altas temperaturas com o oxigênio atmosférico, o processamento é realizado sob uma atmosfera de gás, que pode ser inerte ou ativo. Os gases comumente utilizados são: argônio, nitrogênio e, eventualmente, hélio (WANG et al., 2014).

**Densidade de energia:** este último é um agrupamento de alguns parâmetros citados acima em uma equação matemática. Esta equação tem sido utilizada de maneiras diferentes, dependendo das variáveis estudadas

em cada caso. OLAKANMI; COCHRANE; DALGARNO, (2011), ATTAR et al., (2014), ZHANG; SERCOMBE, (2012) e KRUTH et al., (2005) utilizaram a seguinte equação:

$$E = \frac{P}{vht} \quad (2.1)$$

onde  $E$  é a densidade de energia (J/mm<sup>3</sup>),  $P$  é a potência do *laser* (W),  $v$  é a velocidade de varredura (mm/s),  $h$  é a distância entre dois filetes sucessivos (mm) e  $t$  é a espessura da camada de pó (mm). GU; SHEN, (2009b) e JIA; GU, (2014) utilizaram a seguinte equação:

$$E = \frac{P}{v} \quad (2.2)$$

onde  $E$  é a energia por unidade de comprimento (J/mm),  $P$  é a potência do *laser* (W) e  $v$  é a velocidade de varredura (mm/s). MORGAN; SUTCLIFFE; O'NEILL, (2004) e DADBAKSHSH et al., (2012) utilizaram a seguinte equação:

$$E = \frac{P \ 2r \ 2r}{\pi r^2 v h} \quad (2.3)$$

onde  $E$  é a energia por unidade de área (J/m<sup>2</sup>),  $P$  é a potência do *laser* (W),  $v$  é a velocidade de varredura (m/s),  $h$  é a distância entre dois filetes sucessivos (m) e  $r$  é o raio do feixe *laser* (m). XIE et al., (2013) utilizaram a seguinte equação:

$$E = \frac{P}{dvt} \quad (2.4)$$

onde  $E$  é a densidade de energia (J/mm<sup>3</sup>),  $P$  é a potência do *laser* (W),  $d$  é o diâmetro do feixe *laser* (mm),  $v$  é a velocidade de varredura (mm/s) e  $t$  é a espessura da camada de pó (mm).

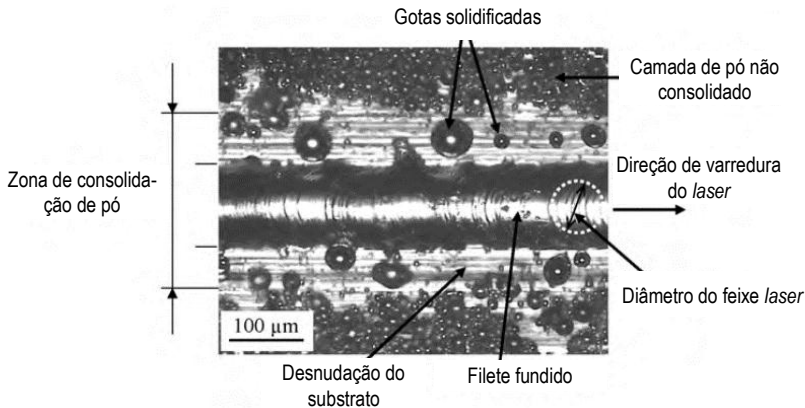
Portanto, devido ao relativo grande número de parâmetros e à complexidade dos fenômenos envolvidos no processamento de ligas metálicas através do processo *SLS/SLM*, faz-se necessário um entendimento abrangente dos efeitos combinados de todas as variáveis para que se possa obter um resultado satisfatório ou até mesmo ótimo (WANG et al., 2014). Neste sentido, apresenta-se na próxima subseção estudos os quais vêm sendo desenvolvidos por pesquisadores com o intuito de esclarecer a influência

das variáveis citadas nas subseções 2.2.1 e 2.2.2 nas propriedades das peças produzidas por *SLS/SLM*.

### 2.2.3 Investigações sobre a influência dos parâmetros de processo nas propriedades das peças produzidas por *SLS/SLM*

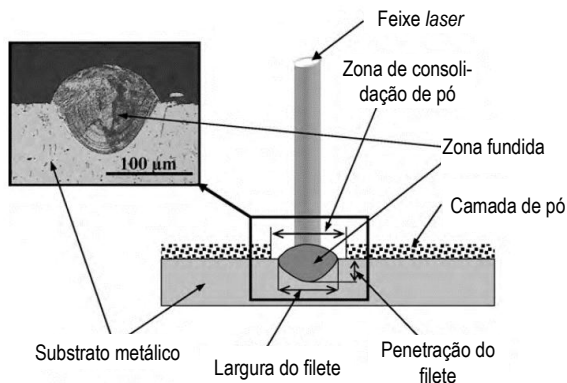
Conforme vem sendo insistentemente ressaltado ao longo deste capítulo, as propriedades de uma peça produzida por *SLS/SLM* dependem fortemente de cada filete e de cada camada processada. Ou seja, a formação de filetes de modo contínuo e estável é um fator crítico para a obtenção de integridade estrutural e qualidade do produto. Neste sentido, inúmeras pesquisas vêm sendo realizadas com o intuito de esclarecer o processo de formação dos filetes e das camadas, em função do método empregado para a obtenção destes. YADROITSEV et al., (2010) estudaram os mecanismos de formação dos filetes e os fatores que geram as instabilidades da poça de fusão, utilizando pós de aço inoxidável 316L e 904L. Para tanto, empregaram o método de variação da potência e da velocidade de varredura e analisaram a largura dos filetes, a zona de consolidação de pó e a profundidade de penetração. As Figuras 2.13 e 2.14 ilustram as características citadas.

Figura 2.13 – Vista superior do filete produzido por *SLS/SLM*.



Fonte: (YADROITSEV et al., 2010).

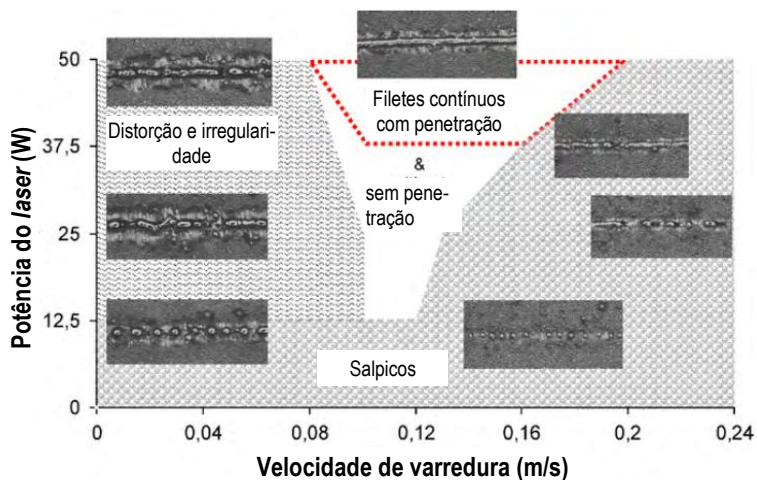
Figura 2.14 – Seção transversal típica de um filete produzido por *SLS/SLM*.



Fonte: (YADROITSEV et al., 2010).

Um dos resultados mais valiosos do trabalho de YADROITSEV et al., (2010) foi um mapa que define os valores de potência e velocidade de varredura com os quais são obtidos filetes de modo estável e contínuo (Figura 2.15).

Figura 2.15 – Mapa de processo para obtenção de filetes em camada única (elaborado para pó 316L).



Fonte: (YADROITSEV et al., 2010).

Nota-se na Figura 2.15 que o intervalo de velocidades que gera filetes contínuos é maior para maiores valores de potência. Os pesquisadores explicam que a formação de filetes metálicos no processo *SLM* tem um caráter limiar: para cada material em pó, há um conjunto de parâmetros que produz filetes estáveis e instáveis. Os mecanismos de distorção, irregularidades e formação de *balling* podem ser associados com as propriedades termo físicas do material, características de granulometria e morfologia do pó, particularidades do processo de espalhamento, espessura de camada, parâmetros da energia de radiação do *laser*, velocidade de varredura, e questões relacionadas ao comportamento hidrodinâmico do metal líquido. A formação de satélites (gotas de metal que são (re)fundidas e se mantêm em contato metalúrgico com o filete) pode originar poros e aumentar a rugosidade das peças acabadas. Este efeito é significativo para a qualidade das estruturas internas das peças, especialmente no caso de peças de paredes finas e de canais estreitos. Satélites podem ser formados basicamente por dois mecanismos: salpicos de metal líquido e fusão parcial das partículas de pó na região imediatamente além das fronteiras delimitadas pelo *spot size*. A transferência de calor nas fases líquida e sólida governa o processo de solidificação do filete e, conseqüentemente, impacta decisivamente nas propriedades mecânicas das peças (DAI; SHAW, 2002). Uma eventual (re) fusão da camada previamente solidificada influencia na sua microestrutura, e pode também afetar as regiões adjacentes, originando processos de difusão termicamente ativados como transformações de fase, crescimento de grão, precipitação, etc.. Como resultado, podem ser formados objetos com falta de uniformidade em termos de microestrutura, tamanho e formato de grão, além de fases em não equilíbrio. Finalmente, concluem que, para cada material e para cada conjunto de parâmetros do *laser*, existe um intervalo de velocidades de varredura que produzirá resultados ótimos (YADROITSEV et al., 2013).

Resultados importantes também foram obtidos por YADROITSEV; SMUROV, (2011). Os pesquisadores utilizaram uma fonte *laser* com *spot size*  $\approx 70 \mu\text{m}$ , e mostraram que, para valores de *hatch* maiores que  $120 \mu\text{m}$ , o pó de aço inoxidável 904L é fundido em uma seqüência de filetes com as mesmas características geométricas (com exceção do primeiro filete). Uma redução do parâmetro *hatch* conduz a alterações das condições termo físicas do processo: o feixe *laser* interage diretamente com o pó, com o substrato (devido à desnudação) e com o filete previamente formado, ou somente com o substrato e com o filete previamente formado (Figura 2.16). Como a poça de fusão possui maior

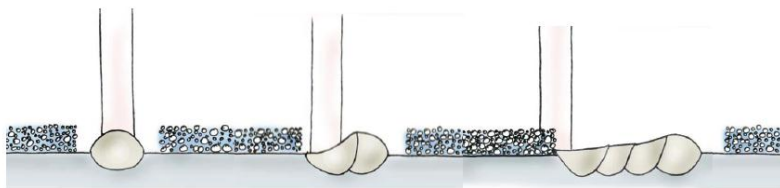


refletividade que o pó (FISCHER et al., 2003; TAYLOR; CHILDS; HAUSER, 2002), a energia absorvida causa o reaquecimento do filete previamente formado e/ou do substrato, e o calor é então conduzido através do substrato causando a sinterização ou a fusão das partículas de pó. Devido à desnudação do substrato, o segundo filete possui menor altura que o primeiro, e a zona de consolidação de pó também diminui.

Os experimentos e o modelo reportados por TAYLOR; CHILDS; HAUSER, (2002) confirmam que a quantidade de material fundido diminui com a redução do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*). O material solidificado processado previamente atua como um dissipador de calor quando da incidência do feixe *laser*, e este efeito aumenta com a redução de *hatch*. Além disso, o metal solidificado absorve menos energia incidente do *laser* do que o pó metálico. Estes dois efeitos fazem com que a primeira varredura do feixe *laser* funda mais material do que as subsequentes, ou seja, o primeiro filete é sempre o mais largo para os casos em que o valor de *hatch* é menor do que a largura da zona de consolidação de pó.

YADROITSEV; SMUROV, (2011) realizaram uma série de experimentos com pó 316L. Variou-se o parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*), enquanto todos os outros parâmetros foram fixados. Ao se utilizar valores decrescentes de *hatch* (em um intervalo cujo valor inicial é menor do que a largura dos filetes), ocorre uma contínua redução da largura da zona de consolidação de pó. Isto conduz a uma situação cíclica na qual o feixe *laser* volta a interagir diretamente com o pó (como no caso do primeiro filete) e com o filete previamente formado, em vez da interação indireta a qual ocorre a partir da condução do calor através do substrato e dos fenômenos de convecção (Figura 2.16).

Figura 2.16 – Esquema da redução contínua da zona de consolidação de pó durante o processamento SLM.

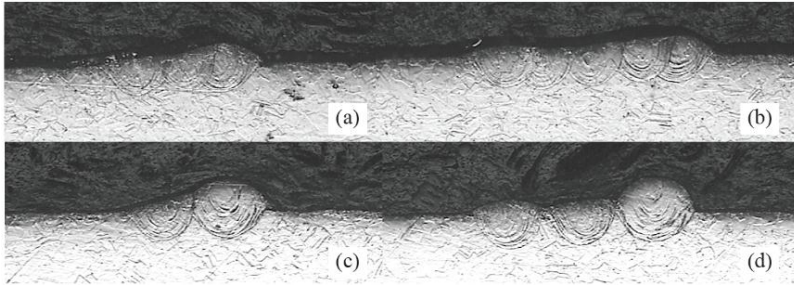


Fonte: (YADROITSEV; SMUROV, 2011).

As análises das seções transversais e do perfil de altura de uma sequência contínua de filetes (Figuras 2.17 e 2.18) evidenciam o exposto:

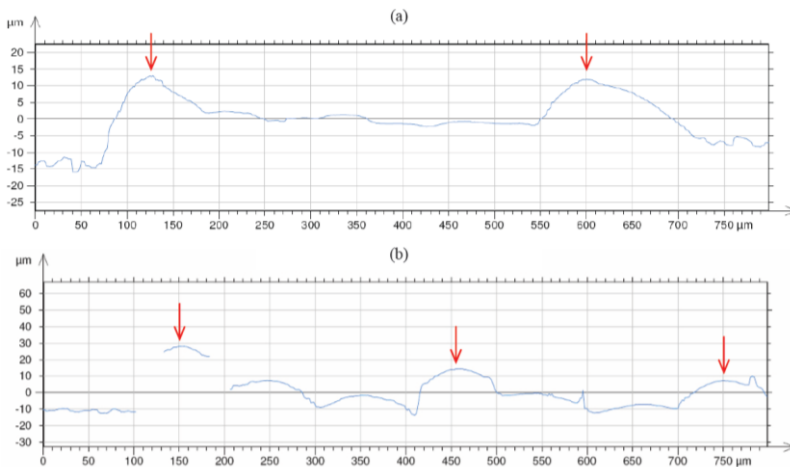
os filetes formados no início e no final deste “ciclo” (indicados pelas setas na Figura 2.18) são mais altos do que os filetes internos.

Figura 2.17 – Seções transversais dos filetes de pó 316L produzidos em chapa substrato para diferentes valores da distância entre linhas de varredura (*hatch*): a), b) – 3 e 5 filetes para *hatch* = 60  $\mu\text{m}$ ; c) e d) – 2 e 3 filetes para *hatch* = 100  $\mu\text{m}$ .



Fonte: (YADROITSEV; SMUROV, 2011).

Figura 2.18 – Perfil de altura de uma seqüência contínua de filetes produzidos a partir de pó 316L; a) *hatch* = 60  $\mu\text{m}$  e b) *hatch* = 100  $\mu\text{m}$ .

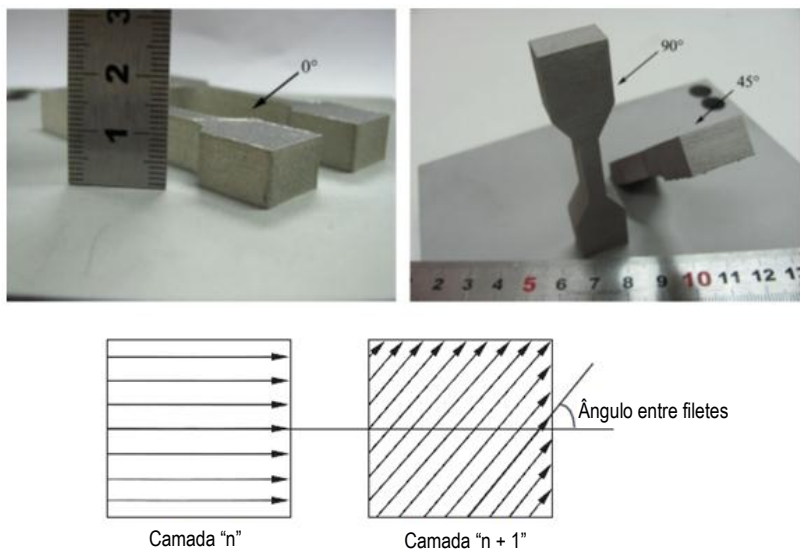


Fonte: (YADROITSEV; SMUROV, 2011).

GUAN et al., (2013) estudaram os efeitos da espessura da camada, direção de construção, taxa de sobreposição e ângulo entre filetes de camadas sucessivas sobre as propriedades mecânicas de um aço inoxidável

304. A potência do *laser* e a velocidade de varredura foram mantidas constantes. A Figura 2.19 mostra a variação da direção de construção e do ângulo entre filetes de camadas sucessivas.

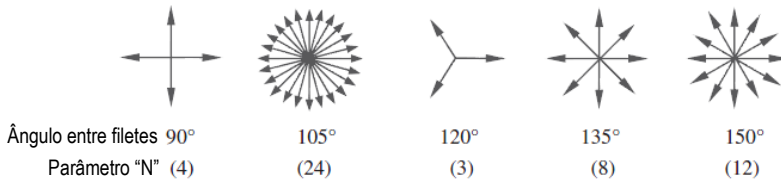
Figura 2.19 – Variação da direção de construção e do ângulo entre filetes de camadas sucessivas.



Fonte: (GUAN et al., 2013).

A variação do ângulo entre filetes de camadas sucessivas conduziu a um novo parâmetro chamado “número de intervalos entre camadas (N)”, que significa quantas camadas serão processadas pelo feixe laser até que a direção de varredura seja aquela referente a sua trajetória inicial. Por exemplo, para o ângulo entre filetes de  $90^\circ$ , o valor N significa que serão processadas 4 camadas até que a direção de varredura seja a mesma da primeira camada. A Figura 2.20 ilustra este estudo.

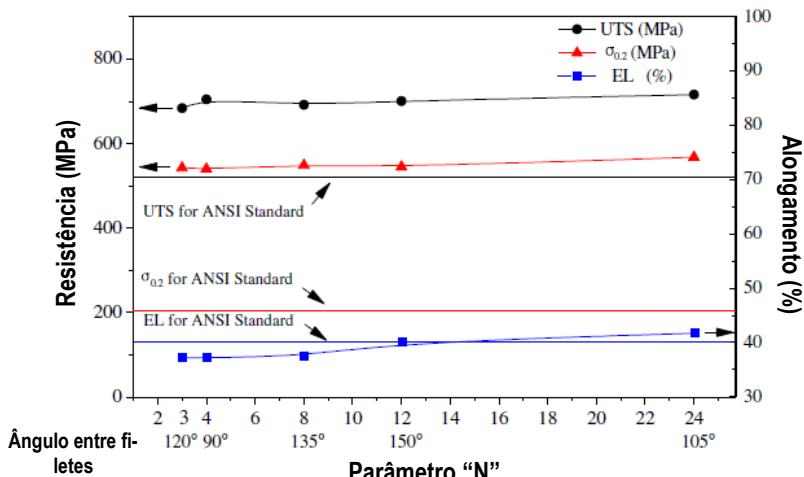
Figura 2.20 – Esquema mostrando o “parâmetro N” e os respectivos ângulos entre filetes.



Fonte: (GUAN et al., 2013).

Os corpos de prova em aço inox 304 fabricados por *SLM* com os parâmetros adequados apresentaram densidade total (sem porosidade), além de que o limite de resistência à tração, o limite de escoamento e o alongamento foram muito superiores quando comparados com o mesmo material forjado (Figura 2.21). A espessura da camada teve influência significativa na rugosidade superficial. Anisotropia foi evidenciada a partir das diferentes direções de construção. Porém, os corpos de prova fabricados com o máximo valor de N (ângulo entre filetes de 105°) apresentaram excelentes propriedades mecânicas fundamentalmente devido ao fato de ser alcançada a isotropia da microestrutura (Figura 2.21).

Figura 2.21 – Gráfico mostrando os resultados dos ensaios de resistência mecânica e ductilidade x “parâmetro N”.

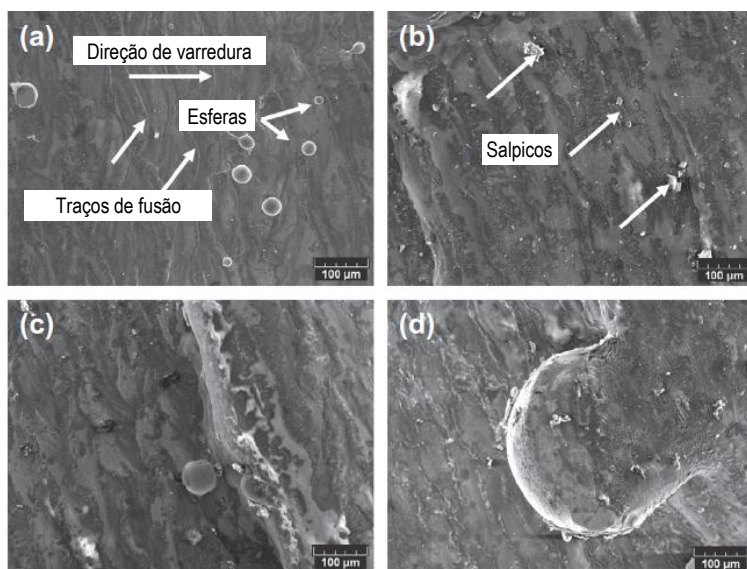


Fonte: (GUAN et al., 2013).

SONG et al., (2013) utilizaram a liga Ni20Cr no processo *SLM* e, a partir das peças obtidas, realizaram testes de dureza e resistência à tração. As peças apresentaram densidade entre 98-99% do valor teórico. Foi identificado um crescimento de grãos colunares durante o processamento, com uma tendência de aumento no crescimento destes grãos com a redução da velocidade de varredura do feixe *laser*.

A Figura 2.22 mostra a morfologia das superfícies obtidas com o processamento da liga Ni20Cr através da técnica *SLM* em diferentes velocidades de varredura do feixe *laser*.

Figura 2.22 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura mostrando a morfologia das superfícies de topo obtidas a partir do processamento da liga Ni20Cr por *SLM* em diferentes velocidades de varredura: a) 0,1 m/s; b) 0,2 m/s; c) e d) 0,3 m/s.



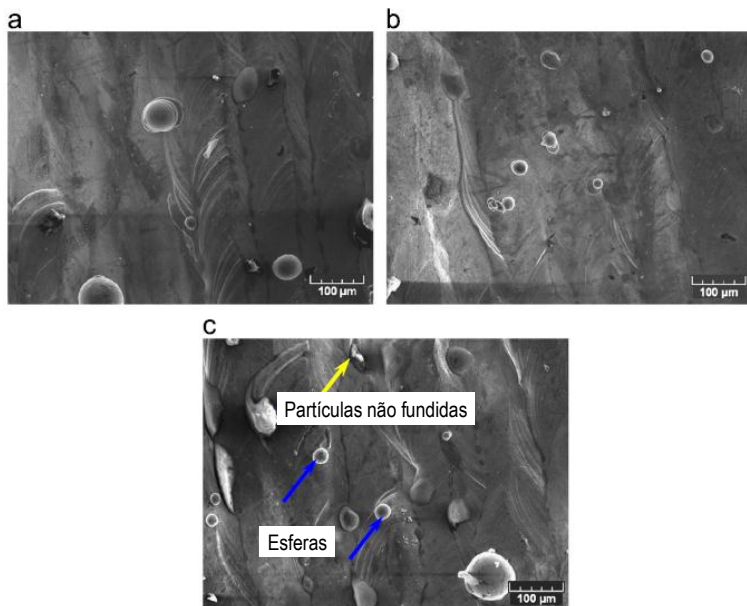
Fonte: (SONG et al., 2013).

Os contínuos traços de fusão encontrados nas superfícies de todas as peças indicam que houve fusão completa e ligação metalúrgica adequada. Porém, uma análise mais cuidadosa indica que, na velocidade de 0,1 m/s, os traços de fusão são regulares e apresentam baixa rugosidade, mesmo com a presença de algumas microsferas. No caso de 0,2 m/s,

aparecem algumas partículas salpicadas (salpicos ou respingos) na superfície. Na velocidade de 0,3 m/s, são visualizadas esferas grandes e também partículas salpicadas. Os autores reportam que a instabilidade da poça fundida e o efeito Marangoni são os prováveis responsáveis por esta evolução da morfologia da superfície versus a velocidade de varredura. De um lado, uma alta velocidade de varredura resulta em um alto gradiente de temperatura e consequentemente em um gradiente de tensão superficial orientado do centro à periferia da poça fundida. Então, o “fluxo Marangoni” ocorre no sentido do centro à periferia (isto é, da menor até a maior tensão superficial) (NIU; CHANG, 1999). O “fluxo Marangoni” dentro da poça fundida tende a aumentar a magnitude da força de termo capilaridade e a instabilidade do líquido (SIMCHI; POHL, 2003). Estes fenômenos podem resultar em instabilidade da poça fundida e pequenas gotas líquidas tendem a saltar da frente líquida que está solidificando, devido à redução da energia de superfície do líquido em uma escala de curto alcance. Com o contínuo aumento da velocidade de varredura, a força de termo capilaridade e a instabilidade do líquido são reforçados. Neste momento, o líquido na superfície flui no sentido da periferia para o centro da poça fundida, mudando seu sentido (NIU; CHANG, 1999). Esta alteração no sentido do fluxo causa a esferoidização do líquido na região do centro do feixe *laser* e, consequentemente, aumenta a tendência de formação de esferas relativamente grosseiras (SONG et al., 2013).

SONG et al., (2014) realizaram estudo similar, porém, utilizando pó de Ferro como matéria-prima. A Figura 2.23 mostra a morfologia das superfícies de topo dos cubos de ferro produzidos em diferentes velocidades de varredura. Nos três casos, houve fusão completa e ligação metalúrgica adequada. Porém, foram observadas pequenas esferas com dimensões da ordem de décimos de milímetros (efeito *balling*) na superfície das peças. A análise detalhada revelou que, na velocidade de 0,27 m/s, diversos agrupamentos de microesferas foram detectados. No caso de 0,33 m/s, o efeito *balling* diminuiu, porém, poucas esferas de pequeno diâmetro ainda foram visualizadas. Na velocidade de 0,4 m/s, as esferas tornaram-se maiores e foram encontradas partículas não fundidas na superfície, o que conduziu ao aumento significativo da rugosidade, embora a peça aparentasse ter densidade total. A partir destas observações, percebe-se que o fenômeno *balling* ocorreu tanto na maior velocidade (0,4 m/s) quanto na menor (0,27 m/s).

Figura 2.23 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura mostrando a morfologia das superfícies de topo obtidas a partir do processamento de Ferro por SLM em diferentes velocidades de varredura: a) 0,27 m/s; b) 0,33 m/s; c) e d) 0,4 m/s.



Fonte: (SONG et al., 2014).

De um lado, a instabilidade da poça fundida e o efeito Marangoni são os prováveis responsáveis pelo efeito *balling* em velocidades de varredura superiores (NIU; CHANG, 1999; SIMCHI; POHL, 2003), conforme relatado anteriormente nesta seção. De outro lado, quando a velocidade de varredura diminui (com consequente aumento da densidade de energia), o efeito Marangoni é reduzido, mas, a viscosidade dinâmica ( $\mu$ ) do metal líquido da poça fundida também sofre redução, de acordo com a seguinte relação (GU et al., 2012a):

$$\mu = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{m}{k_B T \gamma}} \quad (2.5)$$

Onde  $\mu$  é a viscosidade dinâmica do metal líquido,  $m$  é a massa atômica,  $k_B$  é a constante de Boltzmann,  $T$  é a temperatura da poça fundida e  $\gamma$  é a tensão superficial do ferro líquido. A utilização de baixas

velocidades de varredura conduz a maiores tempos de permanência do feixe *laser* sobre a superfície da poça fundida. Desse modo, maior é a densidade de energia o que, por sua vez, faz com que haja um aumento significativo da temperatura do metal líquido. Assim, a baixa viscosidade dinâmica do líquido superaquecido resulta em instabilidade da poça fundida e pequenas gotas líquidas tendem a saltar da frente líquida que está solidificando, devido à redução da energia de superfície do líquido em uma escala de curto alcance. Verifica-se, assim, uma relação contraditória entre a qualidade da morfologia superficial e a densidade de energia. Desse modo, os fenômenos relatados até aqui implicam na necessidade de se buscar um valor ótimo para a velocidade de varredura, obviamente relacionando-a com a potência do *laser* através da equação da densidade de energia (SONG et al., 2014). Fenômenos similares foram observados durante a fabricação de peças de Titânio por GU et al., (2012a).

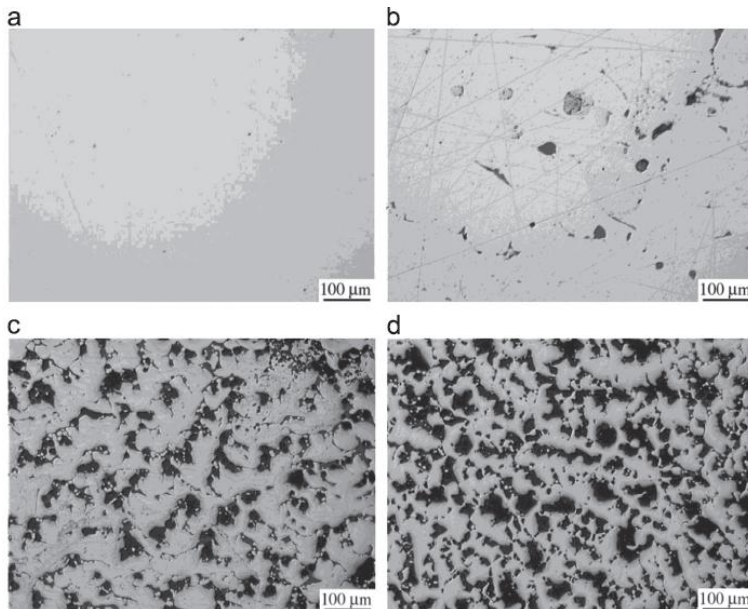
SONG et al., (2014) também avaliaram os efeitos dos parâmetros de processo sobre o tamanho dos grãos e as propriedades mecânicas das peças obtidas por *SLM*. Entre suas conclusões, identificaram que a potência do *laser* e a velocidade de varredura influenciam na densidade final, na morfologia superficial, nas microestruturas e nas propriedades mecânicas. Foram obtidas peças quase 100% densas com a utilização dos parâmetros de processo adequados. Com o aumento da velocidade de varredura, ocorreu uma redução do tamanho dos grãos, e um grande número de discordâncias foi observado. Ainda, os valores de resistência à tração e ao escoamento dos corpos de prova resultaram muito superiores quando comparados com os valores padronizados do Ferro. A explicação encontrada remete aos conceitos de mecanismos de endurecimento: os autores propuseram que múltiplos mecanismos foram responsáveis pelos resultados obtidos nos ensaios de resistência mecânica, incluindo refinamento de grãos, encruamento, densidade de discordâncias e precipitação de fases. O mecanismo de refinamento de grãos teve a influência mais significativa nos resultados, seguido pelo encruamento (o qual é originado pela contração da microestrutura devido às altas taxas de resfriamento típicas do processo *SLM*).

A Figura 2.24 mostra as microestruturas das seções transversais dos cubos de Ferro produzidos por *SLM* no trabalho de SONG et al., (2014). Observa-se que a redução da densidade de energia leva ao aumento da porosidade e conseqüente redução da densidade relativa das peças. Porém, mais interessante ainda é a constatação de que a porosidade pode ser controlada pelos parâmetros do processo *SLM*. Pesquisadores da área biomédica têm utilizado esta condição para o desenvolvimento de estruturas porosas visando à aplicação em implantes (BAEL; CHAI;



TRUSCELLO, 2012; FUKUDA et al., 2011; PATTANAYAK et al., 2011).

Figura 2.24 – Imagens de microscopia ótica mostrando a microestrutura das seções transversais obtidas a partir do processamento de Ferro por *SLM* em diferentes densidades de energia: a) 100 W e 0,33 m/s; b) 100 W e 0,5 m/s; c) 80 W e 0,33 m/s e d) 60 W e 0,33 m/s.



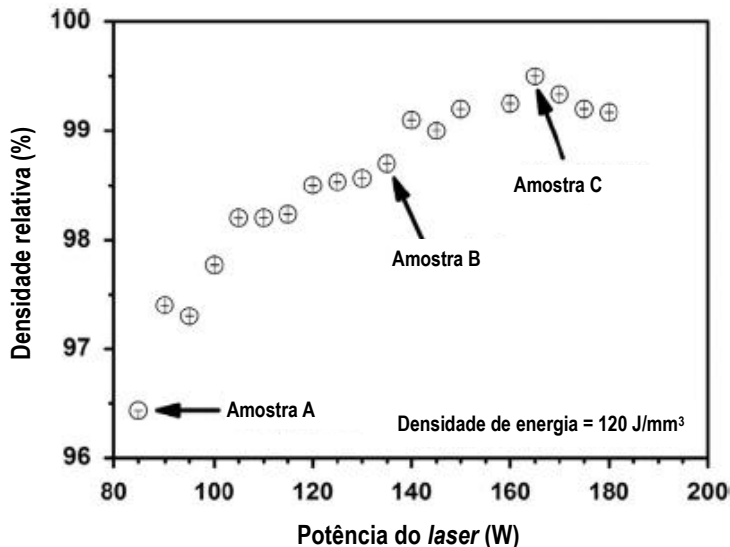
Fonte: (SONG et al., 2014).

WANG et al., (2014) perceberam que os parâmetros do processo *SLM* mais estudados são aqueles da equação 2.1, e que há poucos trabalhos focados no efeito do tipo de gás e da quantidade de oxigênio na atmosfera da câmara sobre a qualidade das peças fabricadas por *SLS/SLM*. Para o processamento de ligas de Alumínio, a atmosfera utilizada tem sido Argônio (LOUVIS; FOX; SUTCLIFFE, 2011; OLAKANMI; COCHRANE; DALGARNO, 2011) ou não foi mencionada (BUCHBINDER et al., 2011). Assim, procederam à fabricação de peças a partir de pó da liga Al-12Si pelo processo *SLM* utilizando três tipos de atmosferas: Argônio, Nitrogênio e Hélio. Os resultados indicaram que não há diferença significativa na densidade e dureza, porém, a atmosfera de Hélio produziu peças com menor ductilidade, o que foi atribuído aos

agrupamentos de poros observados nas microestruturas analisadas. Os valores obtidos para as propriedades mecânicas das peças em Al-12Si produzidas por *SLM* com atmosferas de Argônio e Nitrogênio foram significativamente maiores quando comparados com os processos convencionais de fabricação: 50% maior para a resistência ao escoamento, 20% maior para a resistência à tração e 100% maior para o alongamento.

ATTAR et al., (2014) utilizaram como matéria-prima para sua pesquisa Titânio comercialmente puro (*CP-Ti*). O objetivo foi estudar o relacionamento entre densificação, microestrutura e propriedades mecânicas em termos de dureza, resistência à tração e à compressão, visando encontrar parâmetros ótimos para o processo *SLM*. A Figura 2.25 mostra que as peças apresentaram densidade relativa de 99,5% quando a potência do feixe *laser* foi ajustada em 165 W. O aumento adicional de potência para 180 W não aumentou a densidade relativa, pelo contrário, houve redução da mesma. Os pesquisadores admitiram que, uma vez que o material particulado está completamente fundido, o aumento de potência não traz benefícios, pois, podem ocorrer fenômenos prejudiciais como o efeito *balling*.

Figura 2.25 – Gráfico mostrando a relação entre potência do *laser* x densidade relativa das peças de *CP-Ti* processadas por *SLM* (densidade de energia fixada em 120 J/mm<sup>3</sup>).

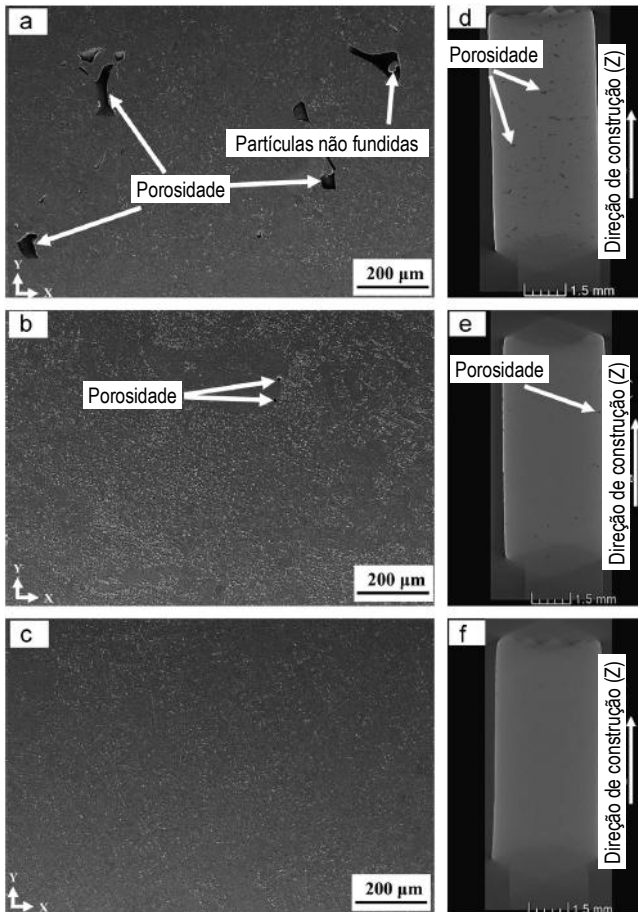


Fonte: (ATTAR et al., 2014).

Ainda na Figura 2.25, observa-se uma tendência de aumento da densidade relativa das peças quando a potência do laser foi aumentada desde 85 W até 165 W. Em potências menores que 100 W, um grande número de partículas não fundidas e porosidade foram observadas no corpo de prova A (Figura 2.26 (a) e (d)). Segundo os autores, isto pode estar relacionado à fusão incompleta do material em pó devido à potência insuficiente e também ao desequilíbrio da viscosidade da poça líquida. A viscosidade dinâmica deve ser baixa o suficiente para que possa haver o adequado molhamento da camada anteriormente processada (substrato solidificado) pelo líquido fundido, e alta o suficiente para que o efeito *balling* possa ser evitado (GU et al., 2012b). Como mencionado anteriormente, o efeito *balling* é um fenômeno complexo que tem origem a partir de uma combinação não ótima (ou inadequada) dos parâmetros de processo e das propriedades dos materiais. Este efeito pode levar ao rompimento do filete de metal líquido durante a varredura do feixe *laser*, produzindo partículas esféricas (salpicos) que se solidificam e comprometem a morfologia da superfície da camada processada.

O efeito *balling* e o desequilíbrio da viscosidade da poça líquida podem afetar a deposição homogênea da camada subsequente de pó e eventualmente causar delaminação, devido às ligações fracas entre grãos e camadas. Os autores observaram que o equilíbrio da viscosidade é obtido somente quando há uma temperatura ótima de operação durante o processamento por *SLM*. Isto pode ser atingido através do adequado ajuste dos parâmetros de processo.

Figura 2.26 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura mostrando a microestrutura das seções transversais – no plano X-Y (a,b e c) e na direção de construção Z (d, e e f) – obtidas a partir do processamento de CP-Ti por SLM em diferentes valores de potência do *laser*.

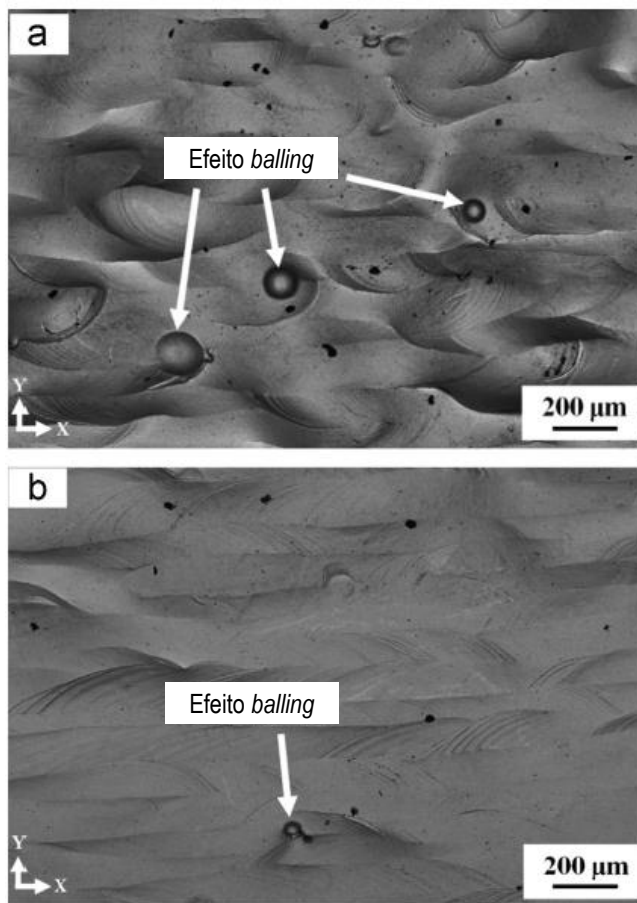


Fonte: (ATTAR et al., 2014).

Significativos valores de rugosidade foram encontrados no corpo de prova A (Figura 2.27 (a)), devido ao efeito *balling* e ao desequilíbrio da viscosidade. A rugosidade diminuiu notavelmente no corpo de prova C (Figura 2.27 (b)) devido à viscosidade ter atingido seu nível de equilíbrio, o que levou à redução do efeito *balling*. Consequentemente, o nú-

mero de partículas não fundidas e o nível de porosidade visivelmente sofreram redução desde o corpo de prova A (Figura 2.26 (a) e (d)) até o corpo de prova B (Figura 2.26 (b) e (e)). Não foram observados defeitos no corpo de prova C (Figura 2.26 (c) e (f)).

Figura 2.27 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura mostrando a morfologia das superfícies obtidas a partir do processamento de CP-Ti por SLM em diferentes valores de potência do *laser*.



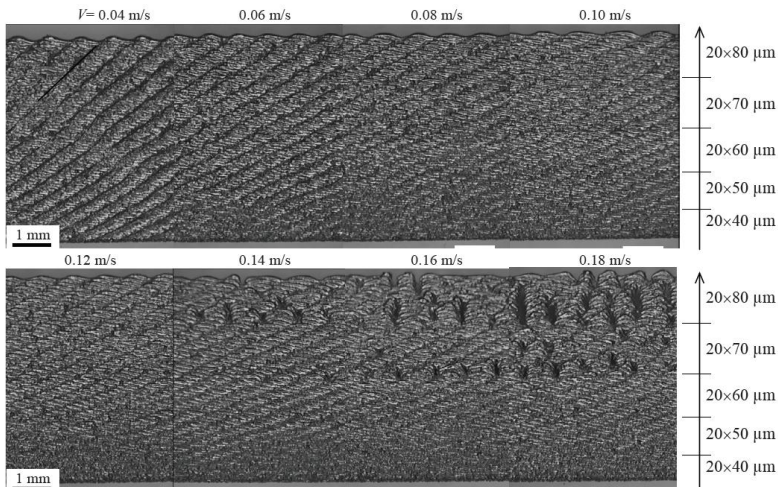
Fonte: (ATTAR et al., 2014).

Adicionalmente, os autores reportaram que as propriedades mecânicas (microdureza, resistência à tração e à compressão) dos corpos de

prova de *CP-Ti* produzidos por *SLM* apresentaram valores superiores aos encontrados na literatura para peças de *CP-Ti* produzidas pelos processos convencionais de fabricação.

YADROITSEV; SMUROV, (2011) processaram ligas de aço inoxidável (904L e 316L) por *SLM* e investigaram a influência da distância entre linhas de varredura e da espessura da camada sobre a morfologia da primeira camada e a estrutura da superfície de paredes finas. O objetivo dos autores é que os dados obtidos possam servir de orientação para a fabricação de micropeças caracterizadas por um pequeno número de camadas, e de peças com elevados níveis de exigência dimensional e de rugosidade superficial. A Figura 2.28 mostra a superfície obtida com a variação gradual da espessura de camada desde 40  $\mu\text{m}$  até 80  $\mu\text{m}$ . Observa-se que a estrutura de parede fina fabricada não apresenta poros até a velocidade de 0,12 m/s, para todas as espessuras. A partir desta velocidade, pequenos poros irregulares aparecem e passam a ser regulares e maiores com o contínuo aumento da velocidade de varredura (poros alongados e perpendiculares à direção de construção). Para pequenas espessuras de camada (40 – 50  $\mu\text{m}$ ) a superfície obtida é lisa, como resultado da fina estrutura dos filetes (a altura do filete é menor e a profundidade de (re)fusão da camada anterior é maior).

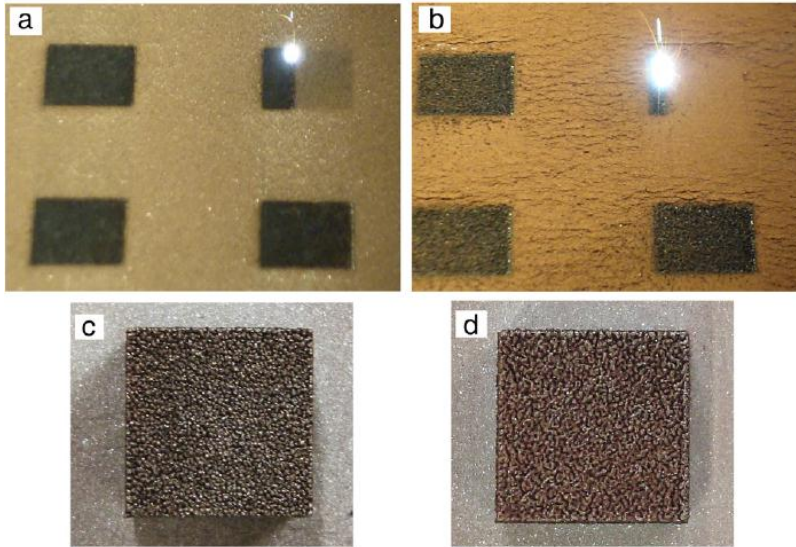
Figura 2.28 – Imagens mostrando a morfologia da superfície de finas paredes obtidas por *SLM* de aço inoxidável 316L (foram depositadas 20 camadas para cada espessura de camada).



Fonte: (YADROITSEV; SMUROV, 2011).

DADBAKSH et al., (2012) investigaram as “janelas operacionais” do processo *SLM* visando à fabricação de peças com uma mistura de pós de Alumínio e óxido de ferro ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ). As propriedades analisadas foram a rugosidade superficial, densidade e dureza, com uma breve discussão acerca das microestruturas. A Figura 2.29 mostra as centelhas geradas pela incidência do feixe *laser* no material durante a fabricação das peças de (a)  $\text{Al}/5\%\text{Fe}_2\text{O}_3$  e (b)  $\text{Al}/15\%\text{Fe}_2\text{O}_3$  utilizando-se a mesma potência e velocidade de varredura (mesma densidade de energia). Na Figura 2.29 (a), nota-se que a energia produzida pelo laser criou uma centelha pontual focalizada, causando a fusão do material dentro de um relativo pequeno volume. Em contraste, na Figura 2.29 (b) nota-se uma centelha claramente maior, causando a fusão do material dentro de um maior volume. Além disso, ocorreu um fenômeno que os autores chamaram de *showering of powders*, que significa que as partículas de pó sofreram uma espécie de arraste após sua fusão – sendo deslocadas para a região ao redor da poça fundida – vindo a serem vaporizadas imediatamente. Segundo os autores, talvez o repentino aumento de volume e pressão do gás aprisionado entre as partículas – devido ao aumento repentino de temperatura – tenha produzido este deslocamento violento das partículas para a região ao redor da poça fundida. Esse fenômeno foi mais pronunciado na presença de relativo alto conteúdo de  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ . Os autores observaram que esses fenômenos podem afetar a morfologia da superfície das camadas fundidas e o acabamento final das peças, como mostra a Figura 2.29 (c) e (d). Também observaram que o calor adicional liberado pela mistura de pós expande a poça fundida, levando a um maior volume de fusão.

Figura 2.29 – Imagens mostrando as peças sendo fabricadas por *SLM* de a) Al/5%Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e b) Al/15%Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Aspecto superficial das peças de c) Al/5%Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e d) Al/15%Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.



Fonte: (DADBAKSH et al., 2012).

A mistura de pós Al/Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> libera uma quantidade significativa de energia no processo *SLM* (dependendo da composição da mistura), auxiliando a fusão e a consolidação das partículas. Isto leva a uma redução do consumo de energia e possibilita a utilização de menores valores de potência ou maiores velocidades de varredura. O calor adicional liberado pela reação exotérmica *in situ* da mistura Al/Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> também oferece a possibilidade de minimizar ou até eliminar o pré-aquecimento da câmara antes e/ou durante o processamento de ligas de Alumínio. Adicionalmente, a mistura de pós Al/Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> no processo *SLM* possibilita a superação das dificuldades conhecidas do processamento do Alumínio por fusão, como sua alta refletividade e a formação de filmes finos de óxido, o que reduz a molhabilidade do líquido. Os autores concluíram que a adição de Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> é uma excelente oportunidade de expandir as “janelas operacionais” e estabilizar o processamento com *laser*, possibilitando altas taxas de produção e redução do consumo energético quando da fabricação de compósitos de matriz metálica (*MMC's*) contendo Alumínio.



Através das pesquisas encontradas na literatura e evidenciadas nesta subseção, percebe-se a importância das investigações sobre a influência das variáveis do processo *SLS/SLM* na formação dos filetes e das camadas. A partir deste enfoque adotado pelos pesquisadores, torna-se evidente que as operações elementares do processo *SLS/SLM* são, de fato, responsáveis pela qualidade do produto final obtido, de modo que, nesta pesquisa, serão empregados métodos de fabricação de estruturas porosas os quais utilizarão como base fundamental a adequada formação dos filetes e das camadas.

## 2.3 FILTROS METÁLICOS

Filtros metálicos estão inseridos dentro de um contexto mais amplo, ou seja, podem ser classificados como uma variação dentro do grupo de materiais porosos constituídos de estrutura celular. Sendo assim, na subseção 2.3.1 serão explicitados conceitos importantes sobre este grupo de materiais. Em seguida, na subseção 2.3.2, será descrito brevemente o processo metalurgia do pó convencional – o qual é empregado tradicionalmente para a fabricação de filtros metálicos – visando-se ter informações comparativas com o processo de manufatura aditiva estudado nesta pesquisa. Na subseção 2.3.3 busca-se fornecer ao leitor uma visão detalhada acerca das geometrias, materiais, aplicações e propriedades mais importantes requeridas para um filtro metálico. Uma vez que o foco desta pesquisa é a investigação sobre as relações existentes entre a porosidade e a permeabilidade de filtros metálicos, trata-se na subseção 2.3.4 dos conceitos de permeabilidade destas estruturas porosas. Na subseção 2.3.5 são apresentados estudos encontrados na literatura, os quais versam sobre a influência de parâmetros de processo na qualidade de estruturas metálicas porosas fabricadas por *SLS/SLM*. A subseção 2.3.6 descreve brevemente o conceito de materiais com gradação funcional (*FGM*'s), conceito este que será empregado nesta pesquisa como um diferencial na aplicação de filtração. Visando-se situar o leitor no que diz respeito às aplicações de filtros metálicos no segmento de petróleo e gás, ressalta-se na subseção 2.3.7 a importância destes filtros nas etapas de produção de óleo e gás, assim como apresenta-se demandas de aplicações específicas de meios porosos com anisotropia de permeabilidade.

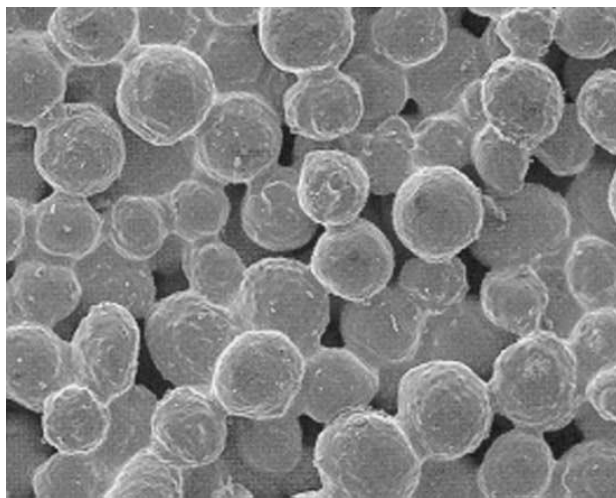
### 2.3.1 Materiais porosos constituídos de estrutura celular

Pode-se afirmar que grande parte dos produtos manufaturados é originada a partir dos processos de fundição e metalurgia do pó. Em muitos casos, os poros encontrados nas peças fabricadas por estes processos são considerados como defeitos prejudiciais, pois, podem levar à redução da resistência mecânica e à falha em serviço, dependendo da aplicação. Consequentemente, para a obtenção de componentes de alto desempenho mecânico, torna-se indispensável produzir materiais de alta densidade, com níveis de porosidade extremamente baixos. Porém, se a resistência mecânica dos materiais porosos não for significativamente baixa a tal ponto que haja desintegração do componente, diversas demandas de aplicações podem ser atendidas, como construções de baixo peso, filtração de gases e líquidos, absorção de energia, isolamento de vibrações/ruídos, etc. (BANHART, 2001; NAKAJIMA, 2007).

Espumas e outros materiais porosos constituídos de estrutura celular são conhecidos por terem uma combinação bastante interessante de propriedades físicas e mecânicas, como alta rigidez e baixo peso ou alta permeabilidade de gases e alta condutividade térmica. Ao olhar para a natureza, percebe-se que estes materiais estão presentes, por exemplo, em árvores (madeira, folhas e caules) e nos seres vertebrados (ossos), desempenhando funções estruturais e/ou funcionais. Desse modo, é importante notar que os biomateriais encontrados na natureza são exemplos a serem analisados quando do projeto de materiais avançados de engenharia (BANHART, 2001).

Entre os materiais celulares desenvolvidos pelo homem, aqueles de base polimérica têm sido amplamente aplicados em diversos setores tecnológicos (BANHART, 2001). No entanto, a utilização de ligas metálicas para construção de estruturas celulares tem crescido muito nos últimos anos, levando ao surgimento e consolidação de aplicações em diversos segmentos industriais. A Figura 2.30 mostra uma estrutura porosa de bronze fabricada pelo processo de compactação e sinterização convencional.

Figura 2.30 – Estrutura porosa de bronze sinterizado a partir de partículas com diâmetro aproximado de 100  $\mu\text{m}$ .



Fonte: (BANHART, 2001).

As características de uma estrutura celular porosa podem ser definidas com base nos seguintes parâmetros:

- Diâmetro ou tamanho dos poros.
- Comprimento dos poros.
- Razão entre comprimento e diâmetro dos poros.
- Orientação dos poros.
- Porosidade: volume de poros em relação ao volume total da peça.

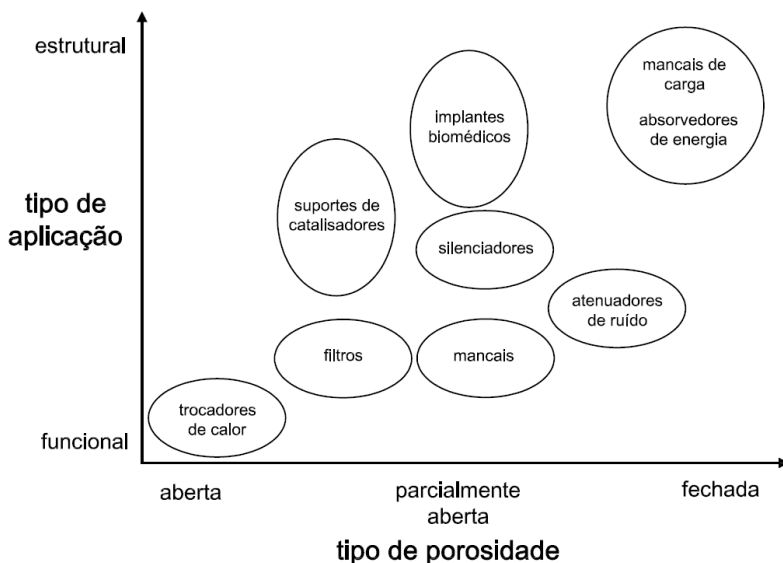
Com relação à porosidade, tamanho e formato dos poros, pode-se classificar os mesmos em dois tipos, dependendo do método de fabricação: “poros fechados” e “poros abertos”. No primeiro tipo, os poros são cercados por paredes de material e cada poro é isolado e geralmente preenchido com gás. Poros abertos são conectados entre si no espaço, sendo suportados por escoras de material. Os poros fechados não são permeáveis, enquanto poros abertos possuem permeabilidade de líquidos e gases (NAKAJIMA, 2007). A permeabilidade pode ser definida como a capacidade de um material para transmitir fluidos. Os conceitos envolvendo a permeabilidade de estruturas porosas serão detalhados a seguir nesta seção.

Os materiais metálicos com estrutura porosa possuem uma extensa lista de aplicações. Todavia, segundo BANHART, (2001), a definição da solução específica para uma determinada aplicação depende de diversos fatores, listados a seguir:

- i. Morfologia: tipo (aberta ou fechada), quantidade e tamanho de porosidade requerida, área superficial interna total do material celular.
- ii. Metalurgia: microestrutura requerida da liga ou metal.
- iii. Processo: possibilidades de obtenção da geometria do sólido celular e/ou de fabricação de compósitos entre a estrutura porosa e perfis convencionais.
- iv. Economia: questões relacionadas a custos, possibilidade de produção de altos volumes.

O primeiro fator é considerado decisivo, pois, muitas aplicações exigem que um fluido – líquido ou gasoso – seja capaz de passar através do material celular. Adicionalmente, pode haver a necessidade de vários graus de “abertura” das células, variando desde “muito aberta” – para alta vazão – até “completamente fechada” – para aplicações estruturais. A Figura 2.31 mostra o tipo de porosidade requerida em vários campos de aplicações.

Figura 2.31 – Agrupamento das aplicações das estruturas celulares conforme o grau de “abertura” dos poros e o tipo de aplicação.



Fonte: Adaptado de (BANHART, 2001).

Normalmente, as aplicações são classificadas em funcionais ou estruturais, porém, a diferença entre estes dois conceitos deve ser, preferencialmente, gradual. A questão que envolve o tipo de metal ou liga metálica a ser utilizada para a fabricação também é importante. Peças estruturais, projetadas para suportar cargas, devem ser leves e possuir resistência mecânica satisfatória. Nestes casos, são preferíveis as ligas de Alumínio, Magnésio e Titânio. Para aplicações médicas, as ligas de Titânio são preferíveis devido a sua compatibilidade com os tecidos humanos. Aços inoxidáveis ou Titânio são requeridos para aplicações em meios agressivos e/ou com altas temperaturas. Finalmente, as tecnologias de processamento devem ser capazes de produzir a geometria da estrutura celular – requerida pela aplicação – a um custo adequado (BANHART, 2001; MAINE; ASHBY, 2002).

### 2.3.2 Processos tradicionais de fabricação: metalurgia do pó convencional

Diversos processos são utilizados para produzir materiais metálicos celulares. Alguns são similares às técnicas utilizadas para a produção

de espuma a partir de polímeros líquidos, enquanto outros utilizam as propriedades características dos metais, como sua capacidade de sinterização e o fato de que podem ser eletricamente depositados. Os vários processos podem ser classificados de acordo com o estado do metal a ser processado, o que define quatro famílias de processos (BANHART, 2001):

- i. A partir de metal vaporizado ou de compostos metálicos gasosos.
- ii. A partir de metal líquido.
- iii. A partir de metal sólido em forma de pó.
- iv. A partir de solução de íons metálicos.

Entre os processos existentes, destaca-se o processo de metalurgia do pó convencional, o qual utiliza material metálico sólido em forma de pó para a obtenção de estruturas celulares/porosas. A seguir serão realizadas considerações importantes acerca deste processo.

O início da utilização da metalurgia do pó baseou-se em alguns poucos produtos, o que restringia muito sua aplicação. Com o avanço dos estudos na área percebeu-se que era possível conceber diversas classes de produtos com esta técnica, tão bons ou melhores que os obtidos pelos métodos convencionais. Desse modo, foi natural que as vantagens e limitações do processo fossem estudadas. A Tabela 2.1 mostra estas diferenças.

Tabela 2.1 – Estudo mostrando as vantagens e limitações da metalurgia do pó.

<b>Vantagens</b>	<b>Limitações</b>
Alta produtividade na fabricação de grandes quantidades de peças idênticas	Custo inicial de ferramental é alto. A produção de poucas peças é geralmente antieconômica
Elimina numerosas operações de usinagem	Formas que exigem a confecção de perfis muito finos e/ou fracos
Manutenção de tolerâncias estreitas	Cantos vivos e rasgos
Simplifica ou elimina operações de acabamento	O comprimento na direção de compactação é limitado a 3 vezes a área transversal
Não gera sucata	Furos perpendiculares à direção de compactação devem ser usados
Resistência ao desgaste	Resistência a impactos é limitada
Auto-lubrificação	Soldagem de peças sinterizadas é complexa
Coefficiente de atrito controlável	Peças grandes = investimento em grandes equipamentos
Obtenção de propriedades inviáveis em outros processos (densidade, porosidade, compósitos de matriz metálica – <i>MMC's</i> )	Proteção à corrosão exige precauções especiais
97% da matéria prima inicial encontra-se na peça acabada, gerando elevada economia	

Fonte: Adaptado de (KARSOKAS FILHO, 2005).

O processo de metalurgia do pó consiste em 3 etapas básicas (CHIAVERINI, 1986; KARSOKAS FILHO, 2005):

- i. Obtenção do pó.
- ii. Compactação: conformação do pó em matrizes, as quais determinam o formato da peça.
- iii. Sinterização: aquecimento da pré-forma por um determinado tempo em uma temperatura suficiente para que ocorram reações com a finalidade de promover a resistência mecânica.

Existem diversos processos utilizados para a obtenção do pó. Cada processo implica em determinadas características resultantes para o pó, direcionando-o desde o início a uma determinada aplicação. Os processos de obtenção podem ser listados conforme segue (KARSOKAS FILHO, 2005):

- Decomposição química e térmica
- Precipitação
- Eletrólise
- Hidrólise
- Corrosão
- Redução
- Atomização
- Moagem

A atomização se sobressai entre todos estes métodos, pois, permite grande escala de produção com bom controle de processo. O controle dos parâmetros de processo na atomização possibilita, por sua vez, controlar a morfologia, o tamanho e a distribuição das partículas de pó, os quais são parâmetros fundamentais para os processos subsequentes. Destaca-se aqui os principais tipos de fluido empregados para o resfriamento e a obtenção das partículas de pó: água e gás inerte.

A etapa de compactação pode ser realizada de diversas maneiras: compactação uniaxial simples e dupla, isostática a frio e a quente, laminação direta, forjamento, moldagem por injeção e por vibração. O emprego de cada uma destas técnicas é sempre determinado pelas características do produto que se deseja obter.

A etapa de sinterização consiste na consolidação da união das partículas através de mecanismos de difusão no estado sólido, os quais são ativados termicamente. A força motriz é a redução de área de superfície (redução da energia livre de superfície), pela formação de contorno de grão, crescimento de pescoço entre as partículas e, normalmente, densificação. Em escala microestrutural, a coesão das partículas ocorre com o crescimento de pescoço nos pontos de contato entre as partículas. O processo de crescimento de pescoço, por sua vez, depende de vários mecanismos de transporte de massa, que são basicamente: difusão volumétrica, difusão superficial, difusão através do contorno de grão, fluência plástica e viscosa, evaporação e condensação, ou qualquer combinação destes mecanismos (ASHBY, 1974; HIRSCHORN, 1969; VARELA; LONGO, 1984). Na consideração dos mecanismos de transporte de massa durante a sinterização deve-se considerar, além dos caminhos de transporte, as



possíveis fontes e sumidouros de massa (ASHBY, 1974). A Figura 2.32 ilustra os possíveis mecanismos de transporte de massa citados.

Figura 2.32 – Mecanismos de transporte de massa durante a sinterização.



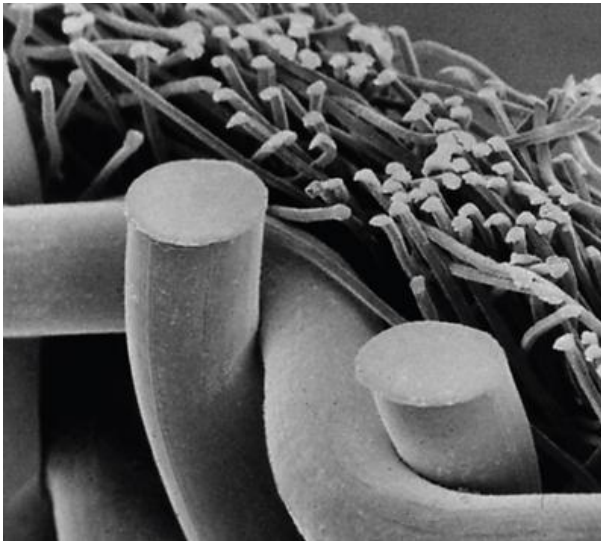
Fonte: (VARELA; LONGO, 1984).

A evolução industrial tem conduzido à criação de diversas aplicações para os produtos obtidos por metalurgia do pó, fazendo com que esta técnica venha sendo estudada em partes: obtenção do pó, conformação, sinterização e operações secundárias. A academia e a indústria continuam – até os dias atuais – desenvolvendo melhorias para o processo, como a fabricação de pós com características muito mais controladas no que diz respeito à distribuição de tamanho e forma (nanopartículas, *whiskers*, fibras), a conformação (moldagem por injeção, *spray forming*, forjamento, *HIP*) e a sinterização (sinterização a *laser* para prototipagem rápida, com fase líquida). Estes desenvolvimentos expandem as possibilidades da metalurgia do pó e colocam essa técnica em posição de destaque como forma de produzir peças de alto desempenho, com alto valor agregado (KARSOKAS FILHO, 2005).

Um exemplo disto é a produção de peças baseadas em fibras metálicas (material *AISI 316L* ou liga Fe-Cr-Al) com um diâmetro entre 2  $\mu\text{m}$  e 70  $\mu\text{m}$  (GKN, 2015a). Esta matéria prima singular consiste de uma esteira de fibra consolidada, com uma ampla gama de características de filtração, destinada a atender uma ampla gama de requisitos. Estruturas

de suporte – tais como malha de arame ou chapa de metal expandido – são combinadas com a esteira de fibra e moldadas em uma variada gama de geometrias e tamanhos. A esteira de fibra e a estrutura de suporte são unidas por “sinterização branda” (*soft sintering*) em um forno a vácuo. Nesta combinação, estes dois materiais proporcionam uma estrutura de filtro autoportante com desempenho comprovado em diversas aplicações (Figura 2.33).

Figura 2.33 – Esteira de fibra e estrutura de suporte combinadas em material metálico, obtidas por “sinterização branda” (*soft sintering*).



Fonte: (GKN, 2015a).

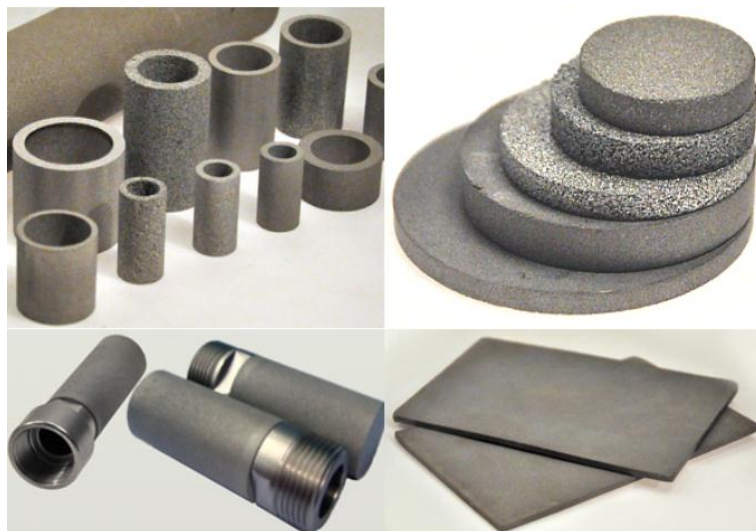
### 2.3.3 Filtros metálicos produzidos por metalurgia do pó convencional

As estruturas formadas durante o processo de sinterização de partículas metálicas – por exemplo, de bronze ou aço inoxidável – contêm, naturalmente, poros interconectados. Este tipo de porosidade tem se mostrado extremamente útil no campo da filtração. Elementos filtrantes metálicos sinterizados têm sido utilizados com sucesso em aplicações industriais que requerem alta resistência mecânica aliada à resistência química e a altas temperaturas. As legislações ambientais – as quais estão exigindo

cada vez mais a reciclagem e/ou a limpeza/regeneração dos filtros, ao invés de seu descarte – têm ajudado a promover a utilização crescente destes elementos filtrantes (NEUMANN, 2000).

O objetivo do processo de compactação e sinterização de pós metálicos é criar uma matriz sólida de material que seja suficiente para assegurar a resistência mecânica da peça, proporcionando também uma estrutura porosa que pode servir como um filtro. A vantagem desta estrutura é que ela pode ser moldada em geometrias únicas, reduzindo, assim, operações dispendiosas de usinagem (Figuras 2.34 e 2.35). Tais geometrias são produzidas com poros de tamanho e distribuição uniforme desde 0,2  $\mu\text{m}$  até 100  $\mu\text{m}$ . As alterações da geometria, da porosidade e do material do filtro podem resultar na criação de uma ampla gama de propriedades personalizadas, incluindo atração capilar, resistividade elétrica, condutividade térmica, permeabilidade de gases e líquidos e desempenho mecânico (HOGANAS, 2014).

Figura 2.34 – Exemplos de geometrias de filtros metálicos produzidos em aço inoxidável.



Fonte: (BRATS, 2014).

Figura 2.35 – Exemplos de geometrias de filtros metálicos produzidos em bronze.



Fonte: (METALSINTER, 2014).

Filtros e componentes de filtros baseados na metalurgia do pó são utilizados em quase todos os segmentos industriais. As principais aplicações são a filtração de gases e líquidos, a recuperação de catalisadores, o amortecimento de ruídos, o espargimento, a proteção de sensores, o manuseio de material a granel, etc. Alguns fabricantes oferecem soluções específicas para altas temperaturas e ambientes corrosivos (GKN, 2015b).

Os materiais que podem ser utilizados para a confecção de filtros são: vidros, cerâmicas, polímeros e materiais metálicos. O grupo dos materiais metálicos é o mais versátil em sua obtenção, apresentando-se de várias formas: pós metálicos, tela de arame trançado ou prensado, fibras metálicas e cavacos. Os pós metálicos são mais eficientes por possuírem melhores desempenhos quanto à resistência mecânica, ao calor, à corrosão e ao impacto. Possuem ainda relativa alta durabilidade, porosidade controlada e permeabilidade (BRATS, 2014).

As ligas metálicas comumente utilizadas para a fabricação de filtros metálicos são: aço inoxidável (*AISI* 316L, 304L, 904L, 310), ligas FeCrAlloy (Ferro-Cromo-Alumínio), *Hastelloy* (Níquel-Molibdênio-Cromo-Ferro), Inconel (Níquel-Cromo-Ferro), Monel (Níquel-Cobre), Bronze (Cobre-Estanho), Latão (Cobre-Zinco) e Titânio. Com utilização menos frequente tem-se Tungstênio, Tântalo, Molibdênio, Ouro, Prata e Platina.

As propriedades mais importantes requeridas para um filtro metálico são (PUROLATOR, 2014a):

- Estabilidade dimensional (estrutura autoportante).

- Resistência mecânica, que deve ser suficiente para suportar altas pressões diferenciais assim como oscilações de pressão.
- Capacidade para suportar esforços de compressão, vibrações, alteração súbita destas condições e altos impulsos de pressão.
- Resistência em altas temperaturas e estabilidade térmica até 950 °C.
- Alta permeabilidade com pequena queda de pressão.
- Distribuição homogênea dos poros (para otimizar a filtração).
- Resistência química para suportar meios ácidos e soluções alcalinas, em vários níveis de pH.
- Capacidade de retro lavagem e fácil limpeza (geralmente realizada com vapor d'água supersaturado e superaquecido, solventes químicos, processos térmicos e banhos ultrassônicos).
- Boas soldabilidade e usinabilidade.

A porosidade do meio de filtragem afeta diretamente o desempenho do filtro. Maiores níveis de porosidade resultam em menores quedas de pressão e menores volumes de vazios para captura de partículas sólidas. A porosidade (densidade) de um filtro sinterizado é determinada pela pressão de compactação. Normalmente os níveis de densidade de filtros sinterizados de aço inoxidável situam-se entre 3,8-5,6 g/cm<sup>3</sup> o que corresponde a uma porosidade de 25-40%. Como mencionado, a densidade do filtro é uma consequência da pressão de compactação, e não da distribuição do tamanho de partículas (HOGANAS, 2014).

A eficiência dos filtros pode ser ajustada através do tamanho e morfologia das partículas de pó utilizadas no processo de sinterização, e sua vida útil pode ser prolongada através dos processos de limpeza e regeneração (ALLIED, 2014). Assim, pode-se afirmar que estes componentes são sustentáveis, uma vez que suas propriedades permitem que sejam lavados e reutilizados.

Outras aplicações específicas de filtros metálicos sinterizados podem ser listadas como segue (ALLIED, 2014; BRATS, 2014; PUROLATOR, 2014b):

- Aeração
- Carbonatação
- Fermentação
- Recuperação de Catalisador
- Dissipação de Calor
- Corta-Chamas
- Regulação de Fluxo

- Fluidização
- Filtração de Gases
- Filtração de Líquidos
- Filtração de Vapor
- Borbulhação
- Atenuação de Ruído

### 2.3.4 Permeabilidade de filtros metálicos

O conceito de permeabilidade surge naturalmente quando um fluido é forçado a atravessar um meio poroso. A complexa interação entre o fluido e o canal poroso causa uma transformação na energia do sistema, geralmente associada à diminuição da pressão exercida pelo fluido. A permeabilidade é, desse modo, uma propriedade não apenas do fluido ou do meio poroso, mas, também, da interação dinâmica entre ambos (SCHEIDEGGER, 1974).

Historicamente, Darcy, em 1856, foi um dos primeiros a equacionar empiricamente a modificação na energia do fluido causada pela sua passagem através de um meio poroso. Trabalhando com meios granulares não-consolidados, Darcy propôs que, para baixas velocidades ( $V_o$ ), o gradiente de pressão ( $dP/dx$ ) de um fluido incompressível com viscosidade  $\mu$  escoando através de um meio poroso, fosse dado por (ERGUN, 1952; SCHEIDEGGER, 1974):

$$-\frac{dP}{dx} = \frac{\mu}{k_1} V_o \quad (2.6)$$

A integração da equação 2.6 para a espessura  $e$  do meio poroso resulta em:

$$\frac{\Delta P}{e} = \frac{\mu}{k_1} V_o \quad (2.7)$$

O parâmetro  $k_1$ , conhecido como constante de permeabilidade Darciana ou viscosa, é uma propriedade apenas da estrutura porosa. A equação 2.7, conhecida como Lei de Darcy para a permeabilidade, tem o grande mérito de ser simples e de separar as influências do fluido ( $\mu$ ), escoamento ( $V_o$ ) e meio poroso ( $k_1$ ). Por ser derivada de ensaios a baixas velocidades, no entanto, a Lei de Darcy considera unicamente os efeitos do atrito sobre a queda de pressão no meio poroso (INNOCENTINI; PANDOLFELLI, 1999).

Reynolds, em 1900, e Forchheimer, em 1901, também trabalhando com meios granulares, perceberam que a Lei de Darcy não apresentava bons resultados com o aumento da velocidade do fluido. Ao invés de uma relação linear entre a queda de pressão e a velocidade, ambos observaram uma relação parabólica, e associaram-na à variação da energia cinética de um fluido incompressível com densidade ( $\rho$ ) durante seu escoamento pelo meio poroso (LIU; AFACAN; MASLIYAH, 1994). Posteriormente, observou-se que:

$$\frac{\Delta P}{e} = \frac{\mu}{k_1} V_o + \frac{\rho}{k_2} V_o^2 \quad (2.8)$$

A equação 2.8, conhecida como equação de Forchheimer, introduziu uma nova constante,  $k_2$ , chamada de permeabilidade não-Darciana ou inercial, sendo também dependente apenas do meio poroso (INNOCENTINI; PANDOLFELLI, 1999).

Na equação de Forchheimer, o primeiro termo representa os efeitos viscosos da interação fluido-sólido, enquanto o segundo termo representa os efeitos cinéticos (RUTH; MA, 1992). Por efeitos viscosos, o fluido perde energia de dois modos. Primeiro, pelo atrito entre as moléculas do fluido durante o escoamento. Neste caso, quanto maior for a viscosidade do fluido ( $\mu$ ), maior será o atrito e conseqüentemente a transformação da energia de pressão em calor. A outra forma de perda de energia ocorre pelo atrito entre o fluido e a parede do meio poroso. Aqui, a área de contato entre ambos, representada pela constante  $k_1$ , quantifica esta perda de energia do fluido. Quanto maior for a área de contato, maior será a resistência ao escoamento do fluido (INNOCENTINI; PANDOLFELLI, 1999).

Os efeitos inerciais ou cinéticos sobre a queda de pressão são causados pela turbulência do fluido escoante e/ou pela tortuosidade do meio poroso. No primeiro caso, a turbulência é quantificada pelo número de Reynolds, definido como:

$$Re = \frac{\rho V_o d_{poro}}{\mu} \quad (2.9)$$

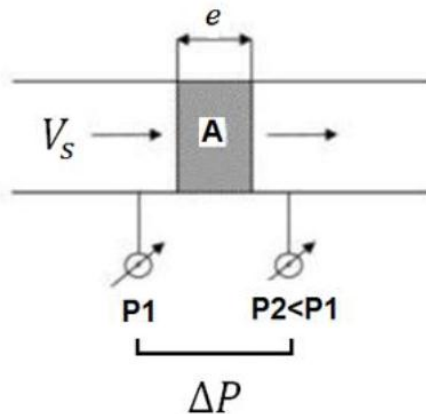
onde  $V_o$  representa a velocidade pontual no interior de um poro de diâmetro  $d_{poro}$ .

Quando  $Re > 2100$ , o escoamento torna-se turbulento ou caótico, o que causa o distúrbio das camadas do fluido e aumenta a perda de energia. Quanto maior for a energia cinética do fluido, mais turbulento será o escoamento e maior será a perda de energia (pressão).

A tortuosidade, por outro lado, representa o caminho que o fluido percorre no interior dos poros dividido pela espessura do elemento poroso. Quanto mais tortuoso for um meio poroso, maior será a área de interação entre as camadas do fluido e as paredes do poro. Isto potencializa os efeitos viscosos e inerciais que causam a queda de pressão do fluido. A constante de permeabilidade não-Darciana,  $k_2$ , representa a contribuição do meio poroso para a ocorrência de efeitos inerciais/cinéticos sobre a queda de pressão (INNOCENTINI; PANDOLFELLI, 1999).

Deste modo, tem-se que a equação de Forchheimer, além de ser simples, descreve de um modo mais geral os principais fatores que influenciam na permeabilidade de um fluido escoando por um meio poroso. Considere-se o escoamento de um gás ou de uma mistura de gases como o ar, por exemplo, através de um filtro metálico poroso, como mostra a Figura 2.36.

Figura 2.36 – Desenho esquemático de um permeâmetro.



Fonte: (RODRIGUES et al., 2013)

Para baixas diferenças de pressão ( $\Delta P = P_1 - P_2$ ) e baixos valores de vazão de gás, verifica-se que a vazão e a diferença de pressão correlacionam-se segundo a lei de Darcy (GEIGER; POIRIER, 1972; GERMAN, 1979; MORGAN, 1956; POLA, 1994):



$$Q = \left(\frac{k_1}{\mu}\right) A \left(\frac{\Delta P}{e}\right) \quad (2.10)$$

onde:

$Q$  – vazão do gás;

$k_1$  – coeficiente de permeabilidade do fluxo viscoso;

$A$  – área da seção transversal do filtro;

$\Delta P$  – diferença de pressão responsável pelo escoamento;

$\mu$  – viscosidade da mistura gasosa;

$e$  – espessura do filtro.

Dividindo-se a vazão  $Q$  pela seção transversal  $A$  chega-se à expressão da velocidade superficial  $V_o$  do fluido.

$$V_o = \frac{Q}{A} \quad (2.11)$$

Outra maneira de apresentar a lei de Darcy é segundo a equação:

$$\frac{\Delta P}{e} = \frac{\mu V_o}{k_1} \quad (2.12)$$

Pela equação 2.12, verifica-se que o escoamento da mistura gasosa através do meio poroso sofre uma perda de carga ( $\Delta P/e$ ) devido às resistências viscosas oferecidas à passagem da mesma através do meio poroso. Conforme citado anteriormente, tal perda de carga será tanto maior quanto maior for a velocidade do escoamento para uma dada mistura gasosa. Aumentando-se a permeabilidade específica tem-se uma diminuição da perda de carga ( $\Delta P/e$ ); o parâmetro  $k_1$  (coeficiente de permeabilidade viscosa) pode ser chamado de:

$$\alpha = k_1 \quad (2.13)$$

Assim, a equação 2.12 pode ser escrita como:

$$\frac{\Delta P}{e} = \frac{\mu}{\alpha} V_o \quad (2.14)$$

O filtro metálico poroso pode ser considerado como um leito empacotado de partículas sólidas através do qual escoam uma mistura gasosa.

Assim, pode-se aplicar a equação de Forchheimer para caracterizar o escoamento mesmo quando as vazões forem suficientemente elevadas de tal forma que a Lei de Darcy não se aplique.

Chamando o coeficiente de permeabilidade inercial  $k_2$  de  $\beta$ , tem-se:

$$\Delta P = \left(\frac{Qe}{A}\right) \left[\left(\frac{\mu}{\alpha}\right) + \left(\frac{\rho Q}{\beta A}\right)\right] \quad (2.15)$$

onde:

$$\Delta P = P_1 - P_2; P_1 > P_2;$$

$P_1$  – pressão de entrada;

$P_2$  – pressão de saída;

$\rho$  – densidade da mistura gasosa;

$e$  – espessura da amostra porosa;

$Q$  – vazão da mistura gasosa;

$\mu$  – viscosidade da mistura gasosa;

$\alpha$  – coeficiente de permeabilidade do fluxo viscoso;

$\beta$  – coeficiente de resistência inercial;

$A$  – área da seção transversal do filtro.

Outra forma de definir o número de Reynolds para o leito associado ao filtro é:

$$Re = \frac{\rho V_o}{\mu(1 - \varepsilon)S_o} \quad (2.16)$$

onde:

$\varepsilon$  – fração de vazios ou porosidade total;

$S_o$  – superfície específica das partículas por unidade de volume das partículas;

Neste caso, a Lei de Darcy é válida até valores  $Re \approx 2$ . Para valores  $Re \geq 2$  deve-se aplicar a equação geral de Forchheimer, descrita pela equação 2.15.

No caso de escoamento laminar vale a equação conhecida por equação de Blake-Kozeny para relacionar velocidade superficial com superfície específica e fração de vazios ou porosidade. Tem-se:

$$V_o = \left(\frac{1}{4,2}\right) \left(\frac{\Delta P}{e\mu}\right) \left(\frac{\varepsilon^3}{S_v^2}\right) \quad (2.17)$$

sendo:

$$S_v = S_o(1 - \varepsilon) \quad (2.18)$$

onde:

$S_v$  – área da superfície total por unidade de volume do leito (ou corpo poroso).

Relacionando-se as equações 2.14 e 2.17 chega-se a:

$$\alpha = \left(\frac{1}{4,2}\right) \left(\frac{\varepsilon^3}{S_v^2}\right) \quad (2.19)$$

Através da equação 2.19 verifica-se que o coeficiente de permeabilidade viscoso ( $\alpha$ ) depende do sólido, a saber, da porosidade ( $\varepsilon$ ) e da superfície específica ( $S_v$ ). Outra expressão para  $\alpha$  é dada pela equação (CARMAN, 1937):

$$\alpha = \left(\frac{c\varepsilon^3}{\tau S_v^2}\right) \quad (2.20)$$

onde:

$c$  – constante que depende da forma dos poros (geralmente vale 0,8);

$\tau$  – tortuosidade: é a relação entre o comprimento do trajeto percorrido pelo fluido e a espessura do meio poroso.

Adicionalmente, ao se considerar os poros de um filtro metálico sinterizado como sendo cilindros capilares de diâmetro  $D$  e comprimento  $e$ , pode-se escrever uma expressão alternativa para o coeficiente de permeabilidade viscosa  $\alpha$  (AKER, 1996), segundo a equação:

$$\alpha = \frac{D^2}{32} \quad (2.21)$$

Substituindo-se  $\Delta P$  da equação de Forchheimer e  $\alpha$  da expressão acima na equação de Darcy, é possível estimar o diâmetro médio de poro ( $d_m$ ) através da seguinte equação (RODRIGUES et al., 2005):

$$d_m = \sqrt{\frac{32 \mu}{\frac{\mu}{\alpha} + \frac{V_o \rho}{\beta}}} \quad (2.22)$$

### 2.3.4.1 Efeito da compressibilidade do fluido

A equação 2.15 pode ser utilizada para fluidos incompressíveis (líquidos em geral). Para fluidos compressíveis (gases e vapores), no entanto, a aplicação desta equação possui limitações. O próprio gradiente de pressão existente durante o escoamento faz com que o gás sofra uma descompressão quando atravessa o meio poroso. A consequência é que sua velocidade aumenta ao longo da trajetória percorrida, modificando sua interação com o meio poroso e consequentemente o modo com que perde energia (pressão) (INNOCENTINI; PARDO; PANDOLFELLI, 1999). Este efeito será mais acentuado quanto maior for a queda de pressão através da estrutura. Na prática, quanto menor for a porosidade da estrutura ou maior for a velocidade de escoamento, maior será a descompressão do gás, alterando a interação sólido-fluido e o perfil da curva de queda de pressão (INNOCENTINI; PANDOLFELLI, 1999).

A inclusão da influência da compressibilidade do gás nas equações de permeabilidade pode ser realizada com a consideração do gás como sendo ideal. A integração das equações diferenciais de Darcy e Forchheimer resulta deste modo em:

$$\frac{P_e^2 - P_s^2}{2PL} = \frac{\mu}{\alpha} V_o \quad (2.23)$$

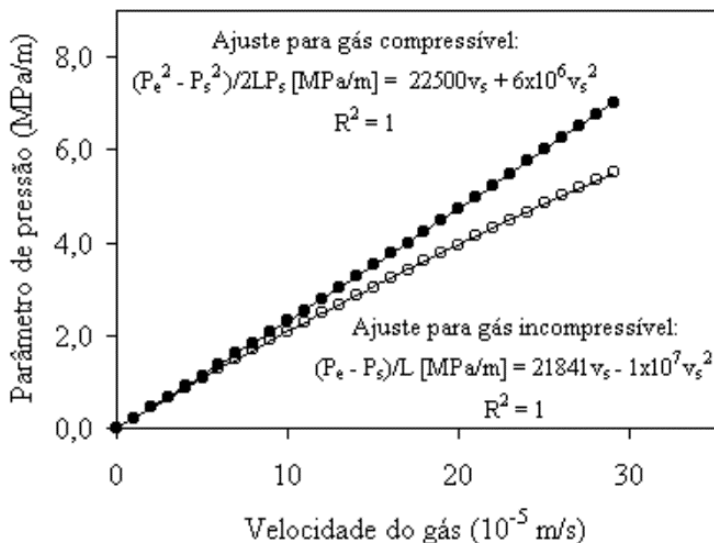
$$\frac{P_e^2 - P_s^2}{2PL} = \frac{\mu}{\alpha} V_o + \frac{\rho}{\beta} V_o^2 \quad (2.24)$$

onde  $P_e$  e  $P_s$  são, respectivamente, a pressão na entrada e na saída da amostra sob ensaio, e  $L$  é a espessura do meio poroso. A pressão  $P$  corresponde à pressão na qual os parâmetros  $V_o$ ,  $\mu$  e  $\rho$  foram medidos ou calculados (INNOCENTINI; PARDO; PANDOLFELLI, 1999).

As equações 2.23 e 2.24 são, respectivamente, as versões para as equações de Darcy e Forchheimer válidas para o escoamento de gases, quando os efeitos da compressibilidade são significativos para a queda de pressão.

Em seus estudos envolvendo cerâmicas refratárias, INNOCENTINI; PANDOLFELLI, (1999); INNOCENTINI; PARDO; PANDOLFELLI, (1999) procederam ao ajuste experimental de curvas relacionando a queda de pressão com a velocidade do ar, utilizando as duas versões da equação de Forchheimer: para fluidos compressíveis e para fluidos incompressíveis (Figura 2.37). Observaram que para ambos os casos o coeficiente de correlação  $r^2$  obtido no ajuste foi próximo de 1, o que indica que, a priori, ambas equações podem ser utilizadas para estimar a queda de pressão do ar dentro do intervalo de velocidades utilizado nos seus ensaios. Porém, a equação de Forchheimer para fluidos incompressíveis apresentou o termo quadrático negativo, o que não possui significado físico. Portanto, explicam que as constantes de permeabilidade  $\alpha$  e  $\beta$  obtidas por esta equação não teriam qualquer aplicação na estimativa da permeabilidade em outras condições de escoamento, como diferentes tipos de fluidos e/ou velocidades. Adicionalmente, citam que o problema é mais crítico para estruturas com porosidades menores (como os concretos refratários), pois, nestas, os efeitos da descompressão do gás são mais acentuados, o que acarreta desvios ainda maiores caso a equação de Forchheimer para fluidos incompressíveis seja utilizada.

Figura 2.37 – Ajustes da equação de Forchheimer para dados experimentais sobre o escoamento de ar através de concreto refratário.



Fonte: (INNOCENTINI; PANDOLFELLI, 1999).

O parâmetro que gera desvios entre os modelos de permeabilidade para gases e para líquidos é a queda de pressão do fluido, e não a sua velocidade. Assim, em geral, quanto menor for a permeabilidade da estrutura porosa (e maior for a pressão utilizada no ensaio), maior é a probabilidade de ocorrência de desvios entre os resultados experimentais e o modelo, caso seja utilizada uma equação não adequada (INNOCENTINI; PARDO; PANDOLFELLI, 1999).

### **2.3.5 Fabricação de estruturas metálicas porosas empregando-se o processo SLS/SLM**

Ao contrário do que ocorre na metalurgia do pó, as técnicas *AM* não necessitam de moldes e/ou matrizes tampouco altas pressões de compactação. Estas técnicas também evitam as limitações impostas pela necessidade de ejeção da peça e, desde que não há necessidade de moldes e/ou matrizes, os custos são reduzidos no curto, médio e longo prazo, além de que mudanças de projeto podem ser facilmente acomodadas (FURUMOTO et al., 2015). Adicionalmente, uma das principais vantagens das técnicas *AM* que utilizam *laser* é a capacidade de construção de materiais porosos com características que podem ser controladas através da variação dos parâmetros do feixe *laser* (BAEL et al., 2011). Tais estruturas porosas podem oferecer propriedades mecânicas e térmicas únicas, as quais estão relacionadas a sua baixa densidade e grande área superficial. NAKAJIMA, (2007) publicou um resumo contendo diversos métodos de produção de estruturas metálicas porosas com poros direcionais, com suas aplicações em implantes médicos, filtros e componentes mecânicos de aviões e automóveis. Adicionalmente, observou que estas estruturas porosas podem ser consideradas um material avançado de engenharia não apenas do ponto de vista da ciência dos materiais, mas, também, para utilização em aplicações práticas.

Conforme mencionado anteriormente, diversas técnicas têm sido empregadas para a produção de estruturas metálicas porosas. Algumas destas técnicas são tradicionais e foram desenvolvidas ao longo do século XX, enquanto que outras são mais avançadas e têm a capacidade de controlar as estruturas interna e externa. Entre estes métodos avançados está a manufatura aditiva, com os processos *3DP*, *EBM* (de *Electron Beam Melting*), *SLS/SLM*, etc. (BASALAH et al., 2012).

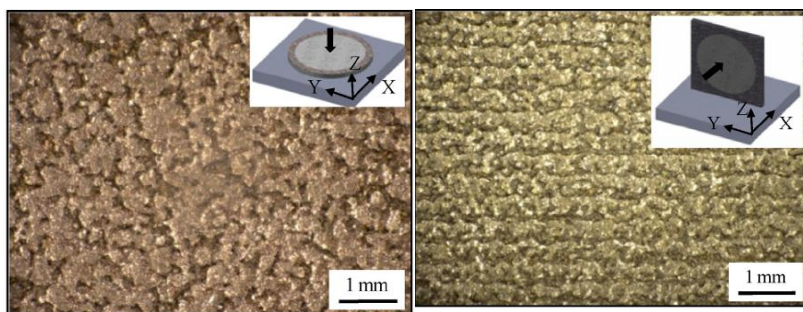
Existem basicamente duas abordagens práticas para a fabricação de estruturas metálicas porosas através dos processos *SLS/SLM*. Na primeira, parte-se de um projeto *CAD 3D* contendo uma estrutura virtual

com densidade total e, a partir do controle dos parâmetros de processo e das características do material, busca-se um conjunto de parâmetros que possibilite controlar a porosidade da estrutura metálica obtida. A outra abordagem parte do projeto de uma estrutura porosa em software *CAD*, ou seja, as características de porosidade são pré-definidas na etapa de projeto 3D e, com um controle similar àquele utilizado na primeira abordagem, busca-se obter fielmente a estrutura projetada. A seguir serão relatadas algumas pesquisas realizadas em nível mundial, as quais descrevem com maiores detalhes as características destas duas abordagens de fabricação de estruturas metálicas porosas. Outrossim, serão evidenciados métodos de fabricação que têm sido empregados pelos pesquisadores com o intuito de se obter estruturas porosas através do processo *SLS/SLM*.

### **2.3.5.1 Investigações sobre a influência de parâmetros de processo na qualidade de estruturas metálicas porosas fabricadas por *SLS/SLM*.**

FURUMOTO et al., (2015) investigaram a influência dos parâmetros do processo *SLS* (como as condições do *laser* e a orientação de construção) sobre as propriedades mecânicas e a permeabilidade de estruturas metálicas porosas fabricadas a partir de uma mistura de pós (70% liga 42CrMo4, 20% liga Cu-P ASTM C52100, 10% Níquel – em peso). A Figura 2.38 mostra uma comparação entre as diferentes orientações de construção. Percebe-se que a orientação horizontal resultou em poros formados aleatoriamente e continuamente conectados entre si. Em contraste, a orientação vertical produziu poros sistematicamente em linha reta. Segundo os pesquisadores, esta diferença pode ser atribuída à densidade de energia: o calor gerado pela irradiação do feixe *laser* é transferido das partículas de pó para a superfície do substrato, onde é conduzido radialmente, devido ao fato de que o substrato tem maior condutividade térmica que o metal solidificado. Estes resultados comprovam que a formação de poros na estrutura interna da peça está diretamente relacionada à direção de consolidação das partículas de metal.

Figura 2.38 – Comparação entre as duas orientações de construção.

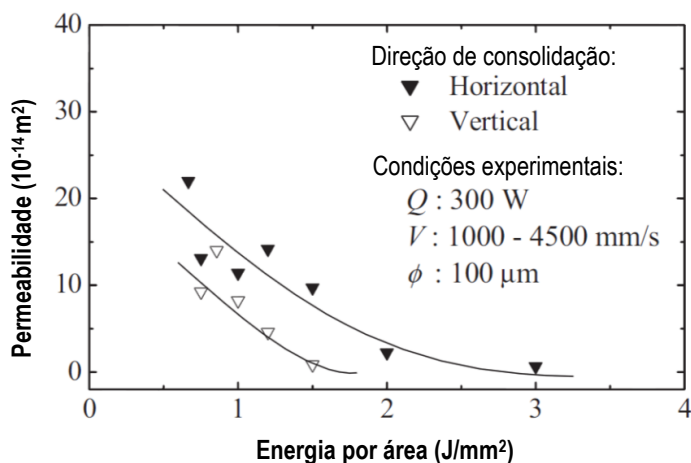


(a) Horizontal

(b) Vertical

Fonte: (FURUMOTO et al., 2015).

Outra importante vantagem da tecnologia *AM* citada pelos pesquisadores é a possibilidade de se obter uma estrutura porosa com controle de permeabilidade. Esta propriedade é um parâmetro essencial para a definição da aplicação prática das estruturas porosas na indústria. Os pesquisadores também encontraram, através de ensaios específicos, que a permeabilidade de uma estrutura porosa está diretamente relacionada com a energia por unidade de área do processo *SLS* (Figura 2.39).

Figura 2.39 – Influência da densidade de energia sobre a permeabilidade das estruturas porosas produzidas por *SLS*.

Fonte: (FURUMOTO et al., 2015).



Com base nos resultados do estudo, os pesquisadores afirmaram que a tecnologia *AM* pode não apenas produzir estruturas porosas, mas, adicionalmente, permite controlar criteriosamente a permeabilidade resultante deste tipo de estrutura.

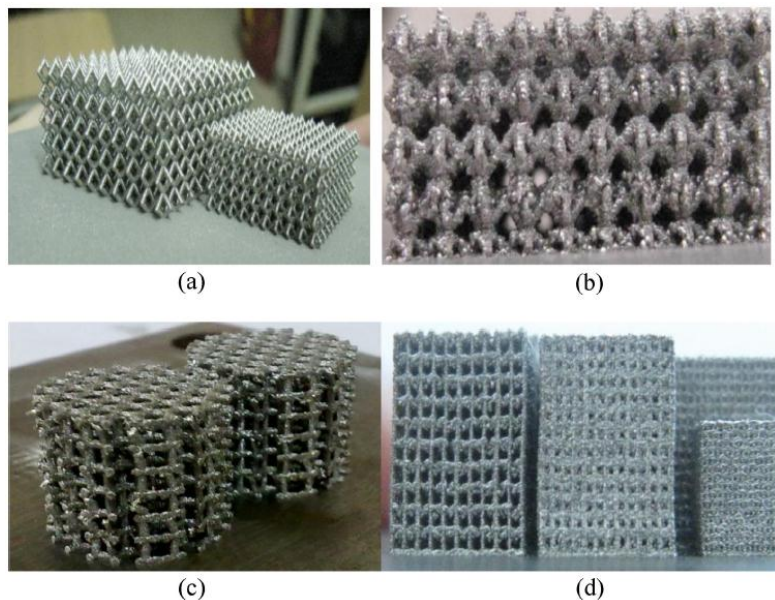
O controle de processo para obtenção de materiais porosos é bastante complicado, quando comparado com os processos convencionais utilizados para fabricação de materiais densos. Por exemplo, a obtenção do controle de uniformidade dos poros e da estabilidade de produção são fatores críticos. Segundo WANG et al., (2013), apesar do crescente número de aplicações de estruturas porosas em diversos campos, ainda há muitos problemas a serem resolvidos como, por exemplo: instabilidade do processo, baixa repetibilidade dos experimentos, dificuldades de se obter os efeitos que determinam a uniformidade dos poros, etc. Para Wang et al., a fabricação de estruturas porosas utilizando-se técnicas *AM* baseadas em *laser* traz inúmeras vantagens, como ampla gama de materiais, ciclos de processo enxutos e fabricação direta da forma final.

Conforme mencionado anteriormente, existe uma abordagem que parte do projeto 3D de uma estrutura porosa pré-definida. As etapas básicas da fabricação através deste método são as seguintes (WANG et al., 2013): uma estrutura porosa regular é pré-definida em um modelo *CAD*. Durante o processamento, o feixe *laser* é controlado de forma a “pular” (ignorar) a área do poro, varrendo o pó apenas na região externa ao poro. Quando a fabricação termina, as partículas residuais que não foram processadas (região dos poros) são removidas. Neste método, o formato, tamanho e distribuição dos poros são pré-definidos na etapa de projeto *CAD*. Porém, a obtenção da estrutura porosa de maneira fiel ao projeto depende de diversos fatores como diâmetro do feixe *laser*, tamanho e morfologia das partículas e zona afetada pelo calor ao redor dos micro filetes processados. Ou seja, para obtenção de uma peça fiel ao projeto, faz-se necessário conhecer – previamente ao projeto da estrutura porosa em *CAD* 3D – as características do material e do processo. Assim, no caso de aplicação de pós com intervalo de diâmetro das partículas entre 10  $\mu\text{m}$  e 100  $\mu\text{m}$ , deve-se considerar que o diâmetro projetado dos poros não pode ser inferior a 100  $\mu\text{m}$ .

A Figura 2.40 mostra as estruturas porosas obtidas no estudo de WANG et al., (2013). As peças da Figura 2.40 (a) e (b) foram originadas do mesmo projeto 3D, porém, o resultado da fabricação foi diferente. Enquanto a peça da Figura 2.40 (a) tem um bom aspecto, na Figura 2.40 (b) observa-se defeitos de adesão de pó. Na Figura 2.40 (c), as escoras da estrutura foram destruídas, e na Figura 2.40 (d) a peça apresenta-se com

escória entre os poros (poros pequenos foram obstruídos). Estes resultados indicam que projetos idênticos podem resultar em peças com qualidade diferente.

Figura 2.40 – Estruturas porosas típicas obtidas por *SLM*.



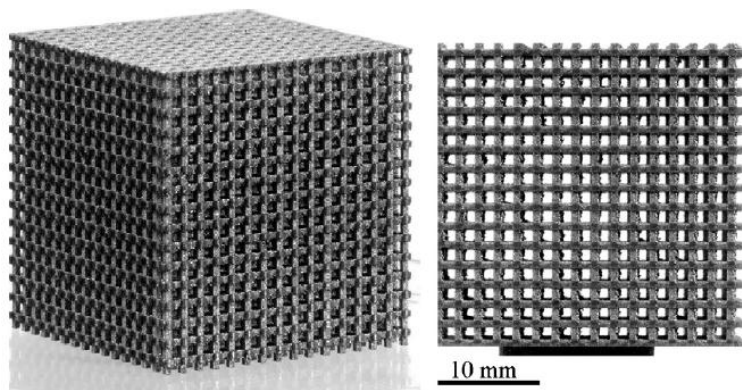
Fonte: (WANG et al., 2013).

Segundo WANG et al., (2013), os principais parâmetros que afetam a qualidade das peças fabricadas por *SLM* são: diâmetro do feixe *laser*, tamanho das partículas de pó, densidade de energia e os demais, com menor influência. Os pesquisadores concluíram que a adesão de pó é um fenômeno inevitável em *SLM*, e pode determinar a qualidade superficial, acuracidade dimensional e até mesmo obstruir os poros. Assim, observaram que este fenômeno deve ser o foco das pesquisas que objetivam obter estruturas porosas através do processo *SLS/SLM*.

YADROITSEV et al., (2009) utilizaram o processo *SLM* para fabricar filtros com geometrias complexas, visando aumentar o desempenho de filtração. Os tipos de material particulado utilizados foram: aço inoxidável *AISI 316L* e *904L*, *Inconel 625* e misturas metal-polímero (policarbonato e ligas de Níquel em diversas proporções). As Figuras 2.41 e 2.42 mostram dois tipos de geometria obtidos. Nestes filtros, a orientação

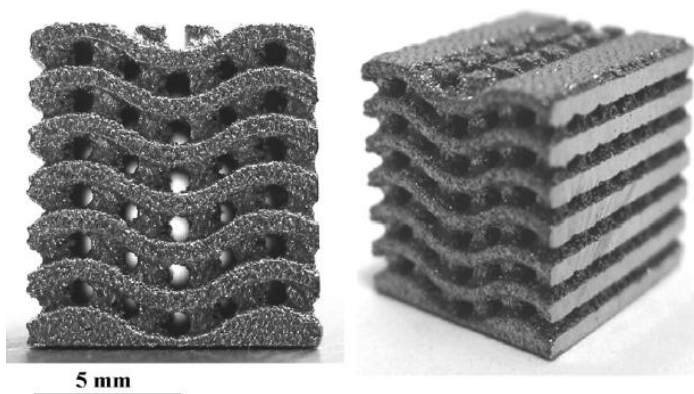
e o diâmetro de cada poro foram especificados na etapa de modelagem *CAD 3D* – sendo posteriormente fabricados, segundo os pesquisadores, com alta acuracidade.

Figura 2.41 – Estrutura porosa de aço *AISI 316L* obtida por *SLM*.



Fonte: (YADROITSEV et al., 2009).

Figura 2.42 – Filtro poroso de Inconel 625 obtido por *SLM*.



Fonte: (YADROITSEV et al., 2009).

Os pesquisadores também relataram a fabricação de objetos porosos com gradação funcional: após a modelagem *CAD 3D* da estrutura contendo a orientação dos poros, procederam à variação da espessura de ca-

mada a cada cinco camadas. Outra abordagem de gradação funcional também foi utilizada: fabricaram um filtro com estrutura heterogênea onde as primeiras cinco camadas foram processadas com a mistura liga de Níquel + policarbonato na proporção 10:1; e, a cada cinco camadas sucessivas, variaram a composição da mistura desde 12:1 até 22:1, com incrementos de 2 da liga de Níquel. Ainda, segundo os pesquisadores, os resultados obtidos nos seus estudos puderam ser implementados com sucesso na fabricação de protótipos funcionais para aplicações nas áreas química e biomédica.

Deste modo, nota-se que alguns pesquisadores obtiveram estruturas porosas metálicas com gradação funcional, porém, não foram encontrados estudos abordando a caracterização de permeabilidade destas estruturas e sua relação com a porosidade, o que esta pesquisa de doutorado se propõe a realizar.

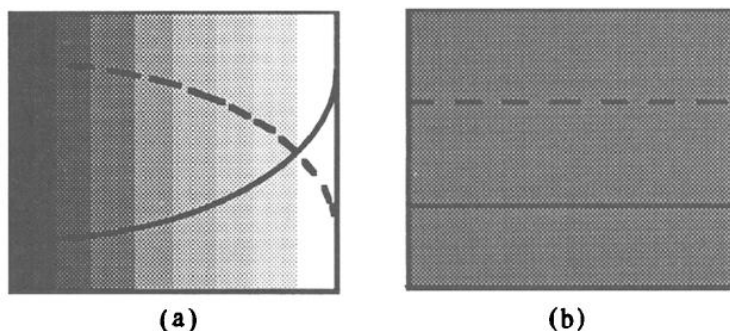
### **2.3.6 Materiais com gradação funcional (*FGM's – Functionally Graded Materials*)**

Durante muitos anos após a revolução industrial, a tendência das pesquisas no campo de materiais avançados foi o desenvolvimento de materiais homogêneos confiáveis como as ligas metálicas, cerâmicas e polímeros. O objetivo nestes casos era garantir a continuidade das propriedades ao longo de toda a seção dos componentes. Com o rápido crescimento do segmento de aviação e de espaçonaves, novas tecnologias foram sendo requeridas, como maior combinação de características e vida útil dos componentes. Os primeiros desenvolvimentos neste sentido ocorreram na área de compósitos artificiais baseados em metal, cerâmica e fibras orgânicas, os quais atendiam parcialmente às necessidades de projeto daquela época (CHERRADI; KAWASAKI; GASIK, 1994).

Os materiais com gradação funcional (*FGM's*) tornaram-se uma nova geração de compósitos a partir do final do século XX. São caracterizados por uma variação contínua de propriedades devido a mudanças graduais na composição química, morfologia e estrutura cristalina, ao longo da seção transversal e/ou entre superfícies do componente. O conceito de *FGM* envolve utilizar certas características desejáveis de cada fase constituinte (como cerâmica, metal, fibra, polímero) visando otimizar a distribuição de propriedades no material (como resistência mecânica, dureza, propriedades térmicas, etc.), para que as respostas deste material às solicitações mecânicas, térmicas, eletromagnéticas, bioquímicas, etc. sejam adequadas ao projeto (SHISHKOVSKY, 2001). *FGM's* são materiais artificialmente heterogêneos, geralmente caracterizados por

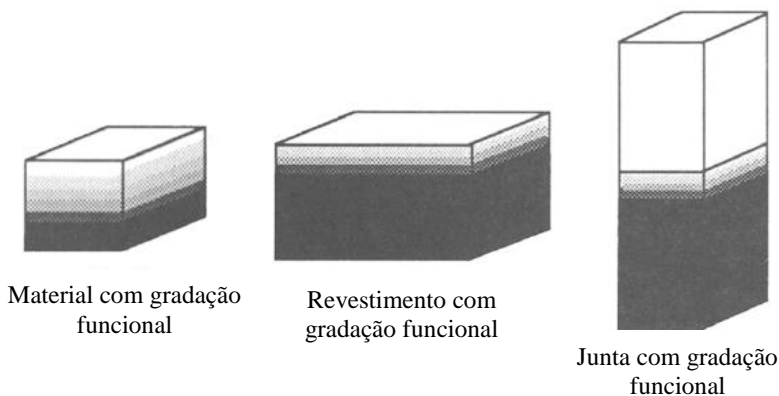
gradações não lineares de propriedades em uma, duas ou três dimensões. É possível distingui-los dos materiais isotrópicos na medida em que podem conter não apenas gradações de composição química e de morfologia microestrutural, mas, também, de distribuição de fases, porosidade, textura, reforços estruturais de fibra, entre outros. As Figuras 2.43 e 2.44 exemplificam o conceito de *FGM*.

Figura 2.43 – Esquema mostrando uma estrutura a) *FGM* e b) de um material homogêneo com seus respectivos comportamentos quanto ao módulo de elasticidade (—) e à condutividade térmica (---).



Fonte: (CHERRADI; KAWASAKI; GASIK, 1994).

Figura 2.44 – Classes de aplicações de *FGM*'s.



Fonte: (CHERRADI; KAWASAKI; GASIK, 1994).

A partir do início do século XXI, o número de pesquisas e publicações envolvendo o tema *FGM* tem aumentado significativamente. Diversas técnicas de fabricação têm sido utilizadas, como a metalurgia do pó, fundição centrífuga, pulverização a plasma, deposição física a vapor, deposição química a vapor, etc. Algumas destas técnicas foram criadas especialmente para aplicação de revestimentos com gradação funcional. Outras atendem a aplicações específicas, porém, possuem limitações como capacidade de pequenas espessuras, baixa taxa de deposição, complexidade de processamento e altos custos operacionais (JOSHI et al., 2012; SHISHKOVSKY, 2001). A fabricação de peças com gradação funcional através das técnicas citadas torna-se difícil e inflexível, na medida em que elas não suportam altos níveis de automação e não são suficientemente reprodutíveis (SHISHKOVSKY, 2001).

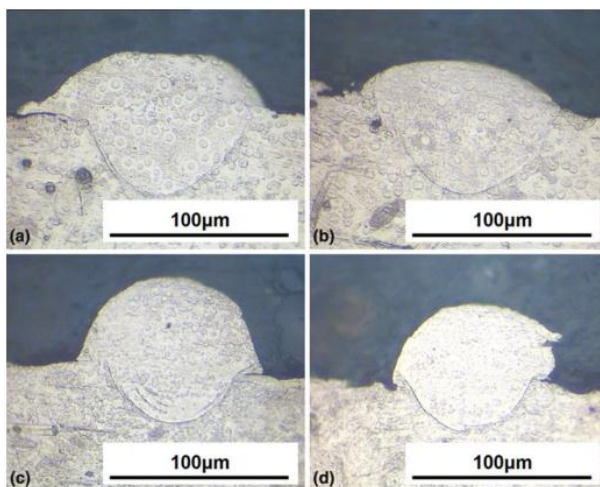
Entre as alternativas para a fabricação de peças com *FGM's* – em contraste com as técnicas pioneiras citadas – estão os processos de *AM* baseados em *laser*. Estes processos são considerados muito mais versáteis, uma vez que permitem a integração do computador nos ciclos de projeto e fabricação (JOSHI et al., 2012). Diversas pesquisas têm sido conduzidas utilizando-se técnicas como *SLS/SLM*, *DMS* (de Direct Metal Sintering), *LMD/DMD* (de *Laser/Direct Metal Deposition*), (re) fusão direta a *laser*, *laser cladding*, etc. Todas estas variações são baseadas na interação entre o material particulado e o feixe *laser*. Segundo Beal et al. (BEAL et al., 2006), o processo *SLS/SLM* é, potencialmente, a técnica ideal para a construção automatizada de materiais com gradação funcional.

As peças com gradação funcional fabricadas por *SLS* possuem menor tenacidade e alta porosidade. Há diversas aplicações onde estas propriedades podem ser úteis: por exemplo, em elementos filtrantes, implantes biocompatíveis, catalisadores químicos, etc. No caso de filtros com gradação funcional, a estrutura e a conectividade dos poros podem ser controladas e definidas nas direções preferenciais para a passagem de um fluido ou gás (SHISHKOVSKY, 2001).

Contudo, independentemente da abordagem utilizada para fabricação de estruturas porosas, pode-se afirmar que o tipo e o volume de porosidade são tipicamente determinados pelo processo de fabricação e seus parâmetros de influência mais importantes (BANHART, 2001; NAKAJIMA, 2007). Esta constatação tem motivado pesquisas e trabalhos – tanto na academia quanto nas indústrias – que visam melhorar o controle dos processos *AM* (COVACIU; WALCZAK; RAMOS-GREZ, 2011).

LI et al., (2010) utilizaram pó de aço inoxidável 316L para obter estruturas com gradação de porosidade através do processo *SLM*. O método de fabricação consistiu em variar a velocidade de varredura ao longo da direção *Z* de construção das peças. Os pesquisadores obtiveram estruturas com gradação relativamente contínua de porosidade, e atribuíram os resultados à coerência observada entre a formação dos filetes em diferentes velocidades de varredura, e a formação da estrutura da peça através do empilhamento de filetes e camadas. O comportamento elucidado pelos pesquisadores é mostrado nas Figuras 2.45 e 2.46.

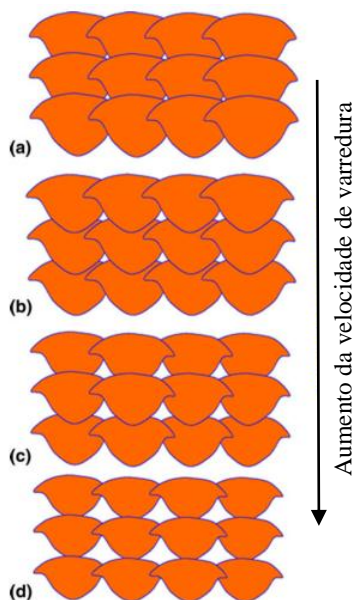
Figura 2.45 – Seção transversal dos filetes produzidos com variação da velocidade de varredura: (a) 90 mm/s; (b) 120 mm/s; (c) 150 mm/s; e (d) 180 mm/s.



Fonte: (LI et al., 2010).

Observa-se na Figura 2.45 que, à medida que se aumenta a velocidade de varredura – desde (a) até (d) – a largura e a penetração dos filetes diminui, além de ocorrer um aumento do ângulo de molhamento (devido à redução da molhabilidade da poça de fusão no substrato), o que favorece a geração de poros. Enquanto que a Figura 2.46 mostra um esquema representando a formação dos poros na estrutura da peça, a partir do empilhamento dos filetes estudados e mostrados anteriormente na Figura 2.45.

Figura 2.46 – Esquema representando a formação de poros a partir da variação da velocidade de varredura.



Fonte: (LI et al., 2010).

Através da revisão dos trabalhos da literatura, constata-se que alguns pesquisadores empregaram o processo *SLS/SLM* utilizando-se diferentes métodos para a fabricação de estruturas com gradação de porosidade e, ainda, poucos investigaram a relação existente entre a porosidade e a permeabilidade de estruturas porosas convencionais (sem gradação de porosidade). Outrossim, não foram encontrados trabalhos focados na investigação acerca do comportamento de permeabilidade de filtros metálicos com gradação de porosidade, visando-se a aplicações na indústria de petróleo e gás.

### 2.3.7 Aplicações de filtros metálicos na indústria de Petróleo e Gás

A indústria de petróleo e derivados é considerada, em toda sua extensão – desde a plataforma de exploração até as refinarias – referência em tecnologia de ponta, onde os sistemas filtrantes são de grande importância. Existem vários processos de filtração na indústria do petróleo, os



quais são específicos para cada caso. As principais etapas na obtenção de petróleo e gás são exploração, produção, transporte, refino e distribuição. Os filtros estão presentes em cada uma destas etapas do processo produtivo em configurações específicas, tais como filtros cestos, coalescentes, de ar, entre outros (AQUINO, 2014).

Filtros são particularmente importantes nos sistemas de produção de petróleo, principalmente no processo de injeção de água nos reservatórios. Nas plataformas de produção, são utilizados filtros cartucho no sistema de injeção de água, com a finalidade de controlar a concentração de petróleo e de sólidos suspensos na água a ser injetada. Como o petróleo encontra-se nos poros das rochas, e não em bolsões ou lagos subterrâneos, a injeção de água visa manter a pressão na rocha-reservatório e deslocar o petróleo para os poços. Para evitar o bloqueio dos poros da rocha-reservatório é necessário limitar a concentração de óleo e de sólidos presentes na água injetada (DIAS, 2008).

Os equipamentos empregados nas atividades industriais da empresa PETROBRAS, por exemplo, utilizam sistemas que incorporam tecnologias de filtração, onde cada produto obtido no refino depende de uma série de variáveis: da qualidade do petróleo que está sendo processado e da estrutura da refinaria – sua complexidade, unidade e mercado em que atua (DIAS, 2008). Dados atualizados em 2014 indicam que a PETROBRAS contava naquela época com 134 plataformas de produção (sendo 77 fixas e 57 flutuantes) e 15 refinarias. Em todo este processo produtivo são necessárias tecnologias de ponta onde a filtração desempenha papel crítico (AQUINO, 2014).

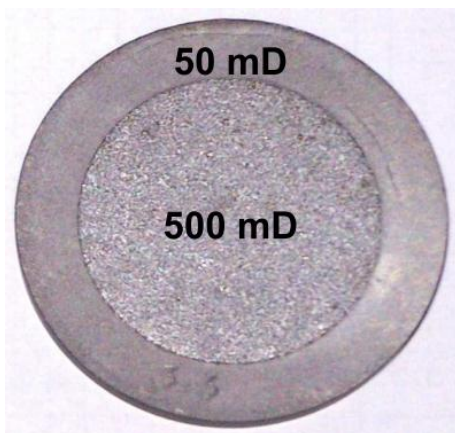
Algumas aplicações específicas de filtração dentro da indústria de petróleo e gás podem ser listadas como segue (3M, 2015; LAFFI, 2015; PARKER, 2015):

- Água industrial;
- Água e gás de injeção;
- Água produzida;
- Fluidos de completação;
- Plantas de amina e glicol;
- Proteção de processos catalíticos;
- Tratamento de água ácida;
- Filtração de produto final: gasolina, óleo diesel, querosene de aviação, óleo lubrificante, solventes, GLP e outros subprodutos.

Segundo WALDMANN et al., (2011), durante a perfuração da rocha reservatório, trechos com heterogeneidade de permeabilidade podem

ser atravessados, especialmente em reservatórios carbonáticos. Portanto, a avaliação das propriedades filtrantes de fluidos de perfuração em meios porosos anisotrópicos é de extrema importância para o projeto de fluidos que visam atender tais cenários. No estudo de WALDMANN et al., (2011) – o qual foi o resultado de uma parceria entre o CENPES PETROBRAS e a empresa BRATS – foram abordados os métodos empregados para a fabricação de meios porosos com anisotropia de permeabilidade, visando-se à realização de testes de filtração de fluidos de perfuração. Os meios porosos citados foram fabricados utilizando-se o processo de metalurgia do pó convencional (compactação e sinterização). A Figura 2.47 mostra o filtro produzido com variação discreta de permeabilidade.

Figura 2.47 – Meio poroso com variação discreta de porosidade fabricado por compactação e sinterização.



Fonte: (WALDMANN et al., 2011).

Os pesquisadores evidenciaram, em suas considerações finais, a importância dos meios porosos com variação de permeabilidade para as demandas de projeto de fluidos da PETROBRAS, nos cenários de reservatórios de baixa permeabilidade, reservatórios submetidos a altas diferenças de pressão, e reservatórios heterogêneos. Adicionalmente, asseguraram que os meios porosos – fabricados por compactação e sinterização – utilizados para os testes de laboratório são compatíveis com a aplicação real. Todavia, a fabricação de meios porosos com gradação de permeabilidade através da metalurgia do pó convencional não apresenta flexibilidade adequada para que se possa realizar o controle das variáveis de entrada e saída desejado.

Através da revisão de literatura foi possível constatar-se que alguns pesquisadores estudaram a influência dos parâmetros do processo *SLS/SLM* com o objetivo de construir meios porosos com gradação de porosidade. Apesar disso, as informações acerca do comportamento de permeabilidade de estruturas metálicas porosas convencionais (sem gradação de porosidade) são escassas. Adicionalmente, não foram encontrados estudos evidenciando o comportamento de permeabilidade de filtros metálicos com gradação de porosidade e sua relação com a porosidade e os parâmetros do processo *SLS/SLM*.

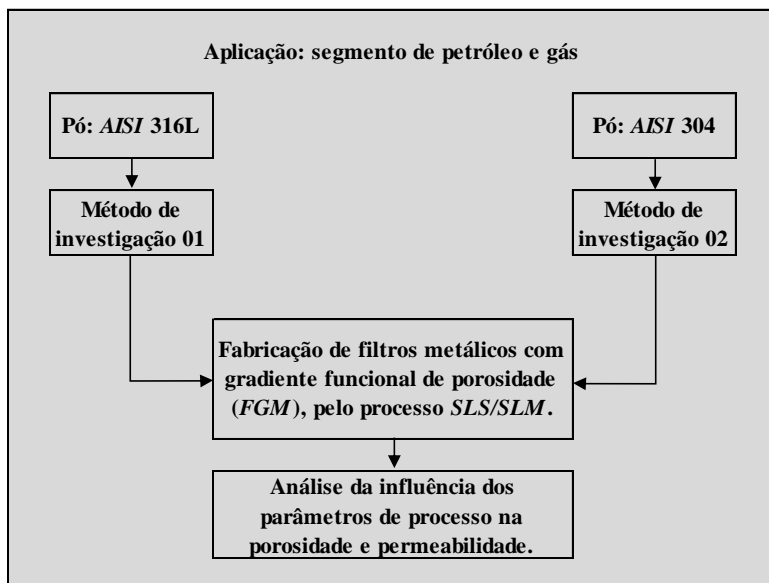
Deste modo, tem-se que esta pesquisa de doutorado deverá contribuir para o avanço tecnológico das aplicações mencionadas no segmento de petróleo e gás, no sentido de que se propõe a investigar as relações existentes entre a permeabilidade e a porosidade de filtros com gradação de porosidade, produzidos com diferentes métodos de fabricação e com diferentes matérias primas.

### 3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

#### 3.1 FLUXOGRAMA DA METODOLOGIA EXPERIMENTAL

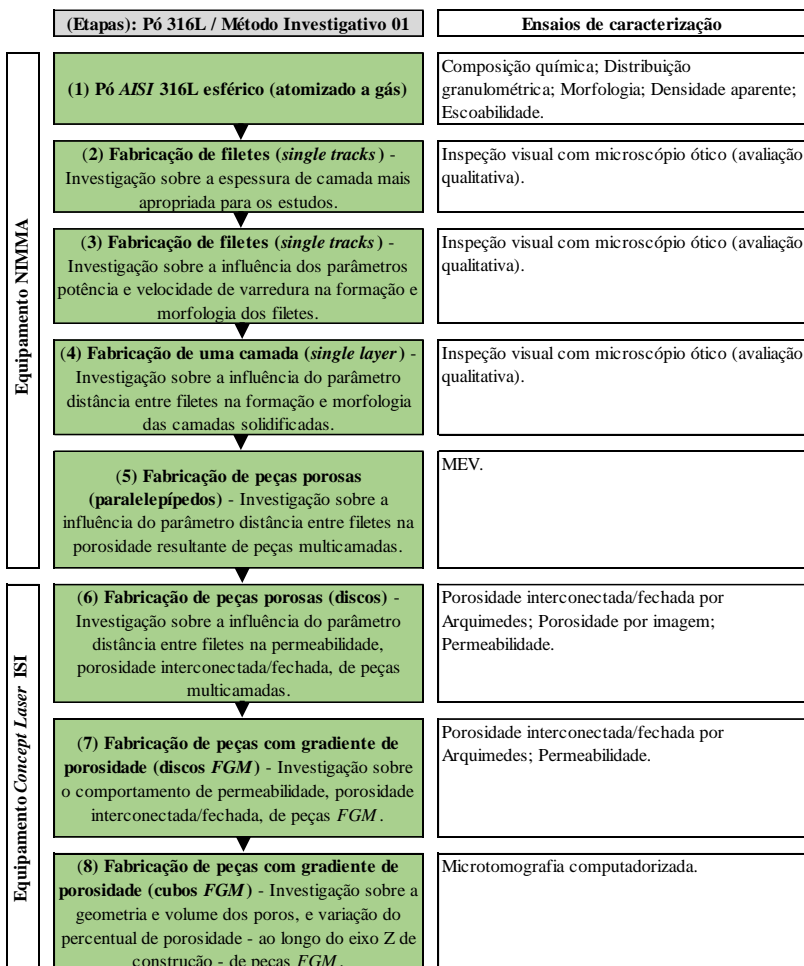
A metodologia experimental pode ser representada a partir dos fluxogramas das Figuras 3.1, 3.2 e 3.3. Na Figura 3.1 apresenta-se um fluxograma macro, visando-se fornecer ao leitor uma visão ampla sobre o objetivo geral da pesquisa. Nas Figuras 3.2 e 3.3 apresenta-se os fluxogramas detalhados, visando-se esclarecer as etapas realizadas e fornecer ao leitor uma visão acerca dos objetivos específicos da pesquisa. Os estudos foram realizados utilizando-se dois materiais particulados, dois equipamentos de manufatura aditiva e dois métodos investigativos. Todos os eventos representados nos fluxogramas macro e detalhado das figuras citadas serão explicados e detalhados na sequência deste capítulo. Pretende-se, com o visual gráfico dos fluxogramas detalhados, dar ênfase às etapas de fabricação dos corpos de prova. Paralelamente às etapas de fabricação, estão relacionados os ensaios de caracterização realizados, de modo a fornecer uma visão ampla sobre o âmbito e os objetivos da presente pesquisa.

Figura 3.1 – Fluxograma macro da metodologia experimental utilizada.



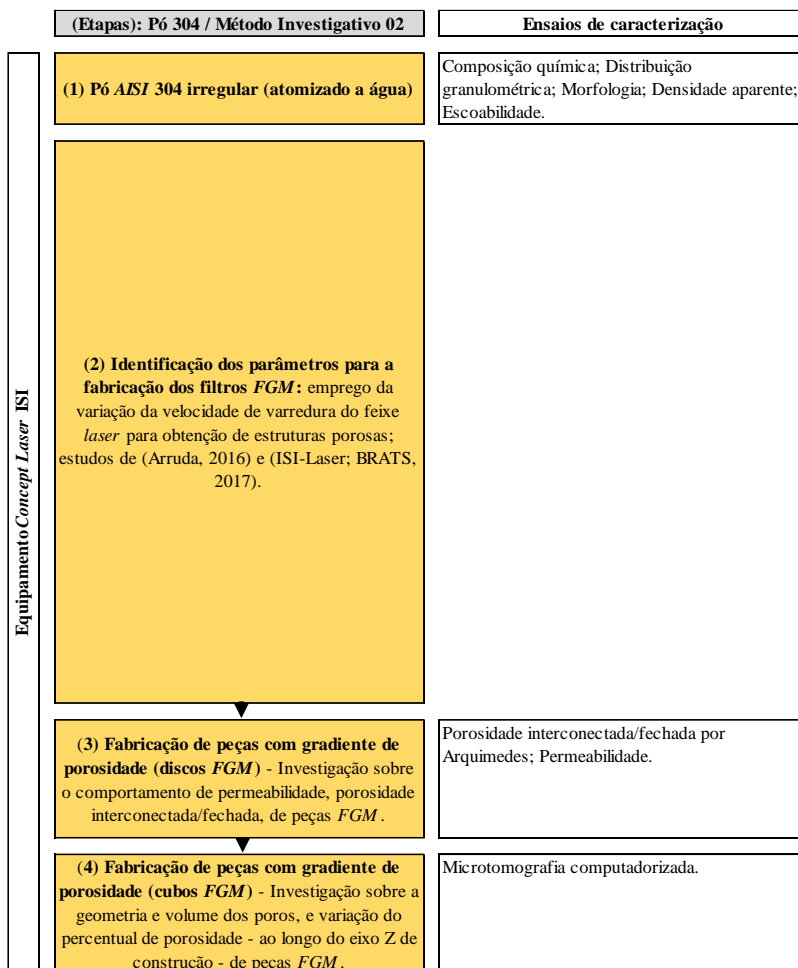
Fonte: Autor (2017).

Figura 3.2 – Fluxograma detalhado da metodologia experimental utilizada – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

Figura 3.3 – Fluxograma detalhado da metodologia experimental utilizada – Método 02.



Fonte: Autor (2017).

### 3.2 MATÉRIAS-PRIMAS EMPREGADAS NA PESQUISA

A escolha das matérias-primas adotadas nesta pesquisa de doutorado se deu em função das exigências do segmento de petróleo e gás, onde são encontrados ambientes corrosivos sujeitos a altas temperaturas. Os

aços inoxidáveis são bastante utilizados em aplicações que exigem resistência à corrosão e à oxidação. Sendo assim, utilizou-se dois materiais particulados (pós metálicos), a saber:

- Aço inoxidável *AISI* 316L com partículas de morfologia esférica, atomizado a gás. Esta matéria-prima é amplamente utilizada para a obtenção de peças densas pelo processo *SLS/SLM*. Possui baixo teor de carbono (a letra L na sigla 316L significa *Low carbon*), o que proporciona menor susceptibilidade à corrosão intergranular (sensitização). Além disso, a presença de molibdênio aumenta a resistência à corrosão por *pitting*. Adicionalmente, possui custo de aquisição relativamente superior, devido ao seu processo de obtenção (atomização a gás).
- Aço inoxidável *AISI* 304 com partículas de morfologia irregular, atomizado a água. Esta matéria-prima é amplamente utilizada para a obtenção de filtros metálicos pelo processo tradicional de compactação e sinterização. Adicionalmente, possui custo de aquisição relativamente mais baixo do que o pó 316L, devido ao seu processo de obtenção (atomização a água).

Para cada matéria-prima utilizou-se um método diferente de obtenção dos filtros metálicos. Ou seja: no caso do pó 316L esférico, utilizou-se o método de variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (todos os outros parâmetros do processo *SLS/SLM* foram mantidos fixos durante a fabricação das peças), enquanto que, para o pó 304 irregular, utilizou-se o método de variação da velocidade de varredura do feixe *laser*, sendo que todos os outros parâmetros do processo *SLS/SLM* foram mantidos fixos durante a fabricação das peças. A escolha destes dois parâmetros se deu em função de os mesmos estarem presentes na equação de densidade de energia apresentada no capítulo 2 (equação 2.1). A opção por variar o parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) se deu em função da limitação de potência máxima do equipamento de *AM* do NIMMA-UFSC, que é relativamente baixa (100 W). E a opção por variar o parâmetro velocidade de varredura do feixe *laser* se deu em função da potência máxima do equipamento do *ISI-Laser* (que é 400W), a qual permite a variação da velocidade de varredura em um intervalo relativamente mais amplo, o que aumenta as possibilidades de pesquisa.

Deste modo, optou-se por separar a pesquisa em duas rotas, sendo que estas rotas foram denominadas “Método Investigativo 01” e “Método Investigativo 02”. Cada um dos métodos citados será devidamente esclarecido e detalhado nas seções seguintes deste capítulo.

### 3.3 EQUIPAMENTOS DE MANUFATURA ADITIVA UTILIZADOS

Foram utilizados dois equipamentos de *AM* para a fabricação dos corpos de prova desta pesquisa. Inicialmente, empregou-se o equipamento protótipo do NIMMA-UFSC. Com este equipamento foi possível realizar as primeiras 5 etapas do Método Investigativo 01, conforme pode ser visualizado no fluxograma da Figura 3.2. A partir da etapa número 6 do Método Investigativo 01, optou-se por migrar a fabricação dos corpos de prova para o equipamento comercial *Concept Laser M2 Cusing*, o qual pertence ao *ISI Laser* de Joinville-SC. Outrossim, em todas as etapas do Método Investigativo 02 utilizou-se o equipamento do *ISI Laser*, conforme pode ser visualizado no fluxograma da Figura 3.3. Os principais motivos que conduziram à alteração do equipamento de manufatura aditiva podem ser listados como segue:

- O equipamento *Concept Laser M2 Cusing* utiliza um *software* desenvolvido especialmente para a aplicação *SLS/SLM*, o qual possui funcionalidades que permitem a construção, o fatiamento e a parametrização da fabricação dos objetos 3D de maneira integrada e otimizada.
- No equipamento *Concept Laser M2 Cusing*, após a etapa de fatiamento e parametrização do processo, a fabricação das peças transcorre sem a necessidade de intervenção humana.

#### 3.3.1 Equipamento de Manufatura Aditiva de Metais a *Laser* do NIMMA

O desenvolvimento da pesquisa foi realizado no Laboratório NIMMA, situado no departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC. Uma parcela dos corpos de prova foi fabricada em um equipamento protótipo de sinterização/fusão seletiva a *laser*, desenvolvido através de uma parceria entre a empresa Alkimat – sediada em Florianópolis-SC – e os professores e pós-graduandos do NIMMA-UFSC.

O equipamento possui uma fonte *laser* de fibra dopada com Itérbio, fabricada pela empresa IPG Photonics (modelo: YLR-100-AC-Y11). Um módulo de espelhos galvanométricos é utilizado para direcionamento do feixe *laser* enquanto um sistema de movimentação do eixo Z movimenta o substrato de fabricação. A fonte *laser* produz um feixe de potência máxima 100 W e comprimento de onda 1070 nm. O diâmetro do feixe na



distância focal (*spot size*) é aproximadamente 100  $\mu\text{m}$ . A Tabela 3.1 resume as principais características técnicas do equipamento do NIMMA.

Tabela 3.1 – Características técnicas do equipamento do NIMMA.

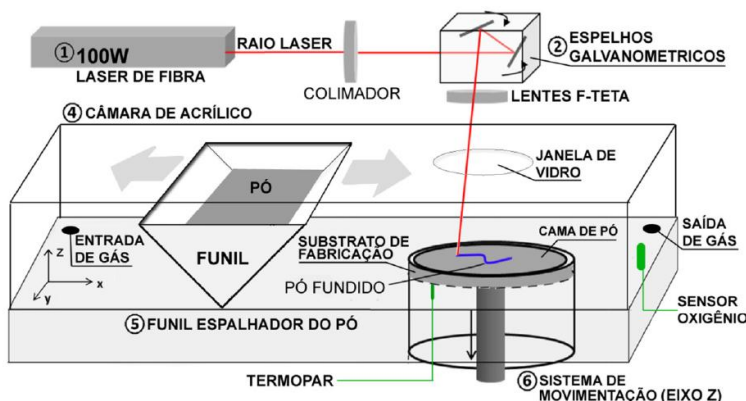
<b>Características</b>	<b><i>M2 Cusing</i></b>
Dimensões máx. de fabricação (x,y,z) (mm)	90 x 90 x 50
Espessura da camada ( $\mu\text{m}$ )	20 - 120
Tipo de <i>laser</i> – Potência máx. (W)	Fibra – 100
Comprimento de onda do feixe <i>laser</i> (nm)	1070
Velocidade máx. de escaneamento (m/s)	3,5
Diâmetro do feixe <i>laser</i> na distância focal ( <i>spot size</i> ) ( $\mu\text{m}$ )	$\approx 100$
Dimensões aproximadas da máquina (L x C x A) (mm)	2000 x 1500 x 1700

Fonte: Autor (2017).

Os comandos são realizados através de uma interface homem-máquina (IHM) computadorizada, utilizando o *software* EZCAD. Este *software* não possui a funcionalidade de fatiamento do objeto 3D, ou seja, trata-se de um *software* de CAD 2D adaptado para SLS/SLM. O sistema controla os parâmetros do *laser*, a movimentação dos espelhos galvanométricos e o sistema de movimentação do substrato. O equipamento também possui uma câmara de acrílico com atmosfera controlada (contendo gás argônio com pureza acima de 99,999%), monitoramento de temperatura do substrato e um sistema de deposição de pó por gravidade que funciona com a movimentação horizontal de um funil espalhador do pó. A movimentação deste funil espalhador é realizada de modo automatizado, através de controlador *Arduino*.

A Figura 3.4 mostra de forma esquemática o funcionamento do equipamento protótipo SLS/SLM utilizado para a fabricação de uma parcela dos corpos de prova desta pesquisa.

Figura 3.4 – Desenho esquemático mostrando o funcionamento parcial do equipamento do NIMMA.



Fonte: (COMELLI, 2017; PEYRE et al., 2015)

Os principais parâmetros que o equipamento permite variar para a fabricação dos corpos de prova são a potência, a velocidade de varredura do feixe *laser*, a distância entre linhas de varredura, a estratégia de varredura, a estratégia de fabricação, a quantidade de oxigênio na atmosfera e a espessura de camada.

COMELLI, (2017), em seu trabalho de mestrado, avaliou a precisão e a exatidão do sistema de movimentação do substrato de fabricação e do sistema de controle do posicionamento do *laser* (espelhos galvanométricos) do equipamento do NIMMA. Seus resultados foram considerados quando da fabricação dos corpos de prova para a presente pesquisa.

### 3.3.2 Equipamento de Manufatura Aditiva *Concept Laser M2 Cusing* do *ISI-Laser*

O equipamento do *ISI-Laser* é uma máquina comercial, modelo *M2 Cusing*, fabricada na Alemanha pela empresa *CONCEPT Laser GmbH*, membro do grupo alemão *HOFMANN Innovation Group GmbH*. Este equipamento foi utilizado a partir de uma certa etapa da pesquisa, conforme será detalhado nas seções seguintes.

Com o sistema *M2 Cusing*, é possível a fabricação de peças com geometrias complexas e detalhamentos finos. O modelamento 3D das peças é realizado no *software* *MAGIC*, o qual possui funcionalidades avançadas desenvolvidas especialmente para *SLS/SLM*. O fatiamento e a parametrização das variáveis do processo também é realizado através deste

*software*, o que proporciona excelentes níveis de automatização e confiabilidade para a fabricação. A possibilidade de alteração de diferentes parâmetros e estratégias de fabricação, bem como a utilização de diferentes materiais metálicos como aços para trabalho a quente, aços inoxidáveis, ligas de titânio, alumínio, cobre, cobalto, cromo, níquel e outros, faz este sistema ser muito utilizado para pesquisa e desenvolvimento (ARRUDA, 2016; MARQUES, 2014).

As principais características da máquina são apresentadas na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Características técnicas do equipamento *M2 Cusing* do *ISI-Laser*.

<b>Características</b>	<b><i>M2 Cusing</i></b>
Dimensões máx. de fabricação (x,y,z) (mm)	250 x 250 x 280
Espessura da camada ( $\mu\text{m}$ )	20 - 120
Parâmetro/taxa de produção ( $\text{cm}^3/\text{h}$ )	2 – 20
Tipo de <i>laser</i> – Potência máx. (W)	Fibra – 400
Comprimento de onda do feixe <i>laser</i> (nm)	1070
Velocidade máx. de escaneamento (m/s)	7
Diâmetro do feixe <i>laser</i> na distância focal ( <i>spot size</i> ) ( $\mu\text{m}$ )	$\approx$ 135
Dimensões da máquina (L x C x A) (mm)	2440 x 1630 x 2354
Massa da máquina (kg)	2000

Fonte: Adaptado de (MARQUES, 2014).

A câmara de fabricação proporciona um ambiente controlado contendo um gás inerte (argônio com pureza acima de 99,999%), para materiais reativos como aço inoxidável, titânio e alumínio, e nitrogênio para outros materiais como aços ferramenta.

O pó é transferido da plataforma de alimentação de pó para a plataforma de fabricação por meio de uma régua metálica ou termoplástica resistente ao calor, dependendo da peça a ser fabricada. Para a fabricação dos corpos de prova desta pesquisa foi utilizada uma régua termoplástica.

## 3.4 CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS METÁLICOS

### 3.4.1 Aço inoxidável *AISI 316L*

Este pó metálico é obtido através do processo de atomização a gás. Trata-se de um pó produzido pela empresa HÖGANÄS especialmente para manufatura aditiva a *laser*, sem adição de qualquer tipo de lubrificante ou outras substâncias. Uma parcela do material foi fornecida pelo *ISI-Laser* e outra pelo fabricante, na forma de doação para pesquisa. Para a caracterização deste material particulado foram realizados os seguintes ensaios: Composição química; Distribuição granulométrica; Morfologia; Densidade aparente; Escoabilidade.

#### **Composição química**

A análise química foi realizada através de espectrometria a plasma, utilizando-se o equipamento do fabricante THERMO SCIENTIFIC modelo ICAP 6000. A avaliação dos teores de carbono e enxofre foi realizada por combustão em analisador do fabricante LECO modelo CS230. Ambas as análises foram realizadas na empresa WEG – situada em Jaraguá do Sul-SC, em uma parceria entre o Grupo de Materiais Magnéticos – MAGMA-UFSC, o Laboratório de Materiais – LABMAT-UFSC – e o segmento industrial.

#### **Morfologia**

A morfologia do pó foi observada através de microscopia eletrônica de varredura (MEV), utilizando-se o equipamento do fabricante HITACHI modelo TM3030, pertencente ao Laboratório de Usinagem e Comando Numérico – USICON-UFSC.

#### **Distribuição granulométrica, Densidade Aparente e Escoabilidade**

A análise granulométrica foi realizada no LABMAT-UFSC, utilizando-se o equipamento do fabricante CILAS modelo 1190L. Após isso, procedeu-se aos ensaios de Densidade Aparente – para o qual foram utilizadas as normas da instituição *Metal Powder Industries Federation MPIF 04* e *MPIF 53* – e Escoabilidade – para o qual foi utilizada a norma

*MPIF* 03. Nestes dois últimos ensaios utilizou-se um funil de *Hall* padronizado, anotando-se três medições para cada caso e calculando-se a média destas medições para a adoção do valor final da característica do pó.

### 3.4.2 Aço inoxidável *AISI* 304

Este pó metálico é obtido através do processo de atomização a água. Também é um pó produzido pela empresa HÖGANÄS sem adição de qualquer tipo de lubrificante ou outras substâncias. Para a caracterização deste material particulado foram realizados exatamente os mesmos ensaios relatados na subseção anterior, utilizando-se infraestrutura e equipamentos idênticos.

## 3.5 MÉTODO DE INVESTIGAÇÃO 01

A abordagem utilizada neste método baseou-se em desenvolver e definir valores adequados para todos os parâmetros do processo *SLS/SLM*, fixando-os, para que fosse possível investigar a influência apenas do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) nas características dos poros e da porosidade resultante de peças multicamadas. Esta abordagem objetivou estudar e desenvolver sobretudo um mecanismo eficiente para controlar a porosidade, de maneira que se possa utiliza-lo quando do projeto e fabricação de estruturas com gradação funcional de porosidade (*FGM's*). Nas etapas 1 a 5 deste método foi utilizado o equipamento de manufatura aditiva do NIMMA, enquanto nas etapas 6 a 8 utilizou-se o equipamento do *ISI Laser* (vide Figura 3.2).

### 3.5.1 Investigação sobre a espessura de camada

Com o conhecimento da distribuição granulométrica do pó *AISI* 316L, e considerando-se o objetivo da pesquisa – que é a obtenção de estruturas porosas, e não de estruturas 100% densas – foram previamente definidos 03 valores que serviram de limites operacionais para a espessura de camada, a saber: 75, 100 e 150  $\mu\text{m}$ . A partir disso, foram produzidos filetes em uma chapa substrato (sendo esta de aço inoxidável *AISI* 304, com 6 mm de espessura e 100 mm de diâmetro), cada filete sendo o resultado da fusão e posterior solidificação do metal devidas à incidência do feixe *laser* sobre uma camada de pó. Antes da obtenção dos filetes, a superfície de cada chapa substrato foi preparada com lixa grão 220, visando-se favorecer a molhabilidade do metal líquido. Para cada valor de espessura de camada foram produzidos 57 filetes, sendo que para cada filete foi definida uma combinação de potência e velocidade de varredura

do feixe. A escolha dos limites para os valores de potência e velocidade de varredura foi determinada a partir de testes prévios com o equipamento de manufatura aditiva. O objetivo principal deste procedimento foi analisar a morfologia dos filetes, sua adesão ao substrato, e uniformidade geral. Utilizou-se para tanto o critério de inspeção visual (avaliação qualitativa) com auxílio de um estereoscópio do fabricante OPTIKA modelo 4083 pertencente ao Laboratório de Ensaio Mecânicos e Metalúrgicos – LABEMM do Instituto Federal Catarinense – IFC Campus Luzerna.

### **3.5.2 Investigação sobre o processo de formação dos filetes**

Com a definição da espessura de camada mais apropriada para seguir adiante nos estudos, partiu-se para a definição dos parâmetros mais apropriados de potência e velocidade de varredura, os quais foram utilizados na sequência da pesquisa. Para tanto utilizou-se método similar ao adotado na subseção anterior: utilizando-se a espessura de camada 120 µm, foram produzidos 56 filetes, sendo que para cada filete foi definida uma combinação de potência e velocidade de varredura do feixe, desta vez ajustando-se novamente os limites destes parâmetros de acordo com os resultados empíricos obtidos na subseção anterior. Antes da obtenção dos filetes, a superfície de cada chapa substrato foi preparada com lixa grão 220, visando-se favorecer a molhabilidade. Os parâmetros dos 56 filetes foram replicados 02 vezes, utilizando-se no total 03 chapas substrato, para verificação da repetibilidade do processo e para considerações estatísticas. Para a análise dos resultados, os filetes foram avaliados com auxílio de um microscópio ótico do fabricante LEICA modelo DM4000, pertencente ao LABMAT-UFSC, e um estereoscópio do fabricante OPTIKA modelo 4083 pertencente ao LABEMM-IFC Campus Luzerna.

### **3.5.3 Investigação sobre o processo de formação das camadas**

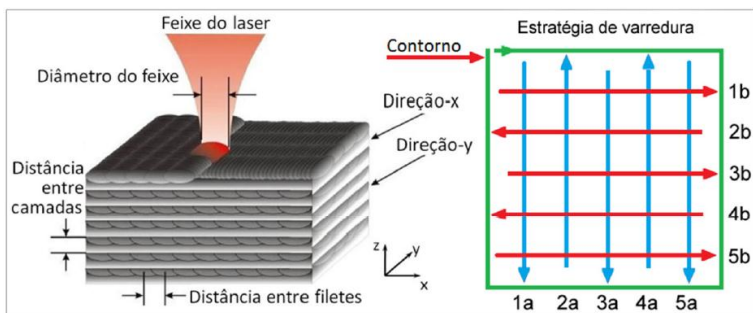
A escolha dos parâmetros potência e velocidade de varredura mais adequados, realizada na subseção anterior, serviu para fixar um valor para cada um destes parâmetros, os quais foram utilizados na sequência da pesquisa, ou seja: na presente etapa objetiva-se entender a influência do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) na formação e morfologia de uma única camada solidificada (*single layer*), utilizando-se para tanto os valores de potência e velocidade de varredura escolhidos na subseção anterior. Desse modo, para o atingimento dos objetivos desta etapa, foram produzidas 16 camadas únicas (*single layers*) em chapa substrato, cada camada com um valor diferente do parâmetro distância entre linhas

de varredura. Estes valores variaram desde 20 até 320  $\mu\text{m}$ , com incrementos de 20  $\mu\text{m}$ . Antes da obtenção das camadas, a superfície de cada chapa substrato foi preparada com lixa grão 220. Aqui, novamente, foram fabricadas no total 03 chapas substrato, replicando-se os parâmetros das 16 camadas 02 vezes, para verificação da repetibilidade do processo e para considerações estatísticas. Para a análise dos resultados, as camadas foram avaliadas com auxílio de um microscópio ótico do fabricante LEICA modelo DM4000, pertencente ao LABMAT-UFSC, e um estereoscópio do fabricante OPTIKA modelo 4083 pertencente ao LABEMM-IFC Campus Luzerna.

### **3.5.4 Investigação sobre a influência do processo *SLS/SLM* nas características dos poros**

Nesta etapa foram fabricadas peças multicamadas, sendo cada peça o resultado da consolidação de 60 camadas sobrepostas. Optou-se pela geometria de paralelepípedo com dimensões aproximadas 10 x 10 x 8 mm (C x L x A). Com os parâmetros potência, velocidade de varredura e espessura de camada definidos e fixados pelos estudos realizados nas etapas anteriores, foram definidas 20 variações do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*), a saber: 80, 100, 120, 140, 160, 180, 200, 220, 240, 260, 280, 300, 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650 e 700  $\mu\text{m}$ . Foram fabricadas 03 peças para cada variação do parâmetro distância entre linhas de varredura, para verificação da repetibilidade do processo e para considerações estatísticas, totalizando 60 peças. Os paralelepípedos foram fabricados em dois lotes, devido a restrições de espaço na chapa substrato. A estratégia de varredura utilizada consistiu na marcação de linhas paralelas, sempre seguida da marcação de uma linha de contorno, para melhor acabamento da superfície produzida. A estratégia de fabricação consistiu em uma rotação de 90 graus a cada nova camada. A Figura 3.5 mostra uma representação esquemática das camadas empilhadas e das estratégias de varredura e de fabricação utilizadas. O objetivo principal – que serviu de orientação para a definição dos parâmetros citados acima – foi a obtenção de uma estrutura do tipo “malha” regular nas peças, com valores mínimos de distorções e tensões residuais resultantes na estrutura metálica solidificada – o que, como consequência, tende a produzir um acabamento superficial satisfatório a cada camada, conduzindo a uma adequada adesão entre camadas.

Figura 3.5 – Estratégias de varredura e de fabricação utilizadas.



Fonte: (COMELLI, 2017; MARQUES, 2014)

As seguintes análises foram realizadas nos paralelepípedos obtidos:

- Inspeção visual da vista superior e das seções transversal e longitudinal. Para tanto as peças foram seccionadas em um equipamento de corte metalográfico de precisão do fabricante BUEHLER modelo Isomet 4000, utilizando-se um disco de CBN com lubri-refrigeração convencional. Após o corte as amostras foram preparadas utilizando-se procedimento metalográfico até a lixa grão 1200, para que pudessem ser analisadas com auxílio de um equipamento MEV fabricante JEOL modelo JSM-6390LV, o qual pertence ao Laboratório Central de Microscopia Eletrônica – LCME-UFSC, e também com auxílio do MEV pertencente ao USICON-UFSC.

### 3.5.5 Avaliação das características técnicas do equipamento *M2 Cusing* e comparação com o equipamento do NIMMA

A partir desta etapa houve a alteração de equipamento para a continuidade da fabricação dos corpos de prova desta pesquisa, conforme mencionado no início deste capítulo. Comparando-se as Tabelas 3.1 e 3.2, nota-se que os dois equipamentos possuem uma fonte *laser* de fibra, cada uma com sua potência máxima específica, porém, ambas fornecem um feixe com distribuição gaussiana de potência, de comprimento de onda 1070 nm. A potência fixada para os estudos no Método Investigativo 01 foi de 80 W, sendo que este valor representa 80% da potência máxima do equipamento do NIMMA. Entretanto, para o equipamento *M2 Cusing*, este valor representa 20% de sua potência máxima. Este dado necessitou de atenção especial uma vez que, segundo informações do fabricante, o



sistema de controle de uma fonte *laser* não assegura exatidão no valor de potência entregue quando são comandados valores inferiores a aproximadamente 20 a 25% da potência nominal máxima. Visando à certificação da confiabilidade do equipamento no que se refere à exatidão e à precisão dos valores comandados *versus* valores entregues, foi realizada uma medição da potência do feixe entregue pelo *M2 Cusing*, utilizando-se para tanto um sensor do fabricante OPHIR OPTRONICS modelo FL250. O princípio de medição baseia-se em expor um corpo absorvedor (disco) contra o feixe *laser*, calibrado para o comprimento de onda específico que está sendo emitido pela fonte *laser* do equipamento. Neste modelo é possível detectar a potência para comprimentos de onda entre 0,8 e 11  $\mu\text{m}$ , que tenham emissão de potência de até 250 W. As alterações – dilatação e variação de temperatura no disco – são medidas de maneira que indiquem determinado valor de potência. A medição primária é em Joules e o *software* converte para Watts (Joules/segundo). Deste modo, foi possível certificar-se da confiabilidade dos resultados para as próximas etapas da pesquisa.

Outra característica que mereceu atenção especial foi o diâmetro do feixe *laser* na distância focal – também conhecido como *spot size*. Visando-se conhecer o valor de uma possível diferença entre os equipamentos de manufatura aditiva, foram realizadas marcações em um substrato de acrílico preto, através da incidência do feixe *laser* do *M2 Cusing* neste substrato. Este tipo de material foi escolhido por possuir um pigmento sensível ao comprimento de onda do feixe *laser* utilizado e por permitir uma fácil visualização das marcações geradas sobre a sua superfície. Para efeito de comparação entre os dois equipamentos estudados, foram utilizadas as marcações realizadas por COMELLI, (2017) em sua pesquisa de mestrado, onde mencionou ter encontrado uma estimativa para o valor do *spot size* do equipamento do NIMMA. Assim, com os mesmos valores para os parâmetros potência e velocidade de varredura utilizados no referido trabalho de mestrado, procedeu-se às marcações com o equipamento *M2 Cusing*. Os resultados foram analisados com auxílio do microscópio ótico LEICA modelo DM4000 do LABMAT-UFSC, cujo *software* possui funcionalidades para uma adequada medição das marcações.

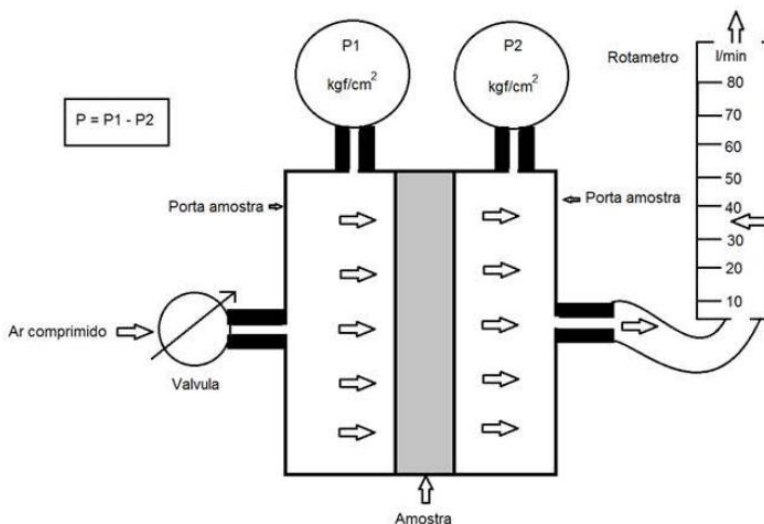
A determinação deste importante parâmetro (*spot size*) é alvo de desentendimentos na comunidade técnica e científica, de modo que serão tecidas algumas considerações acerca disso no capítulo 4 (Resultados e Discussões).

### 3.5.6 Investigação sobre a influência do processo *SLS/SLM* na porosidade e permeabilidade

Nesta etapa foram fabricados discos de diâmetro 22 mm e altura 5 mm, utilizando-se o equipamento de manufatura aditiva do *ISI-Laser*, o modelo *M2 Cusing*. Em vista da alteração do *spot size* empregado no processo, optou-se pelas seguintes variações do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*): 140, 200, 260, 300, 350, 400, 450 e 500 (total de 08 variações). Todos os outros parâmetros foram mantidos fixos durante a fabricação. Cada um dos 08 lotes de discos foi produzido com parâmetros de processo constantes, ou seja, a variação de *hatch* ocorreu ENTRE os lotes. Após a fabricação, as peças foram separadas da chapa substrato através de corte por eletroerosão a fio. Os discos foram submetidos aos ensaios de porosidade pelo método de Arquimedes e também pelo método de análise de imagem. Para a avaliação da permeabilidade, utilizou-se um permeâmetro de ar comprimido. Nesta ocasião também foram fabricadas 03 amostras para cada variação, o que resultou em um total de 24 discos.

Os ensaios de permeabilidade foram realizados na empresa BRATS, onde há um permeâmetro instalado. A Figura 3.6 mostra uma representação esquemática do permeâmetro da BRATS. Basicamente, este sistema utiliza ar comprimido para forçar a passagem de um fluxo de fluido através do meio poroso. No dispositivo desenvolvido pela BRATS foi instalado um transdutor de pressão que mede a diferença entre a pressão do fluido na entrada ( $P_e$ ) e a pressão na saída ( $P_s$ ). Esta diferença de pressão ( $\Delta P$ ) é um dado essencial do ensaio. Fixados na grade traseira estão os rotâmetros desenvolvidos para este tipo de aplicação, os quais apresentam uma escala de vazão em litros/minuto. A pressão de ar comprimido é variada por meio de uma válvula na entrada e o fluxo correspondente de ar é medido através das escalas dos rotâmetros. Para evitar inconsistências, o porta amostra é vedado com anéis *o-ring*, os quais asseguram a estanqueidade do sistema.

Figura 3.6 – Desenho esquemático de um permeâmetro.



Fonte: (ARRUDA, 2016).

Os ensaios de permeabilidade foram realizados utilizando-se ar comprimido na temperatura ambiente. Foram considerados 05 valores de diferença de pressão ( $\Delta P$ ), a saber: 0,2; 0,4; 0,6; 1,0 e 1,5 kgf/cm<sup>2</sup>. Os valores de  $\Delta P$  foram lidos no transdutor de pressão do permeâmetro. Para cada valor de  $\Delta P$ , anotou-se o valor correspondente de vazão que permeia a amostra.

Através dos dados obtidos no ensaio, e, ainda, conhecendo-se a área da seção transversal ( $A$ ) e a espessura da amostra ( $e$ ), é possível calcular os coeficientes  $\alpha$  e  $\beta$  da equação de Forchheimer descrita no capítulo 2. Para tanto, foram construídos gráficos relacionando a diferença de pressão ( $\Delta P$ ) com a velocidade do fluido ( $V_o$ ). A partir do ajuste dos dados experimentais obtidos a um polinômio de 2ª ordem (parábola), obtém-se o termo linear e o termo quadrático, segundo a equação 2.15, a qual pode ser expressa como:

$$\Delta P = \frac{\mu e}{\alpha} V_o + \frac{\rho e}{\beta} V_o^2 \quad (3.1)$$

Com os valores dos coeficientes de permeabilidade calculados, foi possível proceder-se ao cálculo do diâmetro médio de poro – através da

equação 2.22 – para todas as variações do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*).

Após os testes de permeabilidade, as amostras foram submetidas à avaliação de porosidade. As porosidades total, interconectada e fechada foram determinadas através das densidades geométrica e hidrostática, utilizando-se o princípio de Arquimedes. Para a medida de densidade hidrostática, utilizou-se água como líquido de preenchimento dos poros. A densidade teórica da liga *AISI 316L* ( $\rho_T$ ) utilizada para esta determinação foi 7,96 g/cm<sup>3</sup>.

Primeiramente mediu-se a massa da amostra seca ( $m_{seca}$ ) utilizando-se uma balança analítica do fabricante MARTE modelo AM-220. A seguir foram coletadas as dimensões da amostra: diâmetro ( $\emptyset$ ) e altura ( $h$ ), efetuando-se em seguida o cálculo do volume geométrico ( $V_{geom}$ ). Com estes dados foi possível calcular a densidade geométrica ( $\rho_{geom}$ ) da amostra (em g/cm<sup>3</sup>), através da equação:

$$\rho_{geom} = \frac{m_{seca}}{V_{geom}} \quad (3.2)$$

Para o cálculo da porosidade total ( $\varepsilon$ ) da amostra utilizou-se a seguinte equação:

$$\varepsilon = [1 - \left(\frac{\rho_{geom}}{\rho_T}\right)] \times 100 \quad (3.3)$$

Após isto, as amostras foram imersas em um recipiente contendo água e levadas a um forno que permite a geração de vácuo. O objetivo foi forçar a água a preencher os poros interconectados da amostra. As amostras foram deixadas sob vácuo por cerca de 12 horas, sem aquecimento. Com os poros interconectados preenchidos por água, procedeu-se à medição da massa da amostra impregnada com água ( $m_{pe\tilde{c}a+águ}a$ ). Na sequência, a amostra – ainda impregnada com água – foi imersa em um copo Becker contendo água, para a medição da massa imersa ( $m_{imersão\_sat}$ ). A seguir pôde-se calcular a massa de água que preencheu os poros interconectados ( $m_{águ}a$ ):

$$m_{águ}a = m_{pe\tilde{c}a+águ}a - m_{seca} \quad (3.4)$$

Conhecendo-se a densidade da água na temperatura do ensaio ( $\rho_{águ}a$ ), foi possível calcular o volume de água que preencheu os poros interconectados ( $V_{águ}a$ ):

$$V_{\acute{a}gua} = \frac{m_{\acute{a}gua}}{\rho_{\acute{a}gua}} \quad (3.5)$$

Assim, a densidade hidrostática ( $\rho_H$ ) pôde finalmente ser calculada a partir de:

$$\rho_H = \left( \frac{m_{seca}}{m_{seca} - m_{imers\tilde{a}o\_sat}} \right) \cdot \rho_{\acute{a}gua} \quad (3.6)$$

Do ponto de vista físico, ao se considerar toda a porosidade como sendo interconectada, a densidade hidrostática obtida representa um volume sólido completamente denso. Esta densidade hidrostática seria próxima à densidade teórica da liga metálica. Assim, é possível calcular o volume sólido da amostra ( $V_{pe\tilde{c}a}$ ) através de:

$$V_{pe\tilde{c}a} = \frac{m_{seca}}{\rho_H} \quad (3.7)$$

Somando-se este último volume com o volume de água, obtém-se:

$$V_{pe\tilde{c}a+\acute{a}gua} = V_{\acute{a}gua} + V_{pe\tilde{c}a} \quad (3.8)$$

Desse modo, pôde-se finalmente calcular o percentual de poros interconectados da amostra (%<sub>poros inter</sub>):

$$\%_{poros\ inter} = \frac{V_{\acute{a}gua}}{V_{pe\tilde{c}a+\acute{a}gua}} \quad (3.9)$$

Para o cálculo do volume de poros fechados ( $V_{poros\ fech}$ ), considerou-se:

$$V_{poros\ fech} = V_{geom} - V_{\acute{a}gua} - \left( \frac{m_{seca}}{\rho_T} \right) \quad (3.10)$$

Então pôde-se calcular o percentual de poros fechados (%<sub>poros fech</sub>):

$$\%_{poros\ fech} = \frac{V_{poros\ fech}}{V_{geom}} \quad (3.11)$$

Somando-se os valores obtidos nas equações 3.9 e 3.11, pôde-se obter uma outra estimativa para a porosidade total, chamada agora de ( $\epsilon_T$ ):

$$\varepsilon_T = \%_{\text{poros inter}} + \%_{\text{poros fech}} \quad (3.12)$$

O valor de ( $\varepsilon_T$ ) obtido através desta última equação pôde ser comparado com o cálculo de ( $\varepsilon$ ) descrito na equação 3.3.

O próximo passo foi realizar o ensaio de porosidade por imagem, para efeito de comparação com os resultados obtidos utilizando-se o princípio de Arquimedes descrito anteriormente. Para tanto as amostras foram impregnadas em um dessecador a vácuo, utilizando-se uma resina de baixa viscosidade e cura a frio. O objetivo foi forçar a resina – que inicialmente encontra-se no estado líquido – a preencher os poros da amostra. Após 24 horas – tempo necessário para a cura completa da resina – as amostras puderam ser preparadas através de procedimento metalográfico padrão, até o polimento. Com o auxílio de MEV e microscopia ótica, registrou-se imagens da seção transversal das amostras. Após, procedeu-se ao tratamento de “binarização” das imagens obtidas, utilizando-se o *software IMAGE J*, de maneira a se quantificar a fração de porosidade das amostras.

### **3.5.7 Fabricação de peças com gradação de porosidade (FGM): investigação sobre o comportamento de porosidade e permeabilidade**

O tratamento dos dados e a análise dos resultados obtidos nas subseções anteriores conduziram a um importante aprendizado a respeito dos parâmetros, variáveis, especificações de equipamentos, mecanismos de controle, etc., do processo estudado. Além disso, a interação com os pesquisadores da BRATS, *ISI-Laser*, NIMMA, LABMAT, MAGMA, principalmente, possibilitou um grande acúmulo de experiência para que se pudesse avançar na pesquisa, tomando-se decisões objetivas e assertivas. Dito isto, nesta fase foram fabricados discos de diâmetro 22 mm e altura 5 mm e cubos com dimensões 5 mm, utilizando-se o equipamento de manufatura aditiva do *ISI-Laser*. Porém, antes da fabricação propriamente dita, foi necessário realizar o projeto das estruturas com gradação funcional de porosidade. A Figura 3.7 mostra um detalhamento do projeto dos discos *FGM*, o qual foi realizado em *software CAD 3D*.



Em síntese, esta peça consiste de um disco com altura de 5 mm, ao longo da qual foi projetada uma variação da porosidade através da variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*). Os valores dos demais parâmetros de processo (potência, velocidade de varredura, espessura de camada, estratégias de varredura e fabricação, atmosfera de proteção) foram mantidos exatamente os mesmos utilizados para a fabricação das amostras sem gradação de porosidade, vide subseção 3.5.4. Adicionalmente, cabe mencionar que não foi realizada parametrização específica quanto ao posicionamento dos filetes entre camadas produzidas com diferentes valores do parâmetro distância entre linhas de varredura (planejamento do *raster* entre camadas), ou seja, utilizou-se o posicionamento *default* do equipamento de AM.

Foram projetadas e fabricadas 03 configurações, conforme mostra a Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Configurações das peças FGM (pó AISI 316L) – Método 01.

Parâmetros	
Identificação	Descrição ( <i>hatch</i> em $\mu\text{m}$ )
Disco/cubo A	<i>hatch</i> : 140;180;220;260;300
Disco/cubo B	<i>hatch</i> : 180;220;260;300;350
Disco/cubo C	<i>hatch</i> : 220;260;300;350;400

Fonte: Autor (2017).

Os discos/cubos A, B e C foram fabricados com 05 níveis de porosidade, sendo estes níveis distribuídos uniformemente ao longo da altura de 5 mm. O objetivo foi reproduzir na amostra uma variação contínua desta característica, ou, o mais próximo disto. Nesta ocasião também foram fabricadas 03 amostras para cada configuração, totalizando 09 discos e 09 cubos.

Os discos foram avaliados quanto à porosidade interconectada/fechada e permeabilidade na empresa BRATS, utilizando-se procedimentos similares aos descritos na subseção anterior. Os cubos de 5 mm foram fabricados com as mesmas configurações dos discos (Tabela 3.3). Proce- deu-se à fabricação destes cubos especialmente para que fosse possível a realização de ensaio de microtomografia computadorizada (*Micro-CT*, de *Micro-Computed Tomography*).



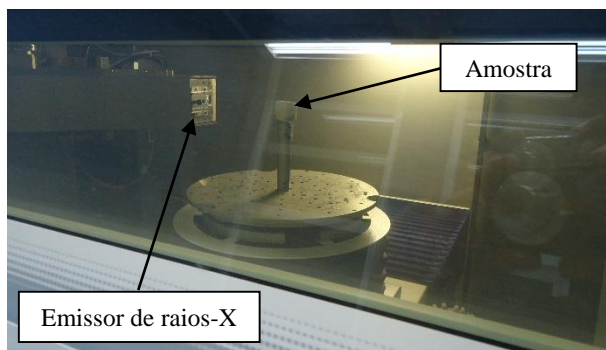
### 3.5.7.2 Avaliação da porosidade pelo método de Microtomografia computadorizada

O objetivo deste ensaio foi caracterizar as gradações de porosidade de uma maneira ampla (geometria e volume dos poros, e variação do percentual de porosidade ao longo do eixo Z de construção), com resolução de imagens adequada para as análises que se pretendia realizar. Para tanto os cubos foram enviados para a Fundação Centros de Referência em Tecnologias Inovadoras – CERTI. A Fundação CERTI é uma instituição independente de pesquisa e desenvolvimento tecnológico, sediada em Florianópolis-SC, ao lado do *Campus* da UFSC. As amostras foram varridas por feixes de raios-X no equipamento do fabricante ZEISS modelo METROTOM 1500.

A tomografia consiste na reconstrução de uma imagem a partir de suas projeções. Em sistemas com a configuração de feixes cônicos – como o do METROTOM 1500 – as imagens volumétricas (3D) são geradas a partir da aquisição de radiografias (projeções 2D), enquanto o objeto é rotacionado ao longo de 360°. Cada radiografia possui informações sobre a quantidade de material atravessada pela radiação, sendo estas informações utilizadas para a reconstrução volumétrica da imagem do objeto. Esta reconstrução é obtida por meio de algoritmos computacionais específicos. O METROTOM 1500 possui as seguintes especificações técnicas: incerteza de medição máxima para medição de comprimentos =  $(9 + L/50)$   $\mu\text{m}$ , L em mm. Todas as peças avaliadas nesta pesquisa possuem dimensões de no máximo 5 mm, o que gera uma incerteza de medição máxima de 9,1  $\mu\text{m}$ .

A Figura 3.8 evidencia a amostra na posição de ensaio no interior do METROTOM. Para o tratamento (edição) das imagens foi utilizado o *software VGStudio MAX 2.2* do fabricante VOLUME GRAPHICS.

Figura 3.8 – Amostra posicionada no interior do METROTOM.



Fonte: Autor (2017).

### 3.6 MÉTODO DE INVESTIGAÇÃO 02

De maneira análoga à seção anterior, a abordagem utilizada neste método baseou-se em identificar valores adequados para todos os parâmetros do processo *SLS/SLM*, fixando-os, para que fosse possível empregar a variação da velocidade de varredura do feixe *laser* visando-se ao projeto e à fabricação de estruturas com gradação funcional de porosidade (*FGM's*). Em todas as etapas deste método foi utilizado o equipamento de manufatura aditiva do *ISI-Laser* (vide Figura 3.3).

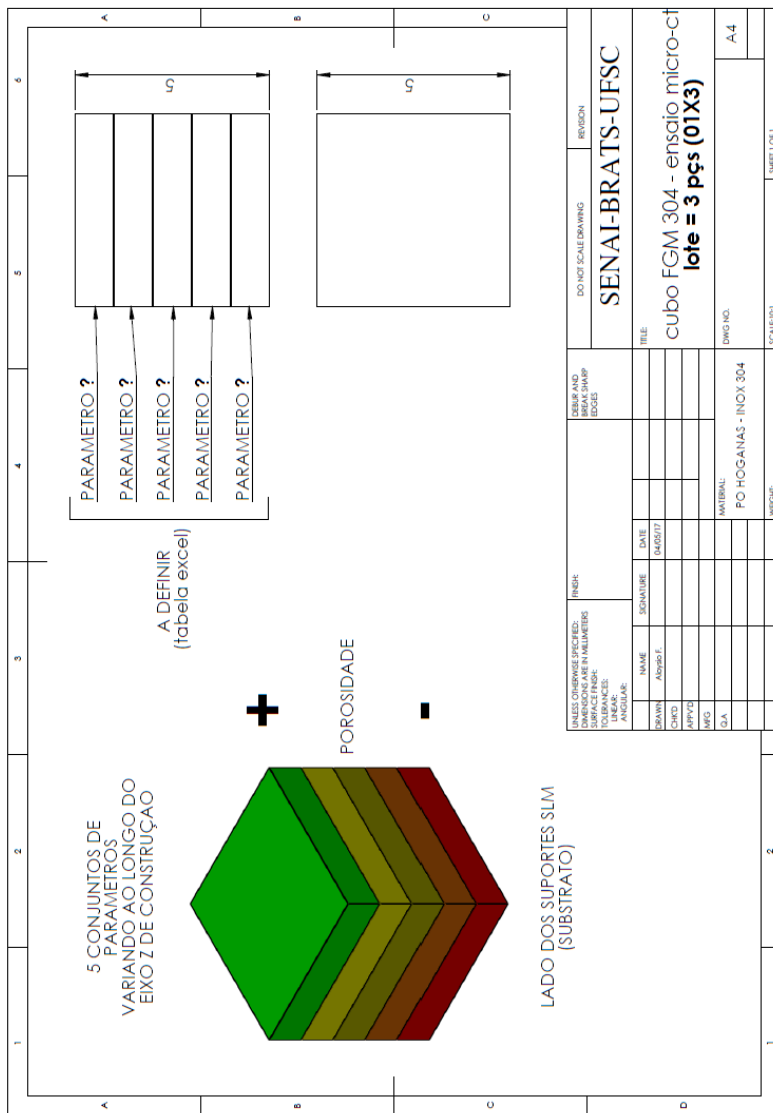
#### 3.6.1 Identificação dos parâmetros para a fabricação dos filtros *FGM*

Nesta etapa utilizou-se as informações dos estudos realizados por ARRUDA, (2016) e os dados do projeto de pesquisa *ISI-Laser*; BRATS (ISI-LASER; BRATS, 2017) disponibilizados através de uma colaboração científica existente entre estas instituições e o NIMMA-UFSC. Alguns resultados obtidos pelas referências citadas são mostrados no Anexo A. Estes resultados contribuíram para a definição dos valores dos parâmetros de processo que foram utilizados na seção seguinte desta pesquisa de doutorado.

### **3.6.2 Fabricação de peças com gradação de porosidade (*FGM*): investigação sobre o comportamento de porosidade e permeabilidade**

De maneira similar ao procedimento descrito na subseção 3.5.7, nesta fase foram fabricados discos de diâmetro 22 mm e altura 5 mm e cubos com dimensões 5 mm, utilizando-se o equipamento de manufatura aditiva do *ISI-Laser*. A Figura 3.9 mostra um detalhamento do projeto dos cubos *FGM* – produzidos com o material *AISI 304* – o qual foi realizado em *software CAD 3D*.

Figura 3.9 – Detalhamento do projeto dos cubos FGM – Método 02.



Fonte: Autor (2017).

Para a definição dos valores dos parâmetros de processo a serem utilizados na fabricação das peças *FGM* com o pó *AISI 304* irregular, utilizou-se – conforme mencionado anteriormente – como base os estudos previamente realizados no *ISI-Laser* (ARRUDA, 2016; ISI-LASER; BRATS, 2017), os quais são mostrados no Anexo A. A Tabela 3.4 mostra os valores destes parâmetros.

Tabela 3.4 – Parâmetros de processo cujos valores foram fixados para a fabricação das peças *FGM* (pó *AISI 304*) – Método 02.

Potência (W)	Espessura de camada ( $\mu\text{m}$ )	Sobreposição (%)
200	60	30

Fonte: (ARRUDA, 2016; ISI-LASER; BRATS, 2017).

Os demais parâmetros de processo (estratégias de varredura e fabricação, atmosfera de proteção) foram exatamente os mesmos utilizados para a fabricação das amostras sem gradação de porosidade, vide subseção 3.5.4.

Em síntese, esta peça consiste de um cubo com altura de 5 mm, ao longo da qual foi projetada uma variação da porosidade através da variação do parâmetro velocidade de varredura do feixe *laser*. Foram projetadas e fabricadas 03 configurações, conforme mostra a Tabela 3.5.

Tabela 3.5 – Configurações das peças *FGM* (pó *AISI 304*) – Método 02.

Parâmetros	
Identificação	Descrição (velocidade em mm/s)
Disco/cubo #1	<i>veloc</i> : 1000;1200;1400;1600;1800
Disco/cubo #2	<i>veloc</i> : 1200;1400;1600;1800;2000
Disco/cubo #3	<i>veloc</i> : 1400;1600;1800;2000;2400

Fonte: Autor (2017).

Os discos/cubos #1, #2 e #3 foram fabricados com 05 níveis de porosidade, sendo estes níveis distribuídos uniformemente ao longo da altura de 5 mm. O objetivo foi reproduzir na amostra uma variação contínua desta característica, ou, o mais próximo disto. Nesta ocasião também foram fabricadas 03 amostras para cada configuração, totalizando 09 discos e 09 cubos.

Os discos foram avaliados quanto à porosidade interconectada/fechada e permeabilidade na empresa BRATS, utilizando-se procedimentos

similares aos descritos nas subseções anteriores. A diferença no caso das amostras *FGM* 304 é que os testes de permeabilidade foram realizados com o fluxo de fluido em dois sentidos: do menor nível de porosidade para o maior; e, após, invertendo-se o sentido do fluxo. Objetivou-se com isso avaliar se haveria alteração no comportamento de permeabilidade.

Os cubos de 5 mm foram fabricados com as mesmas configurações dos discos (Tabela 3.5). Procedeu-se à fabricação destes cubos especialmente para que fosse possível a realização do ensaio de microtomografia computadorizada, cujos objetivos são idênticos aos mencionados na subseção anterior.

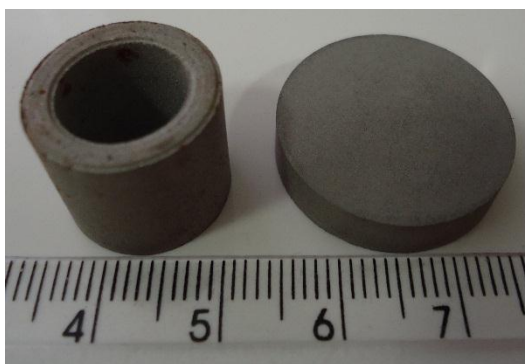
### 3.7 COMPARAÇÃO COM UM FILTRO FABRICADO POR METALURGIA DO PÓ CONVENCIONAL

Após a fabricação e caracterização das amostras produzidas por *SLS/SLM*, procedeu-se à fabricação de discos de diâmetro 22 mm e altura 5 mm pelo processo de compactação e sinterização convencional. Estes discos foram produzidos na empresa BRATS com o pó *AIISI* 304 irregular, utilizando-se os mesmos parâmetros de processo empregados na fabricação de um filtro comercial da empresa, o modelo FC. A Tabela 3.6 relaciona este parâmetros, enquanto que a Figura 3.10 mostra o filtro FC e a amostra em formato de disco.

Tabela 3.6 – Parâmetros do processo Metalurgia do pó convencional (compactação e sinterização) empregados para a fabricação das amostras 304 *PM*.

Parâmetros			
Etapa de compactação	Etapa de sinterização		
Pressão (MPa)	Temperatura (°C)	Pressão (mbar)	Tempo (min)
150	1120	1,E-01	30

Figura 3.10 – Filtro FC BRATS e um disco, ambos fabricados por metalurgia do pó convencional com parâmetros de processo idênticos.



Fonte: Autor (2017).

Com estes discos foi possível realizar os mesmos ensaios de caracterização realizados nas amostras produzidas por *SLS/SLM*, de maneira a se obter dados que pudessem servir de comparativo direto entre os processos de fabricação estudados.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS METÁLICOS

#### 4.1.1 Composição química

As Tabelas 4.1 e 4.2 mostram os dados de composição química dos pós utilizados para a fabricação das estruturas porosas, assim como os valores normatizados destas ligas de aço inoxidável (PADILHA; GUEDES, 2004).

Tabela 4.1 – Composição química do pó 316L esférico.

Elementos (%)	C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	S	Si	V	Fe
<b>Pó 316L</b>	0,02	16,35	1,33	2,16	11,30	0,006	0,006	0,466	0,018	<b>Bal.</b>
<b>Norma AISI 316L</b>	Máx. 0,03	16,00 a 18,00	Máx. 2,00	2,00 a 3,00	10,00 a 14,00	Máx. 0,045	Máx. 0,030	Máx. 1,00	-	<b>Bal.</b>

Fonte: Autor (2017).

Tabela 4.2 – Composição química do pó 304 irregular.

Elementos (%)	C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	S	Si	V	Fe
<b>Pó 304</b>	0,028	18,23	0,225	0,054	11,30	0,018	0,003	0,515	-	<b>Bal.</b>
<b>Norma AISI 304</b>	Máx. 0,08	18,00 a 20,00	Máx. 2,00	-	8,00 a 10,50	Máx. 0,045	Máx. 0,030	Máx. 1,00	-	<b>Bal.</b>

Fonte: Autor (2017).

Os aços inoxidáveis da série 304 são o tipo mais comum desta família de ligas. São conhecidos pela expressão aços inox “18/8”, relação que descreve os valores percentuais mínimos de cromo e níquel, respectivamente, exigidos para esta liga. Nota-se na Tabela 4.2 que, em relação a estes valores percentuais, o pó analisado está dentro das especificações *AISI* no que se refere aos limites mínimos. Porém, o percentual de níquel ficou acima do valor normatizado. O percentual de carbono ficou bem abaixo do especificado pela norma *AISI*, o que é, sob determinado ponto de vista, benéfico (esta questão será discutida adiante nesta subseção). Também foi encontrada uma quantidade de molibdênio, o que não é esperado para a liga 304. Por não conter molibdênio e outros elementos mais nobres (como Ti, Al, Cu, etc.) na sua composição normatizada, o pó 304 atomizado a água tem custo de produção



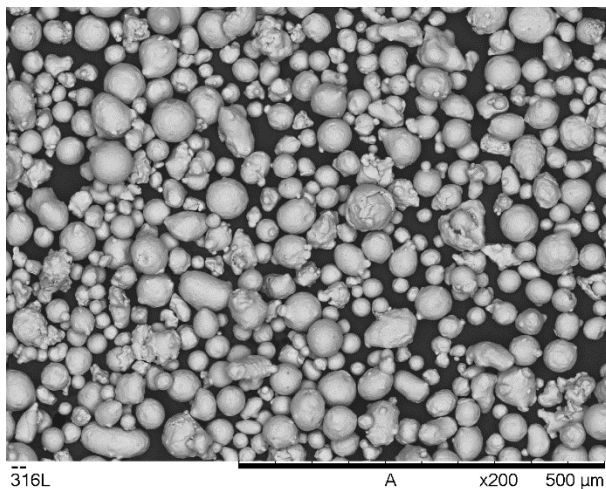
relativamente baixo, sendo bastante empregado para a fabricação de filtros metálicos através de processos de metalurgia do pó.

A liga 316L surgiu tendo como base os aços inox “18/8”, porém, possui adição de molibdênio, cuja principal função projetada é aumentar a resistência à corrosão por *pitting*. Além disso, a letra L ao final da designação é a inicial da expressão *Low carbon*, o que significa que o percentual de carbono nesta liga tem seu valor máximo controlado, visando-se evitar a corrosão intergranular (sensitização). Na Tabela 4.1 tem-se a composição obtida para o pó 316L empregado nesta pesquisa. Nota-se que todos os elementos apresentam valores percentuais dentro das especificações *AISI*. GU et al., (2012b) citam que o teor de carbono das ligas em pó é um fator crítico para o processamento por *SLS/SLM*. Os pesquisadores explicam que um alto teor deste elemento pode conduzir à formação de uma camada espessa contendo carbono segregado na superfície da poça fundida. Esta camada, por sua vez, produz efeitos similares àqueles originados pelas camadas de óxidos, como redução da molhabilidade e geração de *balling*, com conseqüente influência negativa na resposta de densificação. Além disso, teores elevados de carbono podem conduzir à formação de carbonetos complexos nos contornos de grão das estruturas, o que aumenta a tendência à fragilização das peças produzidas por *SLS/SLM*. Deste modo, tem-se que as duas matérias primas empregadas nesta pesquisa possuem composição química adequada para o processamento por *SLS/SLM*, visando-se a aplicações no segmento de petróleo e gás.

#### 4.1.2 Morfologia

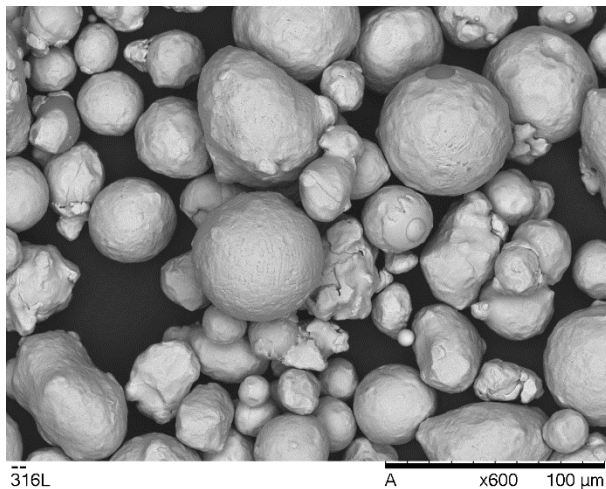
As Figuras 4.1 e 4.2 mostram imagens das partículas do pó 316L com aumentos de 200 e 600X, respectivamente.

Figura 4.1 – Imagem de MEV das partículas do pó 316L (1).



Fonte: Autor (2017).

Figura 4.2 – Imagem de MEV das partículas do pó 316L (2).



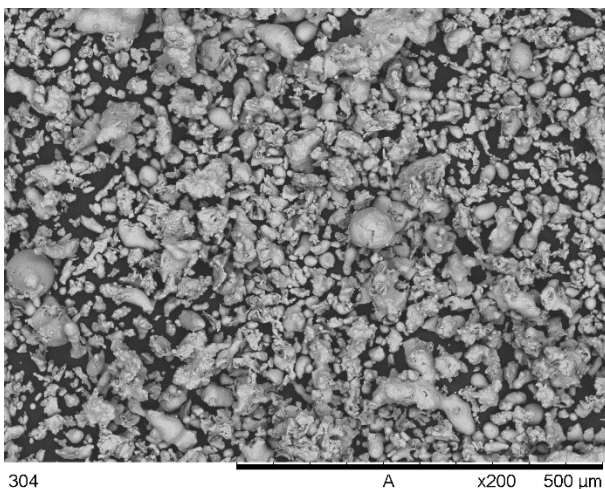
Fonte: Autor (2017).

A morfologia predominantemente esférica do pó 316L é uma característica resultante do processo de atomização a gás pelo qual este pó

é obtido. Conforme mencionado no capítulo 2, este processo de obtenção de pós conduz à formação de “satélites” na superfície das partículas, o que pode ser observado nas Figuras 4.1 e 4.2.

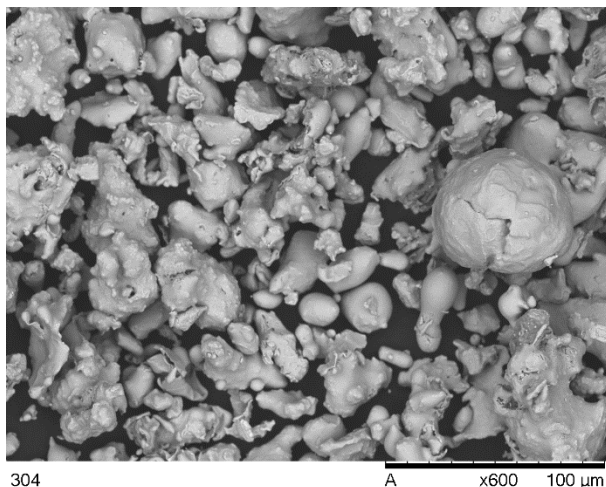
As Figuras 4.3 e 4.4 mostram imagens das partículas do pó 304 com aumentos de 200 e 600X, respectivamente.

Figura 4.3 – Imagem de MEV das partículas do pó 304 (1).



Fonte: Autor (2017).

Figura 4.4 – Imagem de MEV das partículas do pó 304 (2).



Fonte: Autor (2017).

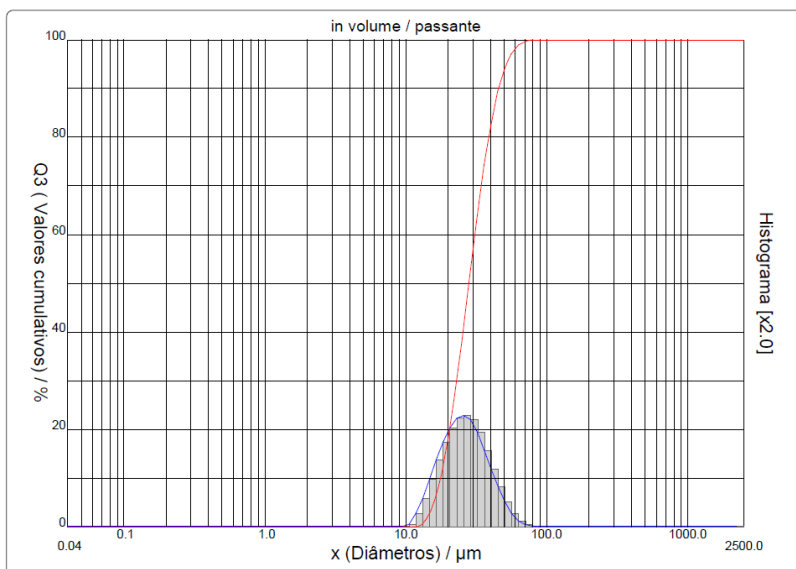
O processo de atomização a água produz, tipicamente, partículas com morfologia irregular, as quais apresentam uma qualidade de superfície inferior quando comparadas com o processo a gás inerte. Outro ponto importante a destacar é que as partículas obtidas através de jato de água apresentam maior grau de oxidação na sua superfície. Esta oxidação tende a ser minimizada quando se utiliza gás inerte. A presença de óxidos na superfície das partículas tende a prejudicar a molhabilidade do metal líquido da poça de fusão no substrato metálico previamente solidificado da camada anterior, gerando eventuais problemas durante o processamento *SLS/SLM*, como efeito *balling* e delaminação (GU et al., 2012b). Conforme mencionado no capítulo 2, estes fatores – formato irregular e presença de óxidos – tendem a contribuir para o aumento da porosidade das peças finais obtidas por *SLS/SLM*.

Apesar de ser observada a formação de satélites na superfície das partículas do pó 316L, nota-se que a qualidade da superfície destas é superior à qualidade da superfície das partículas do pó 304. Porém, cita-se que o custo de aquisição do pó 304 é inferior ao custo do pó 316L.

### 4.1.3 Distribuição granulométrica, Densidade Aparente e Escoabilidade

As Figuras 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8 mostram os resultados dos ensaios de distribuição granulométrica para os dois pós utilizados nesta pesquisa. A partir dos dados do ensaio e da Figura 4.5 depreende-se analiticamente que o diâmetro médio das partículas do pó 316L é 46,23  $\mu\text{m}$ .

Figura 4.5 – Resultado do ensaio de distribuição granulométrica do pó 316L (1).



Fonte: Autor (2017).

Na Figura 4.6 tem-se:  $x$  = diâmetro das partículas ( $\mu\text{m}$ );  $Q3$  = valor cumulativo (%);  $q3$  = densidade de distribuição (%). A análise desta figura mostra que o intervalo de diâmetros das partículas do pó 316L situa-se entre 14 e 112  $\mu\text{m}$ . Sendo que: diâmetro a 10% = 27,51  $\mu\text{m}$ ; diâmetro a 50% = 44,93  $\mu\text{m}$ ; diâmetro a 90% = 66,95  $\mu\text{m}$ .

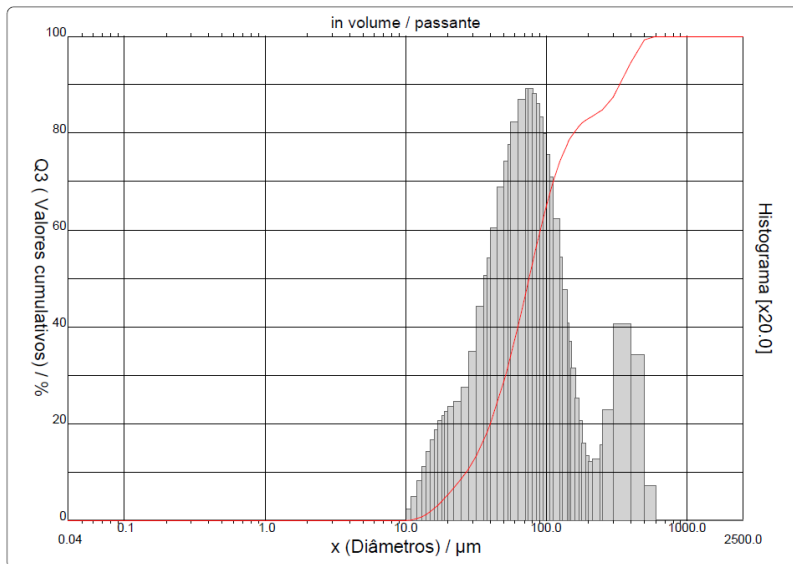
Figura 4.6 – Resultado do ensaio de distribuição granulométrica do pó 316L (2).

x	8.50	9.00	10.00	11.00	12.00	13.00	14.00	15.00	16.00	17.00
Q3	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.02	0.08	0.31	0.66
q3	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.02	0.08	0.31	0.50
x	18.00	19.00	20.00	22.00	25.00	28.00	32.00	36.00	38.00	40.00
Q3	1.12	1.66	2.30	3.82	6.73	10.60	17.76	26.77	31.74	36.90
q3	0.69	0.86	1.08	1.38	1.96	2.95	4.63	6.60	7.93	8.68
x	45.00	50.00	53.00	56.00	63.00	71.00	75.00	80.00	85.00	90.00
Q3	50.17	63.17	70.11	76.15	86.43	93.45	95.60	97.46	98.65	99.38
q3	9.72	10.64	10.27	9.46	7.53	5.07	3.38	2.49	1.69	1.10
x	95.00	100.0	106.0	112.0	125.0	130.0	140.0	145.0	150.0	160.0
Q3	99.73	99.90	99.98	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
q3	0.56	0.29	0.12	0.03	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00

Fonte: Autor (2017).

A partir dos dados do ensaio e da Figura 4.7 depreende-se analiticamente que o diâmetro médio das partículas do pó 304 é 120,80  $\mu\text{m}$ .

Figura 4.7 – Resultado do ensaio de distribuição granulométrica do pó 304 (1).



Fonte: Autor (2017).

A análise da Figura 4.8 mostra que o intervalo de diâmetros das partículas do pó 304 situa-se entre 11 e 600  $\mu\text{m}$ . Sendo que: diâmetro a

10% = 27,00  $\mu\text{m}$ ; diâmetro a 50% = 75,60  $\mu\text{m}$ ; diâmetro a 90% = 333,74  $\mu\text{m}$ .

Figura 4.8 – Resultado do ensaio de distribuição granulométrica do pó 304 (2).

x	8.50	9.00	10.00	11.00	12.00	13.00	14.00	15.00	16.00	17.00
Q3	0.00	0.00	0.00	0.13	0.39	0.79	1.29	1.89	2.55	3.24
q3	0.00	0.00	0.00	0.11	0.24	0.41	0.55	0.71	0.83	0.92
x	18.00	19.00	20.00	22.00	25.00	28.00	32.00	36.00	38.00	40.00
Q3	3.96	4.68	5.39	6.77	8.70	10.61	13.47	16.67	18.35	20.06
q3	1.02	1.08	1.12	1.17	1.22	1.37	1.74	2.20	2.52	2.70
x	45.00	50.00	53.00	56.00	63.00	71.00	75.00	80.00	85.00	90.00
Q3	24.44	28.90	31.56	34.19	40.16	46.55	49.56	53.10	56.39	59.42
q3	3.01	3.43	3.70	3.87	4.11	4.33	4.45	4.45	4.40	4.30
x	95.00	100.0	106.0	112.0	125.0	130.0	140.0	145.0	150.0	160.0
Q3	62.19	64.71	67.42	69.82	74.03	75.34	77.51	78.39	79.16	80.41
q3	4.15	3.98	3.77	3.53	3.11	2.71	2.37	2.03	1.84	1.57
x	170.0	180.0	190.0	200.0	212.0	242.0	250.0	300.0	400.0	500.0
Q3	81.35	82.07	82.60	83.02	83.45	84.48	84.79	87.34	94.52	99.21
q3	1.26	1.02	0.79	0.66	0.60	0.63	0.77	1.13	2.02	1.70
x	600.0	700.0	800.0	900.0	1000.0	1100.0	1200.0	1300.0	1400.0	1500.0
Q3	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
q3	0.35	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00

Fonte: Autor (2017).

Do ensaio de densidade aparente do pó 316L resultou que  $\rho_a = 4,30$   $\text{g/cm}^3$ . Enquanto que para o pó 304  $\rho_a = 2,88$   $\text{g/cm}^3$ . O valor de escoabilidade do pó 316L resultou 15s/50g. Enquanto que para o pó 304 resultou 28s/50g.

Conforme mencionado na revisão de literatura, é esperado que o formato esférico das partículas conduza a maiores valores de densidade aparente e de escoabilidade para o pó 316L. O amplo intervalo de diâmetros das partículas observado para este pó (14 a 112  $\mu\text{m}$ ) também contribui para o aumento da densidade aparente, uma vez que as partículas menores – ou “finas” – tendem a preencher o espaço intersticial entre as partículas maiores. Porém, este último fator (curva de distribuição granulométrica mais larga) tende a diminuir a escoabilidade (SAMES et al., 2016).

Pode-se afirmar que o formato irregular é o principal fator responsável pelo valor relativamente baixo de densidade aparente obtido para o pó 304 (RODRIGUES et al., 2005). Enquanto que seu relativo baixo desempenho em escoabilidade é fortemente influenciado pela curva de distribuição granulométrica mais larga observada na Figura 4.7. O efeito da escoabilidade dos pós no processamento *SLS/SLM* utilizando-se diferentes mecanismos de deposição não é claramente abordado na literatura,

apesar de este ser um parâmetro de fundamental importância para o sucesso da manufatura aditiva de metais. Entretanto, considerando-se o mecanismo de deposição dos dois equipamentos de *AM* utilizados nesta pesquisa, sugere-se que o pó 316L possui características mais adequadas que o pó 304 em termos de escoabilidade, o que tende a proporcionar um espalhamento mais uniforme do pó durante o processamento das peças.

Segundo estudos mencionados no capítulo 2, a absorvidade de uma camada de pó depende não apenas das propriedades físico-químicas do material, mas, também, da distribuição granulométrica e da densidade aparente do pó (BOLEY; KHAIRALLAH; RUBENCHIK, 2015; YADROITSEV; SMUROV, 2010). Desse modo, tem-se que quanto maiores forem a densidade aparente e a escoabilidade do pó, maior tende a ser a absorção da energia *laser* pela camada de pó. Uma distribuição granulométrica mais larga também tende a favorecer a absorção da energia *laser* pela camada de pó, evitando que o feixe de luz atinja o substrato. Outra consideração que pode ser inferida a partir dos estudos de BOLEY; KHAIRALLAH; RUBENCHIK, (2015) é sobre a influência da relação entre o *spot size* e o diâmetro das partículas –  $\emptyset/d$  – na absorção da energia *laser*: uma relação maior ou igual a 1 é preferível pois conduz a uma ampla dispersão dos raios incidentes o que, por sua vez, aumenta a absorção de energia pela camada de pó.

A partir de todas as considerações realizadas acima, fica evidente que a configuração do pó 316L utilizada nesta pesquisa apresenta características mais adequadas para o processamento por *SLS/SLM*, quando comparada com a configuração do pó 304.

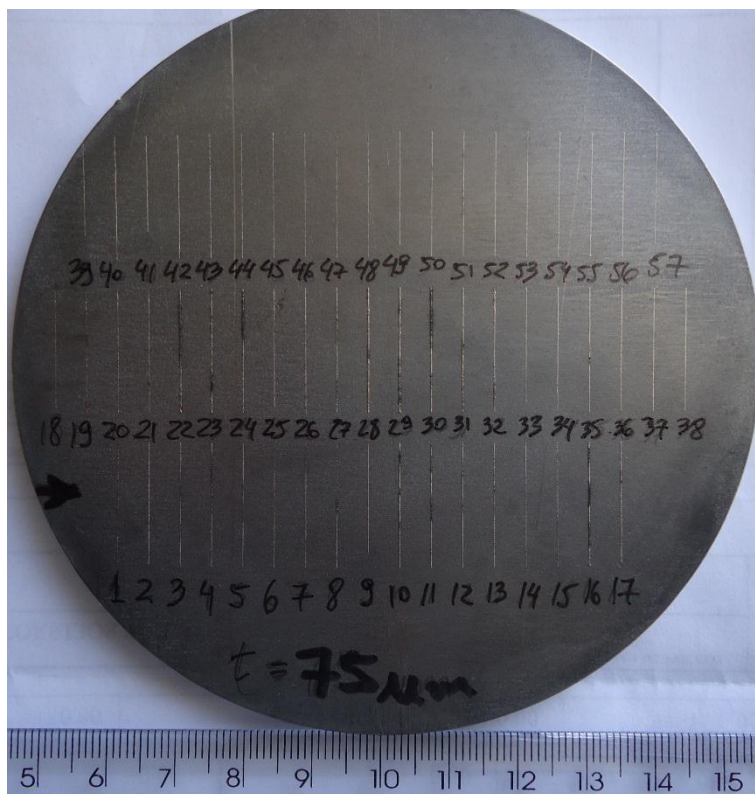
## 4.2 INVESTIGAÇÃO SOBRE A ESPESSURA DE CAMADA

Conforme mencionado no capítulo revisão de literatura, a definição da espessura de camada é um dos fatores críticos do processo *SLS/SLM*. Desse modo, objetivou-se com esta etapa entender empiricamente a correlação existente entre algumas características do material particulado (como morfologia e distribuição granulométrica) e alguns parâmetros do processo *SLS/SLM* (como potência, velocidade de varredura e *spot size*), de maneira que se pudesse definir o valor mais adequado da espessura de camada a ser utilizado na sequência desta pesquisa.

A Figura 4.9 mostra a vista superior da chapa substrato contendo os filetes produzidos com espessura de camada 75  $\mu\text{m}$ .



Figura 4.9 – Filetes produzidos com espessura de camada 75  $\mu\text{m}$  – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

A análise dos filetes foi realizada considerando-se critérios qualitativos de inspeção visual estabelecidos pelo autor, segundo a Tabela 4.3, a qual esclarece o significado de cada sigla utilizada. Como base para o estabelecimento dos critérios mencionados, cita-se a fusão entre os conceitos da norma *AWS D 1.1: Structural Welding Code – Steel* (AWS, 2010) – a qual é utilizada no campo dos processos de soldagem – e os conceitos do processo *SLS/SLM* detalhados no capítulo revisão de literatura. Com base no estudo acumulado de todas estas referências, pôde-se classificar os atributos em positivos ou negativos.

Tabela 4.3 – Legenda esclarecendo as siglas referentes aos critérios qualitativos de inspeção visual.

LEGENDA DA ANÁLISE		TIPO DE ATRIBUTO
<b>X</b>	FILETE SATISFATÓRIO	POSITIVO
<b>XX</b>	FILETE MUITO SATISFATÓRIO	POSITIVO
<b>HE</b>	ALTA ENERGIA	NEGATIVO
<b>LE</b>	BAIXA ENERGIA	NEGATIVO
<b>BA</b>	<i>BALLING</i>	NEGATIVO
<b>FF</b>	FALTA DE FUSÃO	NEGATIVO
<b>EX</b>	EXCESSO DE MATERIAL	NEGATIVO
<b>NF</b>	NÃO FUNDIU	NEGATIVO
<b>IN</b>	INCOMPLETO	NEGATIVO
<b>SB</b>	QUEIMOU SUBSTRATO	NEGATIVO

Fonte: Autor (2017).

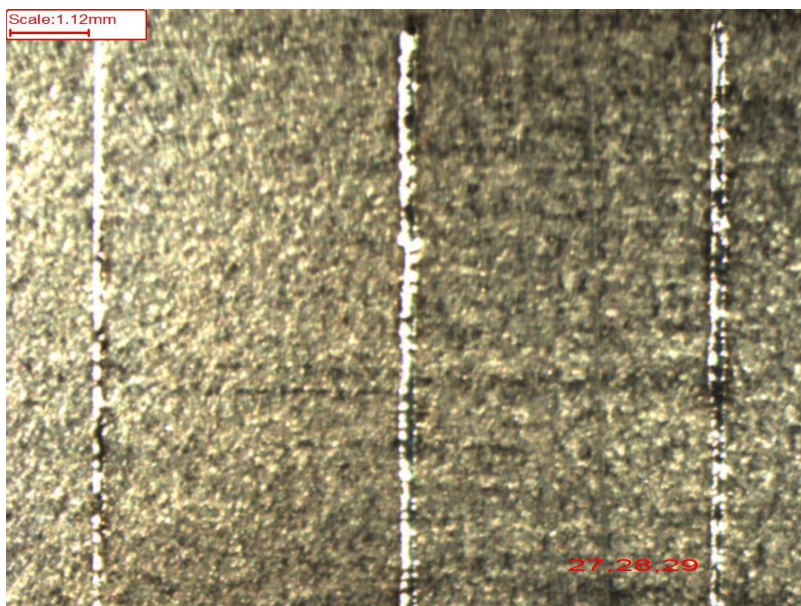
A Tabela 4.4 mostra as configurações de parâmetros utilizadas para a fabricação dos filetes com espessura de camada 75 µm, assim como o resultado da análise qualitativa realizada. Na coluna “ANÁLISE” desta tabela podem ser visualizados 03 campos, os quais são empregados no sentido de permitir que mais de um atributo possa ser indicado para cada filete. Enquanto a Figura 4.10 evidencia os filetes 27, 28 e 29.

Tabela 4.4 – Configurações de parâmetros e resultado da análise para a espessura de camada 75  $\mu\text{m}$  – Método 01.

Filete	P (W)	v (mm/s)	E (J/mm)	ANÁLISE			Filete	P (W)	v (mm/s)	E (J/mm)	ANÁLISE		
1	10	50	<b>0,200</b>	SB			34	90	550	<b>0,164</b>	SB		
2	20	100	<b>0,200</b>	X			35	90	600	<b>0,150</b>	SB		
3	30	150	<b>0,200</b>	SB	X		36	90	650	<b>0,138</b>	SB		
4	40	200	<b>0,200</b>	SB			37	90	700	<b>0,129</b>	SB		
5	50	250	<b>0,200</b>	SB			38	90	750	<b>0,120</b>	SB		
6	60	300	<b>0,200</b>	SB			39	90	800	<b>0,113</b>	LE		
7	70	350	<b>0,200</b>	SB			40	90	850	<b>0,106</b>	LE		
8	80	400	<b>0,200</b>	SB			41	90	900	<b>0,100</b>	LE		
9	90	500	<b>0,180</b>	LE	IN		42	90	950	<b>0,095</b>	LE		
10	30	50	<b>0,600</b>	SB	X		43	30	350	<b>0,086</b>	LE		
11	30	100	<b>0,300</b>	SB	X		44	30	400	<b>0,075</b>	LE		
12	30	150	<b>0,200</b>	X			45	30	450	<b>0,067</b>	LE		
13	30	200	<b>0,150</b>	X			46	30	500	<b>0,060</b>	LE		
14	30	250	<b>0,120</b>	X			47	30	550	<b>0,055</b>	LE		
15	30	300	<b>0,100</b>	SB			48	30	600	<b>0,050</b>	LE		
16	50	50	<b>1,000</b>	SB			49	50	350	<b>0,143</b>	SB		
17	50	100	<b>0,500</b>	SB	X		50	50	400	<b>0,125</b>	SB		
18	50	150	<b>0,333</b>	LE	X		51	50	450	<b>0,111</b>	SB		
19	50	200	<b>0,250</b>	SB			52	50	500	<b>0,100</b>	SB		
20	50	250	<b>0,200</b>	SB			53	50	550	<b>0,091</b>	SB		
21	50	300	<b>0,167</b>	SB			54	50	600	<b>0,083</b>	SB		
22	70	50	<b>1,400</b>	SB			55	70	350	<b>0,200</b>	SB		
23	70	100	<b>0,700</b>	SB			56	70	400	<b>0,175</b>	SB		
24	70	150	<b>0,467</b>	SB			57	90	450	<b>0,200</b>	SB		
25	70	200	<b>0,350</b>	X									
26	70	250	<b>0,280</b>	SB									
27	70	300	<b>0,233</b>	SB									
28	90	50	<b>1,800</b>	SB									
29	90	100	<b>0,900</b>	SB									
30	90	150	<b>0,600</b>	SB									
31	90	200	<b>0,450</b>	SB									
32	90	250	<b>0,360</b>	SB									
33	90	300	<b>0,300</b>	X									

Fonte: Autor (2017).

Figura 4.10 – Filetes 27, 28 e 29 produzidos com espessura de camada 75  $\mu\text{m}$  – Método 01.

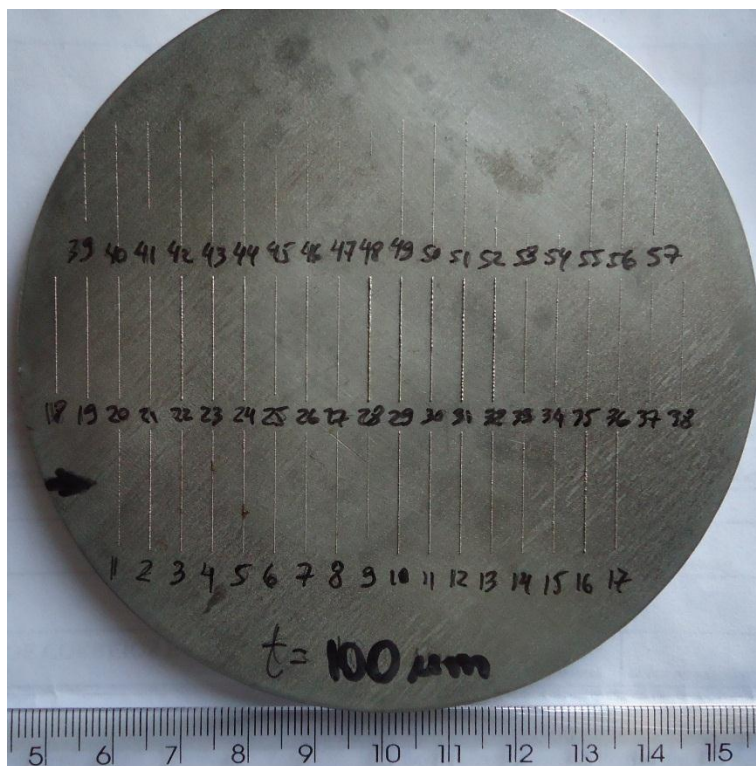


Fonte: Autor (2017).

A análise da Tabela 4.4 e das Figuras 4.9 e 4.10 revela que, para a maioria dos filetes, a camada de pó foi insuficiente para que houvesse a formação de um filete fundido uniforme, o que fica evidenciado pela sigla SB nas análises – significando “QUEIMOU SUBSTRATO”. Tal resultado indica que a energia do feixe *laser* não foi absorvida pelas partículas de pó, e sim pela chapa substrato. Nos outros filetes e energia por unidade de comprimento não foi suficiente para fundir as partículas de pó tampouco causar sua união com a chapa substrato, fato que foi indicado pela sigla LE. Ainda, para alguns poucos filetes o resultado foi satisfatório (sigla X).

A Figura 4.11 mostra a vista superior da chapa substrato contendo os filetes produzidos com espessura de camada 100  $\mu\text{m}$ .

Figura 4.11 – Filetes produzidos com espessura de camada 100  $\mu\text{m}$  – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

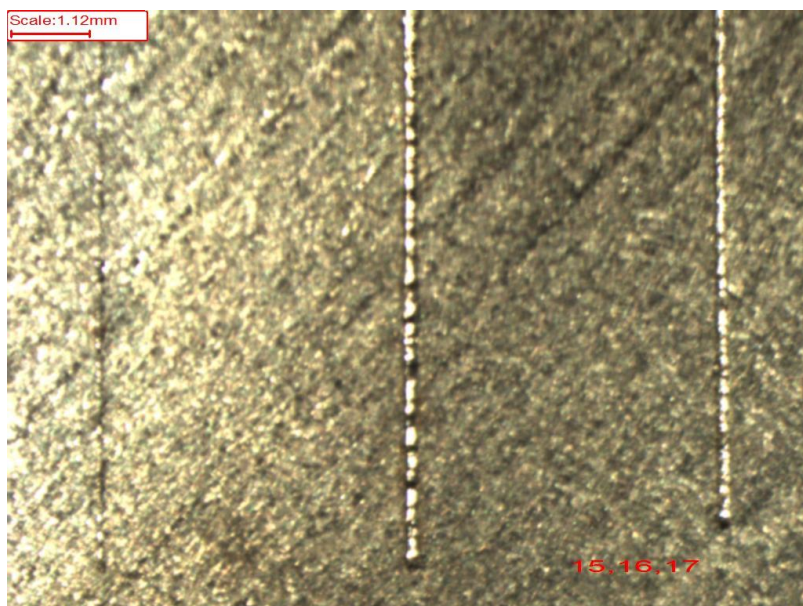
A Tabela 4.5 mostra as configurações de parâmetros utilizadas para a fabricação dos filetes com espessura de camada 100  $\mu\text{m}$ , assim como o resultado da análise qualitativa realizada. Enquanto a Figura 4.12 evidencia os filetes 15, 16 e 17.

Tabela 4.5 – Configurações de parâmetros e resultado da análise para a espessura de camada 100  $\mu\text{m}$  – Método 01.

Filete	P (W)	v (mm/s)	E (J/mm)	ANÁLISE			Filete	P (W)	v (mm/s)	E (J/mm)	ANÁLISE		
1	10	50	<b>0,200</b>	FF			34	90	550	<b>0,164</b>	LE		
2	20	100	<b>0,200</b>	FF	X		35	90	600	<b>0,150</b>	LE		
3	30	150	<b>0,200</b>	X			36	90	650	<b>0,138</b>	LE		
4	40	200	<b>0,200</b>	X			37	90	700	<b>0,129</b>	LE		
5	50	250	<b>0,200</b>	LE	FF		38	90	750	<b>0,120</b>	LE		
6	60	300	<b>0,200</b>	LE	FF		39	90	800	<b>0,113</b>	LE		
7	70	350	<b>0,200</b>	LE	FF		40	90	850	<b>0,106</b>	LE		
8	80	400	<b>0,200</b>	LE	FF		41	90	900	<b>0,100</b>	LE		
9	90	500	<b>0,180</b>	LE	FF		42	90	950	<b>0,095</b>	LE		
10	30	50	<b>0,600</b>	HE	BA	X	43	30	350	<b>0,086</b>	LE	FF	
11	30	100	<b>0,300</b>	X			44	30	400	<b>0,075</b>	LE	FF	
12	30	150	<b>0,200</b>	BA	FF		45	30	450	<b>0,067</b>	LE	FF	
13	30	200	<b>0,150</b>	LE	FF		46	30	500	<b>0,060</b>	LE		
14	30	250	<b>0,120</b>	LE	FF		47	30	550	<b>0,055</b>	LE		
15	30	300	<b>0,100</b>	LE	FF		48	30	600	<b>0,050</b>	LE		
16	50	50	<b>1,000</b>	HE	BA		49	50	350	<b>0,143</b>	NF		
17	50	100	<b>0,500</b>	XX			50	50	400	<b>0,125</b>	NF		
18	50	150	<b>0,333</b>	XX			51	50	450	<b>0,111</b>	NF		
19	50	200	<b>0,250</b>	XX			52	50	500	<b>0,100</b>	NF		
20	50	250	<b>0,200</b>	XX			53	50	550	<b>0,091</b>	NF		
21	50	300	<b>0,167</b>	LE	FF		54	50	600	<b>0,083</b>	NF		
22	70	50	<b>1,400</b>	HE	BA		55	70	350	<b>0,200</b>	LE	X	
23	70	100	<b>0,700</b>	X			56	70	400	<b>0,175</b>	LE		
24	70	150	<b>0,467</b>	X			57	90	450	<b>0,200</b>	FF		
25	70	200	<b>0,350</b>	XX									
26	70	250	<b>0,280</b>	X									
27	70	300	<b>0,233</b>	LE									
28	90	50	<b>1,800</b>	HE	BA	X							
29	90	100	<b>0,900</b>	HE	X								
30	90	150	<b>0,600</b>	HE	X								
31	90	200	<b>0,450</b>	HE	BA	FF							
32	90	250	<b>0,360</b>	HE	BA	FF							
33	90	300	<b>0,300</b>	XX									

Fonte: Autor (2017).

Figura 4.12 – Filetes 15, 16 e 17 produzidos com espessura de camada 100  $\mu\text{m}$   
– Método 01.

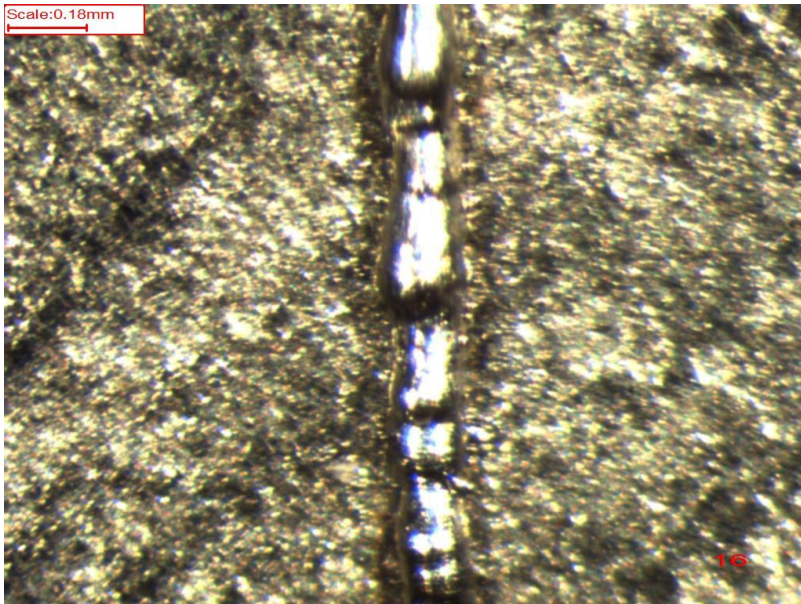


Fonte: Autor (2017).

A Figura 4.13 mostra em detalhe a ocorrência do fenômeno *balling* (sigla BA) no filete 16, enquanto a Figura 4.14 evidencia a falta de fusão (sigla FF) ocorrida no filete 44.



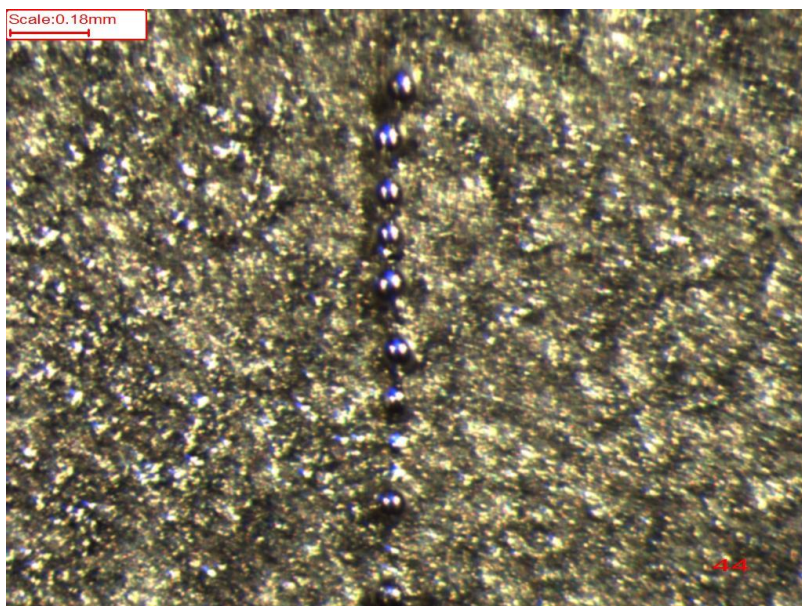
Figura 4.13 – Filete 16 evidenciando a ocorrência do fenômeno *balling* – Método 01.



Fonte: Autor (2017).



Figura 4.14 – Filete 44 evidenciando a ocorrência de baixa energia e falta de fusão – Método 01.

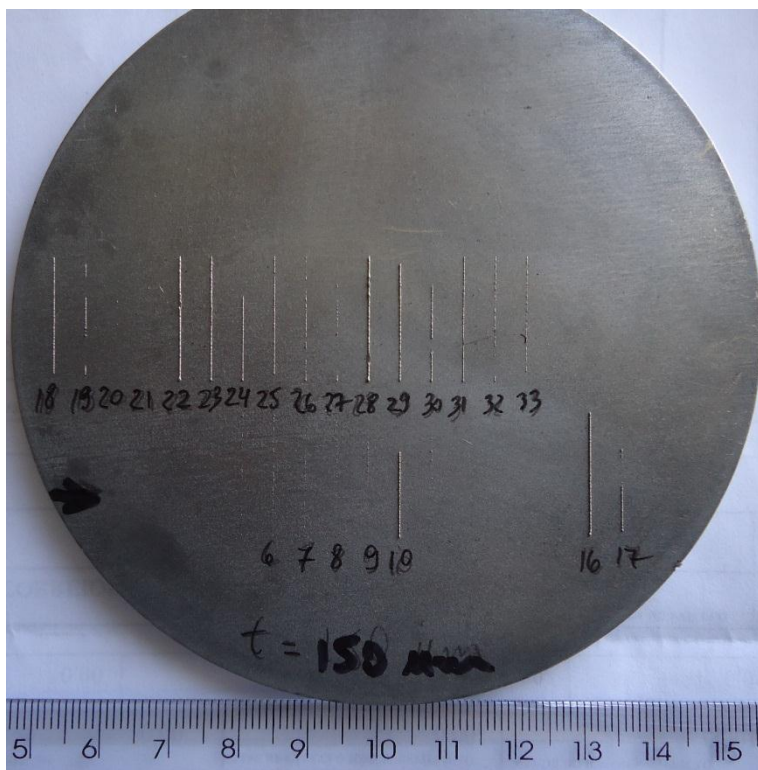


Fonte: Autor (2017).

A análise da Tabela 4.5 e das Figuras 4.11, 4.12, 4.13 e 4.14 revela a ocorrência de um número maior de filetes satisfatórios (siglas X e XX) para a espessura de 100  $\mu\text{m}$ .

A Figura 4.15 mostra a vista superior da chapa substrato contendo os filetes produzidos com espessura de camada 150  $\mu\text{m}$ .

Figura 4.15 – Filetes produzidos com espessura de camada 150  $\mu\text{m}$  – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

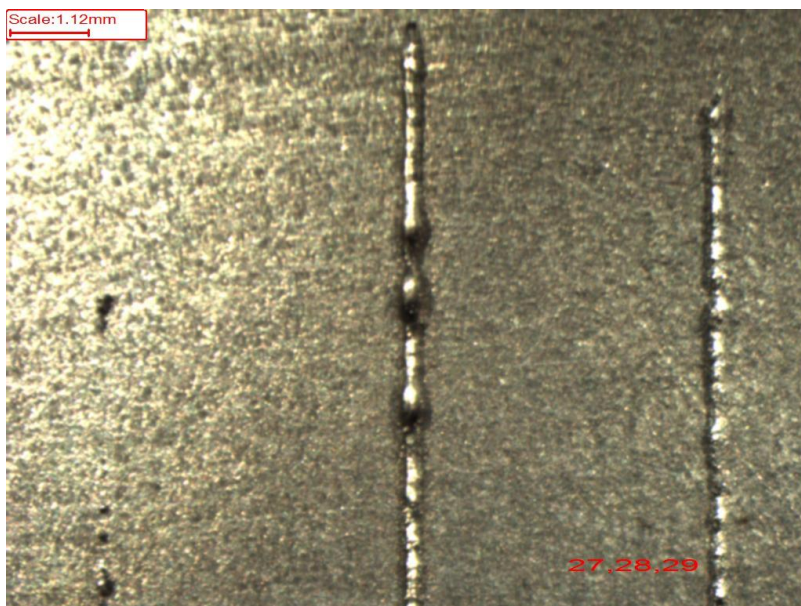
A Tabela 4.6 mostra as configurações de parâmetros utilizadas para a fabricação dos filetes com espessura de camada 150  $\mu\text{m}$ , assim como o resultado da análise qualitativa realizada. Enquanto a Figura 4.16 evidencia os filetes 27, 28 e 29.

Tabela 4.6 – Configurações de parâmetros e resultado da análise para a espessura de camada 150  $\mu\text{m}$  – Método 01.

Filete	P (W)	v (mm/s)	E (J/mm)	ANÁLISE			Filete	P (W)	v (mm/s)	E (J/mm)	ANÁLISE		
1	10	50	<b>0,200</b>	NF			34	90	550	<b>0,164</b>	NF		
2	20	100	<b>0,200</b>	NF			35	90	600	<b>0,150</b>	NF		
3	30	150	<b>0,200</b>	NF			36	90	650	<b>0,138</b>	NF		
4	40	200	<b>0,200</b>	NF			37	90	700	<b>0,129</b>	NF		
5	50	250	<b>0,200</b>	NF			38	90	750	<b>0,120</b>	NF		
6	60	300	<b>0,200</b>	LE			39	90	800	<b>0,113</b>	NF		
7	70	350	<b>0,200</b>	LE			40	90	850	<b>0,106</b>	NF		
8	80	400	<b>0,200</b>	LE			41	90	900	<b>0,100</b>	NF		
9	90	500	<b>0,180</b>	LE	FF		42	90	950	<b>0,095</b>	NF		
10	30	50	<b>0,600</b>	HE	BA		43	30	350	<b>0,086</b>	NF		
11	30	100	<b>0,300</b>	NF	FF		44	30	400	<b>0,075</b>	NF		
12	30	150	<b>0,200</b>	NF			45	30	450	<b>0,067</b>	NF		
13	30	200	<b>0,150</b>	NF			46	30	500	<b>0,060</b>	NF		
14	30	250	<b>0,120</b>	NF			47	30	550	<b>0,055</b>	NF		
15	30	300	<b>0,100</b>	NF			48	30	600	<b>0,050</b>	NF		
16	50	50	<b>1,000</b>	HE			49	50	350	<b>0,143</b>	NF		
17	50	100	<b>0,500</b>	FF			50	50	400	<b>0,125</b>	NF		
18	50	150	<b>0,333</b>	X			51	50	450	<b>0,111</b>	NF		
19	50	200	<b>0,250</b>	LE	FF		52	50	500	<b>0,100</b>	NF		
20	50	250	<b>0,200</b>	NF			53	50	550	<b>0,091</b>	NF		
21	50	300	<b>0,167</b>	NF			54	50	600	<b>0,083</b>	NF		
22	70	50	<b>1,400</b>	HE	BA		55	70	350	<b>0,200</b>	NF		
23	70	100	<b>0,700</b>	X			56	70	400	<b>0,175</b>	NF		
24	70	150	<b>0,467</b>	IN	X		57	90	450	<b>0,200</b>	NF		
25	70	200	<b>0,350</b>	FF									
26	70	250	<b>0,280</b>	FF									
27	70	300	<b>0,233</b>	FF									
28	90	50	<b>1,800</b>	HE	EX								
29	90	100	<b>0,900</b>	HE	EX								
30	90	150	<b>0,600</b>	FF	IN								
31	90	200	<b>0,450</b>	FF									
32	90	250	<b>0,360</b>	FF									
33	90	300	<b>0,300</b>	FF									

Fonte: Autor (2017).

Figura 4.16 – Filetes 27, 28 e 29 produzidos com espessura de camada 150  $\mu\text{m}$   
– Método 01.



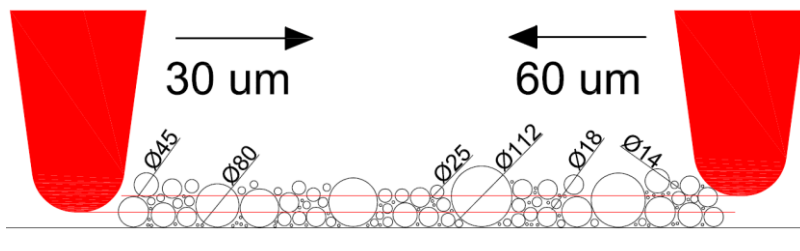
Fonte: Autor (2017).

Os filetes mostrados na Figura 4.16 representam os casos de falta de fusão (sigla FF), alta energia (sigla HE) e excesso de material (sigla EX) observados.

Com base nos estudos comparativos realizados, verificou-se que a espessura de camada 100  $\mu\text{m}$  foi a que proporcionou a obtenção de filetes com a maior frequência de ocorrência de atributos positivos (ou ainda, menor frequência de ocorrência de atributos negativos). Este fato por si só poderia definir a escolha do valor 100  $\mu\text{m}$  como parâmetro a ser utilizado na sequência desta pesquisa. Porém, uma análise cuidadosa do ensaio de distribuição granulométrica mostra que, conforme mencionado anteriormente, o intervalo de diâmetros das partículas do pó 316L situa-se entre 14 e 112  $\mu\text{m}$  (Figura 4.5). Assim, para que haja o aproveitamento integral do intervalo de diâmetros das partículas do pó empregado como matéria prima no processo *SLS/SLM*, entende-se que é necessário escolher para a espessura de camada um valor no mínimo igual ao diâmetro da maior partícula. Para elucidar adequadamente este raciocínio, segue-se

uma representação esquemática da etapa de espalhamento do pó no processo *SLS/SLM* (Figura 4.17). Nesta figura buscou-se representar o pó 316L utilizado nesta pesquisa, através da distribuição granulométrica apresentada na seção 4.1.3.

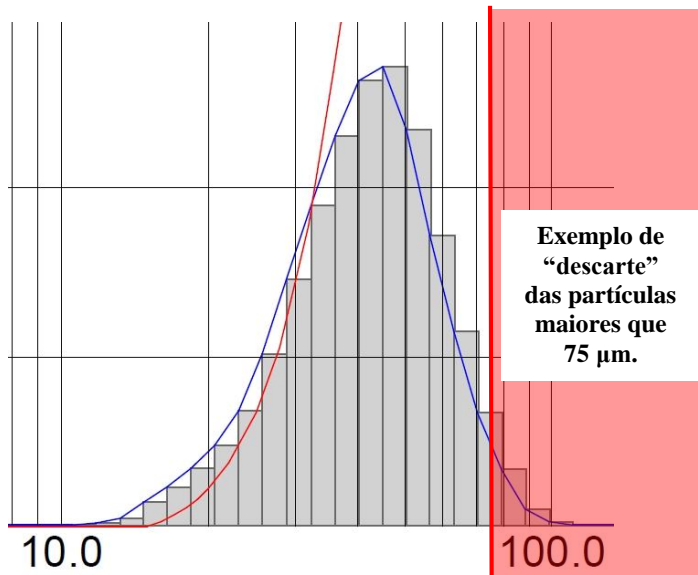
Figura 4.17 – Representação esquemática da etapa de espalhamento do pó durante o processo *SLS/SLM*.



Fonte: Autor (2017).

Analisando-se a Figura 4.17, depreende-se que a escolha do valor 30  $\mu\text{m}$  para a espessura de camada poderia produzir alguns efeitos indesejáveis, como: não aproveitamento integral do intervalo de diâmetros das partículas; perturbações durante a passagem da régua pelo leito de pó, que iria deslocar consigo as partículas maiores que 30  $\mu\text{m}$ , alterando drasticamente a característica de distribuição granulométrica da matéria prima efetivamente empregada; formação de “trilhas” (depressões aleatoriamente distribuídas) ao longo da camada depositada, originadas devido ao arraste não uniforme que as partículas maiores que 30  $\mu\text{m}$  ocasionariam quando estivessem sendo empurradas pela régua, o que prejudicaria a uniformidade da camada como um todo. Efeitos similares ocorreriam caso fosse escolhido o valor 60  $\mu\text{m}$ . A Figura 4.18 ilustra o efeito de não aproveitamento integral do intervalo de diâmetros das partículas para o pó 316L empregado nesta pesquisa: com a escolha do valor 75  $\mu\text{m}$  para a espessura de camada, por exemplo, uma parcela das partículas seria “descartada” a cada novo espalhamento de pó, originando todos os efeitos indesejáveis mencionados anteriormente.

Figura 4.18 – Representação do não aproveitamento integral do intervalo de diâmetros das partículas do pó 316L utilizado nesta pesquisa.



Fonte: Autor (2017).

Todos os efeitos citados podem levar a consequências como: falta de uniformidade e qualidade da camada depositada; instabilidade do líquido na poça fundida; efeito *balling*. Consequências estas que estão diretamente relacionadas a algumas limitações atuais do processo *SLS/SLM*, como acabamento irregular das peças, resistência mecânica inferior na direção do eixo Z de construção (anisotropia), não atendimento de tolerâncias dimensionais estreitas, distorções e tensões residuais. Outra consequência relacionada com a quantidade de energia do feixe *laser* absorvida pelas partículas de pó pode ser ressaltada aqui: os estudos de BOLEY; KHAIRALLAH; RUBENCHIK, (2015) indicam que, em caso de formação de depressões aleatoriamente distribuídas ao longo da camada depositada (caso em que há maior probabilidade de o feixe *laser* atingir o substrato), haverá uma redução da absorção da energia *laser* pelas partículas de pó. Isto poderá causar instabilidades e falta de uniformidade na formação da camada.

Todavia, não foram encontradas na literatura informações completamente detalhadas a respeito dos critérios utilizados pelos pesquisadores para a escolha da espessura de camada. Entretanto, é possível inferir que

a grande maioria dos estudos investigados sob a forma de artigos científicos utiliza como base – para a definição do valor da espessura de camada – os valores de diâmetro a 50% ou diâmetro a 90% obtidos através do ensaio de distribuição granulométrica; porém, não explicitam claramente que este foi o critério adotado.

Levando-se em consideração os ensaios e os experimentos realizados até aqui, os conceitos mencionados na revisão de literatura e as questões abordadas nesta seção, entende-se que o valor mais adequado a ser adotado para a espessura de camada nesta pesquisa é 120  $\mu\text{m}$ .

#### 4.3 INVESTIGAÇÃO SOBRE O PROCESSO DE FORMAÇÃO DOS FILETES

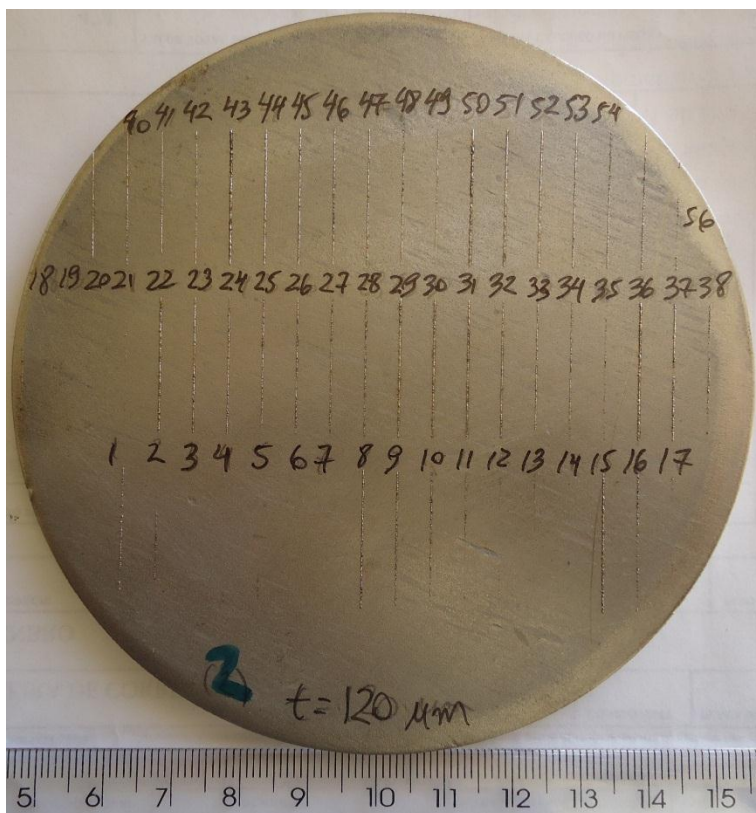
Uma peça obtida pelo processo *SLS/SLM* é o resultado da sobreposição de diversas camadas; estas camadas, por sua vez, são o resultado da fusão e solidificação de sucessivos filetes, podendo-se empregar a analogia de que sucessivos “cordões de solda” são depositados lado a lado para a formação de uma camada. Sendo assim, procedeu-se ao estudo detalhado da influência dos parâmetros potência e velocidade de varredura do feixe *laser* na formação e morfologia dos filetes, visando-se escolher uma combinação de parâmetros que fosse capaz de produzir um filete com qualidade satisfatória para ser utilizado na sequência desta pesquisa.

A partir dos estudos realizados e mencionados na revisão de literatura, sabe-se a priori que o comportamento de fusão e solidificação dos filetes no processo *SLS/SLM* é fortemente dependente das características físico-químicas do substrato. Desse modo, pode-se esperar que, ao se utilizar uma chapa laminada como substrato para a obtenção de filetes, o comportamento fluidodinâmico do metal líquido será diferente daquele que ocorreria caso fosse utilizada, como substrato, uma camada solidificada de metal que foi previamente fundida pela ação do feixe *laser* no processo *SLS/SLM*. Esta última situação representa a condição real sob a qual os fenômenos do processo ocorrem a partir da 2ª camada. Porém, mesmo com o conhecimento desta importante variável, acredita-se que o método empregado nesta seção pode oferecer um resultado comparativo satisfatório, considerando-se que o objetivo desta pesquisa é a obtenção de estruturas porosas. Isto será demonstrado nesta e nas próximas subseções.

A Figura 4.19 mostra a vista superior da “chapa substrato 02” contendo os filetes produzidos com espessura de camada 120  $\mu\text{m}$ .



Figura 4.19 – Filetes produzidos com espessura de camada 120 µm (CHAPA 02) – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

As Tabelas 4.7 e 4.8 mostram as configurações de parâmetros utilizadas para a fabricação dos filetes, assim como o resultado das análises qualitativas realizadas. É possível observar as análises realizadas nas 03 chapas substrato, as quais estão identificadas nas tabelas como “CHAPA 01”, “CHAPA 02” e “CHAPA 03”. Os critérios qualitativos de inspeção visual utilizados nas análises foram exatamente os mesmos mencionados na subseção anterior, segundo Tabela 4.3.



Tabela 4.7 – Configurações de parâmetros e resultado da análise dos filetes – Método 01.

Filete	P (W)	v (mm/s)	E (J/mm)	ANÁLISE		
				CHAPA 01	CHAPA 02	CHAPA 03
1	20	50	0,40	FF	FF NF IN	FF
2		100	0,20	FF	NF IN	FF IN NF
3		150	0,13	FF IN	NF	NF
4		200	0,10	NF	NF	NF
5		250	0,08	NF	NF	NF
6		300	0,07	NF	NF	NF
7		350	0,06	NF	NF	NF
8	30	50	0,60	FF BA	FF BA	X FF BA
9		100	0,30	FF IN	FF	FF NF
10		150	0,20	NF	NF	NF
11		200	0,15	NF	NF	NF
12		250	0,12	NF	NF	NF
13		300	0,10	NF	NF	NF
14		350	0,09	NF	NF	NF
15	40	50	0,80	LE BA	FF BA LE	FF BA
16		100	0,40	NF IN	NF FF	NF FF
17		150	0,27	NF IN	NF	NF
18		200	0,20	X IN LE	NF	NF
19		250	0,16	LE	NF	NF
20		300	0,13	LE IN	NF	NF
21		350	0,11	NF	NF	NF
22	50	50	1,00	BA X	BA LE	BA X
23		100	0,50	X BA FF	X FF LE	X FF
24		150	0,33	LE	FF BA LE	FF LE
25		200	0,25	LE FF	FF LE	FF LE
26		250	0,20	NF	FF	FF LE
27		300	0,17	NF	FF	FF LE
28		350	0,14	NF	FF	FF LE

Fonte: Autor (2017).

Tabela 4.8 – Configurações de parâmetros e resultado da análise dos filetes – Método 01 (cont.).

Filete	P (W)	v (mm/s)	E (J/mm)	ANÁLISE		
				CHAPA 01	CHAPA 02	CHAPA 03
29	60	50	1,20	X BA	X	X BA
30		100	0,60	X BA FF	X	X
31		150	0,40	X FF	X FF BA	FF LE BA
32		200	0,30	NF FF	X FF LE	FF LE BA
33		250	0,24	X	FF LE	FF LE BA
34		300	0,20	FF	FF	FF NF
35		350	0,17	FF	NF FF	FF NF
36	70	50	1,40	X BA	X BA	X BA
37		100	0,70	X FF	BA FF	FF BA
38		150	0,47	FF	FF	FF LE BA
39		200	0,35	FF	FF LE	FF BA
40		250	0,28	NF IN	FF LE	FF NF BA
41		300	0,23	FF	FF LE	FF LE
42		350	0,20	NF FF	FF LE	FF LE
43	80	50	1,60	X BA	X BA HE	X BA HE
44		100	0,80	X	X	X
45		150	0,53	X	X	X
46		200	0,40	X BA FF	X FF LE	X
47		250	0,32	FF	FF LE	X LE
48		300	0,27	FF	FF LE	FF LE
49		350	0,23	FF	FF LE	FF LE IN
50	90	50	1,80	XX	X HE SB	X BA HE
51		100	0,90	XX	X SB	X SB HE
52		150	0,60	X	X SB	X SB
53		200	0,45	X	FF	FF BA
54		250	0,36	FF BA	FF LE	FF LE
55		300	0,30	FF BA	FF LE	FF LE
56		350	0,26	FF	NF FF	FF LE

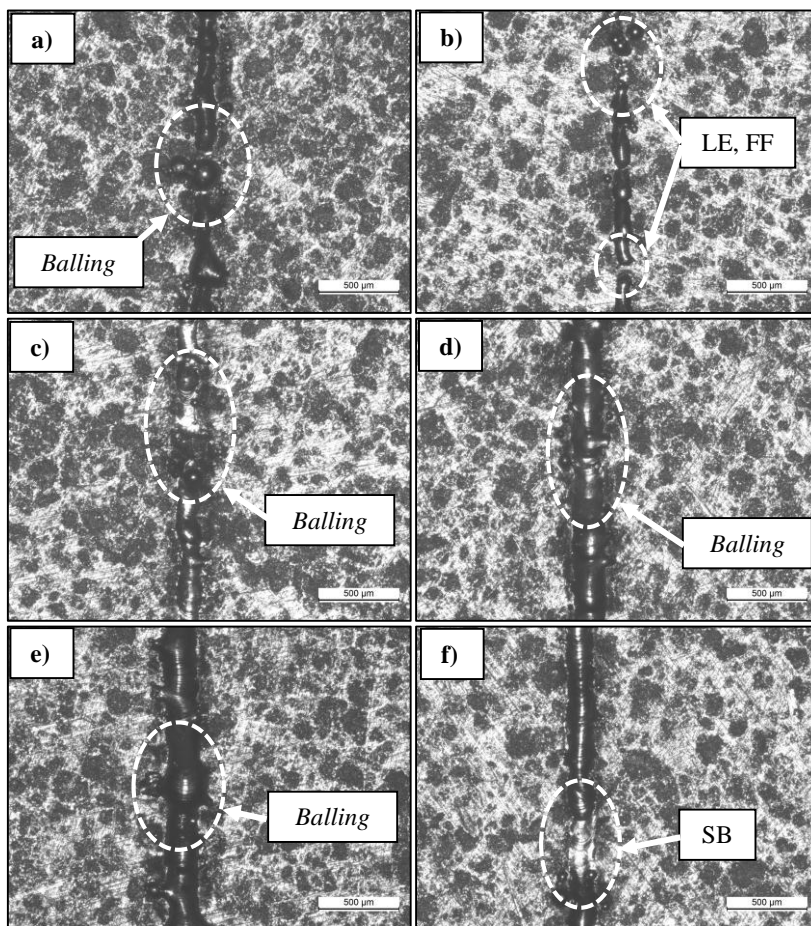
Fonte: Autor (2017).

Analisando-se as tabelas acima pôde-se constatar que o processo de formação dos filetes apresenta relativa repetibilidade, ou seja, os resultados da análise qualitativa de cada filete para as três chapas analisadas ficaram bastante parecidos. Outro fato importante observado nesta etapa é que o emprego de valores similares de energia por unidade de comprimento – E (J/mm) – não conduziu necessariamente à obtenção de filetes

com características iguais. Isto pode ser verificado ao se analisar o seguinte: os filetes 44 e 45, para os quais a energia  $E$  empregada ficou situada entre 0,53 e 0,80 J/mm, apresentaram atributos positivos somente; enquanto que, para os filetes 8, 15, 23, 30, 37 e 52 – os quais foram produzidos com energia  $E$  (J/mm) dentro deste mesmo intervalo – a inspeção visual realizada apontou atributos negativos. Tais resultados corroboram os estudos encontrados na literatura e mencionados no capítulo 2. BERTOLI et al., (2017) citam em suas conclusões que a densidade de energia (em J/mm<sup>3</sup>) é uma medida termodinâmica que não considera fenômenos físicos complexos – tais quais o efeito Marangoni (YADROITSEV et al., 2010), a pressão de vapor (PANWISAWAS et al., 2015) e as variáveis hidrodinâmicas associadas aos conceitos de instabilidade capilar de Rayleigh-Plateau (ROMBOUTS et al., 2006) – os quais governam a transferência de calor e de massa em diferentes partes da poça de fusão no processo *SLS/SLM*; e que são estes fenômenos que ditam, de fato, a morfologia final dos filetes.

A Figura 4.20 evidencia os filetes 15, 25, 31, 36, 43 e 52 registrados a partir da “CHAPA 02”.

Figura 4.20 – Filetes a) 15, b) 25, c) 31, d) 36, e) 43 e f) 52 referentes à “CHAPA 02” – Método 01.



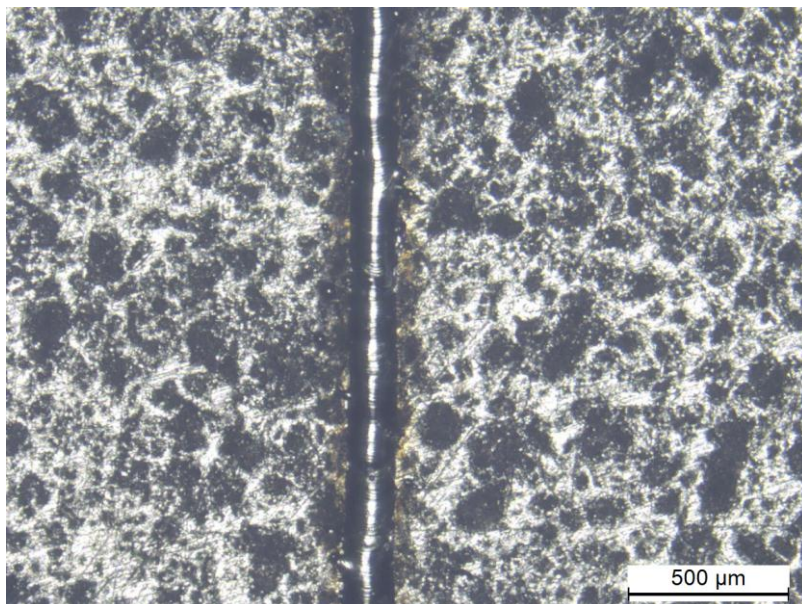
Fonte: Autor (2017).

Os filetes 15, 31, 36 e 43 (Figura 4.20 (a), (c), (d), (e)) ilustram a ocorrência de *balling* (sigla BA). Enquanto os filetes 25 e 52 (Figura 4.20 (b), (f)) ilustram a ocorrência de “baixa energia” (sigla LE), “falta de fusão” (sigla FF) e “queima do substrato” (sigla SB).

A Figura 4.21 mostra o aspecto do filete 44. Conforme pode ser observado nesta figura, este filete apresentou somente atributos positivos,

destacando-se pela uniformidade de sua geometria ao longo de todo o seu comprimento.

Figura 4.21 – Filete 44 – Método 01.



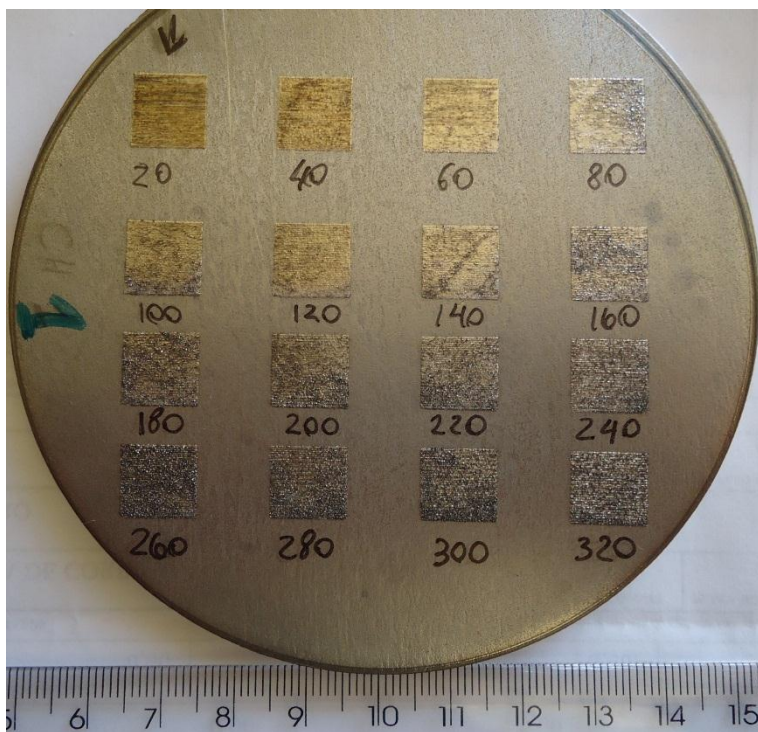
Fonte: Autor (2017).

Considerando-se os estudos de YADROITSEV; BERTRAND; SMUROV, (2007) mencionados no capítulo 2, os quais revelam que a formação de filetes contínuos (livres de defeitos) é influenciada pelo tipo de substrato utilizado – e que esta continuidade tende a ser favorecida à medida que se avança na construção de uma peça multicamada – ressalta-se que o procedimento adotado nesta etapa pode oferecer um resultado comparativo satisfatório, conforme mencionado no início desta subseção. Sendo assim, após a realização de análises qualitativas minuciosas acerca da morfologia dos 168 (56 x 3) filetes, foi possível definir os parâmetros de processo a serem utilizados na sequência desta pesquisa. O filete 44, com potência 80 W e velocidade de varredura 100 mm/s, foi selecionado.

#### 4.4 INVESTIGAÇÃO SOBRE O PROCESSO DE FORMAÇÃO DAS CAMADAS

Conforme mencionado na subseção 3.5.3, nesta etapa foram produzidas 16 camadas únicas (*single layers*) em chapa substrato, utilizando-se os seguintes parâmetros de processo: potência 80 W; velocidade de varredura 100 mm/s; espessura de camada 120  $\mu\text{m}$ . As camadas foram produzidas individualmente, com o parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) variando desde 20 até 320  $\mu\text{m}$ , com incrementos de 20  $\mu\text{m}$ . A Figura 4.22 mostra a vista superior da “chapa substrato 01” contendo as 16 camadas.

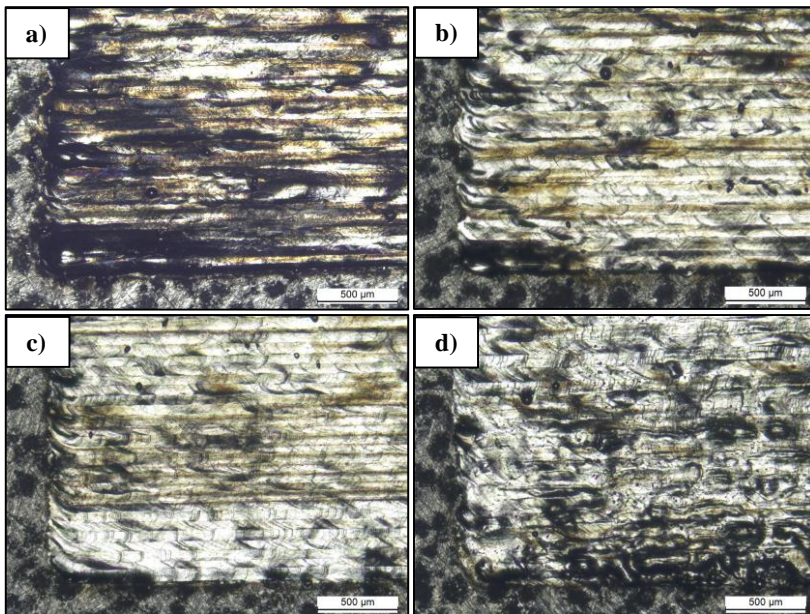
Figura 4.22 – “Chapa substrato 01” contendo as 16 camadas produzidas com variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

As Figuras 4.23, 4.24, 4.25 e 4.26 mostram a vista superior das camadas observadas com auxílio de microscopia ótica.

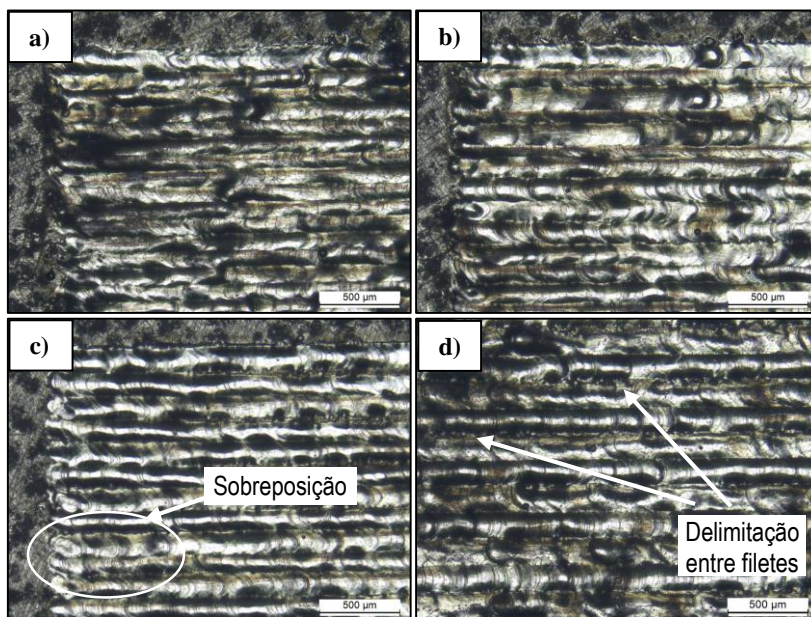
Figura 4.23 – Vista superior das camadas observadas sob microscopia ótica; valores de *hatch*: a) 20, b) 40, c) 60 e d) 80  $\mu\text{m}$ ; Método 01.



Fonte: Autor (2017).



Figura 4.24 – Vista superior das camadas observadas sob microscopia ótica; valores de *hatch*: a) 100, b) 120, c) 140 e d) 160  $\mu\text{m}$ ; Método 01.



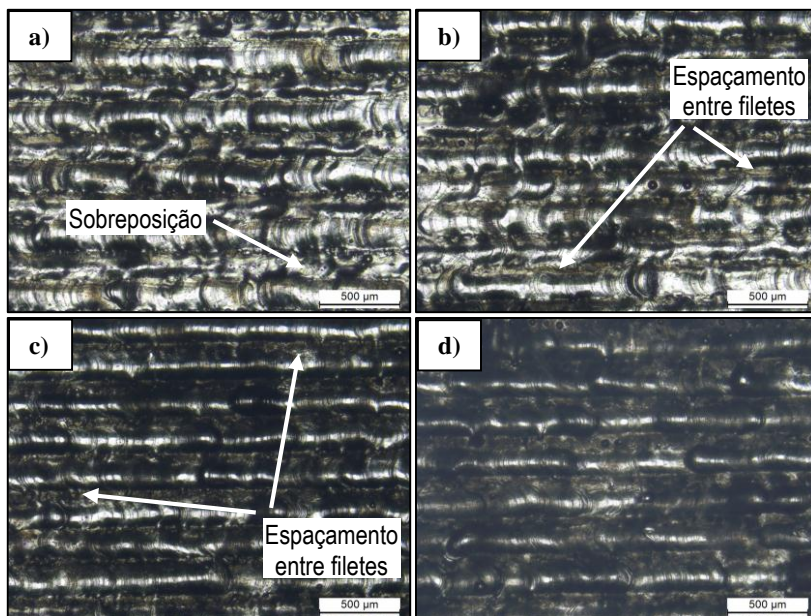
Fonte: Autor (2017).

Apesar de o valor do *spot size* da fonte YLR-100-AC-Y11 ser aproximadamente igual a 100  $\mu\text{m}$ , nota-se claramente que até o valor de *hatch* = 140  $\mu\text{m}$  ainda há sobreposição dos filetes. Para valores de *hatch* a partir de 160  $\mu\text{m}$  começa a ficar evidente a delimitação entre filetes consecutivos, ainda que eventuais casos de sobreposição sejam observados aleatoriamente até o valor de *hatch* = 180  $\mu\text{m}$  (Figura 4.25 (a)). Somente a partir de *hatch* = 200  $\mu\text{m}$  (Figura 4.25 (b)) observa-se efetivamente um espaçamento (*gap*) entre filetes consecutivos. Este fato pode ser explicado ao se confrontar os resultados desta pesquisa com os trabalhos encontrados na literatura. YADROITSEV; BERTRAND; SMUROV, (2007); YADROITSEV; SMUROV, (2011) mostraram em seus trabalhos que o filete formado a partir de uma camada de pó resultou mais largo que a zona fundida da chapa substrato quando não se depositou pó. Explicaram que o pó possui menor condutividade térmica e maior absorvidade que a chapa substrato, e identificaram o fenômeno chamado “desnudação do substrato”: este é devido ao fato de que não somente o pó localizado na zona de irradiação do feixe *laser* é envolvido no processo de formação do



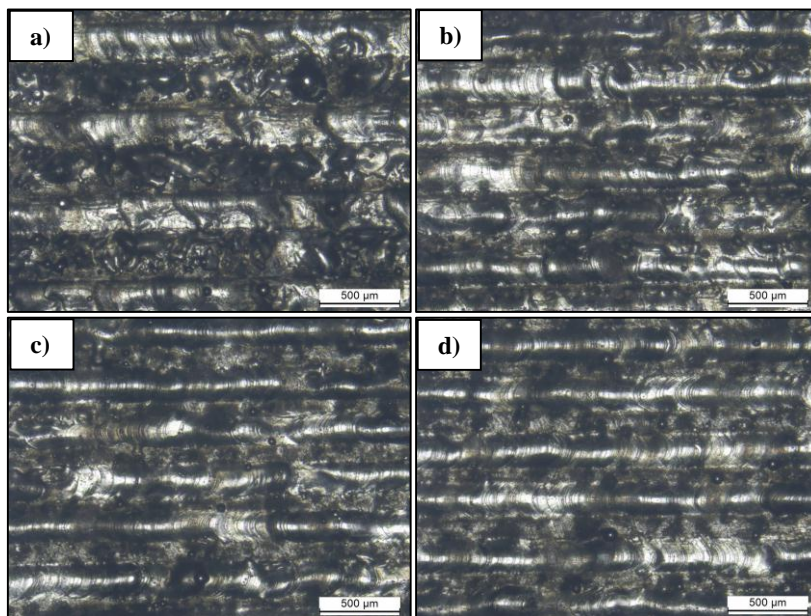
filete, mas, também, o pó localizado nas áreas adjacentes ao feixe. Ainda, este fenômeno é altamente dependente do parâmetro velocidade de varredura do feixe *laser*: quanto maior for esta velocidade, menor será o efeito de “desnudação”. Segundo YADROITSEV et al., (2010), este fato está relacionado com o tempo de homogeneização, citado como sendo o tempo necessário para haver a completa penetração térmica na partícula de pó, o que, por sua vez, depende do raio da partícula e da difusividade térmica do material. Os estudos de YADROITSEV et al., (2010) confirmam que quanto menor for a velocidade de varredura, maiores serão as larguras do filete e da “zona de consolidação de pó”. Sendo assim, os resultados desta pesquisa corroboram alguns estudos encontrados na literatura.

Figura 4.25 – Vista superior das camadas observadas sob microscopia ótica; valores de *hatch*: a) 180, b) 200, c) 220 e d) 240  $\mu\text{m}$ ; Método 01.



Fonte: Autor (2017).

Figura 4.26 – Vista superior das camadas observadas sob microscopia ótica; valores de *hatch*: a) 260, b) 280, c) 300 e d) 320  $\mu\text{m}$ ; Método 01.



Fonte: Autor (2017).

A partir de *hatch* = 200  $\mu\text{m}$  não se observa sobreposição entre os filetes. Outro ponto é que a partir de *hatch* = 160  $\mu\text{m}$  nota-se a ocorrência de instabilidades as quais conduzem à formação irregular dos filetes, com presença de *balling*. Aparentemente isto se acentua com o aumento de *hatch*, com o pior aspecto sendo verificado para *hatch* = 260  $\mu\text{m}$ . A partir de *hatch* = 280  $\mu\text{m}$  as imagens sugerem uma inversão deste comportamento, com os filetes referentes ao valor de *hatch* = 320  $\mu\text{m}$  apresentando uma formação mais regular. A hipótese levantada para explicar estes resultados vai ao encontro dos estudos de YADROITSEV; SMUROV, (2011) mencionados no capítulo 2. Quando os valores de *hatch* são progressivamente menores que a largura dos filetes, os fenômenos que ocorrem conduzem a uma situação cíclica na qual o feixe *laser* volta a interagir diretamente com o pó (como no caso do primeiro filete) e com o filete previamente formado, em vez da interação indireta. E, para valores de *hatch* maiores que a largura dos filetes, o pó é fundido em uma sequência de filetes que apresentam as mesmas características geométricas (com exceção do primeiro filete), o q tende a resultar em estabilidade na formação

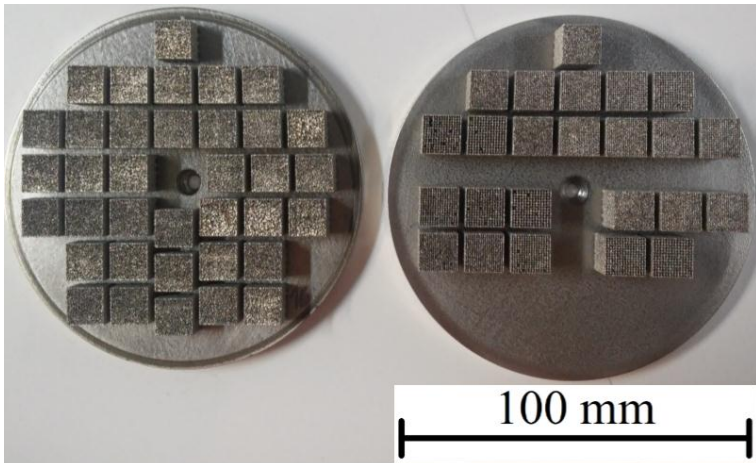
dos filetes. Portanto, deve haver uma situação intermediária entre as duas condições citadas, na qual ocorrem instabilidades supostamente originadas por fatores como o comportamento transiente do fenômeno de desnudação do substrato e as alterações das condições termo físicas do processo citadas no capítulo 2. Tudo isto tende a promover uma formação irregular dos filetes, provocando *balling*. De fato, a medição da largura dos filetes produzidos com  $hatch = 320 \mu\text{m}$  revelou um valor médio de  $210 \mu\text{m}$ . Isto indica que, no caso da existência de uma situação intermediária, esta ocorreria para valores de *hatch* em torno desta largura, o que de fato se observa nos resultados desta pesquisa.

Todas as análises e observações destacadas até aqui foram úteis nas seções seguintes desta pesquisa, onde buscou-se compreender os fenômenos que ocorrem no processo *SLS/SLM* e que influenciam nas características de porosidade de peças multicamadas. Considerando-se as características do equipamento de manufatura aditiva do NIMMA, os parâmetros estudados e definidos nas seções precedentes, além de todas as lições aprendidas e discutidas até este estágio da pesquisa, foi possível definir um intervalo de valores a ser utilizado para o estudo da influência da variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) nas características dos poros de peças multicamadas. Este intervalo foi definido como sendo: 80, 100, 120, 140, 160, 180, 200, 220, 240, 260, 280, 300, 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650, 700  $\mu\text{m}$ .

#### 4.5 INVESTIGAÇÃO SOBRE A INFLUÊNCIA DO PROCESSO *SLS/SLM* NAS CARACTERÍSTICAS DOS POROS

O objetivo desta etapa foi investigar a morfologia das estruturas porosas. A Figura 4.27 mostra as peças ainda fixadas na chapa substrato, logo após serem retiradas da zona de fabricação do equipamento do NIMMA. Após a fabricação, todas as peças foram inspecionadas visualmente com auxílio de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Inicialmente, foram registradas imagens da vista superior dos paralelepípedos.

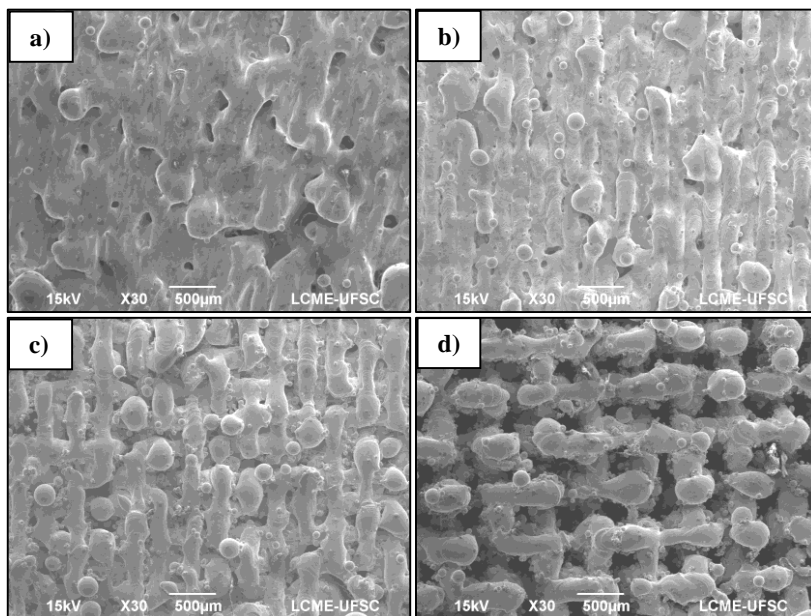
Figura 4.27 – Imagem das peças logo após serem fabricadas no equipamento do NIMMA-UFSC – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

A Figura 4.28 mostra imagens da vista superior das estruturas porosas “como fabricadas”, com aumento de 30X.

Figura 4.28 – Imagens da vista superior das estruturas porosas “como fabricadas” (aumento 30X): a)  $hatch = 80 \mu\text{m}$ , b)  $180 \mu\text{m}$ , c)  $300 \mu\text{m}$  e d)  $500 \mu\text{m}$ ; Método 01.

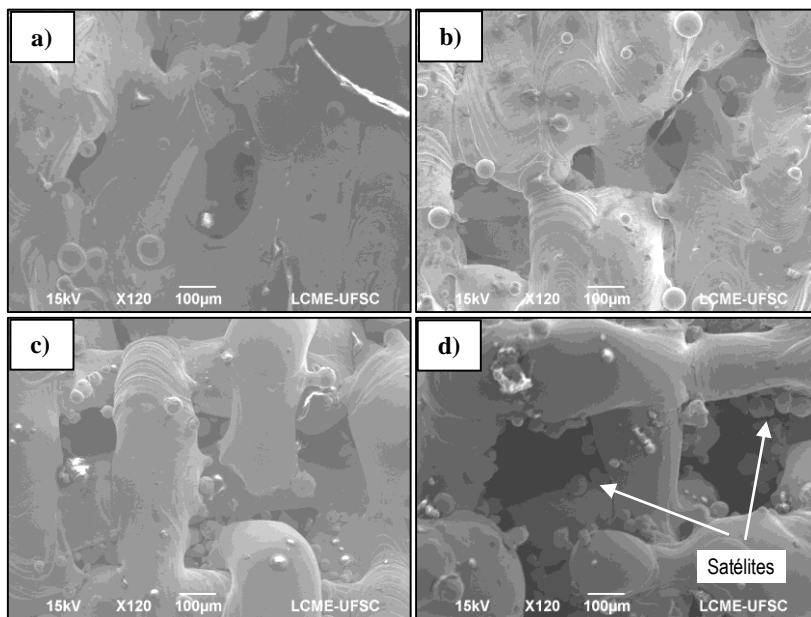


Fonte: Autor (2017).

Obviamente, as superfícies dos paralelepípedos produzidos sob diferentes condições de processamento são diferentes. Na Figura 4.28 (a) ( $hatch = 80 \mu\text{m}$ ) não se distingue exatamente a direção das linhas de varredura do feixe *laser*, embora perceba-se a ocorrência de poros. Evidentemente que alguns destes poros são decorrentes de discontinuidades na formação dos filetes, as quais são originadas a partir das instabilidades da poça fundida. Outros parecem ser originados pelo desenvolvimento de saliências ou “pontes” entre camadas sucessivas, conforme evidenciam as Figuras 4.29, 4.30 e 4.31.

A partir de  $hatch = 180 \mu\text{m}$  percebe-se claramente a direção de varredura do feixe, assim como nota-se uma tendência de aumento contínuo dos fenômenos citados no parágrafo anterior, o que conduz ao consequente aumento da quantidade e do volume dos poros.

Figura 4.29 – Imagens da vista superior das estruturas porosas “como fabricadas” (aumento 120X): a) *hatch* = 80  $\mu\text{m}$ , b) 180  $\mu\text{m}$ , c) 300  $\mu\text{m}$  e d) 500  $\mu\text{m}$ ; Método 01.



Fonte: Autor (2017).

À medida que se aumenta o valor de *hatch*, nota-se um crescente aumento das discontinuidades na formação dos filetes. Estas discontinuidades podem estar relacionadas tanto com a ausência de material particulado em alguns pontos localizados do substrato, como também com o fenômeno de “desprendimento” de material líquido da poça de fusão em alguns momentos. Cita-se os estudos realizados na seção anterior, na qual analisou-se o comportamento da formação de uma camada única: observou-se o surgimento de instabilidades a partir de valores de *hatch* = 160  $\mu\text{m}$ , o que parece estar se repetindo quando da construção de peças através do empilhamento de camadas sucessivas.

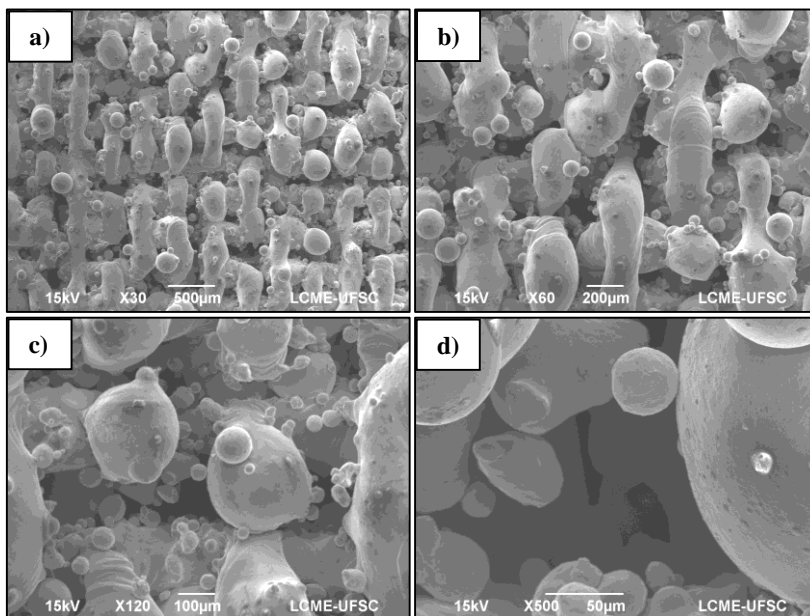
Outro ponto que chama a atenção nas imagens da Figura 4.29 é a presença de *balling* e partículas não fundidas (satélites) em torno dos filetes fundidos. Observa-se que este fenômeno tende a aumentar com o aumento de *hatch*. Obviamente este fenômeno está relacionado com a interação parcial que ocorre entre algumas partículas de pó e o feixe *laser*, o que conduz à formação de um pescoço (*necking*) similar ao observado

no processo de sinterização convencional. Porém, no caso do processo *SLS/SLM*, pode-se afirmar que este efeito é causado pela aderência de algumas partículas nas fronteiras do filete fundido, sendo esta aderência devida à fusão parcial das partículas a qual ocorre quando da interação destas com a energia *laser*. ZHANG et al., (2014) encontraram resultados similares em sua pesquisa envolvendo a liga Ti6Al4V, conforme mencionado no capítulo 2. Outra interação parcial possível ocorre entre o metal líquido da poça de fusão e as partículas de pó adjacentes a esta, o que também produz uma união destas partículas com o filete fundido. Supõe-se que a presença de *balling* e satélites em torno dos filetes fundidos deve exercer algum tipo de influência durante a passagem de um fluido no processo de filtração, seja em termos de perda de carga ou em termos de eficiência de filtração.

Adicionalmente, observa-se na Figura 4.29 (b) que até *hatch* = 180  $\mu\text{m}$  ainda há certa sobreposição entre filetes sucessivos. Além disso, a medição da largura dos filetes na Figura 4.29 (c) conduziu ao valor médio de 202  $\mu\text{m}$ . Ambos os resultados citados são condizentes com a análise dos filetes em camada única (*single layer*) realizada na seção anterior.

A Figura 4.30 mostra imagens da vista superior da peça fabricada com *hatch* = 350  $\mu\text{m}$ , com aumentos de 30, 60, 120 e 500X.

Figura 4.30 – Imagens da vista superior da peça fabricada com  $hatch = 350 \mu\text{m}$  com aumentos de a) 30X, b) 60X, c) 120X e d) 500X; Método 01.



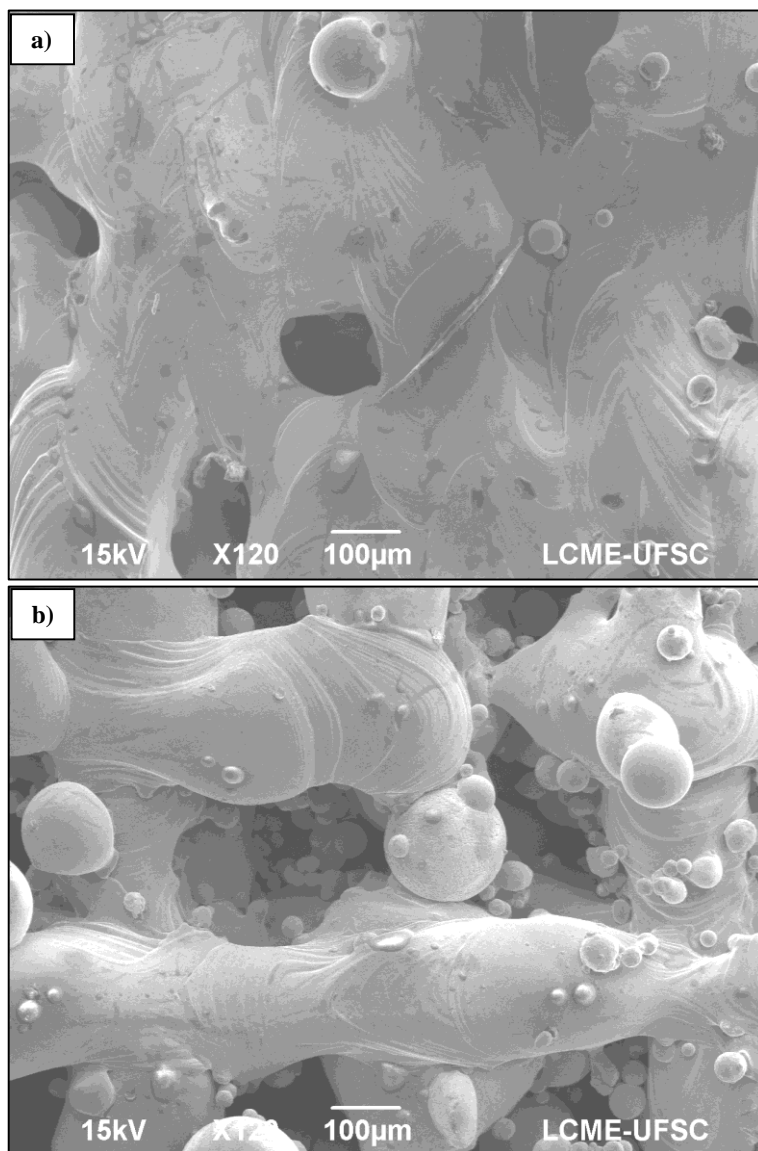
Fonte: Autor (2017).

Analisando-se as Figuras 4.28, 4.29 e 4.30 nota-se que, à medida que os valores de *hatch* aumentam, aumenta a instabilidade do líquido da poça de fusão, significando que o fluxo de metal líquido torna-se cada vez mais instável ao mover-se na direção de varredura do feixe *laser*. Isto foi observado por QIU et al., (2015) em seu estudo, indicando que, em alguns pontos, a poça de fusão solidificou sem antes “molhar” o substrato, o que ocasionou o surgimento de poros por baixo do filete. Este último fenômeno pode conduzir à formação de poros tanto no sentido transversal como no sentido longitudinal da peça, o que será verificado em seguida nesta seção.

A Figura 4.31 mostra a vista superior das peças fabricadas com  $hatch = 100 \mu\text{m}$  e  $400 \mu\text{m}$ , com aumento de 120X.



Figura 4.31 – Imagens da vista superior das peças fabricadas com *hatch* a) 100  $\mu\text{m}$  e b) 400  $\mu\text{m}$ ; Método 01.

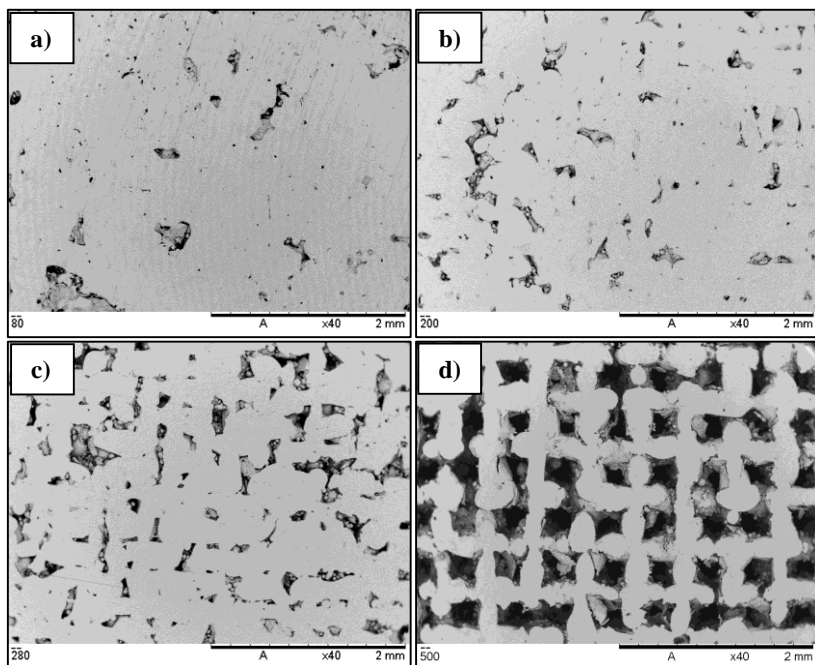


Fonte: Autor (2017).

Na Figura 4.31 (a) os poros observados são o resultado das instabilidades que ocorrem durante a formação dos filetes, sendo aparentemente fechados (não interconectados). Enquanto que os poros observados na Figura 4.31 (b) são resultantes do emprego de valores de *hatch* suficientemente altos a ponto de os filetes sucessivos possuírem uma distância de separação aproximadamente igual à dimensão do poro.

A próxima etapa consistiu na análise das seções transversais e longitudinais dos paralelepípedos, após o corte com disco de *CBN*. A Figura 4.32 mostra imagens da seção transversal das estruturas porosas, com aumento de 40X.

Figura 4.32 – Imagens da seção transversal das estruturas porosas (aumento 40X): a) *hatch* = 80  $\mu\text{m}$ , b) 200  $\mu\text{m}$ , c) 280  $\mu\text{m}$  e d) 500  $\mu\text{m}$ ; Método 01.



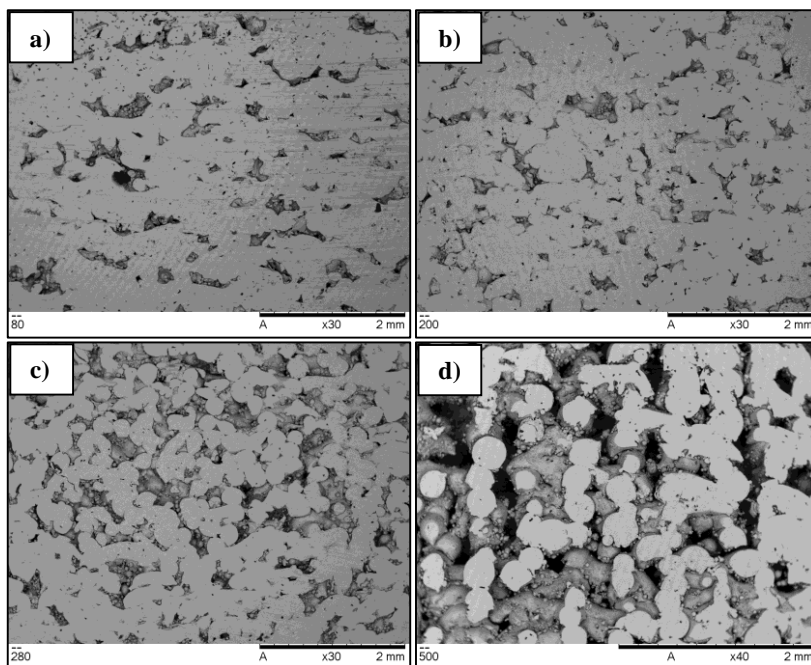
Fonte: Autor (2017).

Até o valor de *hatch* = 300  $\mu\text{m}$  os poros apresentam morfologia irregular. A partir de *hatch* = 350  $\mu\text{m}$  os poros começam a adquirir o formato regular de um quadrado, assumindo o aspecto de um “duto” que percorre o eixo Z da peça (Figura 4.32 (d)). Nota-se claramente na Figura

4.32 o aumento da porosidade com o aumento do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*). É possível afirmar que a morfologia dos poros resultantes em peças multicamadas depende da relação entre os parâmetros distância entre linhas de varredura e *spot size* ( $h/\varnothing$ ) empregada. Poros com aspecto irregular surgem para baixos valores de  $h/\varnothing$ , enquanto poros com aspecto de “dutos” são formados quando utiliza-se valores maiores de  $h/\varnothing$ . Nesta etapa a porosidade não foi mensurada quantitativamente, o que foi realizado e será demonstrado na seção 4.7.

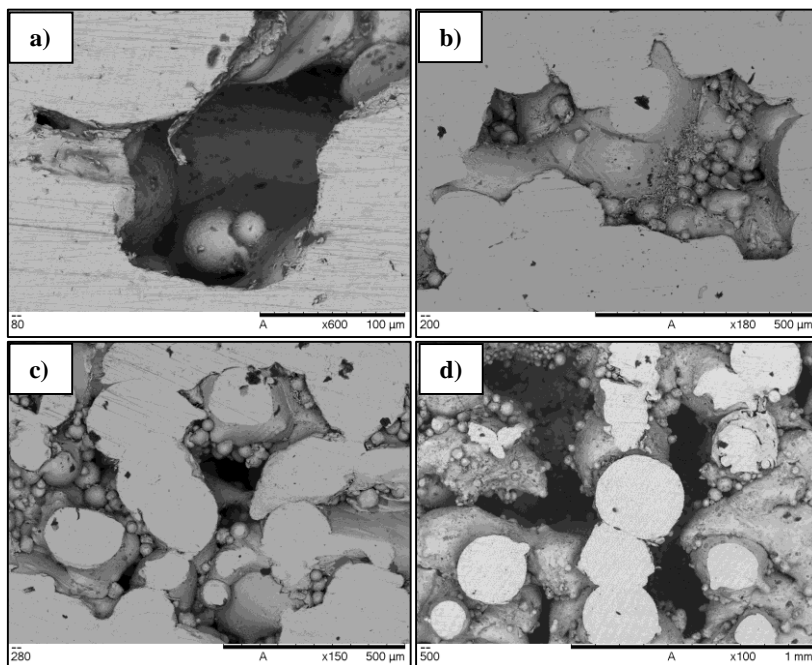
A Figura 4.33 mostra imagens da seção longitudinal das estruturas porosas, com aumento de 30X. Enquanto a Figura 4.34 também mostra as seções longitudinais com as mesmas variações de *hatch*, porém, com aumentos maiores.

Figura 4.33 – Imagens da seção longitudinal das estruturas porosas (aumentos indicados nas imagens): a) *hatch* = 80  $\mu\text{m}$ , b) 200  $\mu\text{m}$ , c) 280  $\mu\text{m}$  e d) 500  $\mu\text{m}$ ; Método 01.



Fonte: Autor (2017).

Figura 4.34 – Imagens da seção longitudinal das estruturas porosas (aumentos indicados nas imagens): a) *hatch* = 80  $\mu\text{m}$ , b) 200  $\mu\text{m}$ , c) 280  $\mu\text{m}$  e d) 500  $\mu\text{m}$ ; Método 01.



Fonte: Autor (2017).

A realização do corte longitudinal nas amostras teve como objetivo avaliar qualitativamente a hipótese de interconectividade dos poros. A partir da análise das Figuras 4.33 e 4.34 é possível supor que a porosidade global dos paralelepípedos é interconectada, o que será investigado quantitativamente na seção 4.7.

#### 4.6 AVALIAÇÃO DAS CARACTERÍSTICAS TÉCNICAS DO EQUIPAMENTO *M2 CUSING* E COMPARAÇÃO COM O EQUIPAMENTO DO NIMMA

##### 4.6.1 Verificação da potência

Conforme mencionado na subseção 3.5.5, o valor de potência fixado para a fabricação das peças no Método Investigativo 01 desta pes-

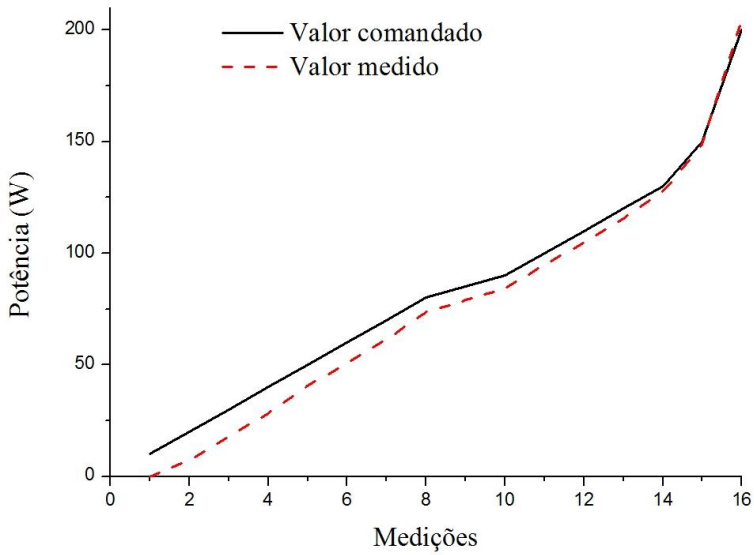
quiza – 80 W – representa 20% da potência nominal máxima do equipamento *M2 Cusing* – que é 400 W. Sabendo-se que o sistema de controle de uma fonte *laser* não assegura exatidão para os valores de potência entregues quando são comandados níveis inferiores a aproximadamente 20-25% da potência nominal máxima, procedeu-se à verificação da relação entre os valores comandados e os valores entregues, visando-se aferir a exatidão e a precisão da fonte *laser* Rofin 400. A Tabela 4.9 mostra os resultados das medições realizadas, enquanto as Figuras 4.35 e 4.36 relacionam estes dados em gráficos.

Tabela 4.9 – Resultado da verificação dos valores de potência entregues pelo *M2 Cusing*.

Valor comandado na IHM <i>M2 Cusing</i> (W)	Valor medido com aparelho OPHIR FL-250 (W)				
	Medidas			Média	Diferença (medido - comandado)
	1	2	3		
10	0,0	0,0	-	0,0	-10,0
20	7,5	7,4	-	7,5	-12,6
30	17,9	17,9	-	17,9	-12,1
40	28,3	28,3	-	28,3	-11,7
50	40,4	40,4	40,5	40,4	-9,6
60	50,8	51,0	-	50,9	-9,1
70	61,3	61,5	-	61,4	-8,6
80	73,5	73,5	-	73,5	-6,5
85	79,0	-	-	79,0	-6,0
90	84,2	84,2	-	84,2	-5,8
100	94,7	94,7	-	94,7	-5,3
110	105,0	-	-	105,0	-5,0
120	115,7	115,6	-	115,7	-4,3
130	127,5	127,9	-	127,7	-2,3
150	148,7	-	-	148,7	-1,3
200	204,0	-	-	204,0	4,0

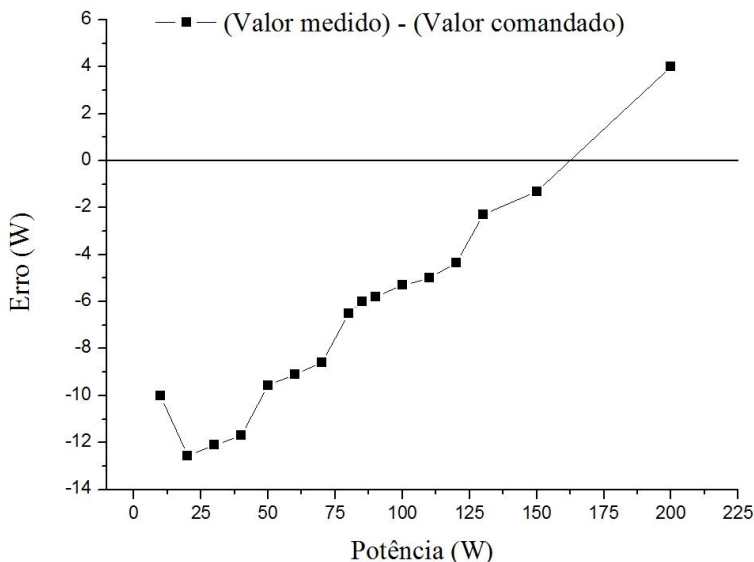
Fonte: Autor (2017).

Figura 4.35 – Gráfico relacionando os dados da Tabela 4.9 (1).



Fonte: Autor (2017).

Figura 4.36 – Gráfico relacionando os dados da Tabela 4.9 (2).



Fonte: Autor (2017).

Analisando-se a Tabela 4.9 e as Figuras 4.35 e 4.36, depreende-se que o equipamento não possui exatidão adequada na reprodução dos valores comandados – para o intervalo de valores de potência considerado nos testes. Nota-se que o módulo da diferença entre os valores medidos e os comandados é maior para menores valores de potência. O gráfico da Figura 4.36 mostra que, à medida que se aumenta os valores de potência, a diferença citada vai diminuindo, até que esta se anula em torno de 162 W. A partir deste valor de potência o sinal do erro torna-se positivo, significando que o valor medido foi maior que o valor comandado.

Todavia, apesar de a Tabela 4.9 não apresentar três medições para todos os valores considerados nos testes, foi possível constatar-se que o equipamento apresenta precisão satisfatória para os valores de potência entregues (medidos). Sendo assim, para o interesse desta pesquisa, bastou escolher um valor de potência comandada que fosse capaz de reproduzir um valor entregue de 80 W. Este valor foi testado e assumido como sendo 86 W.

#### 4.6.2 Verificação do *spot size*

Conforme mencionado na subseção 3.5.5, a determinação do *spot size* é alvo de desentendimentos na comunidade técnica e científica, sendo que alguns métodos têm sido utilizados na tentativa de se estabelecer com precisão seu valor para uma determinada fonte *laser* (FUERSCHBACH et al., 2004). Ocorre que, na maioria das vezes, os métodos são de fato mais voltados à obtenção de uma estimativa para a dimensão da largura da marcação em um determinado substrato do que para o estabelecimento do valor preciso do *spot size*.

Cabe salientar que, ao se realizar uma marcação com um feixe *laser* em um substrato qualquer e se proceder à medição da largura desta marcação, deverá haver um erro embutido, o que distancia este procedimento daquele necessário para se obter precisamente o valor do *spot size*. Para elucidar adequadamente o exposto, segue-se o seguinte: durante esta pesquisa de doutorado, inicialmente realizou-se marcações com feixe *laser* diretamente em uma chapa substrato de aço inox 304, utilizando-se a distância focal, e analisou-se dimensão (largura) da marcação. Porém, não avançou-se neste método pois sabe-se que (OLAKANMI; COCHRANE; DALGARNO, 2015; TOLOCHKO et al., 2000):

- A absorvidade do material deve ser levada em consideração (referente à quantidade de radiação absorvida por um corpo, a qual depende de sua emissividade, geometria, aspecto superficial, se é um corpo negro ou não).
- Cada material possui valores diferentes de condutividade térmica, difusividade térmica, calor específico; a combinação destas propriedades em um dado material produz um comportamento específico da transferência de calor – aportado pela radiação do feixe *laser* – em um determinado volume sólido deste material, e este comportamento é diferente para cada tipo de material.

A consequência disso tudo é que as dimensões da Zona Termicamente Afetada (ZTA) de cada tipo de material serão diferentes – com possíveis variações para cada tipo de microestrutura (grãos grosseiros ou refinados, estrutura austenítica, ferrítica ou perlítica, presença de fases como carbonetos, precipitados, etc...) e para cada intervalo de percentuais de elementos químicos normatizados dentro de uma mesma classificação de material; além das possíveis variações devidas às características da superfície que sofreu a incidência do feixe *laser* (corpo negro ou não, valor da emissividade, maior ou menor rugosidade localizada, presença localizada de umidade e/ou óxidos na superfície onde cada filete será formado).



Deste modo, ao refletir-se sobre a validade da medição do *spot size* utilizando-se a resposta obtida através de inspeção visual percebe-se que, por mais criteriosas que sejam a inspeção visual e a medição da ZTA gerada a partir da incidência de um feixe *laser* em uma chapa de material metálico qualquer sem pó depositado – ou até mesmo a partir da fusão e solidificação de um filete em uma camada de pó – ainda assim seria muito difícil obter-se precisamente a delimitação entre o diâmetro do feixe (*spot size*) e a ZTA. Supondo-se que se utilizasse uma energia alta o suficiente para fundir o material de base (chapa substrato, sem camada de pó), ainda assim seria difícil delimitar as regiões do “cordão de solda”, e afirmar com certeza se o material fundido estaria na região do feixe ou se teria sido fundido devido à condução de calor nas adjacências do feixe. A Figura 2.15 ilustra uma situação abordada na literatura (YADROITSEV et al., 2010): nota-se que a largura da “zona de consolidação de pó” mostrada é resultado não apenas do diâmetro do feixe *laser*, mas, de questões que envolvem o tempo de homogeneização, conforme citado na seção 4.4.

Outra questão desenvolvida normalmente dentro da área de conhecimento da soldagem – e que se aplica totalmente ao processo *SLS/SLM* – trata sobre a largura do cordão de solda. Esta característica é função não apenas do *spot size* ou da dimensão do arco elétrico, mas, também, de questões que envolvem o perfil de convecção no interior da poça fundida; este perfil é determinado pelo movimento de metal líquido na poça de fusão; este movimento, por sua vez, é função – entre outros fatores – das intensidades da força de flutuação e da força originada pela tensão superficial no líquido (o movimento de metal líquido resultante da ação da força de tensão superficial é conhecido também como “efeito Marangoni” (KOU, 2003)). Estas forças, por sua vez, são função do perfil de temperatura na poça fundida.

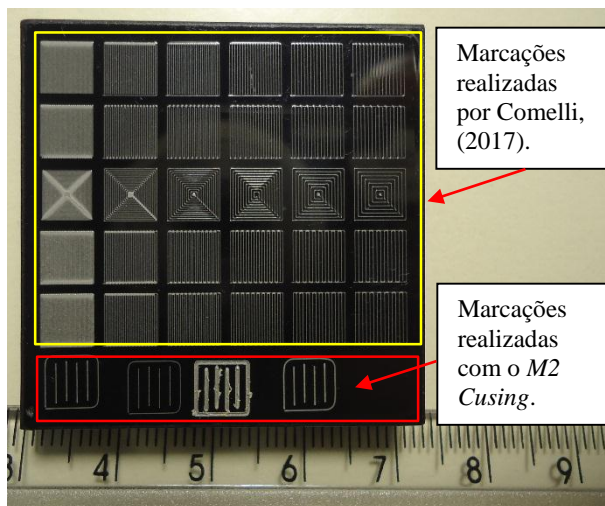
Considerando-se todas as variáveis e os fenômenos mecânico-metalúrgicos citados acima, e adicionando-se o fato de o perfil de densidade de energia do feixe *laser* da fonte IPG YLR-100-AC-Y11 ser gaussiano (PHOTONICS, 2012) (Figura 2.7), entende-se que é praticamente impossível obter o valor preciso do *spot size* por métodos empíricos tal qual a análise de marcações realizadas diretamente em chapas metálicas ou das dimensões de filetes produzidos a partir da deposição de uma única camada de pó.

Em suma, tem-se que o procedimento reconhecidamente indicado para a medição precisa do *spot size* é realizado com o auxílio de um medidor de perfil de feixe, o qual não estava disponível no momento em que esta pesquisa estava sendo conduzida.

Com todas estas ponderações, propôs-se obter uma estimativa sobre a relação existente entre os *spot sizes* dos dois equipamentos que estão sendo utilizados nesta pesquisa, visando-se verificar se há diferença significativa entre os equipamentos. Para tanto, utilizou-se marcações em material acrílico contendo um pigmento preto, conforme mencionado na subseção 3.5.5.

A Figura 4.37 mostra o registro das marcações realizadas por COMELLI, (2017), quando utilizou o equipamento do NIMMA. Nesta figura também encontra-se as marcações realizadas pelo autor desta pesquisa, utilizando-se o *M2 Cusing*.

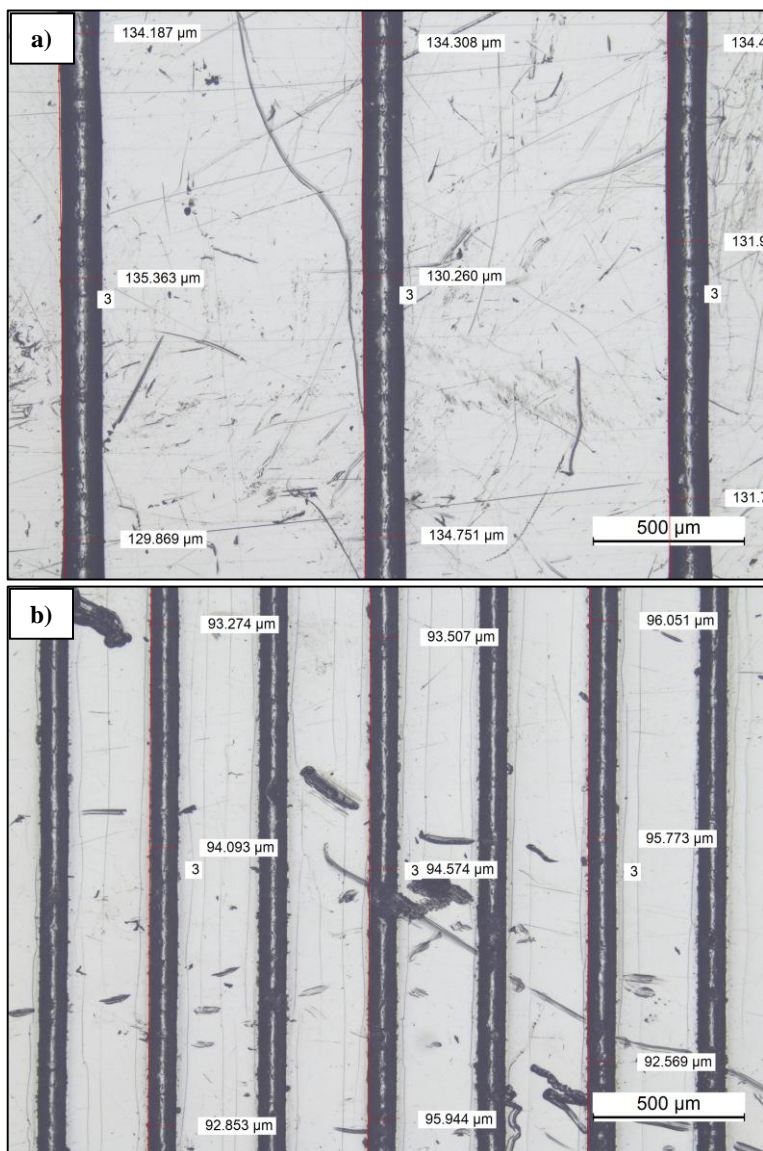
Figura 4.37 – Peça de acrílico utilizada nos testes.



Fonte: Autor (2017).

A Figura 4.38 mostra as marcações com auxílio de microscopia ótica, onde é possível visualizar algumas medições da largura das marcações para ambos os equipamentos de AM.

Figura 4.38 – Imagem de microscopia óptica detalhando as marcações realizadas:  
a) *M2 Cusing* e b) equipamento do NIMMA.

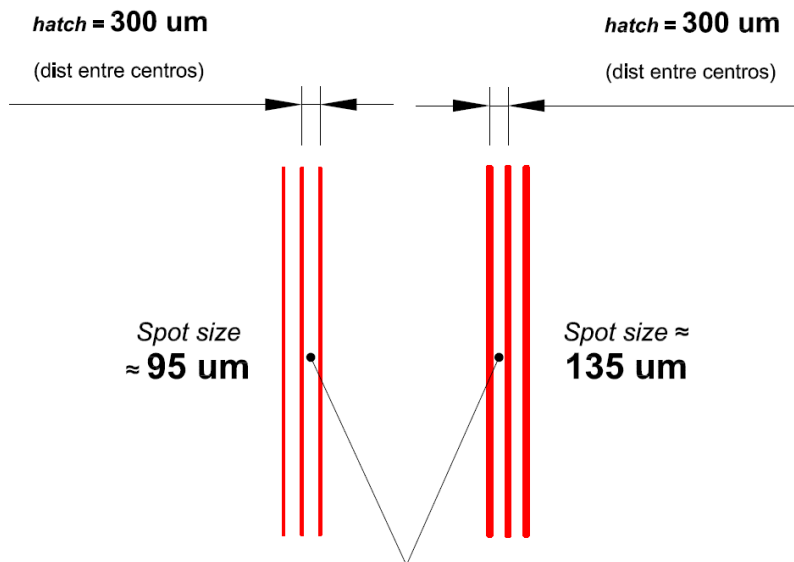


Fonte: Autor (2017).

Um valor médio de 133  $\mu\text{m}$  foi obtido para a largura das marcações realizadas com o *M2 Cusing*. Para o equipamento do NIMMA, o valor médio obtido foi de 94  $\mu\text{m}$ . Por conseguinte, constatou-se que há uma diferença de aproximadamente 40  $\mu\text{m}$  entre os dois equipamentos, no que se refere às larguras das marcações realizadas na peça de acrílico com pigmento preto. Este fato indica que deve haver uma diferença entre os valores de *spot size* dos dois equipamentos de manufatura aditiva, embora o valor de 40  $\mu\text{m}$  não possa ser atribuído exatamente como a diferença entre os *spot sizes* dos dois equipamentos, em função de todas as argumentações explicitadas acima.

Deste modo, como o *spot size* é uma característica com influência direta no Método Investigativo 01 desta pesquisa, optou-se por redimensionar o intervalo de variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) para a sequência dos estudos: enquanto na etapa descrita na seção 4.5 o intervalo de variação deste parâmetro iniciou em 80  $\mu\text{m}$ , para as próximas etapas este intervalo iniciará em 140  $\mu\text{m}$ . A Figura 4.39 ilustra esta questão: na figura nota-se que, para o mesmo valor do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*), caso o *spot size* seja diferente, haverá uma tendência de redução da área “não varrida” pelo feixe *laser*, o que poderá conduzir a uma consequente redução da porosidade global resultante na camada.

Figura 4.39 – Desenho esquemático representando a redução da área “não varrida” pelo feixe *laser* em função da alteração do *spot size*.



Variação da porosidade em função da alteração do *spot size* (esquemático)

Fonte: Autor (2017).

Considerando-se a alteração do equipamento de manufatura aditiva, e sabendo-se que todos os parâmetros e variáveis citados ao longo desta seção apresentam inter-relações de causa-efeito-consequência, nas etapas seguintes desta pesquisa foram fabricados novos corpos de prova, sendo estes caracterizados de maneira a se obter um entendimento amplo a respeito de algumas questões explicitadas nesta seção.

#### 4.7 INVESTIGAÇÃO SOBRE A INFLUÊNCIA DO PROCESSO SLS/SLM NA POROSIDADE E PERMEABILIDADE DE FILTROS SEM GRADAÇÃO DE POROSIDADE

Conforme mencionado no capítulo 3, nesta etapa da pesquisa foram fabricados discos de diâmetro 22 mm e altura 5 mm, visando-se estudar a influência do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) nos resultados de porosidade e permeabilidade. Optou-se pelos seguintes

valores de *hatch*: 140, 200, 260, 300, 350, 400, 450 e 500 (total de 08 variações).

A Figura 4.40 mostra os discos ainda fixados na chapa substrato de aço inoxidável, logo após serem retirados da zona de fabricação do *M2 Cusing*.

Figura 4.40 – Amostras logo após serem fabricadas no equipamento *M2 Cusing* – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

#### 4.7.1 Análise de porosidade

As Tabelas 4.10 e 4.11 mostram os resultados dos ensaios de porosidade pelo método de Arquimedes.

Tabela 4.10 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade pelo método de Arquimedes – Método 01.

Amostra	$m_{ar}(g)$	$m_{p\acute{e}t+águá}(g)$	$m_{águá}(g)$	$\rho_{águá}(12^{\circ}C)$ ( $g/cm^3$ )	$V_{águá}(cm^3)$	$m_{imersão, surf}(g)$	$\rho_{H}(g/cm^3)$	$V_{p\acute{e}t}(cm^3)$	$V_{p\acute{e}t+águá}(cm^3)$	Hatch
1	14,3922	14,8382	0,4460	0,99958	0,4462	12,5802	7,94	1,8128	2,2589	260
2	15,2257	15,6121	0,3864	0,99958	0,3866	13,3049	7,92	1,9216	2,3082	200
3	15,5065	15,9328	0,4263	0,99958	0,4265	13,1505	6,58	2,3570	2,7835	200
4	15,6187	15,9884	0,3697	0,99958	0,3699	13,2980	6,73	2,3217	2,6915	200
5	16,0174	16,3186	0,3012	0,99958	0,3013	13,5851	6,58	2,4333	2,7346	140
6	15,9510	16,2755	0,3245	0,99958	0,3246	13,4697	6,43	2,4823	2,8070	140
7	15,6537	16,0191	0,3654	0,99958	0,3656	13,1678	6,29	2,4869	2,8525	140
10	13,9316	14,4442	0,5126	0,99958	0,5128	11,6980	6,23	2,2345	2,7474	260
11	14,1773	14,6593	0,4820	0,99958	0,4822	11,9789	6,45	2,1993	2,6815	260
12	13,4462	14,0513	0,6051	0,99958	0,6054	11,3662	6,46	2,0809	2,6862	300
13	13,5354	14,1166	0,5812	0,99958	0,5814	11,4045	6,35	2,1318	2,7132	300
14	13,6029	14,1931	0,5902	0,99958	0,5904	11,8892	7,93	1,7144	2,3049	300
15	12,1936	12,9298	0,7362	0,99958	0,7365	10,3322	6,55	1,8622	2,5987	350
19	10,0862	11,0846	0,9984	0,99958	0,9988	8,8121	7,91	1,2746	2,2735	450
20	10,0986	11,0699	0,9713	0,99958	0,9717	8,8204	7,90	1,2787	2,2504	450
21	10,9187	11,8221	0,9034	0,99958	0,9038	9,0651	5,89	1,8544	2,7582	400
22	10,9862	11,9051	0,9189	0,99958	0,9193	9,1304	5,92	1,8566	2,7759	400
23	11,0417	11,9453	0,9036	0,99958	0,9040	9,1738	5,91	1,8687	2,7727	400
24	12,1201	12,9323	0,8122	0,99958	0,8125	10,5886	7,91	1,5321	2,3447	350
25	12,0380	12,8271	0,7891	0,99958	0,7894	10,0926	6,19	1,9462	2,7356	350
31	10,1359	11,1321	0,9962	0,99958	0,9966	8,5340	6,32	1,6026	2,5992	450
32	9,3641	10,4635	1,0994	0,99958	1,0999	7,7342	5,74	1,6306	2,7304	500
33	9,4080	10,5156	1,1076	0,99958	1,1081	8,2203	7,92	1,1882	2,2963	500
34	9,4393	10,5622	1,1229	0,99958	1,1234	7,8269	5,85	1,6131	2,7364	500

Fonte: Autor (2017).

Tabela 4.11 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade pelo método de Arquimedes – Método 01 (cont.).

Amostra	% Poros INIER	% Poros FECH	V <sub>poros</sub> RECH(cm3)	% Poros SOMA (ε <sub>r</sub> )	% Poros EQUAÇÃO (ε)	(ε <sub>T</sub> - ε)	FraçãoINTER	V <sub>geom</sub> (cm3)	P <sub>geom</sub> (g/cm <sup>3</sup> )	Hatch
1	19,8	6,9	0,1678	26,7	25,4	1,3	77,9	2,42	5,94	260
2	16,7	5,3	0,1291	22,1	21,2	0,8	78,9	2,43	6,27	200
3	15,3	3,8	0,0948	19,2	21,1	-1,9	72,6	2,47	6,28	200
4	13,7	4,6	0,1122	18,3	19,7	-1,4	69,7	2,44	6,39	200
5	11,0	5,5	0,1340	16,5	17,8	-1,3	61,9	2,45	6,54	140
6	11,6	6,2	0,1546	17,8	19,3	-1,5	59,9	2,48	6,42	140
7	12,8	5,4	0,1321	18,2	20,2	-2,0	63,5	2,46	6,35	140
10	18,7	5,3	0,1258	23,9	26,7	-2,8	69,8	2,39	5,83	260
11	18,0	6,0	0,1437	24,0	26,0	-2,1	69,1	2,41	5,89	260
12	22,5	5,4	0,1297	27,9	30,3	-2,4	74,3	2,42	5,55	300
13	21,4	7,0	0,1711	28,4	30,7	-2,3	69,9	2,45	5,52	300
14	25,6	6,4	0,1566	32,0	30,4	1,6	84,2	2,46	5,54	300
15	28,3	7,7	0,1899	36,1	37,7	-1,6	75,2	2,46	4,96	350
19	43,9	5,7	0,1364	49,6	47,3	2,4	93,0	2,40	4,20	450
20	43,2	7,5	0,1824	50,7	47,6	3,1	90,6	2,42	4,17	450
21	32,8	6,5	0,1570	39,2	43,6	-4,4	75,1	2,43	4,49	400
22	33,1	5,6	0,1368	38,7	43,3	-4,6	76,4	2,44	4,51	400
23	32,6	7,3	0,1791	39,9	43,8	-4,0	74,4	2,47	4,47	400
24	34,7	4,9	0,1215	39,6	38,0	1,6	91,1	2,46	4,93	350
25	28,9	5,8	0,1421	34,7	38,1	-3,4	75,7	2,44	4,93	350
31	38,3	6,2	0,1512	44,6	47,4	-2,8	80,9	2,42	4,19	450
32	40,3	7,4	0,1820	47,7	52,1	-4,5	77,2	2,46	3,81	500
33	48,3	7,3	0,1803	55,6	52,2	3,4	92,5	2,47	3,81	500
34	41,1	6,8	0,1686	47,9	52,1	-4,3	78,7	2,48	3,81	500

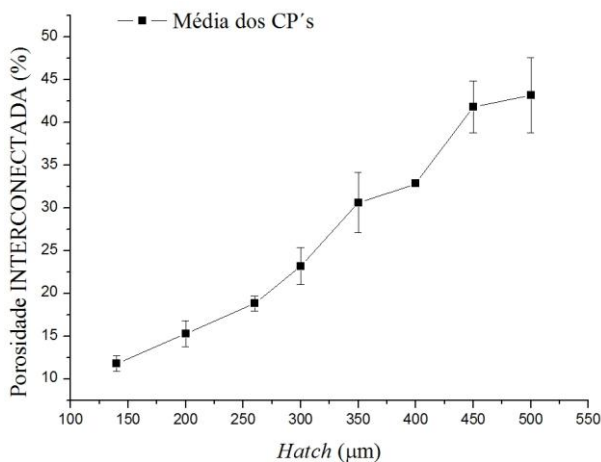
Fonte: Autor (2017).



Nestas tabelas é possível visualizar tanto os parâmetros medidos como aqueles calculados. As medições e os cálculos foram realizados segundo os procedimentos explicitados no capítulo 3. A partir dos valores medidos/calculados – mostrados nas Tabelas 4.10 e 4.11 – pôde-se realizar o cruzamento dos dados, visando-se estudar o comportamento global de porosidade de cada lote de amostras em função dos diversos parâmetros de influência.

A Figura 4.41 apresenta em um gráfico a variação dos valores da porosidade interconectada – calculada através da Equação 3.9 – em função do parâmetro *hatch*, apresentando os valores médios com seus respectivos desvios padrão.

Figura 4.41 – Gráfico relacionando a porosidade interconectada com o parâmetro *hatch* (média dos CP's) – Método 01.



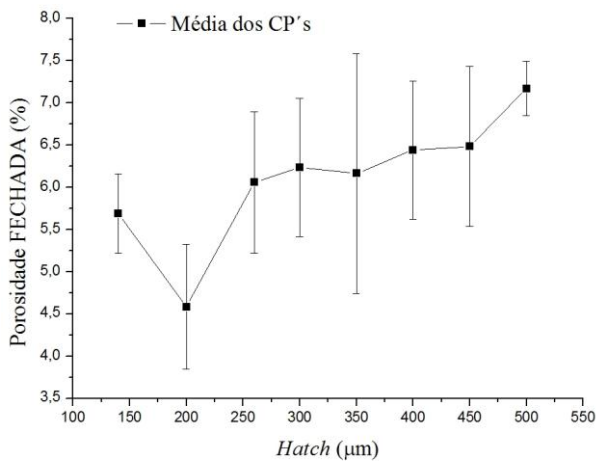
Fonte: Autor (2017).

Pela análise da Figura 4.41 é possível confirmar que os valores de porosidade interconectada (ou aberta) aumentam com os valores de *hatch*. Através do gráfico infere-se também que o processo de obtenção das estruturas porosas apresenta relativa repetibilidade, posto que foram observados relativos baixos valores de desvio padrão para esta variável de resposta.

A Figura 4.42 apresenta em um gráfico a variação dos valores da porosidade fechada – calculada através da Equação 3.11 – em função do

parâmetro *hatch*, considerando-se os valores médios com seus respectivos desvios padrão.

Figura 4.42 – Gráfico relacionando a porosidade fechada com o parâmetro *hatch* (média dos CP's) – Método 01.

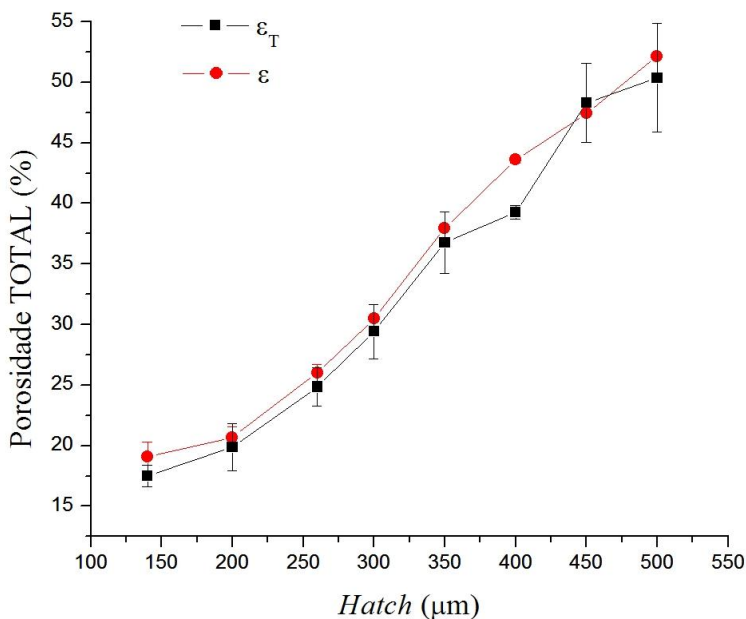


Fonte: Autor (2017).

O gráfico da Figura 4.42 revela que o comportamento de porosidade fechada não foi influenciado pelas alterações do parâmetro *hatch*. Apesar de se perceber um ligeiro aumento dos valores percentuais, os desvios padrão calculados a partir das 03 amostras ensaiadas são suficientemente altos a ponto de descartar-se uma relação consistente de proporcionalidade.

A Figura 4.43 apresenta, em um único gráfico contendo a média dos valores dos três corpos de prova – incluindo-se o desvio padrão das medições realizadas – uma comparação entre os valores de porosidade total  $\varepsilon_T$  e  $\varepsilon$ , em função do parâmetro *hatch*.

Figura 4.43 – Gráfico relacionando os valores de porosidade total ( $\varepsilon_T$  e  $\varepsilon$ ) com o parâmetro *hatch* – Método 01.

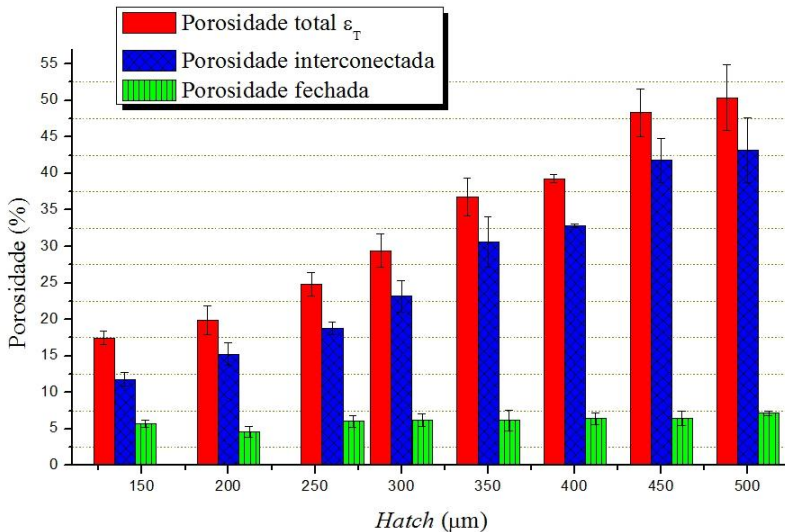


Fonte: Autor (2017).

A partir do gráfico da figura acima depreende-se que os dois métodos de cálculo da porosidade total forneceram resultados virtualmente iguais, considerando-se os valores dos desvios padrão. A exceção ficou por conta das amostras referentes ao valor de *hatch* = 400  $\mu\text{m}$ . Além disso, a análise dos desvios padrão dos dois métodos comprova que, independentemente do método, os valores medidos/calculados de porosidade total de todas as amostras ficaram bastante parecidos. Estes resultados são positivos pois atestam, entre outras coisas, a característica de repetibilidade do processo *SLS/SLM* para as condições específicas desta pesquisa. Fica evidente que à medida que os valores de *hatch* são aumentados, a porosidade total aumenta continuamente. No atual estágio da pesquisa é possível realizar a suposição de que o mecanismo de controle de porosidade através da variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) poderá ser empregado com sucesso para a obtenção de estruturas porosas *FGM*.

O gráfico da Figura 4.44 mostra uma comparação entre os valores de porosidade total  $\epsilon_T$ , interconectada e fechada em função do parâmetro *hatch*, apresentando os valores médios com seus respectivos desvios padrão.

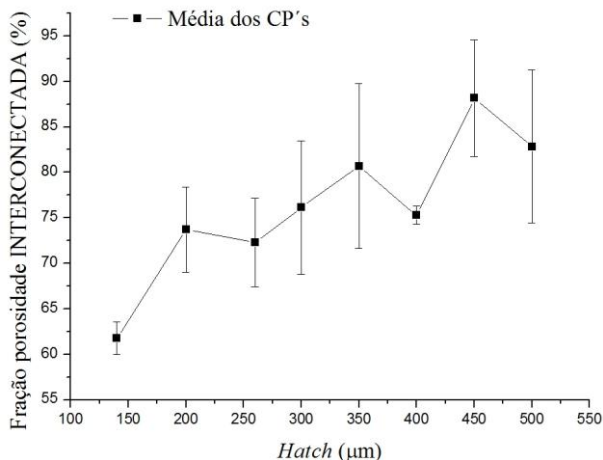
Figura 4.44 – Gráfico comparativo dos valores de porosidade total ( $\epsilon_T$ ), interconectada e fechada em função do parâmetro *hatch* – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

A relação explicitada no gráfico acima é bastante elucidativa, pois, consolida as informações das tabelas e figuras anteriores de maneira a permitir um entendimento mais amplo. Assim, percebe-se que a variação de *hatch* exerceu influência relativamente pequena nos resultados de porosidade fechada, tendo esta apresentado comportamento praticamente constante durante todo o intervalo de variação de *hatch*. Enquanto que as porosidades interconectada e total  $\epsilon_T$  experimentaram um aumento contínuo com o aumento de *hatch*. Visando-se entender melhor a relação obtida experimentalmente entre as porosidades interconectada e total, construiu-se o gráfico da Figura 4.45, o qual apresenta a variação dos valores (médias dos três corpos de prova) da fração de porosidade interconectada em função do parâmetro *hatch*. Este resultado representa a parcela de porosidade interconectada em relação à porosidade total  $\epsilon$ .

Figura 4.45 – Gráfico relacionando a fração de porosidade interconectada com o parâmetro *hatch* – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

De modo geral, excetuando-se os valores de *hatch* menores que  $200 \mu\text{m}$ , é possível afirmar que a fração de porosidade interconectada se manteve aproximadamente constante independentemente da variação de *hatch*, dados os valores dos desvios padrão encontrados neste caso. Isto significa que, conforme demonstrado no gráfico da Figura 4.44, os incrementos de porosidade interconectada acompanharam os aumentos de porosidade total, de maneira aproximadamente constante com a variação de *hatch*.

Após as medições por Arquimedes, as amostras foram submetidas à medição de porosidade através da análise de suas seções transversais. A Tabela 4.12 mostra os valores de porosidade obtidos através do método de análise de imagens.

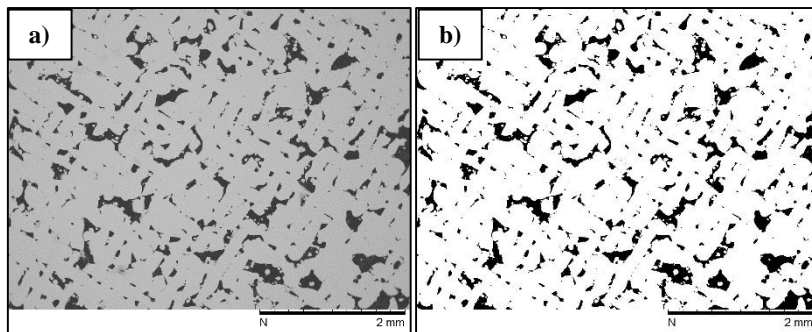
Tabela 4.12 – Valores de porosidade obtidos através de análise de imagens – Método 01.

<i>Hatch</i> (μm)	Porosidade por imagem (%)				
	CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
140	11,56	12,80	11,13	<b>11,83</b>	<b>0,87</b>
200	12,34	11,75	13,74	<b>12,61</b>	<b>1,02</b>
260	19,19	20,46	19,83	<b>19,83</b>	<b>0,64</b>
300	26,30	29,05	27,02	<b>27,46</b>	<b>1,43</b>
350	29,48	29,81	33,07	<b>30,79</b>	<b>1,98</b>
400	36,10	38,09	39,11	<b>37,77</b>	<b>1,53</b>
450	37,49	38,43	41,67	<b>39,20</b>	<b>2,19</b>
500	42,99	43,99	48,07	<b>45,02</b>	<b>2,69</b>

Fonte: Autor (2017).

A Figura 4.46 (a) mostra uma imagem de MEV de uma amostra (fabricada com *hatch* = 200 μm) impregnada com resina de baixa viscosidade e cura a frio. Nota-se que os poros foram preenchidos pela resina de coloração preta, o que possibilitou tornar a imagem binária (Figura 4.46 (b)), com a parte metálica revelando-se na coloração clara (pixels brancos). Desse modo foi possível quantificar a fração de porosidade das amostras, o que foi realizado através da medição da área escura total das imagens (pixels pretos).

Figura 4.46 – a) Imagem de MEV de uma amostra impregnada com resina de coloração preta; b) imagem “a” processada (binária) – Método 01.

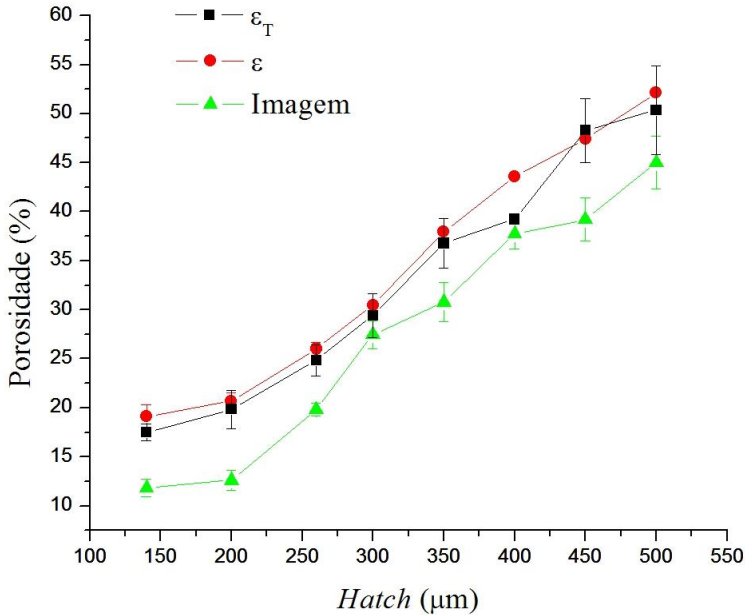


Fonte: Autor (2017).

A Figura 4.47 apresenta, em um único gráfico contendo a média dos valores dos três corpos de prova, uma comparação entre os valores da

porosidade total calculada/medida através dos três métodos citados –  $\varepsilon_T$ ,  $\varepsilon$  e análise de imagens – em função do parâmetro *hatch*.

Figura 4.47 – Gráfico relacionando os três modos de cálculo da porosidade total ( $\varepsilon_T$ ,  $\varepsilon$  e imagem) com o parâmetro *hatch* – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

O gráfico da Figura 4.47 complementa as informações anteriormente colocadas na Figura 4.43. Nota-se que os valores de porosidade obtidos pelo método de imagem foram inferiores aos obtidos por Arquimedes. Este resultado pode ser explicado pelo fato de que, na medição de porosidade por imagem, considera-se apenas o somatório de área de uma seção bidimensional. Ou seja, neste método despreza-se as irregularidades geométricas tridimensionais típicas da morfologia de um poro, as quais geralmente conduzem a um valor maior de porosidade. Esta discrepância também foi encontrada por ARRUDA, (2016) em seu trabalho de conclusão de curso. Apesar desta diferença, o comportamento observado em ambos os métodos de análise foi bastante parecido, ou seja, fica evidenciado o aumento contínuo da porosidade a partir dos incrementos de *hatch*. Deste modo, ressalta-se que é prudente utilizar o método de análise

de imagens apenas como complemento dos estudos realizados com o método de Arquimedes.

#### 4.7.2 Análise de permeabilidade

As Tabelas 4.13 e 4.14 mostram os resultados dos ensaios de permeabilidade, para todas as variações do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*).

Tabela 4.13 – Resultados dos ensaios de permeabilidade para *hatch* variando de 140 a 300  $\mu\text{m}$  – Método 01.

<i>Hatch</i> ( $\mu\text{m}$ )	Pressão ( $\text{kgf/cm}^2$ )	Vazão (litros/minuto)				
		CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
<b>140</b>	0,2	18	20	16	<b>18</b>	<b>2</b>
	0,4	26	28	26	<b>27</b>	<b>1</b>
	0,6	34	38	34	<b>35</b>	<b>2</b>
	1,0	54	60	50	<b>55</b>	<b>5</b>
	1,5	78	82	68	<b>76</b>	<b>7</b>
<b>200</b>	0,2	22	16	18	<b>19</b>	<b>3</b>
	0,4	34	24	26	<b>28</b>	<b>5</b>
	0,6	46	32	34	<b>37</b>	<b>8</b>
	1,0	72	46	52	<b>57</b>	<b>14</b>
	1,5	66	64	74	<b>68</b>	<b>5</b>
<b>260</b>	0,2	30	36	36	<b>34</b>	<b>3</b>
	0,4	46	60	54	<b>53</b>	<b>7</b>
	0,6	60	80	70	<b>70</b>	<b>10</b>
	1,0	90	118	102	<b>103</b>	<b>14</b>
	1,5	128	160	140	<b>143</b>	<b>16</b>
<b>300</b>	0,2	46	44	48	<b>46</b>	<b>2</b>
	0,4	74	74	74	<b>74</b>	<b>0</b>
	0,6	98	100	100	<b>99</b>	<b>1</b>
	1,0	150	150	150	<b>150</b>	<b>0</b>
	1,5	210	210	210	<b>210</b>	<b>0</b>

Fonte: Autor (2017).



Tabela 4.14 – Resultados dos ensaios de permeabilidade para *hatch* variando de 350 a 500  $\mu\text{m}$  – Método 01.

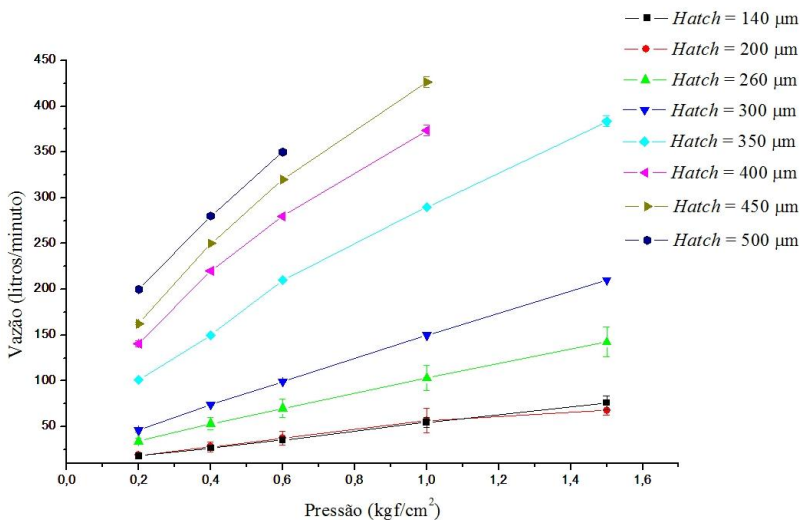
<i>Hatch</i> ( $\mu\text{m}$ )	Pressão ( $\text{kgf/cm}^2$ )	Vazão (litros/minuto)				
		CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
<b>350</b>	0,2	100	102	102	<b>101</b>	<b>1</b>
	0,4	150	150	150	<b>150</b>	<b>0</b>
	0,6	210	210	210	<b>210</b>	<b>0</b>
	1,0	290	290	290	<b>290</b>	<b>0</b>
	1,5	380	390	380	<b>383</b>	<b>6</b>
<b>400</b>	0,2	138	144	140	<b>141</b>	<b>3</b>
	0,4	220	220	220	<b>220</b>	<b>0</b>
	0,6	280	280	280	<b>280</b>	<b>0</b>
	1,0	370	380	370	<b>373</b>	<b>6</b>
	1,5	<i>of</i>	<i>of</i>	<i>of</i>	-	-
<b>450</b>	0,2	164	162	162	<b>163</b>	<b>1</b>
	0,4	250	250	250	<b>250</b>	<b>0</b>
	0,6	320	320	320	<b>320</b>	<b>0</b>
	1,0	430	430	420	<b>427</b>	<b>6</b>
	1,5	<i>of</i>	<i>of</i>	<i>of</i>	-	-
<b>500</b>	0,2	200	200	200	<b>200</b>	<b>0</b>
	0,4	280	280	280	<b>280</b>	<b>0</b>
	0,6	350	350	350	<b>350</b>	<b>0</b>
	1,0	<i>of</i>	<i>of</i>	<i>of</i>	-	-
	1,5	<i>of</i>	<i>of</i>	<i>of</i>	-	-

Fonte: Autor (2017).

Nas tabelas acima a sigla “*of*” significa *overflow*, indicando que, nestes experimentos, a vazão de ar comprimido atingiu o limite máximo regulável na válvula existente na entrada do permeâmetro sem que o valor desejado de  $\Delta P$  fosse atingido. Este fato impediu a leitura de um valor para a vazão.

A Figur 4.48 mostra a relação entre os valores de pressão e de vazão obtidos nos ensaios, para cada valor do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*).

Figura 4.48 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida – Método 01.

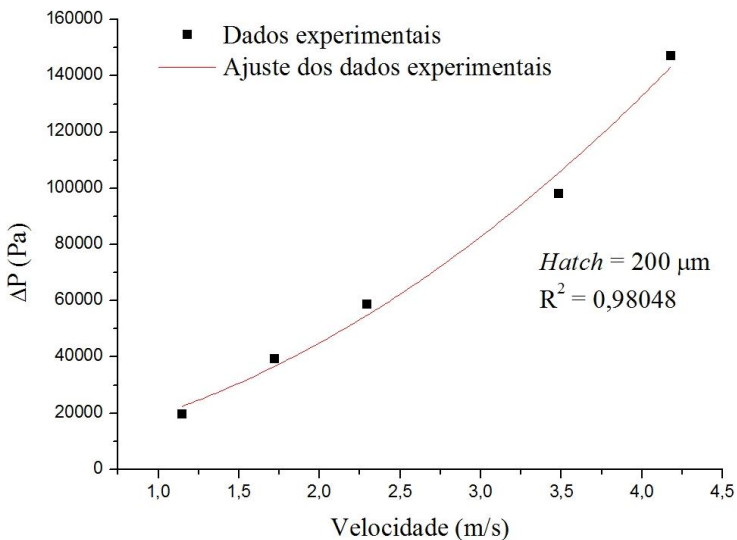


Fonte: Autor (2017).

Analisando-se os resultados mostrados nas Tabelas 4.13 e 4.14 e na Figura 4.48, admite-se que houve reprodutibilidade satisfatória dos ensaios de permeabilidade, com algumas exceções ocorrendo, principalmente, para o valor de *hatch* = 260 μm. O comportamento de vazão em função da pressão de ensaio apresentou-se conforme era esperado, ou seja, à medida que se aumenta o valor de *hatch*, aumenta a vazão de fluido que permeia a estrutura porosa. Analisando-se de outro modo – tomando-se como base os resultados obtidos na subseção anterior – quanto maior for a porosidade da amostra, maior é a vazão medida no permeâmetro. As amostras referentes aos valores de *hatch* = 140 e 200 μm apresentaram comportamentos muito próximos nos ensaios de permeabilidade. Outrossim, ao se considerar os desvios padrão observados nestes dois casos, pode-se afirmar que os comportamentos foram iguais. Este mesmo comportamento também foi observado nos ensaios de porosidade – seja pelo método de Arquimedes ou pelo método de análise de imagem – fato que explica os resultados de permeabilidade. Desse modo, constata-se que os resultados de permeabilidade observados são consistentes com aqueles encontrados nos estudos de porosidade.

Para se obter os valores dos coeficientes da equação de Forchheimer, primeiramente foi realizada uma conversão dos dados de vazão – aqueles mostrados nas Tabelas 4.13 e 4.14 – transformando-os em dados de velocidade do fluido. Após isto, plotou-se os dados em um gráfico, relacionando-se a diferença de pressão ( $\Delta P$ ) em função da velocidade do fluido ( $V_0$ ). Assim, foi possível utilizar as funcionalidades de um *software* especialista em gráficos para se obter um polinômio de 2ª ordem que se ajustasse aos pontos. A Figura 4.49 mostra um exemplo do ajuste citado.

Figura 4.49 – Gráfico evidenciando o ajuste dos pontos a uma função quadrática ( $hatch = 200 \mu\text{m}$ ) – Método 01.

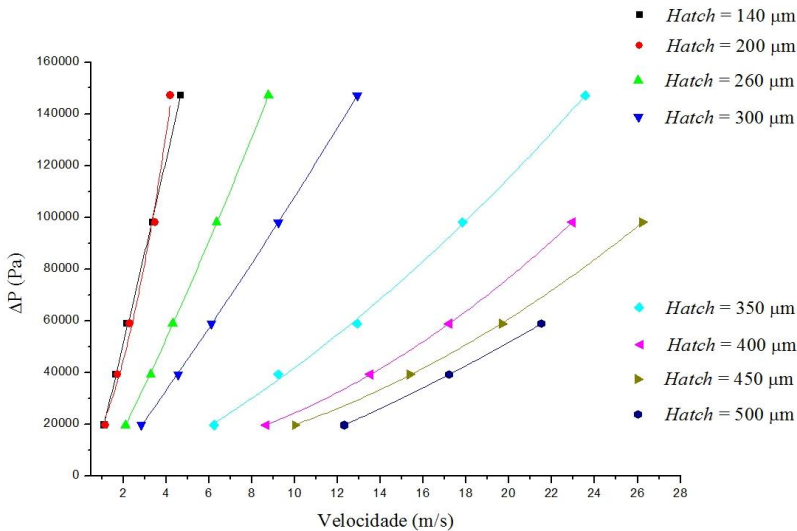


Fonte: Autor (2017).

O ajuste mostrado na Figura 4.49, efetuado para  $hatch = 200 \mu\text{m}$ , foi o menos adequado entre todos ( $R^2 = 0,98$ ). Os valores dos coeficientes de correlação  $R^2$  de todos os ajustes são mostrados na Tabela 4.15. De modo geral, todos os ajustes foram considerados satisfatórios, com exceção daquele referente ao valor de  $hatch = 500 \mu\text{m}$ : neste caso  $R^2$  resultou nulo em função de que estavam disponíveis somente três pontos neste gráfico (a falta de mais pontos foi devida ao fato de ter ocorrido *overflow*).

A Figura 4.50 mostra o gráfico  $\Delta P \times V_o$  incluindo-se os ajustes dos dados experimentais de todas as variações de *hatch*.

Figura 4.50 – Gráfico relacionando  $\Delta P$  em função da velocidade do fluido ( $V_o$ ), incluindo-se o ajuste dos dados experimentais – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

Conforme mencionado no capítulo 2, ao se utilizar um fluido compressível como o ar, é recomendada a utilização das equações 2.23 e 2.24, as quais são válidas para o escoamento de gases quando os efeitos da compressibilidade do fluido são significativos para a queda de pressão (INNOCENTINI; PANDOLFELLI, 1999). Porém, devido ao fato de a equação 2.15 ser amplamente empregada nos estudos encontrados na literatura, optou-se por realizar as medições com as condições disponíveis no equipamento. Como o permeâmetro possui um transdutor de pressão que fornece os valores da diferença de pressão  $\Delta P$  diretamente no seu visor, não foi possível medir os valores da pressão na entrada e na saída da amostra separadamente. Desse modo, utilizou-se a equação 3.1 para o cálculo dos coeficientes de permeabilidade. Não obstante, a análise da Figura 4.50 evidencia um comportamento adequado dos resultados obtidos nos ensaios de permeabilidade das estruturas porosas fabricadas nesta pesquisa. Ou seja, percebe-se que para todas as curvas o termo quadrático

resultou positivo, o que torna os experimentos consistentes em termos de significado físico. Apesar desta constatação positiva, ressalta-se que os resultados apresentados e discutidos são válidos apenas para efeito comparativo entre as diferentes amostras produzidas nesta pesquisa, não sendo recomendada sua comparação com outros valores citados na literatura (valores de  $\alpha$  e  $\beta$  da equação de Forchheimer).

Com os ajustes realizados para todas as variações de *hatch*, foi possível calcular – utilizando-se a equação 3.1 – os coeficientes  $\alpha$  e  $\beta$  da equação de Forchheimer. A Tabela 4.15 mostra os valores destes coeficientes. A coluna indicada pelo cabeçalho  $R^2$  nesta tabela relaciona os valores do coeficiente de correlação dos ajustes para cada variação de *hatch*, o qual representa o grau de adequação da função quadrática aos dados experimentais.

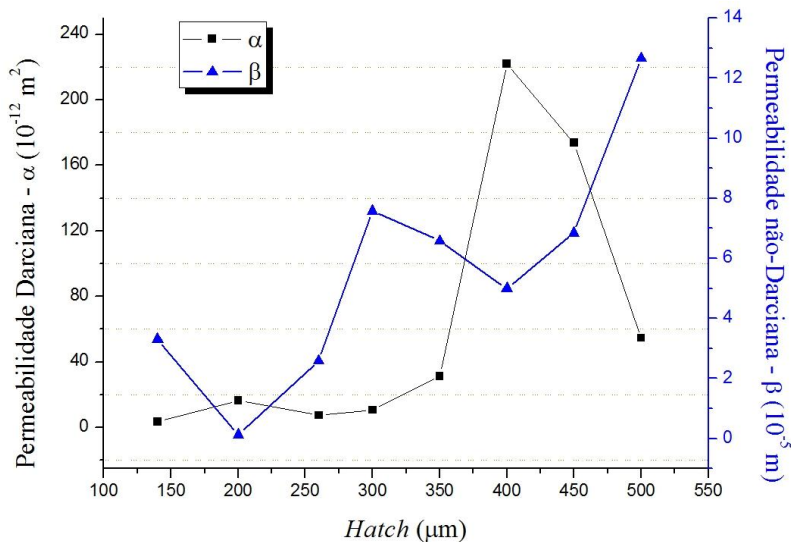
Tabela 4.15 – Valores dos coeficientes de permeabilidade  $\alpha$  e  $\beta$  e do coeficiente de correlação  $R^2$  – Método 01.

<i>Hatch</i> ( $\mu\text{m}$ )	$\alpha$ ( $10^{-12} \text{ m}^2$ )	$\beta$ ( $10^{-5} \text{ m}$ )	$R^2$
140	3,47	3,30	0,99906
200	16,57	0,13	0,98048
260	7,45	2,59	0,99982
300	10,71	7,57	0,99993
350	31,35	6,58	0,99821
400	222,14	4,99	0,99999
450	173,96	6,84	0,99985
500	54,64	12,67	--

Fonte: Autor (2017).

A Figura 4.51 mostra em um gráfico a relação entre os valores das permeabilidades Darciana ( $\alpha$ ) e não-Darciana ( $\beta$ ) e o parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*).

Figura 4.51 – Gráfico mostrando os valores dos coeficientes da equação de Forchheimer em função do parâmetro do processo SLS/SLM – Método 01.

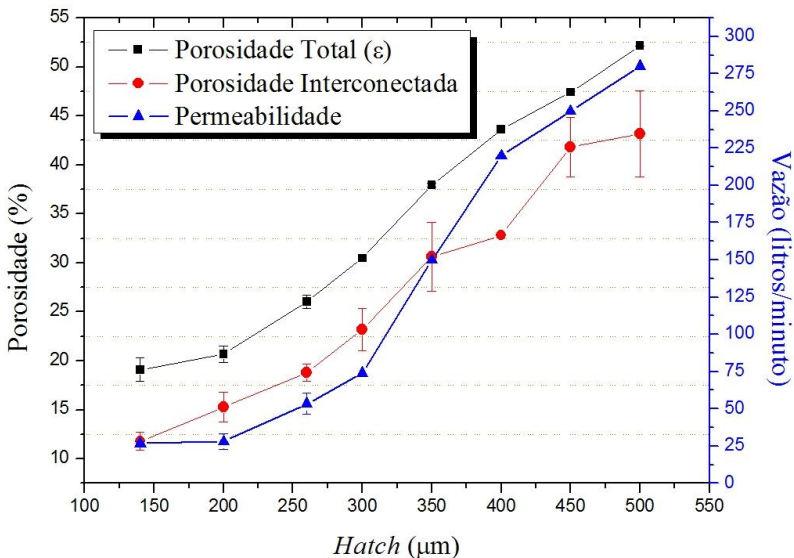


Fonte: Autor (2017).

Nota-se que, apesar dos picos encontrados para valores de  $hatch = 400$  e  $450 \mu\text{m}$ , o comportamento observado para  $\alpha$  é de aumento à medida que se aumenta  $hatch$ . Situação semelhante é observada com relação a  $\beta$ , porém, neste caso, as oscilações presentes na curva ocorreram para valores diferentes de  $hatch$ . Considerando-se o que foi observado em termos de reprodutibilidade dos ensaios de permeabilidade (evidenciada através das Tabelas 4.13 e 4.14 e das Figuras 4.48 e 4.50), além da experiência adquirida durante o tratamento dos dados, acredita-se que os distúrbios nas curvas de  $\alpha$  e  $\beta$  evidenciados na Figura 4.51 devem estar mais relacionados ao ajuste dos dados experimentais do que aos fenômenos físicos. Ou seja, a obtenção de  $\alpha$  e  $\beta$  está diretamente relacionada com os valores dos termos lineares e quadráticos de uma parábola ( $y = Ax^2 + Bx + C$ ), a qual é obtida a partir de um ajuste que utiliza o método dos mínimos quadrados. Este ajuste, por sua vez, é bastante sensível a pequenas alterações dos dados experimentais. Cita-se também a possível contribuição da não leitura das pressões separadamente, conforme mencionado no capítulo 2 e anteriormente nesta seção.

Apesar das questões abordadas no parágrafo anterior, pode-se afirmar que os comportamentos globais observados para  $\alpha$  e  $\beta$  são consistentes com todos os experimentos realizados nesta pesquisa. Visando-se consolidar esta afirmação, apresenta-se na Figura 4.52 as relações obtidas experimentalmente entre a porosidade, a permeabilidade e o parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*), considerando-se a média dos valores dos três corpos de prova estudados. Os valores de vazão deste gráfico são referentes à pressão de 0,4 kgf/cm<sup>2</sup>.

Figura 4.52 – Gráfico mostrando a relação entre a porosidade, a permeabilidade e o parâmetro do processo SLS/SLM – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

A partir da análise da figura acima fica evidente a relação de causa-efeito-consequência que se busca comprovar nesta pesquisa. Ou seja, o controle do processo SLS/SLM realizado a partir da variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) proporcionou um controle adequado do grau de porosidade de peças produzidas com pó de aço inoxidável 316L o que, por sua vez, conduziu à obtenção de uma resposta consistente no que diz respeito à proporcionalidade dos valores de permeabilidade.

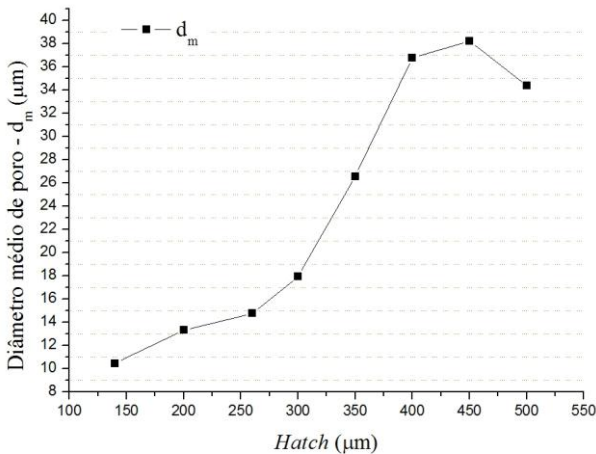
Outra característica importante de um meio filtrante é o tamanho médio de poro. Buscou-se investigar a relação existente entre esta variável e o parâmetro do processo *SLS/SLM*. A Tabela 4.16 mostra os valores do diâmetro médio de poro ( $d_m$ ) calculados segundo a equação 2.22, para cada valor do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*). Enquanto que a Figura 4.53 apresenta os dados da tabela citada relacionados em um gráfico.

Tabela 4.16 – Valores do diâmetro médio de poro – Método 01.

<i>Hatch</i> ( $\mu\text{m}$ )	$d_m$ ( $10^{-6}$ m)
140	10,5
200	13,3
260	14,8
300	17,9
350	26,6
400	36,8
450	38,2
500	34,4

Fonte: Autor (2017).

Figura 4.53 – Gráfico mostrando a relação entre o diâmetro médio de poro e o parâmetro do processo *SLS/SLM* – Método 01.



Fonte: Autor (2017).



A partir dos dados do gráfico acima é possível associar as variações de porosidade e permeabilidade discutidas anteriormente no texto, com a variação do diâmetro médio de poro das estruturas porosas. Estes resultados serão utilizados para avançar ainda mais no campo de filtração do segmento de petróleo e gás: nas próximas etapas desta pesquisa pretende-se aplicar os mecanismos de controle do processo *SLS/SLM* estudados visando-se à fabricação de filtros metálicos com gradação funcional de porosidade.

#### 4.8 INVESTIGAÇÃO SOBRE O COMPORTAMENTO DE POROSIDADE E PERMEABILIDADE DE PEÇAS COM GRADAÇÃO DE POROSIDADE (*FGM*)

Conforme mencionado no capítulo 3, nesta etapa da pesquisa foram fabricadas estruturas porosas (discos e cubos) com gradação de porosidade. Os discos de diâmetro 22 mm e altura 5 mm – assim como os cubos de dimensões 5 mm – foram produzidos com 05 níveis de porosidade ao longo do eixo Z de construção do processo *SLS/SLM*, sendo um nível diferente a cada 01 mm de altura. A presente seção foi elaborada separando-se os dois pó e os dois métodos investigativos utilizados nesta pesquisa, conforme apresentado nos fluxos das Figuras 3.1, 3.2 e 3.3.

Os discos foram submetidos aos ensaios de porosidade pelo método de Arquimedes, enquanto os cubos foram avaliados através de microtomografia computadorizada. Para a avaliação da permeabilidade, utilizou-se o permeâmetro de ar comprimido instalado na empresa BRATS.

##### 4.8.1 Pó AISI 316L (Método Investigativo 01)

Para o pó 316L esférico foi empregado o Método Investigativo 01. Neste método foram produzidas 03 configurações *FGM*: A, B e C; cada configuração foi projetada com 05 níveis diferentes de porosidade ao longo da altura da peça (eixo Z), sendo que esta gradação foi obtida a partir da variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*).

##### 4.8.1.1 Análise da porosidade *FGM* pelo método de Arquimedes

As Tabelas 4.17 e 4.18 mostram os resultados dos ensaios de porosidade para as amostras *FGM* 316L. De maneira idêntica à seção anterior, nestas tabelas é possível visualizar tanto os parâmetros medidos como aqueles calculados.

Tabela 4.17 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade FGM 316L – Método 01.

Amostra	$m_a$ (g)	$m_{peça+água}$ (g)	$m_{água}$ (g)	$\rho_{água}$ (12°C) (g/cm <sup>3</sup> )	$V_{água}$ (cm <sup>3</sup> )	$m_{imersão\_sat}$ (g)	$\rho_H$ (g/cm <sup>3</sup> )	$V_{peça}$ (cm <sup>3</sup> )	$V_{peça+água}$ (cm <sup>3</sup> )	FGM
9	9,3546	9,6700	0,3154	0,99958	0,3155	7,8503	6,22	1,5049	1,8205	A
18	9,0298	9,3786	0,3488	0,99958	0,3489	7,4762	5,81	1,5543	1,9032	A
29	8,8230	9,1365	0,3135	0,99958	0,3136	7,6215	7,34	1,2020	1,5156	A
30	8,7318	9,0743	0,3425	0,99958	0,3426	7,3305	6,23	1,4019	1,7445	B
39	8,4302	8,8483	0,4181	0,99958	0,4183	6,9533	5,71	1,4775	1,8958	B
40	8,7242	9,1048	0,3806	0,99958	0,3808	7,1781	5,64	1,5467	1,9275	B
41	8,2937	8,7366	0,4429	0,99958	0,4431	6,7612	5,41	1,5331	1,9762	C
42	8,4769	8,8675	0,3906	0,99958	0,3908	6,8964	5,36	1,5812	1,9719	C
43	8,4793	8,9445	0,4652	0,99958	0,4654	6,9777	5,64	1,5022	1,9676	C

Fonte: Autor (2017).

Tabela 4.18 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade FGM 316L – Método 01 (cont.).

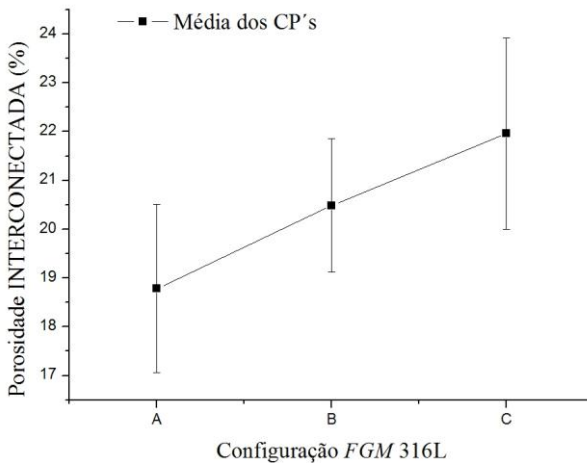
Amostra	% Poros INIER	% Poros FECH	$V_{\text{poros}}_{\text{FECH}}(\text{cm}^3)$	% Poros SOMA ( $\epsilon_T$ )	% Poros EQUAÇÃO ( $\epsilon$ )	( $\epsilon_T - \epsilon$ )	Fração <sub>INTER</sub>	$V_{\text{geom}}(\text{cm}^3)$	$\rho_{\text{geom}}(\text{g}/\text{cm}^3)$	FGM
9	17,3	9,3	0,1523	26,6	28,5	-1,9	60,9	1,64	5,69	A
18	18,3	8,4	0,1364	26,8	30,0	-3,2	61,2	1,62	5,57	A
29	20,7	15,7	0,2648	36,4	34,3	2,1	60,3	1,69	5,23	A
30	19,6	15,2	0,2586	34,9	35,4	-0,5	55,5	1,70	5,14	B
39	22,1	11,7	0,1951	33,7	36,7	-2,9	60,2	1,67	5,04	B
40	19,8	12,1	0,2032	31,9	34,8	-2,9	56,8	1,68	5,19	B
41	22,4	11,8	0,1981	34,2	38,1	-3,9	58,9	1,68	4,93	C
42	19,8	13,2	0,2205	33,0	36,5	-3,5	54,3	1,68	5,06	C
43	23,7	10,9	0,1870	34,5	38,0	-3,4	62,3	1,72	4,94	C

Fonte: Autor (2017).

A partir dos valores medidos/calculados – mostrados nas Tabelas 4.17 e 4.18 – pôde-se realizar o cruzamento dos dados, visando-se estudar o comportamento global de porosidade de cada lote de amostras *FGM* 316L em função dos diversos parâmetros de influência.

A Figura 4.54 apresenta em um gráfico a variação dos valores da porosidade interconectada – calculada através da Equação 3.9 – em função da configuração *FGM* 316L, apresentando os valores médios com seus respectivos desvios padrão.

Figura 4.54 – Gráfico relacionando a porosidade interconectada com a configuração *FGM* 316L (média dos CP's) – Método 01.

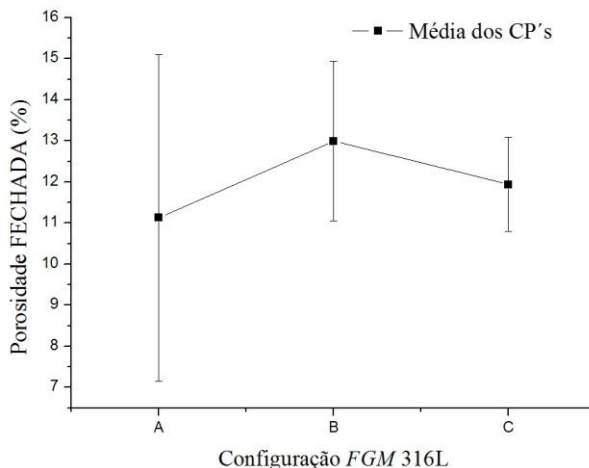


Fonte: Autor (2017).

Pela análise da figura acima observa-se que os desvios padrão das amostras de cada configuração resultaram relativamente elevados. Entretanto, nota-se no gráfico um sensível aumento dos valores médios de porosidade interconectada (ou aberta) desde a configuração *FGM* A até *FGM* C. Tendo-se em vista as configurações *FGM* mostradas na Tabela 3.3, tem-se que este comportamento é consistente com aquilo que foi observado na seção anterior, onde constatou-se o aumento da porosidade interconectada com o aumento dos valores do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*). Alguns dos motivos que conduziram à obtenção de valores relativamente elevados de desvios padrão são esclarecidos quando da análise de microtomografia computadorizada, a qual é realizada a seguir nesta seção.

A Figura 4.55 apresenta em um gráfico a variação dos valores da porosidade fechada – calculada através da Equação 3.11 – em função da configuração *FGM* 316L, considerando-se os valores médios com seus respectivos desvios padrão.

Figura 4.55 – Gráfico relacionando a porosidade fechada com a configuração *FGM* 316L (média dos CP's) – Método 01.

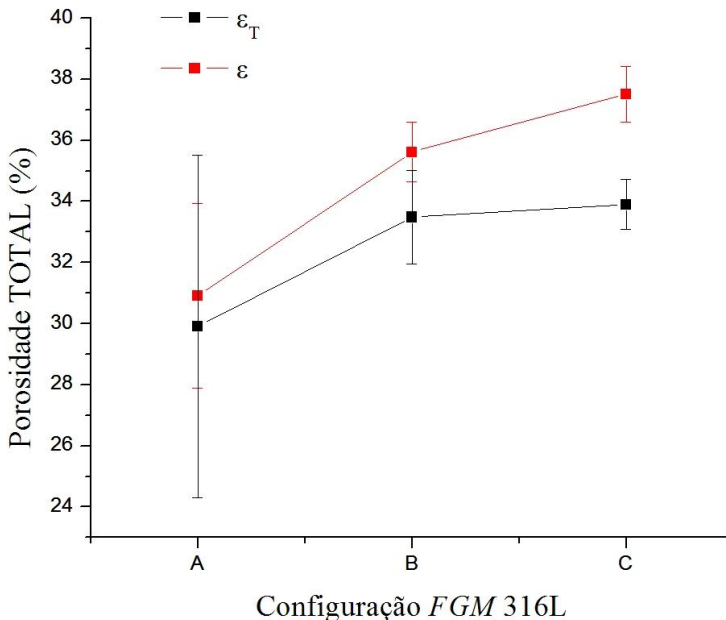


Fonte: Autor (2017).

O gráfico da figura acima revela que o comportamento de porosidade fechada não foi influenciado pelas diferenças nos parâmetros de processamento das configurações *FGM* 316L. Apesar de se perceber um ligeiro aumento dos valores percentuais desde a configuração *FGM* A até *FGM* B, os desvios padrão calculados a partir das 03 amostras ensaiadas são suficientemente altos a ponto de descartar-se uma relação consistente de proporcionalidade. Esta observação é consistente com aquilo que foi observado na seção anterior, onde a variação do parâmetro *hatch* não conduziu a alterações significativas na resposta de porosidade fechada.

A Figura 4.56 apresenta, em um único gráfico contendo a média dos valores dos três corpos de prova – incluindo-se o desvio padrão das medições realizadas – uma comparação entre os valores da porosidade total calculada/medida através dos dois modos –  $\epsilon_T$  e  $\epsilon$  – em função da configuração *FGM* 316L.

Figura 4.56 – Gráfico relacionando os dois modos de cálculo da porosidade total ( $\epsilon_T$  e  $\epsilon$ ) com a configuração *FGM* 316L – Método 01.

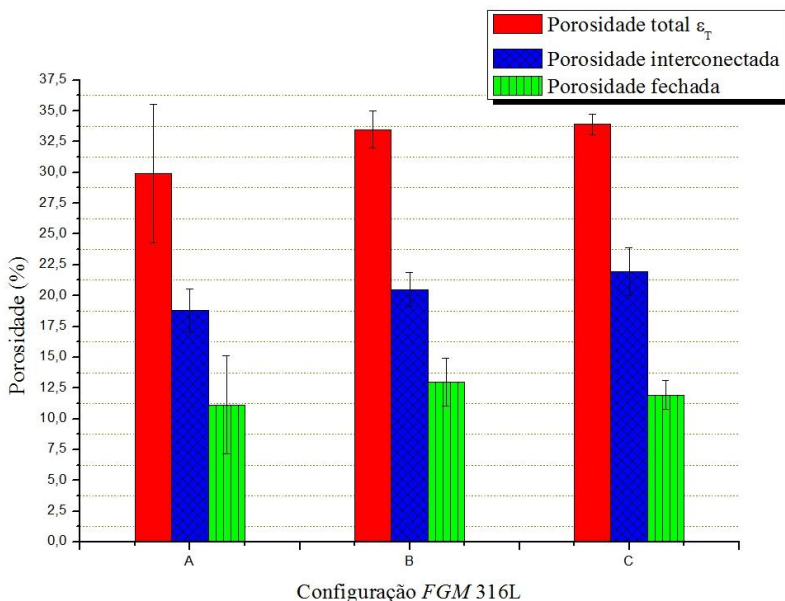


Fonte: Autor (2017).

A partir do gráfico acima depreende-se que os dois métodos de cálculo da porosidade total forneceram resultados virtualmente iguais, considerando-se os valores dos desvios padrão. A exceção ficou por conta das amostras referentes à configuração *FGM* C. O desvio padrão referente à configuração *FGM* A resultou relativamente elevado, enquanto que, para as demais configurações, tais desvios podem ser considerados mais parecidos com os resultados dos estudos realizados na etapa anterior, quando as amostras foram obtidas com porosidade constante ao longo de sua altura. Tendo-se em vista as configurações *FGM* mostradas na Tabela 3.3, tem-se que o comportamento observado acima é consistente com o que se esperava em termos de porosidade total, uma vez que a configuração *FGM* C é aquela que emprega os maiores valores de *hatch*. Deste modo, verifica-se que à medida que os valores de *hatch* são aumentados de maneira crescente nas configurações *FGM* A, B e C, a porosidade total aumenta continuamente.

O gráfico da Figura 4.57 mostra uma comparação entre os valores de porosidade total  $\varepsilon_T$ , interconectada e fechada em função da configuração *FGM* 316L, apresentando os valores médios com seus respectivos desvios padrão.

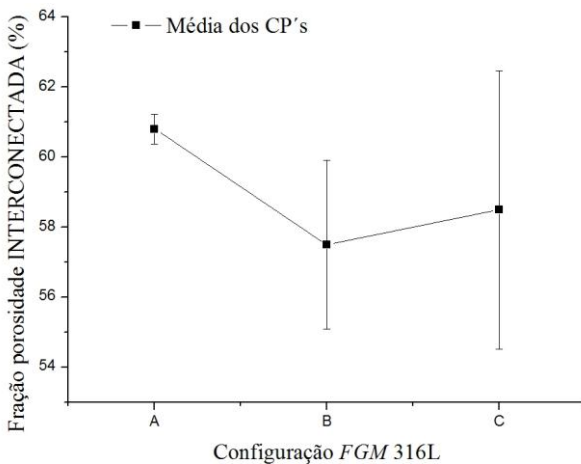
Figura 4.57 – Gráfico comparativo dos valores de porosidade total ( $\varepsilon_T$ ), interconectada e fechada em função da configuração *FGM* 316L – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

A partir da relação explicitada no gráfico acima nota-se que a variação de *hatch* empregada nas diferentes configurações *FGM* 316L exerceu influência praticamente nula nos resultados de porosidade fechada. Enquanto que as porosidades interconectada e total  $\varepsilon_T$  experimentaram um aumento contínuo desde as configurações *FGM* A até C. Visando-se entender melhor a relação obtida experimentalmente entre as porosidades interconectada e total, construiu-se o gráfico da Figura 4.58, o qual apresenta a variação dos valores (médias dos três corpos de prova) da fração de porosidade interconectada em função das configurações *FGM* 316L. Este resultado representa a parcela de porosidade interconectada em relação à porosidade total  $\varepsilon$ .

Figura 4.58 – Gráfico relacionando a fração de porosidade interconectada com a configuração *FGM 316L* – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

De modo geral, pode-se afirmar que a fração de porosidade interconectada se manteve aproximadamente constante independentemente da configuração *FGM 316L*, dados os valores dos desvios padrão encontrados neste caso. Similarmente ao que foi observado na seção anterior, isto significa que, conforme demonstrado no gráfico da Figura 4.57, os incrementos de porosidade interconectada acompanharam os aumentos de porosidade total, de maneira aproximadamente constante com a variação dos valores de *hatch* empregados nas diferentes configurações *FGM 316L*.

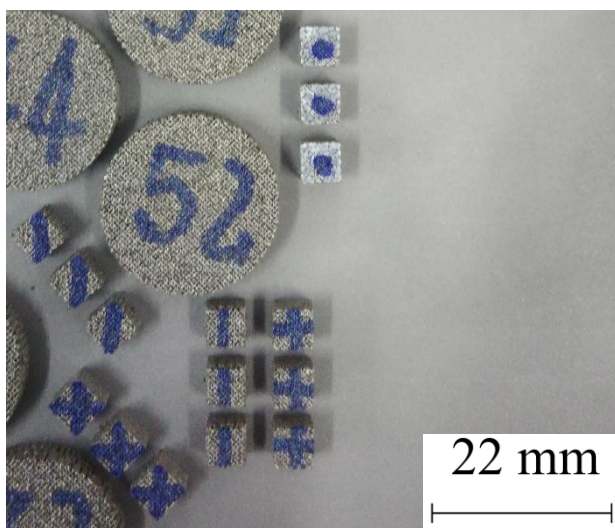
#### 4.8.1.2 Análise da porosidade *FGM* pelo método de Microtomografia computadorizada

Por ser um método de ensaio não destrutivo, a tomografia mostrou-se bastante adequada para que os objetivos da caracterização das amostras *FGM* fossem atingidos, conforme será demonstrado ao longo desta seção.

A Figura 4.59 mostra os cubos *FGM 316L* produzidos por *SLM* ainda fixados na chapa substrato de aço inoxidável, antes de serem separados através de corte por eletroerosão a fio.



Figura 4.59 – Amostras *FGM* 316L (cubos) logo após serem fabricadas no equipamento *M2 Cusing* – Método 01.

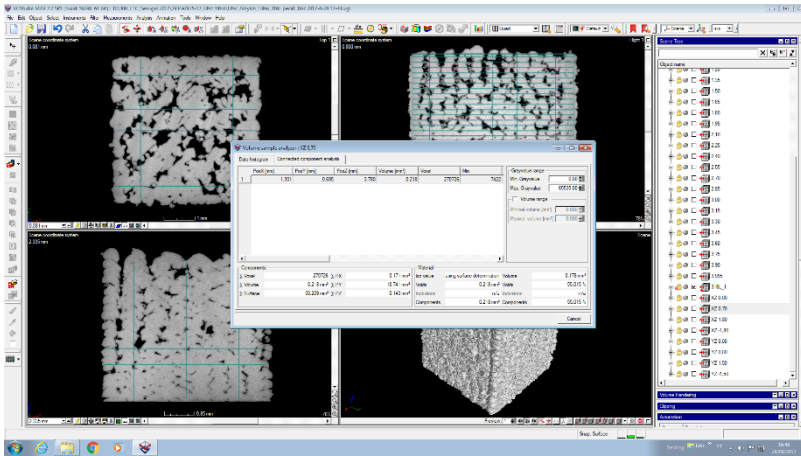


Fonte: Autor (2017).

Dentre as 03 configurações fabricadas, escolheu-se a configuração *FGM A* para ser avaliada. Esta configuração possui a seguinte variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) ao longo de sua altura: 140; 180; 220; 260; 300  $\mu\text{m}$ .

A Figura 4.60 mostra uma imagem da tela de trabalho do *software VGStudio MAX 2.2*, o qual foi utilizado para a realização das análises (edição) após o escaneamento das peças no METROTOM. Este *software* permite a execução de seccionamentos (cortes) em planos localizados em qualquer posição da peça, propiciando a visualização de qualquer região de interesse da amostra em análise. É possível também trabalhar de maneira interativa entre os planos de corte escolhidos (XY, XZ e YZ) e a vista isométrica, através da análise simultânea em “janelas” na tela de trabalho do *software*.

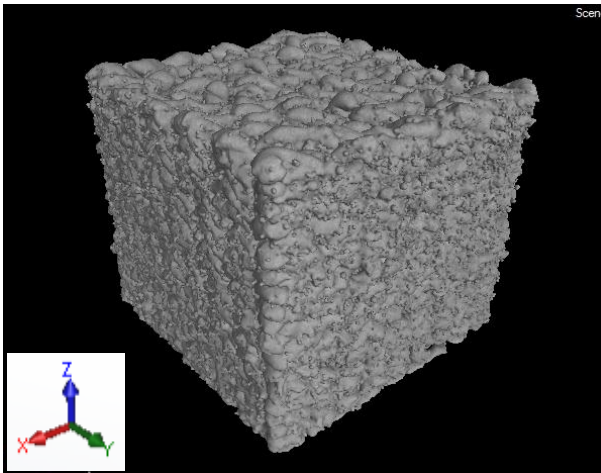
Figura 4.60 – Imagem da tela de trabalho do *software* VGStudio MAX 2.2.



Fonte: Autor (2017).

A Figura 4.61 mostra a vista isométrica da amostra *FGM 316L\_2* escaneada no METROTOM, pronta para ser analisada no *software* *VGStudio MAX 2.2*.

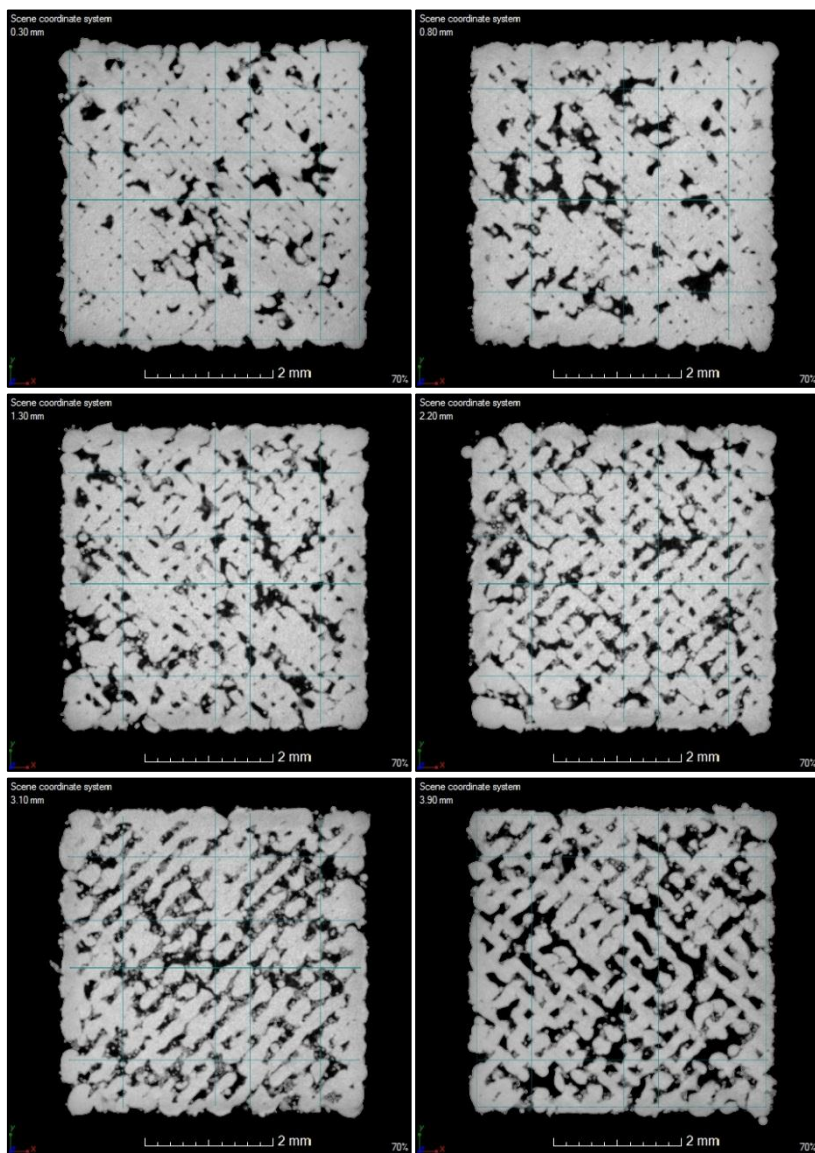
Figura 4.61 – Vista isométrica da amostra *FGM 316L\_2* – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

A Figura 4.62 mostra algumas seções transversais das amostras (cortes no plano  $XY$ ) executadas a cada 0,1 mm de altura, as quais evidenciam o aumento da porosidade com a altura da amostra *FGM 316L*. Estas imagens foram extraídas com auxílio do *software* visualizador *my-VGL 2.2*. No canto superior esquerdo de cada imagem está indicada a posição da seção no eixo  $Z$  (em mm).

Figura 4.62 – Seções transversais (plano XY) das amostras *FGM* 316L analisadas através de microtomografia – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

Analisando-se as imagens da figura acima é possível visualizar as direções de varredura do feixe *laser*, assim como o aumento gradativo da distância entre linhas de varredura (parâmetro *hatch*), o que conduziu a um aumento gradual da porosidade ao longo do eixo Z de construção. Este aumento gradual de porosidade será quantificado a seguir.

A Tabela 4.19 mostra os valores de porosidade – no plano XY – obtidos a partir das análises quantitativas processadas através do *software VGStudio MAX 2.2*.

Tabela 4.19 – Valores de porosidade total medidos no plano XY, referentes ao ensaio de microtomografia computadorizada (FGM 316L) – Método 01.

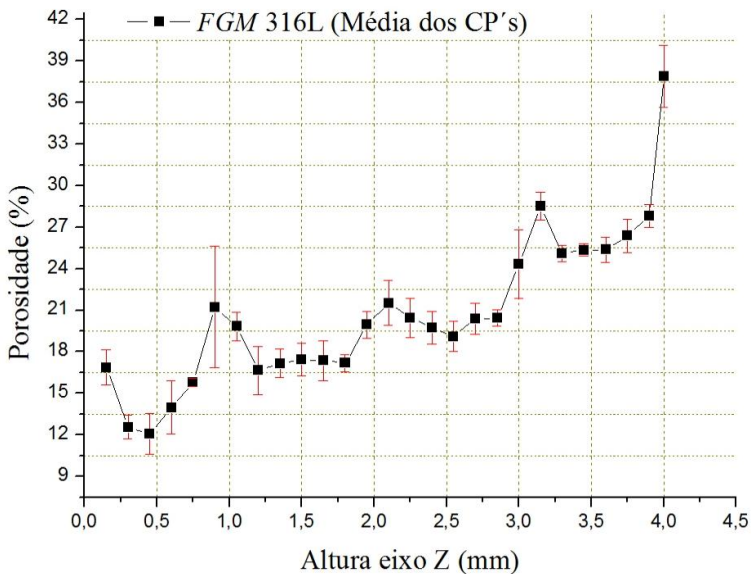
Altura eixo Z (mm)	Porosidade (%)				
	CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
0,15	17,83	17,38	15,42	<b>16,88</b>	<b>1,28</b>
0,30	13,32	11,63	12,71	<b>12,55</b>	<b>0,85</b>
0,45	11,01	13,77	11,52	<b>12,10</b>	<b>1,47</b>
0,60	11,80	14,65	15,46	<b>13,97</b>	<b>1,92</b>
0,75	15,76	15,48	16,06	<b>15,76</b>	<b>0,29</b>
0,90	26,28	18,40	18,98	<b>21,22</b>	<b>4,39</b>
1,05	18,86	20,94	19,74	<b>19,85</b>	<b>1,04</b>
1,20	15,71	18,65	15,60	<b>16,65</b>	<b>1,73</b>
1,35	16,72	18,32	16,46	<b>17,17</b>	<b>1,01</b>
1,50	18,22	17,98	16,09	<b>17,43</b>	<b>1,17</b>
1,65	18,99	16,25	16,87	<b>17,37</b>	<b>1,44</b>
1,80	16,57	17,11	17,84	<b>17,17</b>	<b>0,64</b>
1,95	21,08	19,58	19,22	<b>19,96</b>	<b>0,99</b>
2,10	21,82	22,98	19,80	<b>21,53</b>	<b>1,61</b>
2,25	19,17	21,94	20,24	<b>20,45</b>	<b>1,40</b>
2,40	19,04	21,09	19,12	<b>19,75</b>	<b>1,16</b>
2,55	20,30	18,17	18,88	<b>19,12</b>	<b>1,08</b>
2,70	20,21	21,62	19,35	<b>20,39</b>	<b>1,14</b>
2,85	21,04	20,37	19,89	<b>20,43</b>	<b>0,58</b>
3,00	24,26	21,90	26,83	<b>24,33</b>	<b>2,47</b>
3,15	29,27	27,40	28,88	<b>28,51</b>	<b>0,99</b>
3,30	25,70	24,48	25,14	<b>25,11</b>	<b>0,61</b>
3,45	25,53	24,87	25,68	<b>25,36</b>	<b>0,43</b>
3,60	25,32	26,31	24,50	<b>25,38</b>	<b>0,91</b>
3,75	25,99	25,44	27,72	<b>26,38</b>	<b>1,19</b>
3,90	27,50	28,74	27,22	<b>27,82</b>	<b>0,81</b>
4,00	38,10	40,02	35,56	<b>37,89</b>	<b>2,24</b>

Fonte: Autor (2017).

Conforme mostra a tabela acima, optou-se por seccionar transversalmente as peças a cada 0,15 mm – a partir de sua base – na direção de sua altura (eixo Z de construção no processo *SLM*), o que resultou em 27 seccionamentos ao longo de 4 mm de altura. A configuração *FGM A* possui 05 níveis projetados de porosidade ao longo de 5 mm de altura (01 nível de porosidade a cada 1 mm de altura), porém, após o corte por eletroerosão a fio, houve uma redução da altura inicialmente projetada, sendo que as peças analisadas ficaram com 4 mm de altura. Isto ocorreu devido ao metal consumido pelo fio de corte (fio com diâmetro 0,5 mm) – na forma de cavaco – e também ao posicionamento da chapa substrato no equipamento de eletroerosão a fio, o que conduziu a um corte acima da base originalmente projetada das amostras cúbicas. Deste modo, os 27 seccionamentos transversais proporcionaram a análise de 6 seções a cada variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*), de maneira que foi possível avaliar qualitativa e quantitativamente a variação de porosidade ao longo da altura das amostras, com volume adequado de dados.

A Figura 4.63 apresenta em um gráfico a variação dos valores da porosidade total em função da altura do corpo de prova (eixo Z), apresentando os valores médios com seus respectivos desvios padrão.

Figura 4.63 – Gráfico relacionando os valores de porosidade em função da altura do corpo de prova (eixo Z); média dos CP's *FGM* 316L – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

Analisando-se o gráfico da figura acima é possível confirmar a ocorrência de um aumento gradativo dos valores da porosidade total da amostra à medida que se avança no eixo Z de construção. Com exceção das seções transversais localizadas nas posições  $Z = 0,90$  mm e  $Z = 3,00$  mm – as quais experimentaram um desvio padrão dos resultados relativamente alto – em todas as outras seções os resultados dos três corpos de prova analisados ficaram relativamente próximos, o que indica uma certa repetibilidade do processo e do método de obtenção do *FGM*.

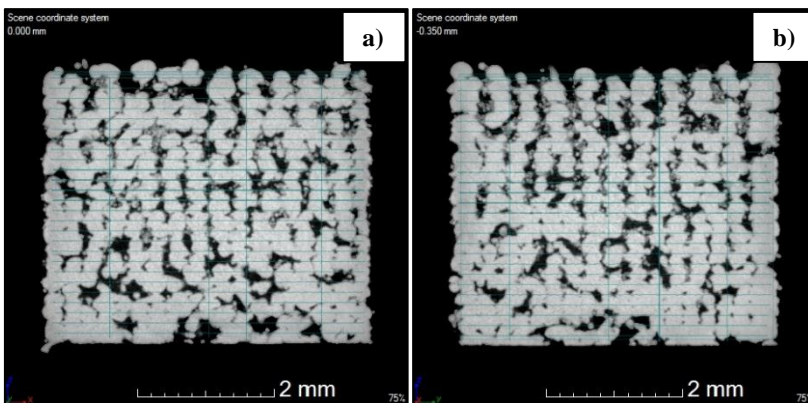
Algo que chama a atenção no gráfico da Figura 4.63 é o aumento dos valores de porosidade, seguido da imediata redução destes, a cada valor inteiro (0, 1, 2, 3 e 4 mm) da cota no eixo Z, o que gera uma espécie de “pico” localizado em torno destas cotas. Após a ocorrência deste fenômeno, o comportamento dos valores de porosidade tende a se estabilizar – voltando a apresentar uma tendência de crescimento mais ou menos gradativo à medida que se avança no eixo Z – até que se chega novamente ao valor inteiro subsequente da cota no eixo Z, quando o fenômeno se repete. Este comportamento deve estar relacionado com a fenomenologia

de formação das camadas no processo *SLS/SLM*, conforme evidenciado na subseção 4.4. À medida que se aumenta a distância entre linhas de varredura (parâmetro *hatch*), altera-se sensivelmente as condições do substrato para a formação do filete subsequente. É possível supor que este comportamento seja o responsável pelos valores relativamente elevados de desvios padrão obtidos quando da medição das variáveis de resposta na subseção 4.8.1.1. Isto porque se torna relativamente difícil controlar precisamente as condições que levariam à eliminação da ocorrência de determinados fenômenos que comprometem a uniformidade das camadas.

Todos os fenômenos citados conduzem a instabilidades na formação das camadas a cada alteração do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*), o que resulta no comportamento observado na amostra *FGM 316L* e evidenciado no gráfico da Figura 4.63.

As amostras também foram analisadas nos planos XZ e YZ. A Figura 4.64 mostra duas seções transversais executadas aproximadamente no centro da peça. No canto superior esquerdo de cada imagem está indicada a posição da seção no respectivo eixo (em mm).

Figura 4.64 – Seções transversais das amostras *FGM 316L* analisadas por microtomografia computadorizada no Método 01: a) plano XZ e b) plano YZ.



Fonte: Autor (2017).

Nota-se na Figura 4.64 o aumento da porosidade à medida que se avança no eixo Z, desde a base até o topo do cubo, conforme são incrementados os valores do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*). Adicionalmente, ao realizar-se uma análise qualitativa das ima-



gens da Figura 4.64 é possível supor que os valores de porosidade resultaram iguais nos dois planos considerados. A Tabela 4.20 mostra os valores de porosidade obtidos a partir das análises quantitativas. Em cada plano (XZ e YZ), foram escolhidas quatro posições aleatórias para a realização das medições.

Tabela 4.20 – Valores de porosidade total medidos nos planos XZ e YZ, referentes ao ensaio de microtomografia computadorizada (FGM 316L) – Método 01.

Posição	Porosidade (%)				
	CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
XZ 01	21,61	20,94	19,89	<b>20,81</b>	<b>0,86</b>
XZ 02	20,14	22,66	19,72	<b>20,84</b>	<b>1,59</b>
XZ 03	21,77	18,21	22,91	<b>20,96</b>	<b>2,45</b>
XZ 04	20,21	19,16	23,25	<b>20,88</b>	<b>2,12</b>
YZ 01	20,98	21,61	19,43	<b>20,68</b>	<b>1,12</b>
YZ 02	20,10	22,47	17,96	<b>20,18</b>	<b>2,26</b>
YZ 03	23,00	21,32	20,20	<b>21,51</b>	<b>1,41</b>
YZ 04	21,38	18,94	24,54	<b>21,62</b>	<b>2,81</b>

Fonte: Autor (2017).

A análise dos dados da Tabela 4.20 comprova que os valores de porosidade são aproximadamente constantes nos dois planos perpendiculares à direção de construção das peças FGM 316L. O valor médio global de porosidade para todas as posições dos três corpos de prova resultou igual a 20,93%, com um desvio padrão global de 1,67%.

#### 4.8.1.3 Análise da permeabilidade

Os ensaios de permeabilidade nas amostras com gradação de porosidade foram realizados utilizando-se equipamentos e procedimentos idênticos àqueles da subseção 4.7.2. O sentido do fluxo de fluido foi padronizado, sendo desde o lado de menor porosidade para o lado de maior porosidade. Ressalta-se que esta escolha deu-se em função da projeção de aplicação dos filtros com gradação funcional de porosidade. Porém, na subseção 4.8.2.3 serão realizados testes com o fluxo nos dois sentidos, visando-se esclarecer se há diferenças significativas nos resultados. A Tabela 4.21 mostra os resultados dos ensaios de permeabilidade para todas as configurações FGM 316L.

Tabela 4.21 – Resultados dos ensaios de permeabilidade para as configurações  
FGM 316L – Método 01.

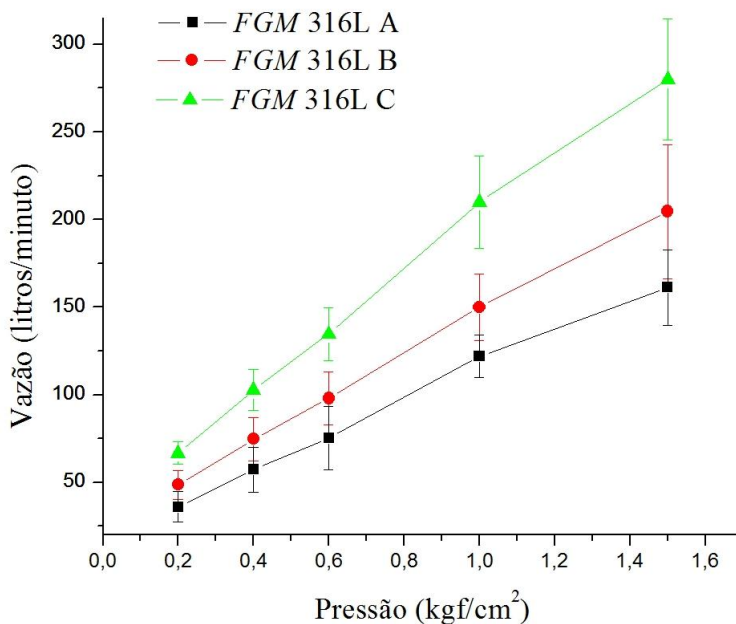
FGM	Pressão (kgf/cm <sup>2</sup> )	Vazão (litros/minuto)				
		CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
<b>A</b>	0,2	30	32	46	<b>36</b>	<b>9</b>
	0,4	48	52	72	<b>57</b>	<b>13</b>
	0,6	62	68	96	<b>75</b>	<b>18</b>
	1,0	114	116	136	<b>122</b>	<b>12</b>
	1,5	152	146	186	<b>161</b>	<b>22</b>
<b>B</b>	0,2	42	58	46	<b>49</b>	<b>8</b>
	0,4	64	88	72	<b>75</b>	<b>12</b>
	0,6	84	114	96	<b>98</b>	<b>15</b>
	1,0	132	170	148	<b>150</b>	<b>19</b>
	1,5	164	240	210	<b>205</b>	<b>38</b>
<b>C</b>	0,2	74	62	64	<b>67</b>	<b>6</b>
	0,4	116	94	98	<b>103</b>	<b>12</b>
	0,6	152	124	128	<b>135</b>	<b>15</b>
	1,0	240	190	200	<b>210</b>	<b>26</b>
	1,5	320	260	260	<b>280</b>	<b>35</b>

Fonte: Autor (2017).

Nota-se na tabela acima que os valores dos desvios padrão dos ensaios resultaram relativamente elevados, quando comparados com aqueles resultantes das amostras com porosidade constante ao longo de sua altura (Tabelas 4.13 e 4.14). Novamente, supõe-se que o comportamento evidenciado através do ensaio de microtomografia e discutido na subseção 4.8.1.2 seja o responsável pelos valores de desvio padrão obtidos nos ensaios de permeabilidade.

A Figura 4.65 mostra a relação entre os valores de pressão e de vazão obtidos nos ensaios, para todas as configurações FGM 316L.

Figura 4.65 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (*FGM 316L*) – Método 01.



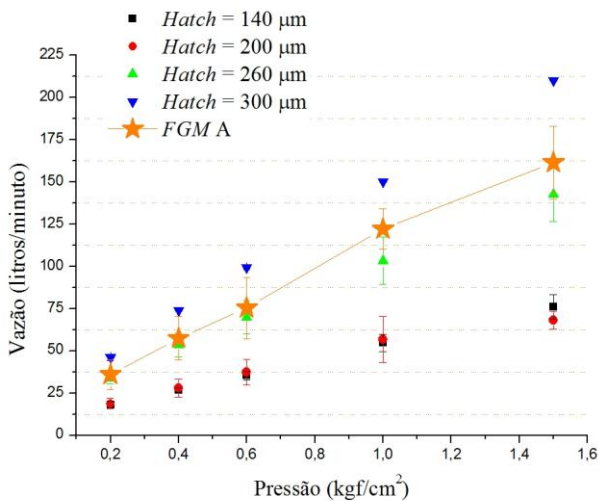
Fonte: Autor (2017).

Analisando-se os resultados mostrados na Tabela 4.20 e na Figura 4.65, percebe-se que o comportamento de vazão em função da pressão de ensaio apresentou-se conforme era esperado, ou seja, à medida que a porosidade aumenta (desde a configuração *FGM A* até *FGM C*), aumenta a vazão de fluido que permeia a estrutura porosa. Neste momento colocase as seguintes questões: o menor valor de *hatch* empregado na fabricação de uma estrutura porosa *FGM* deve ser o parâmetro “limitador” para os valores de vazão medidos durante os ensaios de permeabilidade. Por exemplo, como na configuração *FGM A* o menor valor de *hatch* foi 140  $\mu\text{m}$ , supõe-se que os valores de vazão medidos para esta configuração *FGM* sejam próximos daqueles medidos para a amostra sem graduação de porosidade, fabricada com *hatch* = 140  $\mu\text{m}$  (parâmetro constante ao longo da altura). Porém, sabe-se que a espessura do meio poroso é um parâmetro determinante para a queda de pressão do fluido, segundo a equação de Forchheimer (equação 2.15). Deste modo, sabendo-se que a espessura da

amostra SEM gradação de porosidade empregada nos ensaios de permeabilidade apresentados na subseção 4.7.2 é igual a aproximadamente 5 mm, e, que a espessura de cada “segmento” das amostras com gradação de porosidade é igual a aproximadamente 1 mm (devido à configuração *FGM* fabricada), espera-se que as amostras referentes à configuração *FGM A* apresentem maiores valores de vazão nos ensaios de permeabilidade, quando comparados com aqueles valores referentes às amostras sem gradação de porosidade construídas com *hatch* constante = 140  $\mu\text{m}$ . No entanto, esta pesquisa se propõe a responder a seguinte questão: quais são os valores de vazão (ou os valores de queda de pressão) considerando-se que o fluxo de fluido, após permear o “segmento com *hatch* = 140  $\mu\text{m}$ ” da configuração *FGM A*, ainda deverá permear os outros 4 “segmentos” da amostra com gradação de porosidade (que possui 5 níveis de porosidade, cada nível com espessura  $\approx$  1 mm, sendo a espessura total do meio poroso  $\approx$  5 mm). Ora, diferentemente de um meio poroso convencional – sem gradação de porosidade – de espessura 1 mm, a amostra *FGM* continuará a oferecer certo grau de restrição à passagem do fluido após este atravessar o segmento “limitador” (*hatch* = 140  $\mu\text{m}$ ), ainda que os segmentos subsequentes possuam maior porosidade. Assim, espera-se elucidar qualitativa e quantitativamente o comportamento de permeabilidade das amostras *FGM*, realizando-se um comparativo com as amostras sem gradação de porosidade, tendo as amostras desta pesquisa aproximadamente a mesma espessura total (5 mm).

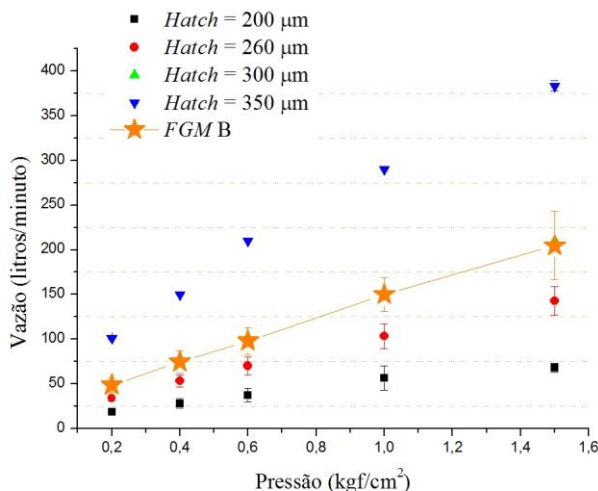
Para verificar estas questões, segue-se as Figuras 4.66, 4.67 e 4.68, as quais relacionam as medições de permeabilidade discutidas na subseção 4.7.2 (Tabelas 4.13 e 4.14) com as medições desta subseção (Tabela 4.20).

Figura 4.66 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (comparativo *hatch* constante vs *FGM 316L A*) – Método 01.



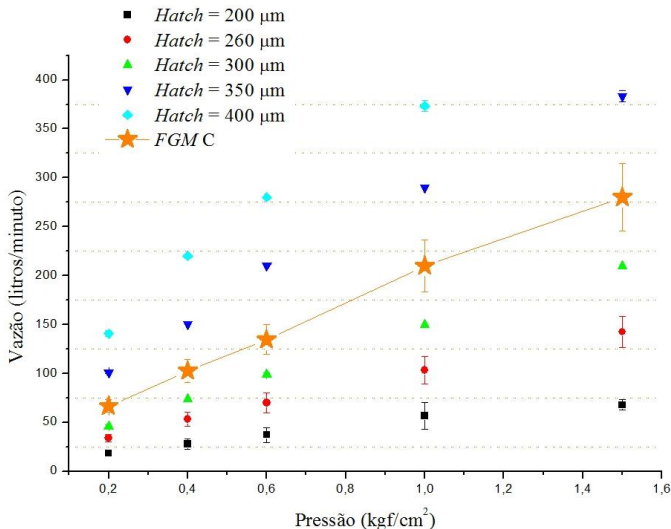
Fonte: Autor (2017).

Figura 4.67 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (comparativo *hatch* constante vs *FGM 316L B*) – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

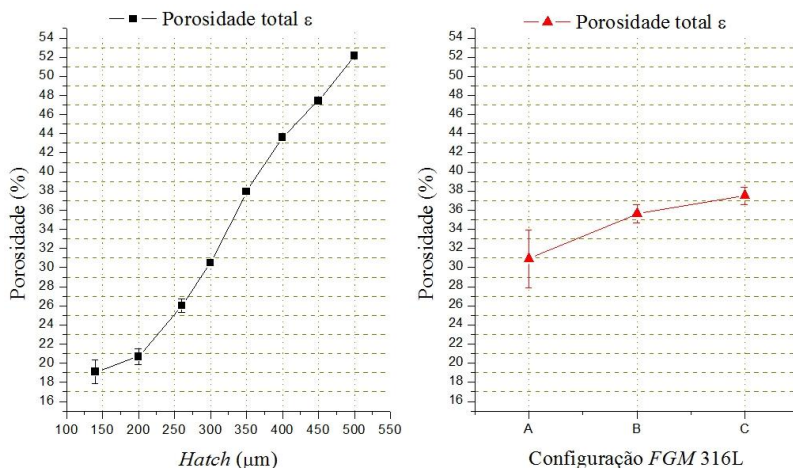
Figura 4.68 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (comparativo *hatch* constante vs *FGM 316L C*) – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

Analisando-se a Figura 4.66, nota-se que os valores de vazão medidos para a configuração *FGM A* são maiores que aqueles medidos na seção anterior para o valor de *hatch* = 140 µm. De fato, tais valores ficam entre os valores de vazão medidos para *hatch* = 260 e 300 µm. Fenômeno similar ocorre para as configurações *FGM B* e *C* (Figuras 4.67 e 4.68), sendo que os valores de vazão ficam praticamente iguais àqueles medidos para *hatch* = 300 µm (no caso de *FGM B*) e entre aqueles medidos para *hatch* = 300 e 350 µm (no caso de *FGM C*). Visando-se entender melhor as questões que envolvem a permeabilidade de estruturas porosas com gradação de porosidade, construiu-se o gráfico da Figura 4.69, o qual relaciona os valores de porosidade obtidos na subseção 4.7.1 com as medições de porosidade da subseção 4.8.1.1.

Figura 4.69 – Gráfico relacionando as medições de porosidade (comparativo *hatch* constante vs *FGM 316L*) – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

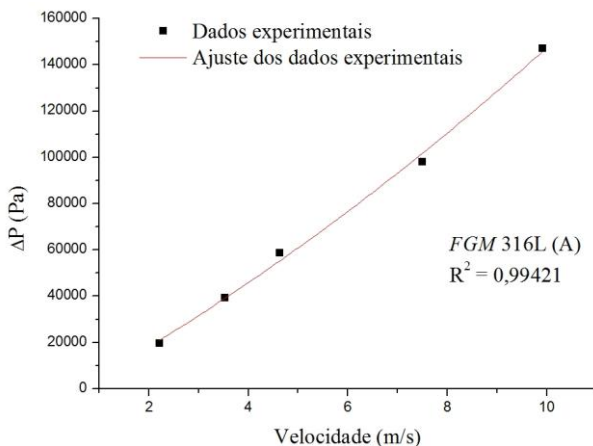
Os gráficos da Figura 4.69 evidenciam que a porosidade total das amostras fabricadas com a configuração *FGM A* ficou muito próxima da porosidade obtida para as amostras fabricadas com *hatch* constante = 300 µm. Enquanto que, para as configurações *FGM B* e *C*, a porosidade total ficou entre os valores de porosidade obtidos para as amostras fabricadas com *hatch* constante = 300 e 350 µm. Estas constatações são consistentes com as medições de permeabilidade das amostras *FGM 316L* evidenciadas nas Figuras 4.66, 4.67 e 4.69. Ou seja, apesar de a gradação “iniciar” com a porosidade referente ao valor de *hatch* constante = 140 µm (no caso de *FGM A*), a resposta de permeabilidade (vazão) resultou proporcional ao valor global de porosidade da amostra *FGM*.

A partir dos resultados evidenciados até esta etapa da pesquisa, pode-se realizar a projeção de que um filtro com gradação de porosidade terá uma capacidade de retenção de partículas a ser fixada pela menor porosidade (a qual estará associada ao menor valor de *hatch* empregado na sua fabricação). Porém, este filtro *FGM* deverá permitir a passagem de fluido com menores perdas de carga – ou, com maiores vazões para uma mesma pressão – quando comparado a um filtro com porosidade constante ao longo de toda sua espessura. Pode-se afirmar que as condições citadas são benéficas para o processo de filtração, uma vez que menores

perdas de carga e menores pressões – associadas com adequada eficiência de filtração – significam redução de custos operacionais.

Para se obter os valores dos coeficientes da equação de Forchheimer, procedeu-se de maneira idêntica ao que foi realizado na subseção 4.7.2. A Figura 4.70 mostra um exemplo do ajuste dos dados experimentais a um polinômio de 2ª ordem.

Figura 4.70 – Gráfico evidenciando o ajuste dos pontos a uma função quadrática (*FGM 316L A*) – Método 01.



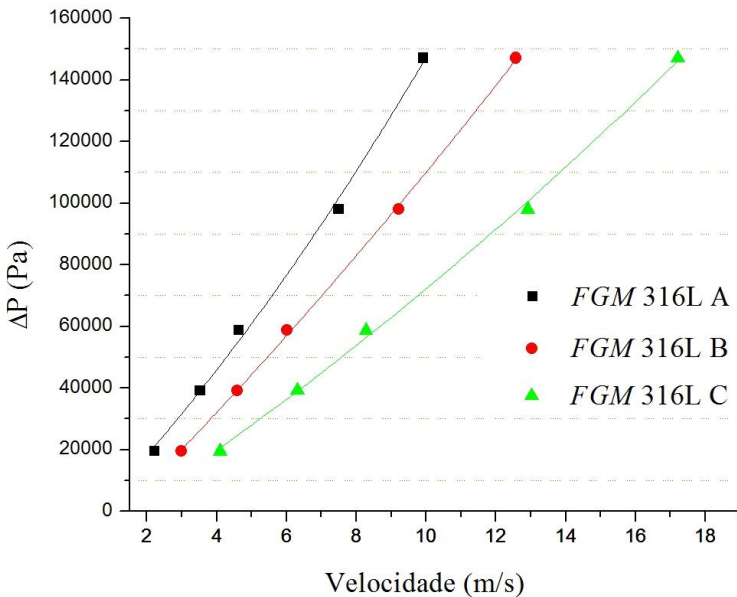
Fonte: Autor (2017).

O ajuste mostrado na Figura 4.70, efetuado para *FGM A*, foi o menos adequado entre todos ( $R^2 = 0,994$ ). Os valores do coeficiente de correlação  $R^2$  de todos os ajustes são mostrados na Tabela 4.22. De modo geral, todos os ajustes foram considerados satisfatórios.

A Figura 4.71 mostra o gráfico  $\Delta P \times V_0$  incluindo-se os ajustes dos dados experimentais de todas as configurações *FGM 316L*.



Figura 4.71 – Gráfico relacionando  $\Delta P$  em função da velocidade do fluido ( $V_0$ ), incluindo-se o ajuste dos dados experimentais (*FGM 316L*) – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

Conforme mencionado no capítulo 2, ao se utilizar um fluido compressível como o ar, é recomendada a utilização das equações 2.23 e 2.24, as quais são válidas para o escoamento de gases quando os efeitos da compressibilidade do fluido são significativos para a queda de pressão (INNOCENTINI; PANDOLFELLI, 1999). Porém, aqui, novamente, utilizou-se a equação 3.1 para o cálculo dos coeficientes de permeabilidade. Não obstante, a análise da Figura 4.71 evidencia um comportamento adequado dos resultados obtidos nos ensaios de permeabilidade das estruturas porosas *FGM 316L* fabricadas nesta pesquisa. Ou seja, percebe-se que para todas as curvas o termo quadrático resultou positivo, o que torna os experimentos consistentes em termos de significado físico. Apesar desta constatação positiva, ressalta-se que os resultados apresentados e discutidos são válidos apenas para efeito comparativo entre as diferentes amostras produzidas nesta pesquisa, não sendo recomendada sua comparação com outros valores citados na literatura (valores de  $\alpha$  e  $\beta$  da equação de Forchheimer).

Com os ajustes realizados para todas as configurações *FGM* 316L, foi possível calcular – utilizando-se a equação 3.1 – os coeficientes  $\alpha$  e  $\beta$  da equação de Forchheimer. A Tabela 4.22 mostra os valores destes coeficientes. A coluna indicada pelo cabeçalho  $R^2$  nesta tabela relaciona os valores do coeficiente de correlação dos ajustes para cada configuração *FGM* 316L.

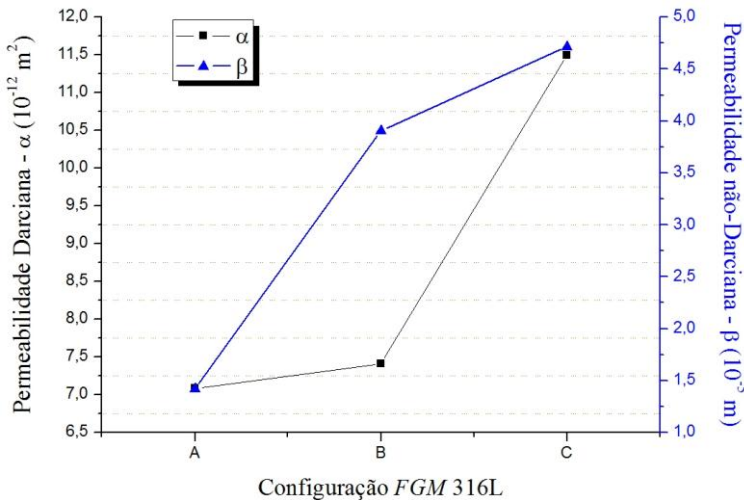
Tabela 4.22 – Valores dos coeficientes de permeabilidade  $\alpha$  e  $\beta$  e do coeficiente de correlação  $R^2$  (*FGM* 316L) – Método 01.

<i>FGM</i>	$\alpha$ ( $10^{-12} \text{ m}^2$ )	$\beta$ ( $10^{-5} \text{ m}$ )	$R^2$
A	7,09	1,42	0,99421
B	7,41	3,91	0,99914
C	11,49	4,71	0,99716

Fonte: Autor (2017).

A Figura 4.72 mostra a relação entre os valores das permeabilidades Darciana ( $\alpha$ ) e não-Darciana ( $\beta$ ) e as configurações *FGM* 316L.

Figura 4.72 – Gráfico mostrando os valores dos coeficientes da equação de Forchheimer em função das configurações *FGM* 316L – Método 01.

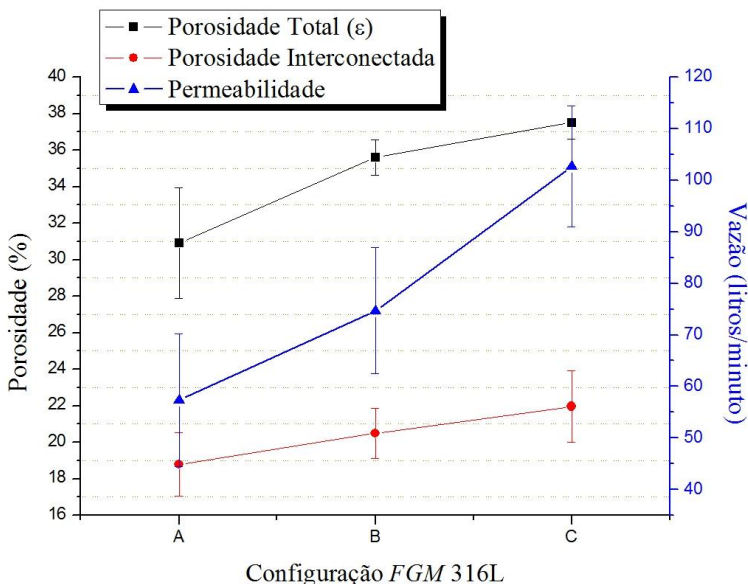


Fonte: Autor (2017).

Observa-se que o comportamento de  $\alpha$  e  $\beta$  é de aumento à medida que se avança desde a configuração *FGM A* até *C*. A permeabilidade viscosa experimenta um pequeno aumento desde a configuração *FGM A* até *FGM B*. E, com o aumento subsequente da porosidade na configuração *FGM C*, o valor de  $\alpha$  aumenta substancialmente, indicando que a perda de energia devida ao atrito entre o fluido e as paredes do meio poroso diminuiu na mesma escala. Este fenômeno corrobora o que foi exposto no capítulo 2, pois, quanto menor for a área de contato entre fluido e meio poroso, menor será a resistência ao escoamento do fluido (INNOCENTINI; PANDOLFELLI, 1999). A permeabilidade inercial, por sua vez, experimenta um aumento substancial desde a configuração *FGM A* até *FGM B*, e continua a aumentar com uma taxa relativamente alta até *FGM C*. Este aumento de  $\beta$  muito provavelmente está associado com a diminuição da tortuosidade do meio poroso.

Pode-se afirmar que os comportamentos globais observados para os coeficientes de permeabilidade são consistentes com todos os experimentos realizados até o presente momento nesta pesquisa. Ou seja, à medida que se aumenta o tamanho dos poros e a porosidade das amostras, tanto a permeabilidade viscosa como a inercial aumentam. Visando-se consolidar esta afirmação, apresenta-se na Figura 4.73 as relações obtidas experimentalmente entre a porosidade, a permeabilidade (vazão) e a configuração *FGM 316L*, considerando-se a média dos valores dos três corpos de prova estudados. Os valores de vazão deste gráfico são referentes à pressão de 0,4 kgf/cm<sup>2</sup>.

Figura 4.73 – Gráfico mostrando a relação entre a porosidade, a permeabilidade e as configurações *FGM* 316L – Método 01.



Fonte: Autor (2017).

O gráfico da figura acima deve ser entendido como sendo a comprovação de que o controle do processo *SLS/SLM* – realizado a partir da variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) – pode ser utilizado para a produção de estruturas metálicas com gradação de porosidade. Considerando-se a aplicação destas estruturas como meio filtrante, pode-se afirmar que o referido controle de processo possibilita um adequado domínio sobre a resistência que o meio poroso oferecerá à passagem de um fluido de trabalho.

#### 4.8.2 Pó *AISI* 304 (Método Investigativo 02)

Para o pó 304 irregular foi empregado o Método Investigativo 02. Neste método foram produzidas 03 configurações *FGM*: #1, #2 e #3.

##### 4.8.2.1 Análise da porosidade *FGM* pelo método de Arquimedes

As Tabelas 4.23 e 4.24 mostram os resultados dos ensaios de porosidade para as amostras *FGM* 304.

Tabela 4.23 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade FGM 304 – Método 02.

Amostra	$m_{ar}(g)$	$m_{peça-águia}(g)$	$m_{águia}(g)$	$\rho_{águia}(22^{\circ}C)$ (g/cm3)	$V_{águia}(cm^3)$	$m_{imersão\_sa}(g)$	$\rho_H(g/cm^3)$	$V_{peça}(cm^3)$	$V_{peça-águia}(cm^3)$	FGM
13	8,7318	9,1966	0,4648	0,9984	0,4655	7,2245	5,78	1,5097	1,9753	#1
14	8,5115	8,9724	0,4609	0,9984	0,4616	7,4214	7,80	1,0918	1,5535	#1
15	8,7861	9,2808	0,4947	0,9984	0,4955	7,6034	7,42	1,1846	1,6801	#1
4	8,9745	9,6661	0,6916	0,9984	0,6927	7,3918	5,66	1,5852	2,2779	#2
5	9,0243	9,7374	0,7131	0,9984	0,7142	7,4615	5,77	1,5653	2,2795	#2
6	9,0214	9,7437	0,7223	0,9984	0,7235	7,7728	7,21	1,2506	1,9741	#2
7	8,1631	8,9821	0,8190	0,9984	0,8203	6,6773	5,49	1,4882	2,3085	#3
8	8,1341	8,9723	0,8382	0,9984	0,8395	6,5909	5,26	1,5457	2,3852	#3
9	8,1042	8,9471	0,8429	0,9984	0,8443	6,6347	5,51	1,4719	2,3161	#3

Fonte: Autor (2017).

Tabela 4.24 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade FGM 304 – Método 02 (cont.).

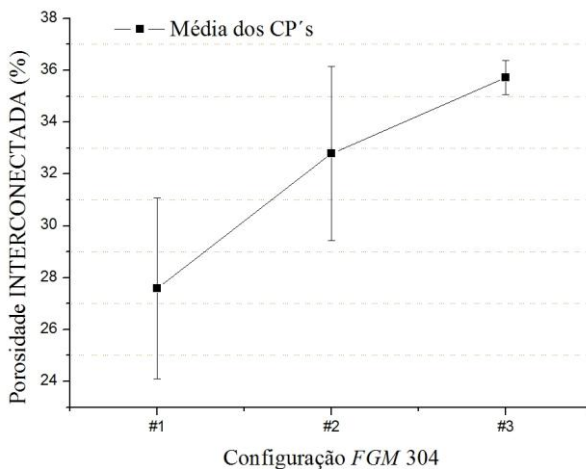
Amostra	% Poros INTER	% Poros FECH	$V_{\text{poros FECH}}(\text{cm}^3)$	% Poros SOMA ( $\epsilon_T$ )	% Poros EQUAÇÃO ( $\epsilon$ )	$(\epsilon_T - \epsilon)$	Fração <sub>INTER</sub>	$V_{\text{geom}}(\text{cm}^3)$	$\rho_{\text{geom}}(\text{g}/\text{cm}^3)$	FGM
13	23,6	6,6	0,11101	30,2	34,4	-4,3	68,5	1,67	5,22	#1
14	29,7	7,1	0,11165	36,8	35,1	1,7	84,7	1,65	5,17	#1
15	29,5	5,4	0,0908	34,9	34,7	0,2	85,0	1,69	5,20	#1
4	30,4	5,1	0,0971	35,5	41,2	-5,7	73,8	1,92	4,68	#2
5	31,3	4,1	0,0793	35,4	41,2	-5,7	76,1	1,93	4,68	#2
6	36,6	3,6	0,0684	40,2	41,1	-0,9	89,1	1,93	4,69	#2
7	35,5	4,3	0,0832	39,8	46,8	-7,0	75,9	1,93	4,23	#3
8	35,2	4,4	0,0866	39,6	47,5	-7,9	74,0	1,95	4,18	#3
9	36,5	2,8	0,0535	39,2	46,9	-7,6	77,8	1,92	4,23	#3

Fonte: Autor (2017).

De maneira idêntica à seção anterior, nas Tabelas 4.23 e 4.24 é possível visualizar tanto os parâmetros medidos como aqueles calculados. A partir destes valores medidos/calculados, pôde-se realizar o cruzamento dos dados, visando-se estudar o comportamento global de porosidade de cada lote de amostras *FGM* 304 em função dos diversos parâmetros de influência.

A Figura 4.74 apresenta em um gráfico a variação dos valores da porosidade interconectada – calculada através da Equação 3.9 – em função da configuração *FGM* 304, apresentando os valores médios com seus respectivos desvios padrão.

Figura 4.74 – Gráfico relacionando a porosidade interconectada com a configuração *FGM* 304 (média dos CP's) – Método 02.



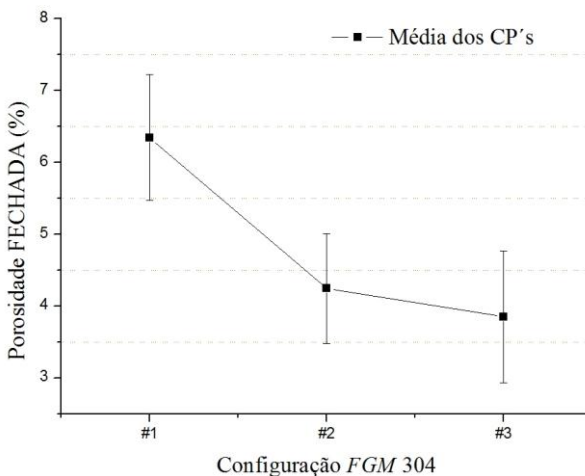
Fonte: Autor (2017).

Pela análise da figura acima observa-se que os desvios padrão das amostras *FGM* #1 e #2 resultaram relativamente elevados. Entretanto, nota-se no gráfico um sensível aumento dos valores de porosidade interconectada (ou aberta) desde a configuração *FGM* #1 até *FGM* #3. Tendo-se em vista as configurações *FGM* 304 mostradas na Tabela 3.5, tem-se que este comportamento é consistente com aquilo que foi observado no trabalho de ARRUDA, (2016), onde constatou-se o aumento da porosidade interconectada com o aumento dos valores do parâmetro velocidade de varredura. Alguns dos motivos que conduziram à obtenção de valores

relativamente elevados de desvios padrão serão esclarecidos quando da análise de microtomografia computadorizada, a qual é realizada a seguir nesta seção.

A Figura 4.75 apresenta em um gráfico a variação dos valores da porosidade fechada – calculada através da Equação 3.11 – em função da configuração *FGM* 304, considerando-se os valores médios com seus respectivos desvios padrão.

Figura 4.75 – Gráfico relacionando a porosidade fechada com a configuração *FGM* 304 (média dos CP's) – Método 02.



Fonte: Autor (2017).

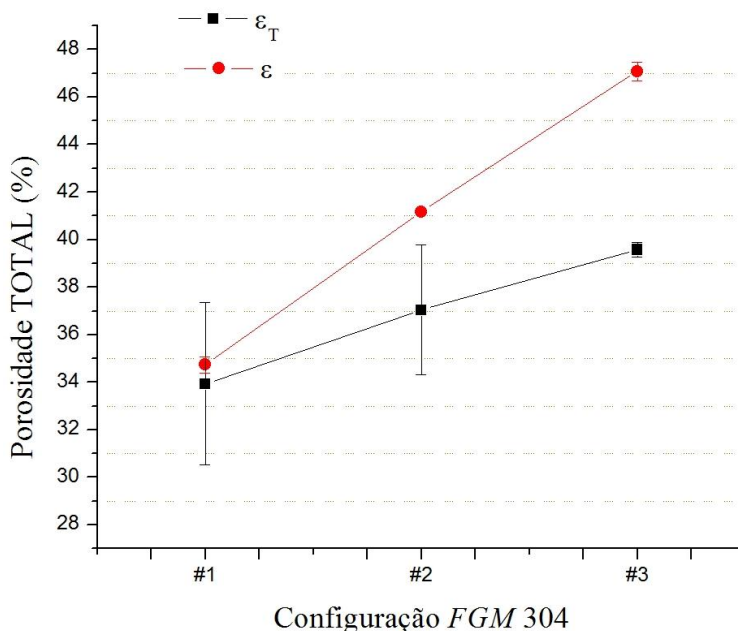
O gráfico da figura acima revela que o comportamento de porosidade fechada foi influenciado pelas diferenças nos parâmetros de processamento das configurações *FGM* 304. Apesar dos desvios padrão relativamente altos, é possível afirmar que houve uma redução da porosidade fechada desde a configuração *FGM* #1 até *FGM* #2, sendo que este comportamento continuou ocorrendo – em termos de valores médios – até *FGM* #3. Retomando-se a análise de porosidade interconectada realizada anteriormente, nota-se que as respostas destas duas variáveis mostraram-se antagônicas, ou seja, quando a porosidade interconectada aumenta, a porosidade fechada diminui.

A Figura 4.76 apresenta, em um único gráfico contendo a média dos valores dos três corpos de prova – incluindo-se o desvio padrão das



medições realizadas – uma comparação entre os valores da porosidade total calculada/medida através dos dois modos –  $\varepsilon_T$  e  $\varepsilon$  – em função da configuração *FGM 304*.

Figura 4.76 – Gráfico relacionando os dois modos de cálculo da porosidade total ( $\varepsilon_T$  e  $\varepsilon$ ) com a configuração *FGM 304* – Método 02.



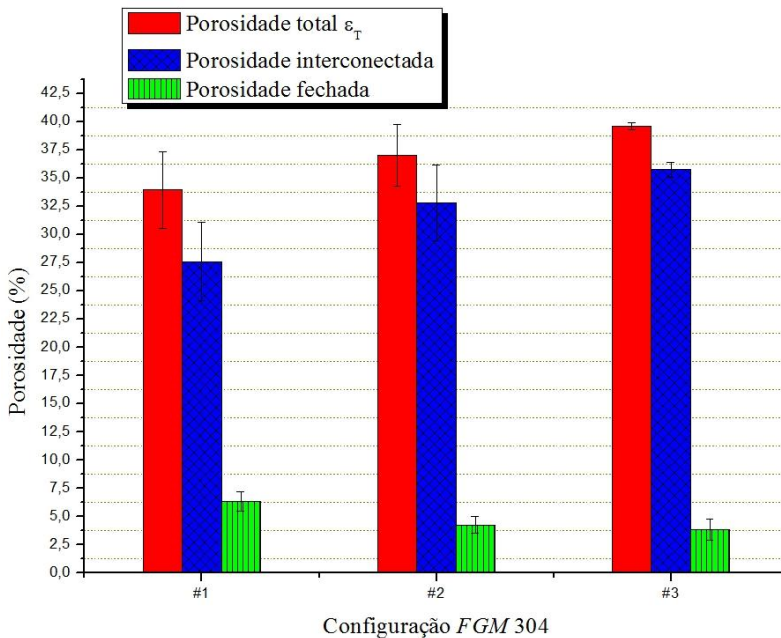
Fonte: Autor (2017).

O gráfico acima evidencia uma certa discrepância entre os dois métodos de cálculo da porosidade total. Apesar de haver concordância acerca da tendência de aumento da porosidade com o aumento da velocidade de varredura, as taxas de aumento foram diferentes. É importante ressaltar que o método de cálculo de  $\varepsilon$  (equação 3.3) não considera efeitos físicos. Adicionalmente, para o cálculo de  $\rho_{\text{geom}}$  deverão estar embutidos erros provenientes da medição das dimensões dos discos (a qual foi realizada com paquímetro), os quais tendem a alterar o valor de  $\varepsilon$  no sentido de aumento, e nunca de redução (pois, os apalpadores do paquímetro tocam nos picos de rugosidade das peças). Enquanto que as medições de  $\varepsilon$  con-

sideram muito mais os fatores físicos/geométricos reais das peças. Ressalta-se que os dois métodos de cálculo são importantes e se complementam nas análises, servindo de comparativo para estas. Tendo-se em vista as configurações *FGM* 304 mostradas na Tabela 3.5, tem-se que o comportamento observado acima é consistente com o que se esperava em termos de porosidade total. Ou seja, verifica-se que à medida que os valores da velocidade de varredura do feixe *laser* são aumentados de maneira crescente nas configurações *FGM* #1, #2 e #3, a porosidade total aumenta continuamente.

O gráfico da Figura 4.77 mostra uma comparação entre os valores de porosidade total  $\varepsilon_T$ , interconectada e fechada em função da configuração *FGM* 304, apresentando os valores médios com seus respectivos desvios padrão.

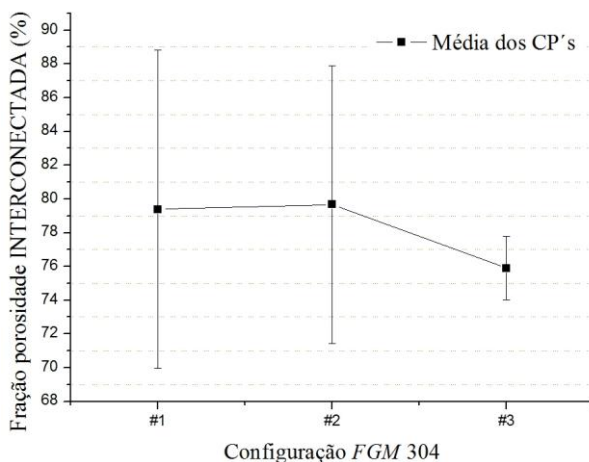
Figura 4.77 – Gráfico comparativo dos valores de porosidade total ( $\varepsilon_T$ ), interconectada e fechada em função da configuração *FGM* 304 – Método 02.



Fonte: Autor (2017).

A relação explicitada no gráfico acima centraliza as informações discutidas anteriormente, fornecendo uma visão consolidada acerca das respostas das três variáveis. Retomando-se os resultados observados na subseção 4.8.1.1 – quando empregou-se o Método Investigativo 01 – depreende-se que o comportamento global das variáveis analisadas na Figura 4.77 se mostra bastante parecido para os dois métodos e os dois pós. Visando-se entender melhor a relação obtida experimentalmente entre as porosidades interconectada e total das amostras *FGM 304* utilizando-se o Método Investigativo 02, construiu-se o gráfico da Figura 4.78, o qual apresenta a variação dos valores (médias dos três corpos de prova) da fração de porosidade interconectada em função das configurações *FGM 304*. Este resultado representa a parcela de porosidade interconectada em relação à porosidade total  $\varepsilon$ .

Figura 4.78 – Gráfico relacionando a fração de porosidade interconectada com a configuração *FGM 304* – Método 02.



Fonte: Autor (2017).

De modo geral, assim como ocorreu nos estudos do Método Investigativo 01, pode-se afirmar que a fração de porosidade interconectada se manteve aproximadamente constante independentemente da configuração *FGM 304*, dados os valores dos desvios padrão encontrados neste caso. Similarmente ao que foi observado na seção anterior, isto significa que, conforme demonstrado no gráfico da Figura 4.77, os incrementos de

porosidade interconectada acompanharam os aumentos de porosidade total, de maneira aproximadamente constante com a variação dos valores de velocidade de varredura empregados nas diferentes configurações *FGM* 304. Entretanto, comparando-se os dois métodos investigativos em relação à fração de porosidade interconectada, observa-se que a média dos valores desta variável obtida no Método 01 foi 58,9%, enquanto que no Método 02 foi 78,3%. Ou seja, utilizando-se o pó 304 irregular, e variando-se a velocidade de varredura do feixe *laser*, as amostras se mostraram mais adequadas para a aplicação de filtração, considerando-se este aspecto isoladamente. Infelizmente, no atual estágio desta pesquisa, não é possível concluir precisamente se este resultado ocorreu devido às características dos materiais particulados (316L esférico *versus* 304 irregular) ou à diferença entre os mecanismos de controle de processo empregados (variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) *versus* variação da velocidade de varredura do feixe *laser*), ou ainda à combinação de ambas as situações. Esta questão será inserida na seção de sugestões para trabalhos futuros.

#### **4.8.2.2 Análise da porosidade *FGM* pelo método de Microtomografia computadorizada**

De maneira idêntica à subseção 4.8.1.2, a tomografia realizada nas amostras produzidas com o pó 304 mostrou-se bastante adequada para que os objetivos da caracterização da gradação de porosidade fossem atingidos, conforme será demonstrado ao longo desta seção.

A Figura 4.79 mostra os cubos *FGM* 304 produzidos por *SLM* ainda fixados na chapa substrato de aço inoxidável, antes de serem separados através de corte por eletroerosão a fio.

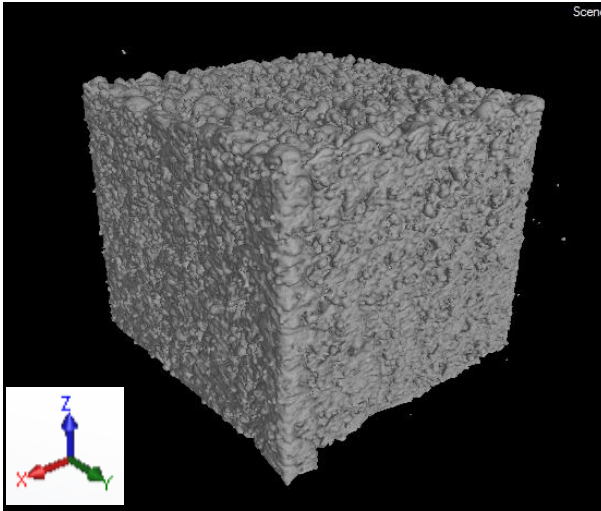
Figura 4.79 – Amostras *FGM* 304 (cubos) logo após serem fabricadas no equipamento *M2 Cusing* – Método 02.



Fonte: Autor (2017).

Dentre as 03 configurações fabricadas, escolheu-se a configuração *FGM* #1 para ser avaliada. Esta configuração possui a seguinte variação do parâmetro velocidade de varredura ao longo de sua altura: 1000; 1200; 1400; 1600; 1800 mm/s.

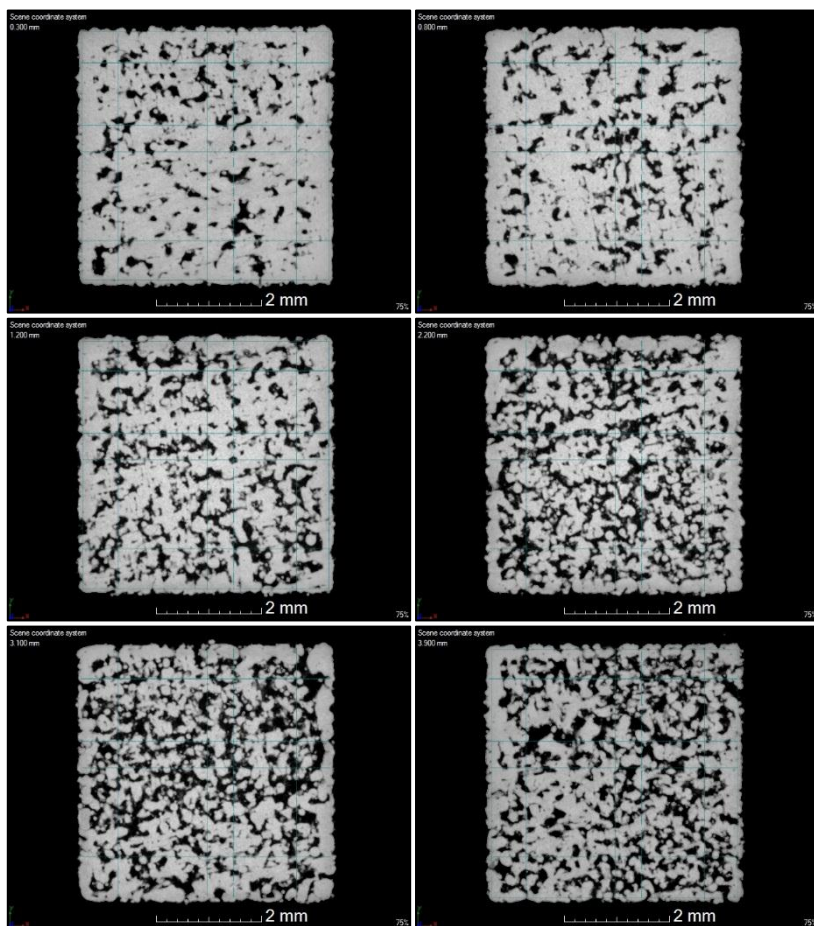
A Figura 4.80 mostra uma vista isométrica da amostra *FGM* 304\_1 escaneada no METROTOM, pronta para ser analisada no *software* *VGS-tudio* *MAX* 2.2.

Figura 4.80 – Vista isométrica da amostra *FGM 304\_1* – Método 02.

Fonte: Autor (2017).

A Figura 4.81 mostra algumas seções transversais das amostras (cortes no plano XY) executadas a cada 0,1 mm de altura, as quais evidenciam o aumento da porosidade com a altura da amostra *FGM 304*. Estas imagens foram extraídas com auxílio do *software* visualizador *my-VGL 2.2*. No canto superior esquerdo de cada imagem está indicada a posição da seção no eixo Z (em mm).

Figura 4.81 – Seções transversais (plano XY) das amostras *FGM 304* analisadas através de microtomografia – Método 02.



Fonte: Autor (2017).

Analisando-se as imagens da figura acima nota-se que as direções das linhas de varredura do feixe *laser* não são evidentes, diferentemente do que ocorreu no Método Investigativo 01 (Figura 4.62). Este comportamento está diretamente relacionado com o parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*), o qual foi mantido constante no Método Investigativo 02. Conforme explicitado na Tabela 3.4, utilizou-se sobreposição (*overlap*) de 30% para a produção de todas as amostras do pó 304. Deste

modo, percebe-se uma diferença entre os métodos investigativos em termos de morfologia, distribuição de tamanho e distribuição espacial dos poros: no Método Investigativo 01 (Figura 4.62), pode-se dividir qualitativamente os poros em duas categorias em relação ao seu tamanho. Os poros menores se mostram com uma forma geométrica mais regular e repetitiva, além de uma distribuição espacial uniforme; isto ocorre também na área referente aos filetes fundidos. Os poros maiores – os quais ocorrem devido às instabilidades na formação das camadas – apresentam-se com forma geométrica irregular e distribuição espacial aleatória. Enquanto que, no Método Investigativo 02 (Figura 4.81), os poros apresentam-se com uma distribuição de tamanho mais uniforme, além de uma geometria mais irregular e distribuição espacial uniforme. Estas últimas características observadas ocorrem devido à variação controlada da velocidade de varredura do feixe *laser*. Não obstante, nos dois métodos e para os dois pós metálicos estudados ocorreu um aumento gradual da porosidade ao longo de sua altura (eixo Z de construção). Este aumento gradual de porosidade será quantificado a seguir.

A Tabela 4.25 mostra os valores de porosidade – no plano XY – obtidos a partir das análises quantitativas processadas através do *software VGStudio MAX 2.2*.



Tabela 4.25 – Valores de porosidade total medidos no plano XY, referentes ao ensaio de microtomografia computadorizada (*FGM 304*) – Método 02.

Altura eixo Z (mm)	Porosidade (%)				
	CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
0,15	19,82	22,12	26,31	<b>22,75</b>	<b>3,29</b>
0,30	13,55	18,23	17,10	<b>16,29</b>	<b>2,44</b>
0,45	16,79	15,46	15,37	<b>15,87</b>	<b>0,79</b>
0,60	14,86	18,64	16,44	<b>16,65</b>	<b>1,90</b>
0,75	17,27	12,56	18,39	<b>16,08</b>	<b>3,09</b>
0,90	15,93	13,68	17,09	<b>15,57</b>	<b>1,73</b>
1,05	25,32	17,88	15,71	<b>19,64</b>	<b>5,04</b>
1,20	26,27	28,76	31,87	<b>28,96</b>	<b>2,80</b>
1,35	24,38	22,55	26,08	<b>24,34</b>	<b>1,77</b>
1,50	22,10	24,25	21,57	<b>22,64</b>	<b>1,42</b>
1,65	24,74	25,50	23,66	<b>24,63</b>	<b>0,93</b>
1,80	24,41	20,67	23,10	<b>22,73</b>	<b>1,89</b>
1,95	24,77	20,61	26,49	<b>23,95</b>	<b>3,02</b>
2,10	33,75	35,15	32,19	<b>33,70</b>	<b>1,48</b>
2,25	31,20	35,12	32,74	<b>33,02</b>	<b>1,98</b>
2,40	32,12	26,69	31,57	<b>30,13</b>	<b>2,99</b>
2,55	30,37	28,59	30,14	<b>29,70</b>	<b>0,97</b>
2,70	28,05	28,60	34,72	<b>30,45</b>	<b>3,70</b>
2,85	33,65	31,79	26,70	<b>30,71</b>	<b>3,60</b>
3,00	35,44	30,98	35,26	<b>33,89</b>	<b>2,52</b>
3,15	36,50	39,30	40,64	<b>38,82</b>	<b>2,11</b>
3,30	35,52	37,76	37,16	<b>36,82</b>	<b>1,16</b>
3,45	36,59	31,79	38,12	<b>35,50</b>	<b>3,30</b>
3,60	32,96	36,17	38,17	<b>35,77</b>	<b>2,63</b>
3,75	32,64	34,84	37,33	<b>34,94</b>	<b>2,35</b>
3,90	34,77	38,17	36,73	<b>36,56</b>	<b>1,71</b>
4,00	38,30	33,09	38,51	<b>36,63</b>	<b>3,07</b>

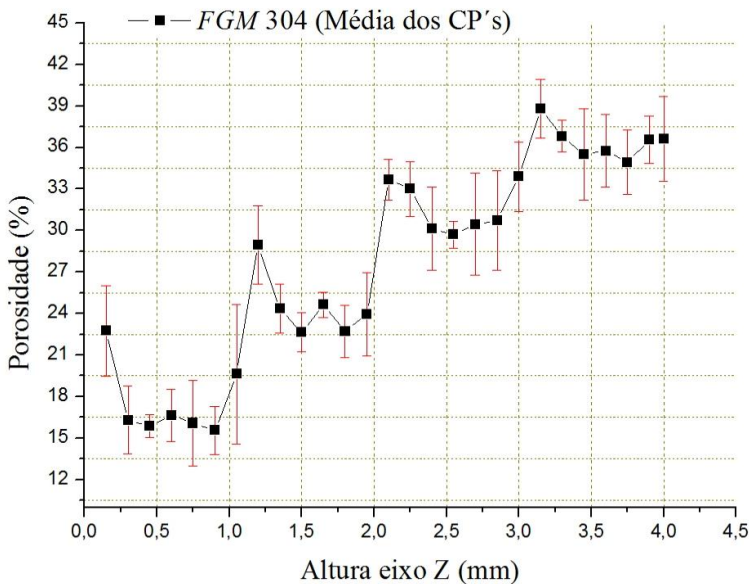
Fonte: Autor (2017).

Conforme mostra a tabela acima, optou-se por seccionar transversalmente as peças a cada 0,15 mm – a partir de sua base – na direção de sua altura (eixo Z de construção no processo *SLM*), o que resultou em 27 seccionamentos ao longo de 4 mm de altura. A configuração *FGM #1* possui 05 níveis projetados de porosidade ao longo de 5 mm de altura (01 nível de porosidade a cada 1 mm de altura), porém, após o corte por eletroerosão a fio, houve uma redução da altura inicialmente projetada, sendo que as peças analisadas ficaram com 4 mm de altura. Isto ocorreu

exatamente pelos mesmos motivos mencionados na subseção 4.8.1.2. Deste modo, os 27 seccionamentos transversais proporcionaram a análise de 6 seções a cada variação do parâmetro velocidade de varredura, de maneira que foi possível avaliar qualitativa e quantitativa a variação de porosidade ao longo da altura das amostras, com volume adequado de dados.

A Figura 4.82 apresenta em um gráfico a variação dos valores da porosidade total em função da altura do corpo de prova (eixo Z), apresentando os valores médios com seus respectivos desvios padrão.

Figura 4.82 – Gráfico relacionando o valor de porosidade em função da altura do corpo de prova (eixo Z); média dos CP's FGM 304 – Método 02.



Fonte: Autor (2017).

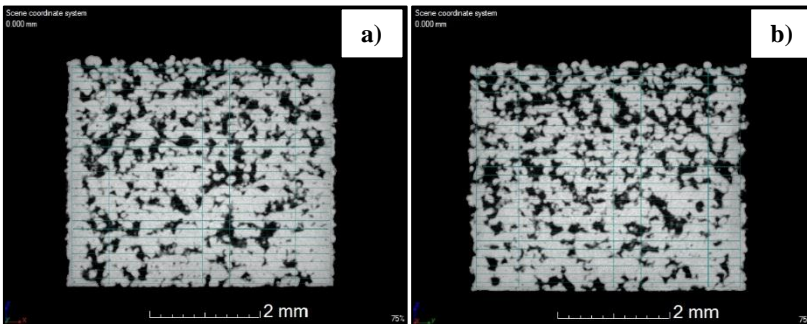
Analisando-se o gráfico da Figura 4.82 é possível confirmar a ocorrência de um aumento gradativo dos valores da porosidade total da amostra à medida que se avança no eixo Z de construção. Através da análise complementar das Tabelas 4.19 e 4.25 nota-se também que, de modo geral, no Método investigativo 02 os valores de desvio padrão resultantes da medição de porosidade – através de microtomografia – foram maiores que no Método investigativo 01. Porém, com os dados disponíveis até o

presente momento nesta pesquisa não é possível afirmar com precisão que este comportamento ocorreu devido somente aos diferentes parâmetros de processo estudados (variados) em cada método (distância entre linhas de varredura (*hatch*) e velocidade de varredura), pois, houve variação simultânea de composição química e das características de morfologia e granulometria dos pós empregados em cada método. É provável que a morfologia e a distribuição granulométrica do pó 304 – apresentadas e discutidas na subseção 4.1 – devem ter contribuído decisivamente para uma maior variação dos resultados. Ou seja, conforme mencionado no capítulo 2, a combinação da morfologia irregular com o amplo intervalo de diâmetros das partículas (de 11 a 600  $\mu\text{m}$ ) tende a originar um maior grau de instabilidade na formação de cada filete e de cada camada no processo *SLM*, o que, por sua vez, contribui para uma menor uniformidade da geometria e das dimensões de cada camada solidificada. Outro fator a ser considerado para explicar a maior variabilidade dos valores de porosidade observados para as amostras no Método investigativo 02 está relacionado com a escolha da espessura de camada: conforme discutido na subseção 4.2, ao se utilizar uma espessura de 60  $\mu\text{m}$ , uma parcela significativa das partículas é descartada na fase de espalhamento, o que acarreta falta de uniformidade da camada de pó e consequente geração de instabilidades na formação das camadas fundidas. Tudo isto deve contribuir para a menor repetibilidade dos resultados de porosidade observados nos corpos de prova empregados no Método investigativo 02.

De maneira similar ao que foi observado na subseção 4.8.1.2, no gráfico da Figura 4.82 também chama a atenção o aumento dos valores de porosidade – seguido da imediata redução destes – a cada valor inteiro (0, 1, 2 e 3 mm) da cota no eixo Z, gerando um “pico” de porosidade ao redor destas cotas. Este comportamento também deve estar relacionado com a fenomenologia de formação das camadas no processo *SLS/SLM*. Porém, no caso do Método Investigativo 02, este comportamento foi determinado pela variação da velocidade de varredura, a qual é alterada exatamente nestas cotas, causando instabilidades no processamento das camadas subsequentes. Aqui, novamente, é possível supor que este comportamento seja o responsável pelos valores relativamente elevados de desvios padrão obtidos quando da medição das variáveis de resposta na subseção 4.8.2.1.

As amostras também foram analisadas nos planos XZ e YZ. A Figura 4.83 mostra duas seções transversais executadas aproximadamente no centro da peça. No canto superior esquerdo de cada imagem está indicada a posição da seção no respectivo eixo (em mm).

Figura 4.83 – Seções transversais das amostras *FGM 304* analisadas por microtomografia computadorizada no Método 02: a) plano XZ e b) plano YZ.



Fonte: Autor (2017).

Uma análise qualitativa das imagens acima permite supor que os valores de porosidade resultaram iguais nos dois planos considerados. A Tabela 4.26 mostra os valores de porosidade obtidos a partir das análises quantitativas. Em cada plano (XZ e YZ), foram escolhidas quatro posições aleatórias para a realização das medições.

Tabela 4.26 – Valores de porosidade total medidos nos planos XZ e YZ referentes ao ensaio de microtomografia computadorizada (*FGM 304*) – Método 02.

Posição	Porosidade (%)				
	CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
XZ 01	26,97	28,73	29,76	<b>28,49</b>	<b>1,41</b>
XZ 02	30,36	28,82	28,24	<b>29,14</b>	<b>1,10</b>
XZ 03	28,23	31,03	30,62	<b>29,96</b>	<b>1,51</b>
XZ 04	28,60	27,92	29,90	<b>28,81</b>	<b>1,01</b>
YZ 01	30,11	27,57	31,28	<b>29,65</b>	<b>1,90</b>
YZ 02	30,67	29,20	28,81	<b>29,56</b>	<b>0,98</b>
YZ 03	30,96	28,15	27,96	<b>29,02</b>	<b>1,68</b>
YZ 04	29,76	26,88	29,56	<b>28,73</b>	<b>1,61</b>

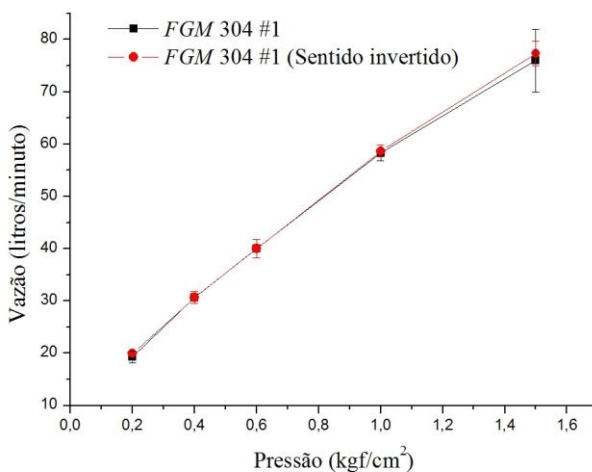
Fonte: Autor (2017).

A análise dos dados da Tabela 4.26 comprova que os valores de porosidade são aproximadamente constantes nos dois planos perpendiculares à direção de construção das peças *FGM 304*. O valor médio global de porosidade para todas as posições dos três corpos de prova resultou igual a 29,17%, com um desvio padrão global de 1,29%.

### 4.8.2.3 Análise da permeabilidade

Os ensaios de permeabilidade do Método Investigativo 02 também foram realizados utilizando-se equipamentos e procedimentos operacionais idênticos àqueles da subseção 4.7.2. Porém, no caso das amostras *FGM 304*, inicialmente procedeu-se à verificação se o sentido do fluxo de ar comprimido teria influência nos resultados de vazão que permeia uma estrutura com gradação de porosidade. Ou seja, se o fluxo no sentido da menor para a maior porosidade resultaria em valores de vazão diferentes daqueles que seriam obtidos considerando-se o fluxo no sentido da maior para a menor porosidade. Para tanto, o lote completo de amostras *FGM 304* foi submetido aos ensaios no permeâmetro, testando-se para cada amostra os dois sentidos mencionados. A Figura 4.84 evidencia os valores obtidos no ensaio da configuração *FGM #1*.

Figura 4.84 – Gráfico mostrando o resultado do teste de sentido do fluxo nos ensaios de permeabilidade (configuração *FGM 304 #1*) – Método 02.



Fonte: Autor (2017).

O comportamento observado em todos os experimentos indicou que, do ponto de vista estatístico, não há diferença nos resultados quando se altera o sentido do fluxo nos ensaios de permeabilidade das estruturas com gradação de porosidade. A partir desta constatação, optou-se por utilizar – na sequência da pesquisa – os valores dos testes realizados com o

sentido do fluxo da menor para a maior porosidade, em função da projeção de aplicação mencionada anteriormente.

A Tabela 4.27 mostra os resultados dos ensaios de permeabilidade para todas as configurações *FGM 304*.

Tabela 4.27 – Resultados dos ensaios de permeabilidade para as configurações *FGM 304* – Método 02.

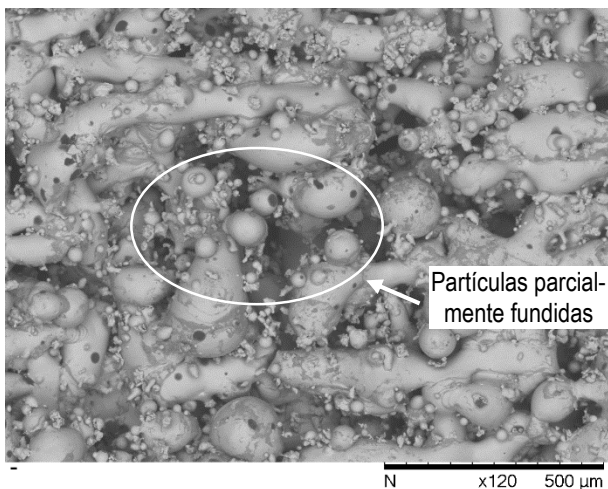
<i>FGM</i>	Pressão (kgf/cm <sup>2</sup> )	Vazão (litros/minuto)				
		CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
#1	0,2	20	20	18	<b>19</b>	<b>1</b>
	0,4	32	30	30	<b>31</b>	<b>1</b>
	0,6	42	39	39	<b>40</b>	<b>2</b>
	1,0	60	58	57	<b>58</b>	<b>2</b>
	1,5	82	76	70	<b>76</b>	<b>6</b>
#2	0,2	40	42	42	<b>41</b>	<b>1</b>
	0,4	62	68	66	<b>65</b>	<b>3</b>
	0,6	82	90	84	<b>85</b>	<b>4</b>
	1,0	120	126	120	<b>122</b>	<b>3</b>
	1,5	160	168	160	<b>163</b>	<b>5</b>
#3	0,2	68	72	68	<b>69</b>	<b>2</b>
	0,4	108	114	108	<b>110</b>	<b>3</b>
	0,6	140	148	138	<b>142</b>	<b>5</b>
	1,0	230	240	220	<b>230</b>	<b>10</b>
	1,5	310	320	290	<b>307</b>	<b>15</b>

Fonte: Autor (2017).

Nota-se na tabela acima que os valores dos desvios padrão dos ensaios resultaram relativamente baixos, quando comparados com aqueles resultantes de algumas amostras com porosidade constante ao longo de sua altura (Tabela 4.13) e das amostras *FGM 316L* (Tabela 4.21). Comparando-se os valores médios de porosidade total, interconectada e fechada das amostras *FGM 304* (Tabela 4.24) e *FGM 316L* (Tabela 4.18), tem-se: 36,9% vs 32,4%; 32,0% vs 20,4%; 4,9% vs 12,0%, respectivamente. Percebe-se que as amostras *FGM 304* têm maior grau de porosidade total e aproximadamente 87% desta é interconectada, enquanto nas amostras *FGM 316L* 63% é interconectada. Além disso, apenas 13% da porosidade total é fechada no caso de *FGM 304*, enquanto que para *FGM 316L* 37% é fechada. Estas informações devem estar relacionadas com as diferenças nos resultados de desvios padrão dos ensaios de permeabili-

dade. Ou seja, quanto menor for a fração de porosidade fechada nas amostras (e maior for a fração de porosidade interconectada, conseqüentemente), menor será a turbulência gerada na passagem do fluido pelo meio poroso, o que tende a conduzir a menores valores de desvio padrão. A Figura 4.85 mostra a vista superior de uma das amostras *FGM 304 #1*.

Figura 4.85 – Vista superior da amostra *FGM 304 #1* – Método 02.

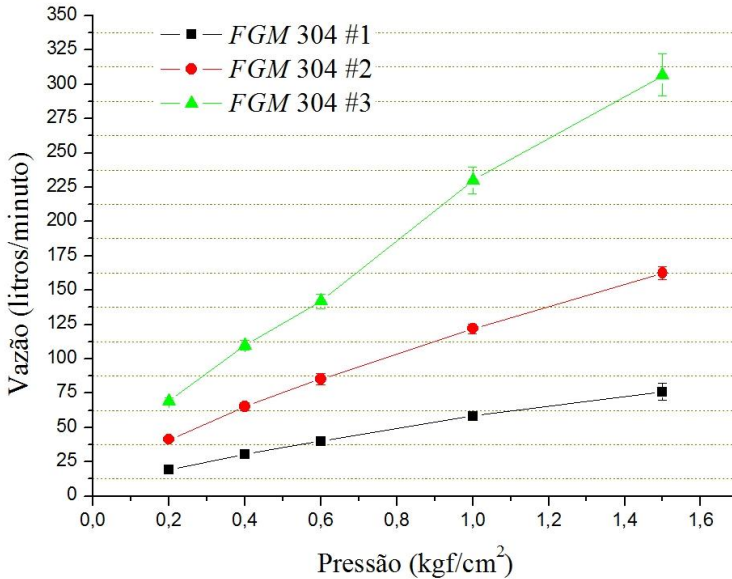


Fonte: Autor (2017).

Nota-se na Figura 4.85 uma grande quantidade de partículas parcialmente fundidas (satélites) no entorno dos filetes fundidos. Apesar desta característica – que também ocorreu nas amostras *FGM 316L* – é possível inferir que a porosidade se apresenta predominantemente interconectada, o que corrobora os resultados discutidos no parágrafo anterior.

A Figura 4.86 mostra a relação entre os valores de pressão e de vazão obtidos nos ensaios, para todas as configurações *FGM 304*.

Figura 4.86 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (*FGM 304*) – Método 02.



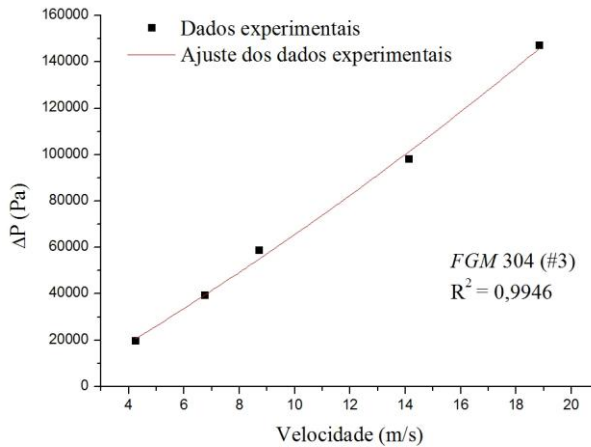
Fonte: Autor (2017).

Analisando-se os resultados mostrados na Tabela 4.27 e na Figura 4.86, percebe-se que o comportamento de vazão em função da pressão de ensaio apresentou-se conforme era esperado, ou seja, à medida que a porosidade aumenta (desde a configuração *FGM #1* até *FGM #3*), aumenta a vazão de fluido que permeia a estrutura porosa.

Para se obter os valores dos coeficientes da equação de Forchheimer, procedeu-se de maneira idêntica ao que foi realizado na subseção 4.7.2. A Figura 4.87 mostra um exemplo do ajuste dos dados experimentais a um polinômio de 2<sup>a</sup> ordem.



Figura 4.87 – Gráfico evidenciando o ajuste dos pontos a uma função quadrática (*FGM 304 #3*) – Método 02.

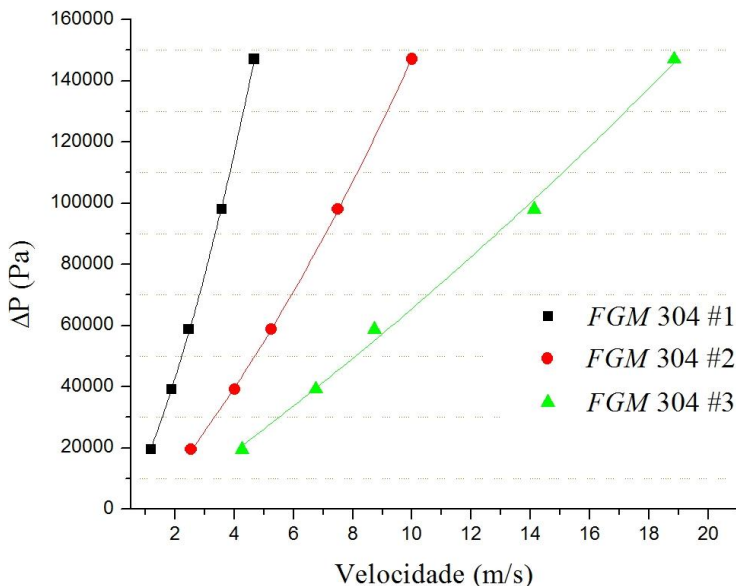


Fonte: Autor (2017).

O ajuste mostrado na Figura 4.87, efetuado para *FGM 304 #3*, foi o menos adequado entre todos ( $R^2 = 0,994$ ). Os valores do coeficiente de correlação  $R^2$  de todos os ajustes são mostrados na Tabela 4.28. De modo geral, todos os ajustes foram considerados satisfatórios.

A Figura 4.88 mostra o gráfico  $\Delta P \times V_0$  incluindo-se os ajustes dos dados experimentais de todas as configurações *FGM 304*.

Figura 4.88 – Gráfico relacionando  $\Delta P$  em função da velocidade do fluido ( $V_o$ ), incluindo-se o ajuste dos dados experimentais (*FGM 304*) – Método 02.



Fonte: Autor (2017).

Aqui, novamente, utilizou-se a equação 3.1 para o cálculo dos coeficientes de permeabilidade. A análise da Figura 4.88 evidencia um comportamento adequado dos resultados obtidos nos ensaios de permeabilidade das estruturas porosas *FGM 304* fabricadas nesta pesquisa. Ou seja, percebe-se que para todas as curvas o termo quadrático resultou positivo, o que torna os experimentos, a priori, consistentes em termos de significado físico. Apesar desta constatação positiva, ressalta-se que os resultados apresentados e discutidos são válidos apenas para efeito comparativo entre as diferentes amostras produzidas nesta pesquisa, não sendo recomendada sua comparação com outros valores citados na literatura.

Com os ajustes realizados para todas as configurações *FGM 304*, foi possível calcular – utilizando-se a equação 3.1 – os coeficientes  $\alpha$  e  $\beta$  da equação de Forchheimer. A Tabela 4.28 mostra os valores destes coeficientes. A coluna indicada pelo cabeçalho  $R^2$  nesta tabela relaciona os valores do coeficiente de correlação dos ajustes para cada configuração *FGM 304*.

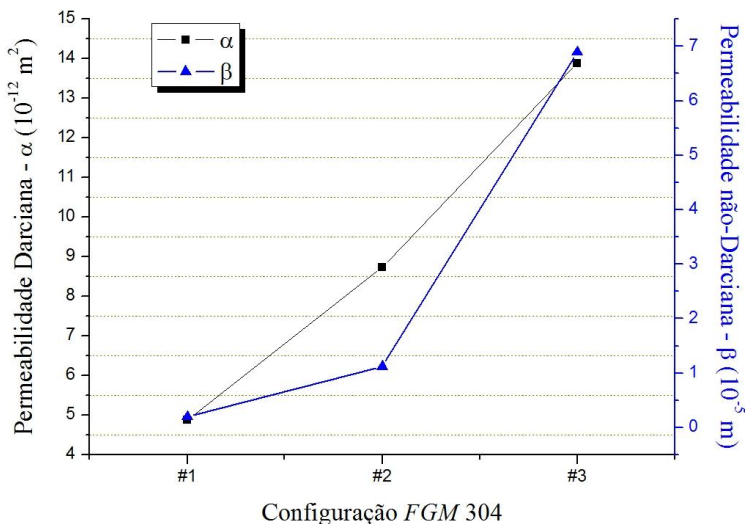
Tabela 4.28 – Valores dos coeficientes de permeabilidade  $\alpha$  e  $\beta$  e do coeficiente de correlação  $R^2$  (*FGM 304*) – Método 02.

<i>FGM</i>	$\alpha$ ( $10^{-12} \text{ m}^2$ )	$\beta$ ( $10^{-5} \text{ m}$ )	$R^2$
#1	4,88	0,20	0,99938
#2	8,74	1,12	0,99987
#3	13,88	6,89	0,99460

Fonte: Autor (2017).

A Figura 4.89 mostra a relação entre os valores das permeabilidades Darciana ( $\alpha$ ) e não-Darciana ( $\beta$ ) e as configurações *FGM 304*.

Figura 4.89 – Gráfico mostrando os valores dos coeficientes da equação de Forchheimer em função das configurações *FGM 304* – Método 02.



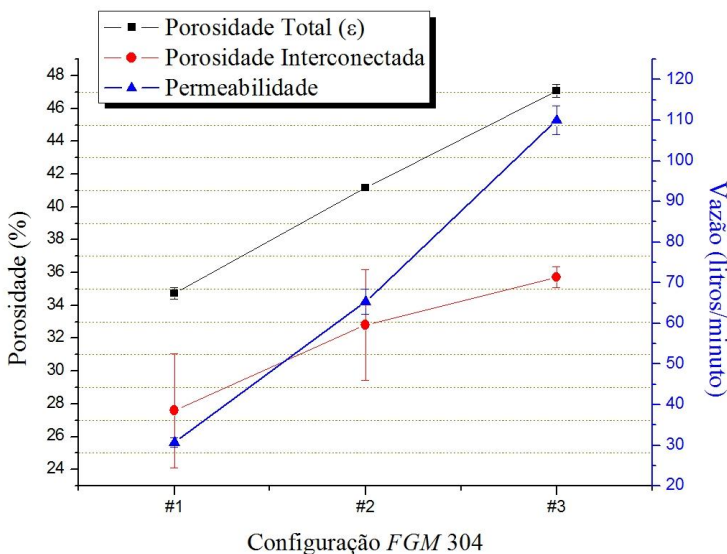
Fonte: Autor (2017).

De maneira similar ao que foi observado no Método Investigativo 01, tem-se que o comportamento de  $\alpha$  e  $\beta$  é de aumento à medida que se avança desde a configuração *FGM #1* até #3. A permeabilidade viscosa experimenta um aumento com taxa praticamente constante desde a configuração *FGM #1* até *FGM #3*, indicando que a perda de energia devida ao atrito entre o fluido e as paredes do meio poroso diminuiu na mesma escala. Aqui, novamente, este fenômeno corrobora o que foi exposto no

capítulo 2, pois, quanto menor for a área de contato entre fluido e meio poroso, menor será a resistência ao escoamento do fluido (INNOCENTINI; PANDOLFELLI, 1999). A permeabilidade inercial, por sua vez, experimenta um pequeno aumento desde a configuração *FGM* #1 até *FGM* #2. E, com o aumento subsequente da porosidade na configuração *FGM* #3, o valor de  $\beta$  aumenta substancialmente. Este aumento de  $\beta$  nas amostras *FGM* 304 também deve estar associado com a diminuição da tortuosidade do meio poroso.

Pode-se afirmar que os comportamentos globais observados para os coeficientes de permeabilidade no Método Investigativo 02 são consistentes com todos os experimentos realizados até o presente momento nesta pesquisa. Ou seja, à medida que se aumenta o tamanho dos poros e a porosidade das amostras, tanto a permeabilidade viscosa como a inercial aumentam. Visando-se consolidar esta afirmação, apresenta-se na Figura 4.90 as relações obtidas experimentalmente entre a porosidade, a permeabilidade (vazão) e a configuração *FGM* 304, considerando-se a média dos valores dos três corpos de prova estudados. Os valores de vazão deste gráfico são referentes à pressão de 0,4 kgf/cm<sup>2</sup>.

Figura 4.90 – Gráfico mostrando a relação entre a porosidade, a permeabilidade e as configurações *FGM* 304 – Método 02.



Fonte: Autor (2017).

O gráfico da figura acima deve ser entendido como sendo a comprovação de que o controle do processo *SLS/SLM* – realizado a partir da variação do parâmetro velocidade de varredura do feixe *laser* – pode ser utilizado para a produção de estruturas metálicas com gradação de porosidade. Considerando-se a aplicação destas estruturas como meio filtrante, pode-se afirmar que o referido controle de processo possibilita um adequado domínio sobre a resistência que o meio poroso oferecerá à passagem de um fluido de trabalho, fato este que deve conduzir o processo *SLS/SLM* a uma posição de destaque na área de manufatura de filtros metálicos.

Todas as variáveis estudadas nos dois métodos investigativos serão analisadas também em um filtro produzido por metalurgia do pó convencional (compactação e sinterização), visando-se obter um comparativo entre o processo *SLS/SLM* e a técnica tradicionalmente utilizada para fabricação de filtros metálicos, em termos das respostas de porosidade e permeabilidade. A partir das observações e discussões realizadas nesta pesquisa de doutorado, pretende-se estimular a aplicação da tecnologia *SLS/SLM* em segmentos de mercado ainda pouco explorados, como petróleo e gás.

#### 4.9 COMPARAÇÃO COM UM FILTRO FABRICADO POR METALURGIA DO PÓ CONVENCIONAL

Nesta seção serão apresentados e discutidos os resultados das análises realizadas nas amostras fabricadas por compactação e sinterização convencional. Conforme mencionado no capítulo 3, estas amostras foram produzidas com a mesma matéria prima utilizada para a fabricação dos filtros no Método Investigativo 02. Deste modo, far-se-á referência a este estudo através da expressão 304 *PM* (de *Powder Metallurgy*).

##### 4.9.1 Análise de porosidade

As Tabelas 4.29 e 4.30 mostram os resultados dos ensaios de porosidade para as amostras 304 *PM*. Nestas tabelas é possível visualizar tanto os parâmetros medidos como aqueles calculados.

Tabela 4.29 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade 304 PM.

Amostra	$m_{ar}(g)$	$m_{peça+água}(g)$	$m_{água}(g)$	$\rho_{água}(22^{\circ}C)$ ( $g/cm^3$ )	$V_{água}(cm^3)$	$m_{imersão\_sat}(g)$	$\rho_H(g/cm^3)$	$V_{peça}(cm^3)$	$V_{peça+água}(cm^3)$
1	9,5017	10,3087	0,8070	0,9984	0,8083	7,9127	5,97	1,5915	2,3998
2	9,7317	10,4491	0,7174	0,9984	0,7185	8,0115	5,65	1,7230	2,4415
3	10,5603	11,1835	0,6232	0,9984	0,6242	8,6954	5,65	1,8679	2,4921

Fonte: Autor (2017).

Tabela 4.30 – Valores medidos e calculados referentes aos ensaios de porosidade 304 PM (cont.)

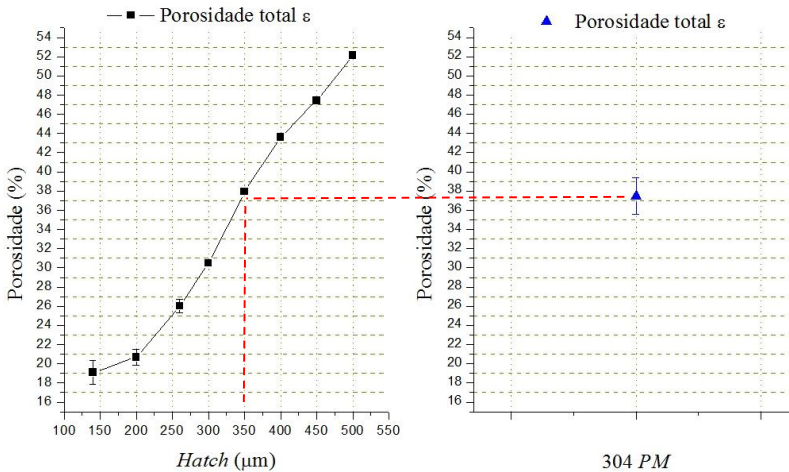
Amostra	% Poros INTER	% Poros FECH	$V_{\text{poros FECH}}(\text{cm}^3)$	% Poros SOMA ( $\epsilon_T$ )	% Poros EQUAÇÃO ( $\epsilon$ )	( $\epsilon_T - \epsilon$ )	Fração INTER	$V_{\text{geom}}(\text{cm}^3)$	$\rho_{\text{geom}}(\text{g}/\text{cm}^3)$
1	33,7	0,0	0,0000	33,7	38,4	-4,8	87,6	1,9392	4,90
2	29,4	2,6	0,0526	32,1	38,7	-6,6	76,1	1,9937	4,88
3	25,0	4,9	0,1000	29,9	35,3	-5,4	70,9	2,0509	5,15

Fonte: Autor (2017).

A partir dos dados mostrados nas tabelas acima, foi possível realizar-se algumas comparações entre os processos de fabricação de filtros

metálicos estudados. A Figura 4.91 apresenta dois gráficos que relacionam os valores de porosidade total  $\varepsilon$  obtidos no Método Investigativo 01 e também no estudo das amostras 304 *PM*.

Figura 4.91 – Gráfico relacionando as medições de porosidade (comparativo Método Investigativo 01 vs 304 *PM*).

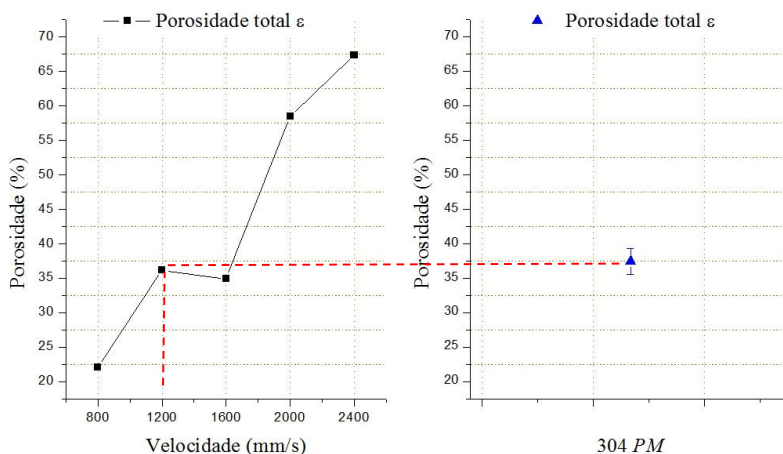


Fonte: Autor (2017).

A partir da análise da figura acima, nota-se que o valor de porosidade das amostras 304 *PM* resultou muito próximo daquele obtido nas peças fabricadas com *hatch* constante = 350 μm. Supõe-se, deste modo, que as vazões a serem medidas nos ensaios de permeabilidade sejam proporcionais a esta porosidade. Seguindo-se com as análises, tem-se a Figura 4.92, a qual apresenta dois gráficos que relacionam os valores de porosidade total  $\varepsilon$  obtidos no Método Investigativo 02 e também no estudo das amostras 304 *PM*.



Figura 4.92 – Gráfico relacionando as medições de porosidade (comparativo Método Investigativo 02 vs 304 *PM*).



Fonte: Autor (2017) e (ISI-LASER; BRATS, 2017).

Nos gráficos da figura acima, constata-se que o valor de porosidade das amostras 304 *PM* resultou muito próximo daquele obtido nas peças fabricadas com velocidade de varredura constante entre 1200 e 1600 mm/s. Supõe-se, novamente, que as vazões a serem medidas nos ensaios de permeabilidade sejam proporcionais a esta porosidade. Visando-se avançar nas discussões desta seção, buscou-se entender a relação existente entre a porosidade e a permeabilidade para as amostras 304 *PM*, realizando-se, também, um comparativo entre os diferentes processos de fabricação. Isto será demonstrado na próxima subseção.

#### 4.9.2 Análise de permeabilidade

A Tabela 4.31 mostra os resultados dos ensaios de permeabilidade para as amostras 304 *PM*.

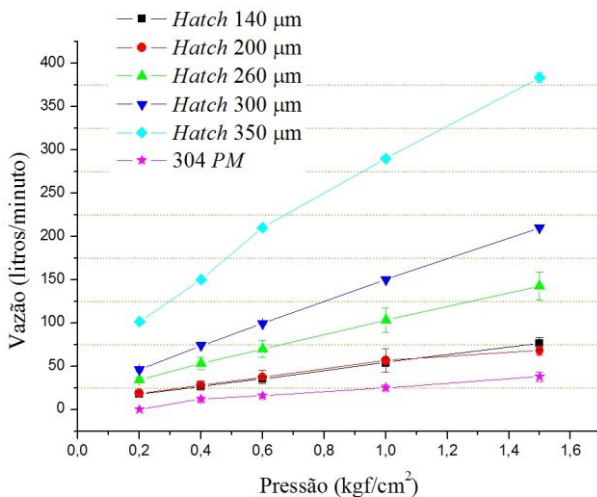
Tabela 4.31 – Resultados dos ensaios de permeabilidade para as amostras 304 *PM*.

304 <i>PM</i>	Pressão (kgf/cm <sup>2</sup> )	Vazão (litros/minuto)				
		CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
#1	0,2	0	0	0	<b>0</b>	<b>0</b>
	0,4	14	12	10	<b>12</b>	<b>2</b>
	0,6	18	16	14	<b>16</b>	<b>2</b>
	1,0	28	26	22	<b>25</b>	<b>3</b>
	1,5	42	40	32	<b>38</b>	<b>5</b>

Fonte: Autor (2017).

A partir dos dados da tabela acima e das Tabelas 4.13 e 4.14, construiu-se o gráfico da Figura 4.93, o qual apresenta um comparativo entre os resultados de permeabilidade obtidos no Método Investigativo 01 – para as amostras sem gradação de porosidade – e no estudo das amostras 304 *PM*.

Figura 4.93 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (comparativo Método Investigativo 01 vs 304 *PM*).

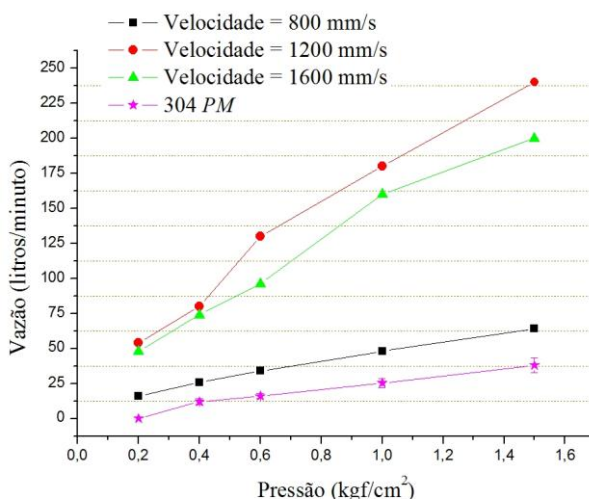


Fonte: Autor (2017).

A figura acima revela que os valores de vazão medidos para as amostras 304 *PM* ficaram abaixo daqueles medidos para todas as amos-

tras fabricadas com pó 316L e *hatch* constante, apesar da porosidade observada na Figura 4.91. Este resultado será discutido em seguida nesta seção. Antes, avalia-se os dados do gráfico da Figura 4.94, o qual apresenta um comparativo entre os resultados de permeabilidade obtidos no Método Investigativo 02 – para as amostras sem gradação de porosidade – e no estudo das amostras 304 *PM*. Este gráfico foi construído a partir dos dados da Tabela 4.31 e dos estudos prévios de ARRUDA, (2016) e ISI-LASER; BRATS, (2017).

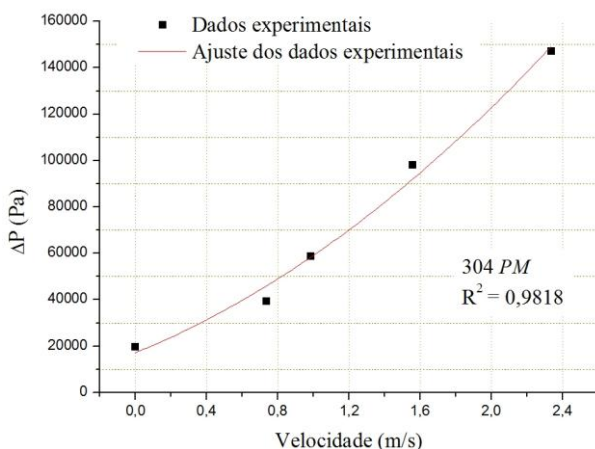
Figura 4.94 – Gráfico relacionando a pressão de ensaio com a vazão obtida (comparativo Método Investigativo 02 vs 304 *PM*).



Fonte: Autor (2017) e (ARRUDA, 2016; ISI-LASER; BRATS, 2017).

Novamente, a figura acima revela que os valores de vazão medidos para as amostras 304 *PM* ficaram abaixo daqueles medidos para todas as amostras fabricadas com pó 304 e velocidade de varredura constante, apesar da porosidade observada na Figura 4.92. Para que se possa discutir os resultados aqui observados, faz-se necessário calcular os coeficientes  $\alpha$  e  $\beta$  da equação de Forchheimer para as amostras 304 *PM*. Para se obter os valores destes coeficientes, procedeu-se de maneira idêntica ao que foi realizado na subseção 4.7.2. A Figura 4.95 mostra o ajuste dos dados experimentais a um polinômio de 2<sup>a</sup> ordem.

Figura 4.95 – Gráfico evidenciando o ajuste dos pontos a uma função quadrática (304 *PM*).



Fonte: Autor (2017).

Na figura acima, percebe-se que o ajuste realizado foi razoavelmente satisfatório ( $R^2 = 0,98$ ). A Tabela 4.32 mostra os valores dos coeficientes  $\alpha$  e  $\beta$ , sendo que a coluna indicada pelo cabeçalho  $R^2$  apresenta o valor do coeficiente de correlação do ajuste.

Tabela 4.32 – Valores dos coeficientes de permeabilidade  $\alpha$  e  $\beta$  e do coeficiente de correlação  $R^2$  (304 *PM*).

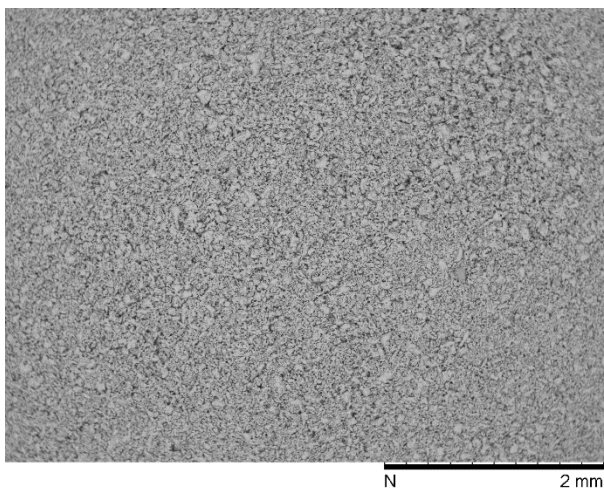
304 <i>PM</i>	$\alpha$ ( $10^{-12} \text{ m}^2$ )	$\beta$ ( $10^{-5} \text{ m}$ )	$R^2$
#1	3,08	0,06	0,98179

Fonte: Autor (2017).

A partir dos dados da tabela acima pôde-se calcular o diâmetro médio de poro das amostras 304 *PM*, o qual resultou  $d_m = 8,5 \mu\text{m}$ . Todos os resultados verificados até o presente momento nesta seção mostram que, apesar de os valores de porosidade medidos/calculados das amostras 304 *PM* serem proporcionais àqueles encontrados para *hatch* = 350  $\mu\text{m}$  (no caso do Método Investigativo 01) e para velocidade = 1200-1600 mm/s (no caso do Método Investigativo 02), as vazões obtidas nos ensaios ficaram muito abaixo daquelas encontradas nos respectivos métodos investigativos. Para que se possa explicar as causas dos fenômenos que condu-

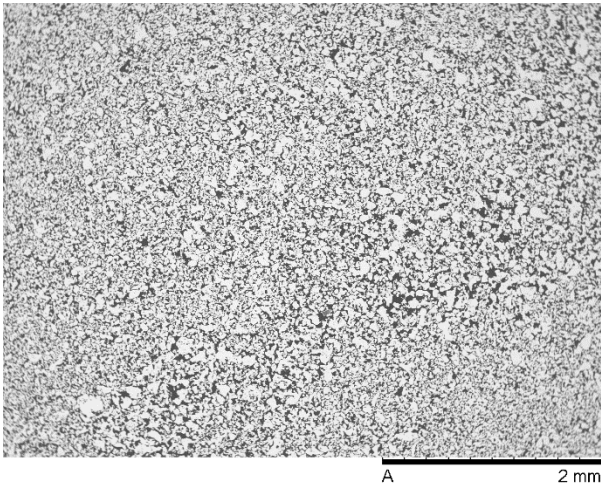
ziram a estes resultados, faz-se necessário analisar a morfologia e a distribuição dos poros resultantes nas amostras – as quais foram fabricadas empregando-se diferentes processos de fabricação e diferentes métodos investigativos nesta pesquisa. As Figuras 4.96, 4.98 e 4.100 mostram uma vista superior das estruturas porosas cujos valores de porosidade total  $\epsilon$  e da fração de porosidade interconectada resultaram próximos ( $\epsilon \approx 37,5\%$ ; Fração<sub>INTER</sub>  $\approx 78\%$ ), para cada processo de fabricação/método investigativo (304 *PM*, 316L Método Investigativo 01 e 304 Método Investigativo 02, respectivamente). Enquanto que as Figuras 4.97, 4.99 e 4.101 evidenciam uma seção transversal destas amostras impregnadas com resina de baixa viscosidade e cura a frio (304 *PM*, 316L Método Investigativo 01 e 304 Método Investigativo 02, respectivamente). Todas as imagens são de MEV com aumento de 30X.

Figura 4.96 – Vista superior de uma amostra 304 *PM* “como fabricada”.



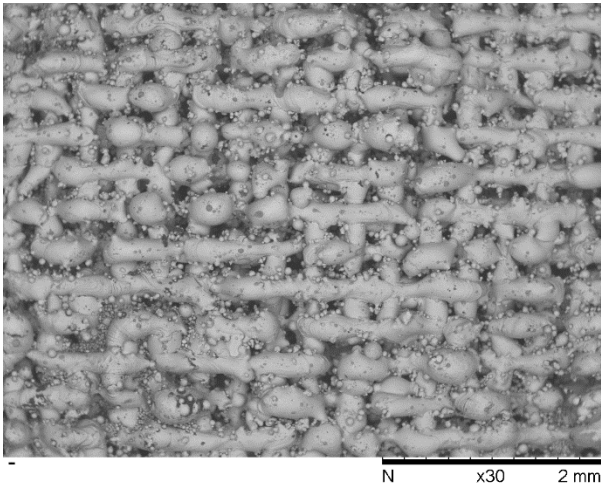
Fonte: Autor (2017).

Figura 4.97 – Seção transversal de uma amostra 304 *PM* impregnada com resina;  $\varepsilon \approx 37,5\%$ ; Fração<sub>INTER</sub>  $\approx 78\%$ .



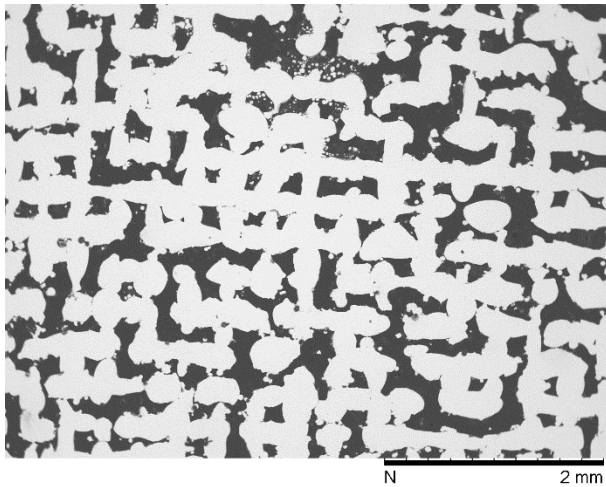
Fonte: Autor (2017).

Figura 4.98 – Vista superior de uma amostra *FGM* 316L “como fabricada” (*hatch* = 350  $\mu\text{m}$  na seção observada).



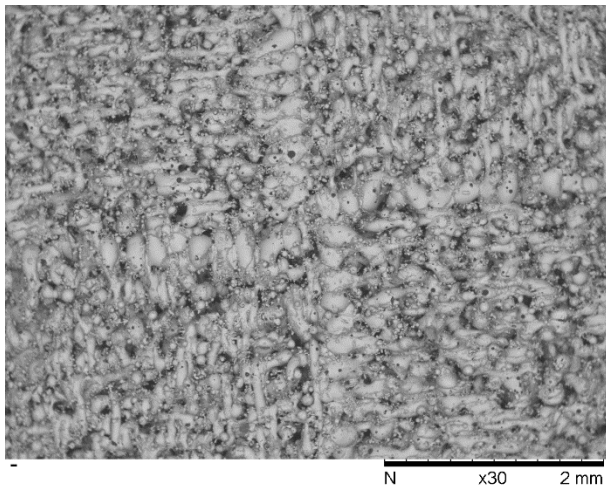
Fonte: Autor (2017).

Figura 4.99 – Seção transversal de uma amostra *FGM* 316L impregnada com resina;  $\varepsilon \approx 37,5\%$ ; Fração<sub>OINTER</sub>  $\approx 78\%$  (*hatch* = 350  $\mu\text{m}$  na seção observada).



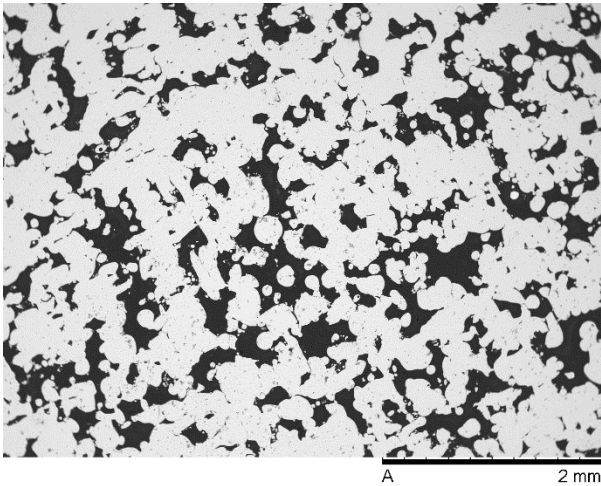
Fonte: Autor (2017).

Figura 4.100 – Vista superior de uma amostra *FGM* 304 “como fabricada” (velocidade = 1800 mm/s na seção observada).



Fonte: Autor (2017).

Figura 4.101 – Seção transversal de uma amostra *FGM 304* impregnada com resina;  $\varepsilon \approx 37,5\%$ ; Fração<sub>INTER</sub>  $\approx 78\%$  (velocidade = 1200 mm/s na seção observada).



Fonte: Autor (2017).

Através da análise das figuras acima, ficam evidentes as diferenças em termos de morfologia e distribuição de poros resultantes nas peças fabricadas com cada processo de fabricação e com cada método investigativo, apesar dos valores similares de porosidade total  $\varepsilon \approx 37,5\%$  e de Fração<sub>INTER</sub>  $\approx 78\%$ . Ou seja, as peças produzidas por compactação e sinterização convencional (304 *PM*) apresentam-se como uma espécie de “massa porosa”, sendo que o aspecto observado – e que está relacionado com a morfologia e a distribuição de poros – é resultado da atuação dos mecanismos de difusão de massa que ocorrem durante o processo citado, conforme mencionado no capítulo 2. Como não há fusão propriamente dita da matéria prima, as partículas mantêm uma relação área/volume relativamente elevada, apesar da sensível redução que ocorre nesta relação após a fase de sinterização (quando ocorre o fenômeno *necking*). Adicionalmente, observa-se poros com diâmetro médio relativamente pequeno, em quantidade relativamente alta. Enquanto que, nas peças produzidas por *SLS/SLM* no Método Investigativo 01, nota-se claramente a delimitação dos filetes fundidos, separados por uma distância proporcional ao valor do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*). Neste caso, os poros são o resultado dos vazios que permanecem na estrutura devido



a não incidência do feixe *laser* nestes locais. Deste modo, a estrutura apresenta-se com poros regularmente distribuídos em uma matriz de material sólido, o qual é originado pela fusão e posterior solidificação das partículas de pó. Os poros possuem diâmetro médio muito maior – quando comparados com as amostras 304 *PM* – em quantidade relativamente menor. No Método Investigativo 01, é possível associar a largura do filete com o *spot size*, e, assim, afirmar que a porosidade resultante é uma função desta característica da fonte *laser*. Outrossim, pode-se afirmar que as peças fabricadas por *SLS/SLM* utilizando-se o Método Investigativo 02 apresentaram-se em uma condição intermediária entre as amostras 304 *PM* e aquelas produzidas por *SLS/SLM* utilizando-se o Método Investigativo 01. Ou seja, a estrutura apresenta poros com morfologia e distribuição espacial de modo similar ao que foi observado para as amostras 304 *PM*. Porém, os poros possuem diâmetro médio maior – quando comparados com as amostras 304 *PM* – em quantidade relativamente menor. Além disso, a distribuição dos tamanhos dos poros é, aparentemente, mais ampla do que no Método 01, o que aproxima esta condição daquela observada no estudo 304 *PM*. Todavia, independentemente do método investigativo empregado, as estruturas produzidas por *SLS/SLM* são o resultado da fusão e posterior solidificação de filetes, o que conduz à formação de uma “massa de material sólido” que se destaca em meio aos poros.

A partir das discussões realizadas no parágrafo anterior, é bastante plausível elucubrar que, apesar de o valor de porosidade total  $\epsilon$  ser aproximadamente igual para os diferentes tipos de estruturas porosas analisados nesta seção, deverá haver uma diferença no comportamento de permeabilidade destas estruturas – o que foi, de fato, observado. Conforme mencionado no capítulo 2, os coeficientes  $\alpha$  e  $\beta$  da equação de Forchheimer representam, respectivamente, os efeitos viscosos e inerciais sobre a queda de pressão do fluido. Quanto maior for a área de contato entre o fluido e o meio poroso, maior será a resistência ao escoamento do fluido (INNOCENTINI; PANDOLFELLI, 1999). Isto conduzirá a um baixo valor de  $\alpha$ . Comparando-se o valor de  $\alpha$  resultante do estudo 304 *PM* (Tabela 4.32) com aquele do Método Investigativo 01 (*hatch* = 350  $\mu\text{m}$ , Tabela 4.15), percebe-se que, de fato, houve uma diferença de uma ordem de grandeza ( $10^1$ ), ou seja, as amostras 304 *PM* oferecem mais resistência à passagem do fluido. Isto pode ser explicado pela maior área de contato fluido-meio poroso que a “massa porosa” das amostras 304 *PM* proporciona. Adicionalmente, quanto mais tortuoso for um meio poroso, maior será a área de interação entre as camadas do fluido e as paredes do poro. Segundo INNOCENTINI; PANDOLFELLI, (1999), isto potencializa os efeitos viscosos e inerciais que causam a queda de pressão do fluido. A

constante de permeabilidade não-Darciana,  $\beta$ , representa a contribuição do meio poroso para a ocorrência de efeitos inerciais/cinéticos sobre a queda de pressão. De fato, observa-se que o valor de  $\beta$  obtido para as amostras 304 *PM* (Tabela 4.32) foi cerca de duas ordens de grandeza ( $10^2$ ) menor do que o valor de  $\beta$  resultante para as amostras fabricadas por *SLS/SLM* utilizando-se o Método Investigativo 01 (*hatch* = 350  $\mu\text{m}$ , Tabela 4.15). Aqui, novamente, cita-se a evidente maior tortuosidade da “massa porosa” das amostras 304 *PM* como sendo a principal causa desta redução da permeabilidade não-Darciana.

Todas as análises e discussões realizadas ao longo deste capítulo são esclarecedoras, de modo que foi possível constatar que não somente os valores de porosidade total e interconectada influenciam na permeabilidade das estruturas metálicas porosas. Ou seja, os mecanismos de consolidação da matéria atuantes em cada processo de fabricação, assim como a variação dos parâmetros do processo *SLS/SLM* em cada método investigativo, produzem estruturas com diferentes morfologia, distribuição espacial e distribuição de tamanho de poros. Estas variáveis, por sua vez, são determinantes para a ocorrência de fenômenos que influenciam no comportamento hidrodinâmico do fluido que permeia o meio poroso.

Outrossim, todos os aspectos discutidos ao longo desta seção devem, supostamente, influenciar na capacidade de retenção de partículas de um filtro metálico. Como a presente pesquisa de doutorado não contempla estas análises, o estudo do comportamento de eficiência de filtração será relacionado como sugestão para trabalhos futuros.

## 5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

### 5.1 Conclusões

A seguir, são apresentadas as conclusões mais importantes desta pesquisa de doutorado, as quais estão organizadas de acordo com os objetivos específicos relacionados na subseção 1.2.2.

Após analisar-se a influência dos parâmetros do processo *SLS/SLM* e das características dos pós sobre as características de porosidade (morfologia e distribuição dos poros, porosidade fechada/interconectada/total), foi possível concluir que:

- A formação dos poros em peças multicamadas apresentou alto grau de correspondência com os fenômenos observados na formação de filetes e de camadas únicas no processo *SLS/SLM*.
- A presença de *balling* e satélites no entorno dos poros dos filtros produzidos através do Método Investigativo 01 apresentou tendência de aumento com o incremento do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*), o que está relacionado com dois fatores: interação parcial entre as partículas de pó e o feixe *laser* (o que conduz à aderência de algumas partículas nas fronteiras do filete fundido, sendo esta aderência devida à fusão parcial das partículas a qual ocorre quando da interação destas com o feixe *laser*); e interação parcial entre o metal líquido da poça de fusão e as partículas de pó adjacentes a esta, o que produz uma união destas partículas com o filete fundido.
- A morfologia dos poros resultantes em peças multicamadas mostrou-se dependente da relação entre os parâmetros distância entre linhas de varredura (*hatch*) e diâmetro do feixe *laser* na distância focal (*spot size*) ( $h/\emptyset$ ) empregada. Poros com aspecto irregular ocorreram para baixos valores de  $h/\emptyset$ , enquanto que poros com aspecto de “dutos” foram formados quando utilizou-se valores maiores de  $h/\emptyset$ .
- Os valores de porosidade total e interconectada dos filtros sem gradação de porosidade aumentaram com os valores do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*).

- Os valores de porosidade fechada dos filtros sem gradação de porosidade não foram alterados significativamente com a variação dos valores do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*).
- Os valores de porosidade total  $\varepsilon_T$  e  $\varepsilon$  obtidos no Método Investigativo 01 atestaram a repetibilidade do processo *SLS/SLM* para as condições específicas desta pesquisa.
- A fração de porosidade interconectada se manteve aproximadamente constante, independentemente da variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*), para os filtros sem gradação de porosidade.
- Assim como ocorreu com a porosidade interconectada/total e com a permeabilidade, foi possível associar a variação do diâmetro médio de poro dos filtros com o parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*).
- Os valores de porosidade medidos pelo método de Arquimedes para as amostras *FGM 316L* apresentaram desvios padrão relativamente elevados. Através da análise dos resultados de microtomografia computadorizada foi possível verificar que este resultado deve estar relacionado com a fenomenologia de formação das camadas no processo *SLS/SLM*.
- Não foram encontradas variações significativas dos valores de porosidade nas seções paralelas ao eixo Z de construção dos filtros *FGM 316L* (seções XZ e YZ). A variação de porosidade ocorreu apenas na seção perpendicular à direção Z de construção (seção XY).
- Comparando-se os dois métodos investigativos em relação à fração de porosidade interconectada, observou-se que a média dos valores desta variável obtida no Método 01 foi significativamente menor que no Método 02. Ou seja, utilizando-se o pó 304 irregular, e variando-se a velocidade de varredura do feixe *laser*, as amostras se mostraram mais adequadas para a aplicação de filtração, considerando-se este aspecto isoladamente.
- Os poros dos filtros *FGM* fabricados através do Método Investigativo 02 apresentaram-se com distribuição de tamanho mais uniforme, além de geometria mais irregular e distribuição espacial mais uniforme, quando comparados com os poros dos filtros *FGM* fabricados através do Método Investigativo 01.

- Através das análises realizadas no Método Investigativo 01, constatou-se que alguns poros são decorrentes de descontinuidades na formação dos filetes, as quais são originadas a partir das instabilidades da poça fundida. Outros poros são originados pelo desenvolvimento de saliências ou “pontes” entre camadas sucessivas.

Após realizar-se investigações acerca do comportamento de permeabilidade de filtros metálicos sem e com gradação de porosidade, foi possível concluir que:

- Os comportamentos globais observados para  $\alpha$  e  $\beta$  foram consistentes com todos os experimentos realizados no Método Investigativo 01 para os filtros sem gradação de porosidade.
- O controle do processo *SLS/SLM* realizado a partir da variação do parâmetro distância entre linhas de varredura (*hatch*) proporcionou um controle adequado do grau de porosidade de filtros sem gradação de porosidade produzidos com pó de aço inoxidável 316L esférico o que, por sua vez, conduziu à obtenção de uma resposta consistente no que diz respeito à proporcionalidade dos valores de permeabilidade.
- Apesar de a gradação “iniciar” com a porosidade referente ao menor valor de *hatch* constante empregado, a resposta de permeabilidade resultou proporcional ao valor global de porosidade da amostra *FGM*.
- A partir dos resultados evidenciados nesta pesquisa, pode-se realizar a projeção de que um filtro com gradação de porosidade terá uma capacidade de retenção de partículas a ser fixada pela menor porosidade (a qual está associada ao menor valor de *hatch* empregado na sua fabricação). Porém, este filtro *FGM* deverá permitir a passagem de fluido com menores perdas de carga – ou, com maiores vazões para uma mesma pressão – quando comparado a um filtro com porosidade constante ao longo de toda sua espessura.
- O controle do processo *SLS/SLM* – realizado a partir da variação dos parâmetros distância entre linhas de varredura (*hatch*) e velocidade de varredura do feixe *laser* – pôde ser utilizado para a produção de estruturas metálicas com gradação de porosidade. Considerando-se a aplicação destas estruturas como meio filtrante, foi possível constatar-se que o referido controle de processo possibilitou um adequado domínio sobre a resistência que

o meio poroso oferece à passagem de um fluido de trabalho (permeabilidade) em filtros *FGM*.

- O comportamento observado nos experimentos indicou que, do ponto de vista estatístico, não houve diferença nos resultados quando se altera o sentido do fluxo nos ensaios de permeabilidade das estruturas com gradação de porosidade.

Ao comparar-se os filtros fabricados por compactação e sinterização e por *SLS/SLM* – utilizando-se diferentes métodos investigativos – foi possível constatar-se que:

- Não somente os valores de porosidade total e interconectada influenciaram na permeabilidade das estruturas metálicas porosas, isto é: os mecanismos de consolidação da matéria atuantes em cada processo de fabricação, assim como a variação dos parâmetros do processo *SLS/SLM* em cada método investigativo, produziram estruturas com diferentes morfologia, distribuição espacial e distribuição de tamanho de poros. Estas variáveis, por sua vez, foram determinantes para a ocorrência de fenômenos que influenciaram no comportamento hidrodinâmico do fluido que permeia o meio poroso.

## 5.2 Sugestões para trabalhos futuros

A seguir, são apresentadas algumas sugestões para trabalhos futuros:

- Estudar a capacidade de retenção de partículas no processo de filtração, utilizando-se filtros metálicos produzidos por *SLS/SLM*.
- Avaliar quantitativamente se a presença de *balling* e satélites no entorno dos filetes fundidos exerce algum tipo de influência durante a passagem de um fluido no processo de filtração, em termos de capacidade de retenção de partículas.
- Estudar o comportamento de eficiência de filtração empregando-se filtros metálicos *FGM* produzidos por *SLS/SLM*.
- Produzir filtros com gradação de porosidade na direção radial.
- Obter estruturas metálicas porosas que simulem rochas/reservatórios heterogêneos de petróleo e gás, e reservatórios de baixa permeabilidade, pelo processo *SLS/SLM*.

- Estudar o processo de filtração em meios porosos anisotrópicos – utilizando-se filtros metálicos *FGM* produzidos por *SLS/SLM* – considerando-se a torta de filtração formada na superfície do filtro.
- Empregar o Método Investigativo 01 para o pó 304 irregular.
- Empregar o Método Investigativo 02 para o pó 316L esférico.

## REFERÊNCIAS

- 3M. **Filtración de refinación y procesamiento de petróleo**, 2015. Disponível em: <[http://solutions.3m.com.mx/wps/portal/3M/es\\_MX/Oil-Gas\\_LA/3M-Oil-and-Gas/oil-and-gas-Solutions/downstream-refining/downstream-oil-refining/](http://solutions.3m.com.mx/wps/portal/3M/es_MX/Oil-Gas_LA/3M-Oil-and-Gas/oil-and-gas-Solutions/downstream-refining/downstream-oil-refining/)>
- ABE, F. et al. The manufacturing of hard tools from metallic powders by selective laser melting. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 111, n. 1–3, p. 210–213, 2001.
- ABOULKHAIR, N. T. et al. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. **Additive Manufacturing**, v. 1–4, p. 77–86, 2014.
- AKER, E. **A Simulation Model for Two-Phase Flow in Porous Media**. [s.l.] University of Oslo, 1996.
- ALLIED. **Sintered Metal Filters**, 2014. Disponível em: <<http://www.alliedfilters.com/sintered-metal-filters.htm>>
- AQUINO, V. Filtragem na indústria de óleo e gás: as tecnologias de ponta. **Revista Meio Filtrante**, 2014.
- ARRUDA, J. C. **FABRICAÇÃO DE FILTROS METÁLICOS EM AÇO INOXIDÁVEL VIA FUSÃO SELETIVA A LASER (SLM)**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA, 2016.
- ASHBY, M. F. A first report sintering diagrams. **Acta Metallurgica**, v. 22, p. 275–289, 1974.
- ATTAR, H. et al. Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of commercially pure titanium. **Materials Science and Engineering: A**, v. 593, p. 170–177, 2014.
- AWS. **AWS D1.1: Código de Soldagem Estrutural - Aço**. 22a. ed. Miami, FL: [s.n.].
- BAEL, S. VAN et al. Micro-CT-based improvement of geometrical and mechanical controllability of selective laser melted Ti6Al4V porous structures. **Materials Science and Engineering**, v. 528, n. A, p. 7423–7431, 2011.
- BAEL, S. VAN; CHAI, Y. C.; TRUSCELLO, S. The effect of pore geometry on the in vitro biological behavior of human periosteum-derived cells seeded on selective laser-melted Ti6Al4V bone scaffolds. **Acta Biomaterialia**, v. 8, p. 2824–2834, 2012.



BANHART, J. Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams. **Progress in Materials Science**, v. 46, p. 559–632, 2001.

BARBOSA, L. P. **Caracterização quanto à corrosão de filtros de aço inoxidável AISI 316 sinterizados**. [s.l.] USP - Universidade de São Paulo, 1999.

BASALAH, A. et al. Characterizations of additive manufactured porous titanium implants. **Biomed Mater Res Part B**, v. 100, p. 1970–1979, 2012.

BEAL, V. E. et al. The effect of scanning strategy on laser fusion of functionally graded H13/Cu materials. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 30, p. 844–852, 2006.

BERTOLI, U. S. et al. On the limitations of Volumetric Energy Density as a design parameter for Selective Laser Melting. **Materials and Design**, v. 113, p. 331–340, 2017.

BOLEY, C. D.; KHAIRALLAH, S. A.; RUBENCHIK, A. M. Calculation of laser absorption by metal powders in additive manufacturing. v. 54, n. 9, p. 2477–2482, 2015.

BRATS. **Filtros sinterizados e pós metálicos**, 2014. Disponível em: <<https://brats.com.br/filtros-sinterizados/pos-metalicos.asp?iType=74&iPic=696>>

BUCHBINDER, D. et al. High power Selective Laser Melting (HP SLM) of aluminum parts. **Physics Procedia**, v. 12, n. PART 1, p. 271–278, 2011.

BUCHBINDER, D. et al. Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting. **J. Laser Appl.**, v. 26, 2014.

CARMAN, P. C. Fluid Flow Through Granular Beds. **Trans. Inst. Chem. Eng.**, v. 15, p. 150–166, 1937.

CARTER, L. N. et al. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 615, p. 338–347, 2014.

CHERRADI, N.; KAWASAKI, A.; GASIK, M. Worldwide Trends in Functional Gradient Materials Research and Development. **Composites Engineering**, v. 4, n. 8, p. 883–894, 1994.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica 3 Vol. 2a. ed.** [s.l.: s.n.].

CHILDS, T. H. C.; HAUSER, C.; BADROSSAMAY, M. Mapping and Modelling Single Scan Track Formation in Direct Metal Selective Laser

Melting. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 53, n. 1, p. 191–194, 2004.

CHUA, C. K.; CHOU, S. M.; WONG, T. S. A study of the state-of-the-art rapid prototyping technologies. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 14, n. 2, p. 146–152, 1998.

COMELLI, C. A. **CONTRIBUIÇÃO PARA A FABRICAÇÃO DE FGM À BASE DE Fe-Sn-Ag OBTIDO PELO PROCESSO DE SLM**. [s.l.] Universidade Federal de Santa Catarina, 2017.

COVACIU, M.; WALCZAK, M.; RAMOS-GREZ, J. A method for manufacturing cellular metals with open- and close-type porosities. **Mater. Lett**, v. 65, n. 19–20, p. 2947–2950, 2011.

DADBAKSH, S. et al. Experimental investigation on selective laser melting behaviour and processing windows of in situ reacted Al/Fe 2O<sub>3</sub> powder mixture. **Powder Technology**, v. 231, p. 112–121, 2012.

DAI, K.; SHAW, L. **Preheating effects on multiple materials laser densification**. Proceedings of 13th Annual Solid Freeform Fabrication Symposium. The University of Texas at Austin, USA. **Anais...2002**

DIAS, T. Por dentro da produção de óleo e gás. **Revista Meio Filtrante**, 2008.

ECONOLYST. **3D Printing: hyperbolic or exponential**, 2014. Disponível em:  
<[http://www.econolyst.co.uk/resources/documents/files/3D\\_pinting\\_hyperbolic\\_or\\_exponential.pdf](http://www.econolyst.co.uk/resources/documents/files/3D_pinting_hyperbolic_or_exponential.pdf)>

ERGUN, S. Fluid flow through packed column. **Materials Science and Chemical Engineering**, v. 48, p. 89–94, 1952.

FAPESP. **Produção de peças porosas em ligas de alto desempenho**, 2005. Disponível em: <<http://www.bv.fapesp.br/pt/auxilios/225/producao-de-peças-porosas-em-ligas-de-alto-desempenho/>>

FISCHER, P. et al. Sintering of commercially pure titanium powder with a Nd:YAG laser source. **Acta Materialia**, v. 51, n. 6, p. 1651–1662, 2003.

FISCHER, P. et al. Highly precise pulsed selective laser sintering of metallic powders. **Laser Physics Letters**, v. 2, n. 1, p. 48–55, 2005.

FUERSCHBACH, P. W. et al. Development and Evaluation of an In-Situ Beam Measurement for Spot Welding Lasers. **Welding Journal**, v. May, p. 154–159, 2004.

FUKUDA, A. et al. Osteo induction of porous Ti implants with a channel

structure fabricated by selective laser melting. **Acta Biomaterialia**, p. 2327–2336, 2011.

FURUMOTO, T. et al. Permeability and strength of a porous metal structure fabricated by additive manufacturing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 219, p. 10–16, 2015.

GEIGER, G. H.; POIRIER, G. H. Transport Phenomena Process. **Metallurgy Reading, Massachusetts, Addison-Wesley**, p. 91–100, 1972.

GERMAN, R. M. GAS FLOW PHYSICS IN POROUS METALS. **International Journal Powder Metallurgy**, v. 15, p. 23–30, 1979.

GIBSON, I.; ROSEN, D. W.; STUCKER, B. **Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing**. [s.l.: s.n.]. v. 54

GKN. **Filtro SIKA**, 2015a. Disponível em:

<<http://www.gkn.com/sintermetals/filtros/Filtrantes-de-Metal-Poroso/Processos/Pages/Fabricacao-de-Produtos-SIKA-FIL.aspx>>

GKN. **Porous Metal Filters**, 2015b. Disponível em:

<<https://www.gkn.com/en/our-divisions/gkn-powder-metallurgy/about-gkn-sinter-metals/porous-metal-filters/>>

GORNI, A. A. Prototipagem Rápida, a revolução 3D. **Revista Plástico Industrial**, 2013.

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

GU, D. D. et al. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. **International Materials Reviews**, v. 57, n. 3, p. 133–164, 2012b.

GU, D.; SHEN, Y. Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: Metallurgical mechanisms and control methods. **Materials & Design**, v. 30, n. 8, p. 2903–2910, 2009a.

GU, D.; SHEN, Y. Effects of processing parameters on consolidation and microstructure of W–Cu components by DMLS. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 473, n. 1–2, p. 107–115, 2009b.

GU, D.; SHEN, Y.; LU, Z. Microstructural characteristics and formation mechanism of direct laser-sintered Cu-based alloys reinforced with Ni particles. **Materials & Design**, v. 30, n. 6, p. 2099–2107, 2009.

GUAN, K. et al. Effects of processing parameters on tensile properties of

selective laser melted 304 stainless steel. **Materials & Design**, v. 50, p. 581–586, 2013.

HEANEY, D. F. Qualification method for powder injection molded components. **P/M Science & Technology Briefs**, v. 6, n. 3, p. 21–27, 2004.

HIRSCHORN, J. S. **Introduction to Powder Metallurgy**. New York: American Powder Metallurgy Institute, 1969.

HITZ, B.; EWING, J. J.; HECHT, J. **Introduction to laser technology**. 3rd. ed. Piscataway: [s.n.].

HOGANAS. **Filtros de aço inoxidável sinterizados**, 2014. Disponível em: <<http://www.hoganas.com/pt-BR/Countries/Brasil/Aplicacoes-de-pos/Filtros-de-aco-inoxidavel-sinterizados/>>

HON, K. K. B. Digital Additive Manufacturing : From Rapid Prototyping to Rapid Manufacturing. **Proceedings of the 35th International MATADOR Conference**, p. 337–340, 2007.

INNOCENTINI, M. D. M.; PANDOLFELLI, V. C. Considerações sobre a estimativa da permeabilidade em concretos refratários através das equações de Darcy e de Forchheimer. **Cerâmica**, v. 45, n. 292–293, p. 61–67, 1999.

INNOCENTINI, M. D. M.; PARDO, A. R. F.; PANDOLFELLI, V. C. **INFLUÊNCIA DA COMPRESSIBILIDADE DO AR NA OBTENÇÃO PARÂMETROS DE PERMEABILIDADE DE CONCRETOS REFRAATÓRIOS**. Anais do 43o Congresso Brasileiro de Cerâmica. Anais...Florianópolis - SC: 1999

ION, J. C. LASERS. **Laser Processing of Engineering Materials**, p. 41–103, 2005a.

ION, J. C. Evolution of Laser Material Processing. **Laser Processing of Engineering Materials**, p. 12–40, 2005b.

ISI-LASER; BRATS. **Dados do projeto SLS/SLM: parceria BRATS-SENAI**Joinville-SC, 2017.

ISO - INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION; ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ISO/ASTM 52900:2015 - Additive manufacturing - General principles - Terminology**, 2015. Disponível em: <<https://www.iso.org/standard/69669.html>>

ITZHAK, D.; AGHION, E. AN ANODIC BEHAVIOUR STUDY OF AN ANALOGICAL SINTERED SYSTEM OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL IN H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> SOLUTION. **Corrosion Science**, v. 24, n. 2, p. 145–

152, 1984.

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, 2014.

JOSHI, A. et al. **Laser Assisted Rapid Manufacturing Technique for the Manufacturing of Functionally Graded Materials**. Students Conference on Engineering and Systems. **Anais...**2012

JUSTER, N. P.; CHILDS, T. H. C. **A comparison of rapid prototyping processes**. 3rd European Conf. Rapid Prototyping and Manufacturing. **Anais...**1994

KARPATIS N., G. P. E. G. R. **Thermal Behaviour of Parts made by Direct Metal Laser Sintering**. 8th Solid Freeform Fabrication Symposium Austin (USA). **Anais...**1998

KARSOKAS FILHO, N. **Influência da Matéria Prima e Condições de Compactação na Obtenção de Filtros Sinterizados**. [s.l.] Universidade de São Paulo, 2005.

KHAING M.W., FUH J.Y.H., L. L. Direct metal laser sintering for rapid tooling: processing and characterisation of EOS parts. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 11, n. 3, p. 269–272, 2001.

KHAJAVI, S. H.; PARTANEN, J.; HOLMSTRÖM, J. Additive manufacturing in the spare parts supply chain. **Computers in Industry**, v. 65, n. 1, p. 50–63, 2014.

KLOCKE, F.; WAGNER, C.; ADER, C. **Development of an integrated model for selective laser sintering**. 36th CIRP International Seminar on Manufacturing Systems. **Anais...**2003

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2nd Ed. ed. [s.l.] John Wiley & Sons, 2003.

KRUTH, J.-P. et al. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting. **Rapid Prototyping Journal**, v. 11, n. 1, p. 26–36, 2005.

KRUTH, J.-P. et al. 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. Material Incess Manufacturing by Rapid Prototyping Techniques. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 40, n. 2, p. 603–614, 1991.

L. HAO, S. D. Materials and process aspects of selective laser melting of

metals and metal matrix composites: a review. **Chinese Journal of Lasers**, v. 36, p. 3192–3203, 2009.

LAFFI. **Soluções em sistemas de filtragem**, 2015. Disponível em: <<http://www.laffi.com.br/>>

LEVY, G. N.; SCHINDEL, R.; KRUTH, J. P. Rapid Manufacturing and Rapid Tooling With Layer Manufacturing (Lm) Technologies, State of the Art and Future Perspectives. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 52, n. 2, p. 589–609, 2003.

LI, R. et al. 316L stainless steel with gradient porosity fabricated by selective laser melting. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 19, n. 5, p. 666–671, 2010.

LIU, F. et al. The effect of laser scanning path on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel-base superalloy Inconel 718. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 509, n. 13, p. 4505–4509, 2011.

LIU, S.; AFACAN, A.; MASLIYAH, J. Steady incompressible laminar flow in porous media. **Chemical Engineering Science**, v. 49, n. 21, p. 3565–3586, 1994.

LOUVIS, E.; FOX, P.; SUTCLIFFE, C. J. Selective laser melting of aluminium components. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, n. 2, p. 275–284, 2011.

LU, Y. et al. Study on the microstructure, mechanical property and residual stress of SLM Inconel-718 alloy manufactured by differing island scanning strategy. **Optics and Laser Technology**, v. 75, p. 197–206, 2015.

MAINE, E. M. A.; ASHBY, M. F. An investment methodology for materials. **Materials and Design**, v. 23, p. 297–306, 2002.

MALHOTRA, S. N.; RAMAKRISHNAN, P. Corrosion behavior of PM stainless steel filters. **Metal Powder Report**, v. 46, n. 11, p. 48–51, 1991.

MARQUES, S. **ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DA CAMADA E VELOCIDADE DO LASER NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE PEÇAS FABRICADAS POR FUSÃO SELETIVA A LASER NO AÇO MARAGING 300**. [s.l.] UNISOCIESC, 2014.

MELLOR, S.; HAO, L.; ZHANG, D. Additive manufacturing: A framework for implementation. **International Journal of Production Economics**, v. 149, p. 194–201, 2014.

- METALSINTER. **Filtros Sinterizados**, 2014. Disponível em: <<http://www.metalsinter.com.br/metalsinter/filtros-sinterizados.asp>>
- MORGAN, R.; SUTCLIFFE, C. J.; O'NEILL, W. Density analysis of direct metal laser re-melted 316L stainless steel cubic primitives. **Journal of Materials Science**, v. 39, p. 1195–1205, 2004.
- MORGAN, V. T. **Filter Elements**. The Iron and Steel Institute Powder Metallurgy Symposium. **Anais...**London: 1956
- NAKAJIMA, H. Fabrication, properties and application of porous metals with directional pores. **Progress in Materials Science**, v. 52, p. 1091–1173, 2007.
- NEUMANN, P. Sintered metal filters benefit from asymmetric design. **Filtration+Separation**, p. 26–28, 2000.
- NISHIYABU, K. et al. Porous graded materials by stacked metal powder hot-press moulding. **Materials Science Forum**, v. 492–493, p. 765–770, 2005.
- NIU, H. J.; CHANG, I. T. H. Instability of scan tracks of selective laser sintering of high speed steel powder. **Scripta Materialia**, v. 41, n. 11, p. 1229–1234, 1999.
- OLAKANMI, E. O.; COCHRANE, R. F.; DALGARNO, K. W. Densification mechanism and microstructural evolution in selective laser sintering of Al-12Si powders. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, n. 1, p. 113–121, 2011.
- 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, 2015.
- OTERO, E. et al. CORROSION BEHAVIOUR OF AISI 304L AND 316L STAINLESS STEELS PREPARED BY POWDER METALLURGY IN THE PRESENCE OF SULPHURIC AND PHOSPHORIC ACID. **Corrosion Science**, v. 40, n. 8, p. 1421–1434, 1998.
- PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos Microestrutura e propriedades**. [s.l.: s.n.].
- PANWISAWAS, C. et al. On the role of thermal fluid dynamics into the evolution of porosity during selective laser melting. **Scripta Materialia**, v. 105, p. 14–17, 2015.
- PAPADAKIS, L. et al. A computational reduction model for appraising

structural effects in selective laser melting manufacturing. **Virtual and Physical Prototyping**, v. 9, n. 1, 2014.

PARKER. **Filtration Solutions & Engineered Systems**, 2015. Disponível em: <<http://www.valuecomercial.com.br/wp-content/uploads/Petróleo-e-Gás1.pdf>>

PATTANAYAK, D. K. et al. Bioactive Ti metal analogous to human cancellous bone: Fabrication by selective laser melting and chemical treatments. **Acta Biomater**, v. 7, p. 1398–1406, 2011.

PETROV, A. L. et al. **Laser synthesis of functional graded filter elements from metal-polymer powder compositions**. SPIE – The International Society for Optical Engineering. **Anais...**2002

PEYRE, P. et al. Experimental and numerical analysis of the selective laser sintering (SLS) of PA12 and PEKK semi-crystalline polymers. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 225, p. 326–336, 2015.

PHAM, D. .; GAULT, R. . A comparison of rapid prototyping technologies. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 38, n. 10–11, p. 1257–1287, 1998.

PHOTONICS, I. **Test Results of YLR-100-AC-Y11**, 2012.

POLA, E. J. G. **Desenvolvimento e caracterização de filtros porosos de aço inoxidável AISI 316L**. [s.l.] USP - Universidade de São Paulo, 1994.

PUROLATOR. **Sinter Metals Filters**, 2014a. Disponível em: <<http://www.purolator-facet.com/Markets/Chemical-Process/GKN-Sinter-Metals-Filters>>

PUROLATOR. **Porous metal**, 2014b. Disponível em: <<http://www.purolator-facet.com/Markets/Filtration-Media/Porous-Metal>>

QIU, C. et al. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting. **Acta Materialia**, v. 96, p. 72–79, 2015.

REEVES, P.; TUCK, C.; HAGUE, R. Mass Customization: Engineering and Managing Global Operations. **Mass Customization**, p. 275–289, 2011.

RODRIGUES, D. et al. THE ROLE OF THE APPARENT DENSITY ON THE PERMEABILITY OF POROUS STAINLESS STEEL PARTS. **Materials Science Forum - Advanced Powder Technology IV - Proceedings of the 4th International Latin-American Conference on Powder Technology**, v. 498–499, p. 217–223, 2005.

RODRIGUES, D. et al. Thermogravimetric Measurements to Evaluate



- Burnout of Sintered Stainless Steel Filters. p. 3–8, 2013.
- ROLINK, G. et al. Laser metal deposition and selective laser melting of Fe-28 at.% Al. **Journal of Materials Research**, v. 17, p. 2036–2043, 2014.
- ROMBOUTS, M. et al. Fundamentals of selective laser melting of alloyed steel powders. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 55, n. 1, p. 187–192, 2006.
- ROMETSCH, P. A. et al. Evaluation of polychromatic X-ray radiography defect detection limits in a sample fabricated from Hastelloy X by selective laser melting. **NDT & E International**, v. 62, p. 184–192, 2014.
- RUTH, D.; MA, H. Transport in porous media. v. 7, p. 255–264, 1992.
- SAMES, W. J. et al. **The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing** *International Materials Reviews* Taylor & Francis, , 2016.
- SCHEIDEGGER, A. E. The physics of flow through porous media. **University of Toronto Press**, v. 3, p. 353, 1974.
- SCHLEIFENBAUM, H. et al. Individualized production by means of high power Selective Laser Melting. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, v. 2, n. 3, p. 161–169, 2010.
- SEBRAE. Boletim de Tendência. **Petróleo e Gás**, Dec. 2014.
- SHIN, K.-H. et al. A method for the design and fabrication of heterogeneous objects. **Materials & Design**, v. 24, n. 5, p. 339–353, 2003.
- SHISHKOVSKY, I. Synthesis of Functional gradient parts via RP methods. **Rapid Prototyping Journal**, v. 7, n. 4, p. 207–211, 2001.
- SIMCHI, A. The role of particle size on the laser sintering of iron powder. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 35, n. 5, p. 937–948, 2004.
- 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.
- SONG, B. et al. Fabrication of NiCr alloy parts by selective laser melting: Columnar microstructure and anisotropic mechanical behavior. **Materials and Design**, v. 53, p. 1–7, 2013.
- SONG, B. et al. Microstructure and tensile properties of iron parts fabricated by selective laser melting. **Optics & Laser Technology**, v. 56, p. 451–460, 2014.

STEIGER, E. **What is the best choice for laser material processing - Rod, disk, slab or fiber?** 26th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics. **Anais...**2007

SU, X.; YANG, Y. Research on track overlapping during Selective Laser Melting of powders. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 10, p. 2074–2079, 2012.

TAYLOR, C. M.; CHILDS, T. H. C.; HAUSER, C. **Morphology of direct SLS-processed stainless steel layers.** Solid Freeform Fabrication Symposium. **Anais...**2002

TECNOLÓGICA, I. **Projeto Fabricação Digital**, 2013a. Disponível em: <<http://www.inovacaotecnologica.com.br/noticias/noticia.php?artigo=fabricacao-digital&id=010175130902#.Wk0tAVWnHIV>>

TECNOLÓGICA, I. **10 tecnologias que podem salvar a economia mundial**, 2013b. Disponível em: <<http://www.inovacaotecnologica.com.br/noticias/noticia.php?artigo=10-tecnologias-emergentes-salvar-economia-mundial&id=010125130226#.Wk1ARFWnHIV>>

TECNOLÓGICA, I. **Geometria não é mais limitador para fabricação de peças**, 2014. Disponível em: <<http://www.inovacaotecnologica.com.br/noticias/noticia.php?artigo=geometria-nao-mais-limitador-fabricacao-pecas&id=010170140725#.Wk0tLFWnHIV>>

THEODORAKOS, I. et al. Selective laser sintering of Ag nanoparticles ink for applications in flexible electronics. **Applied Surface Science**, v. 336, p. 157–162, 2015.

TINGSKOG, T. et al. **Influence of powder particle size on properties of MIM parts.** Advances in powder metallurgy and particulate materials. **Anais...**2000

TOLOCHKO, N. K. et al. Absorptance of powder materials suitable for laser sintering. **Rapid Prototyping Journal**, v. 6, n. 3, p. 155–160, 2000.

TOMUS, D. et al. Controlling the Microstructure of Hastelloy-X Components Manufactured by Selective Laser Melting. **Physics Procedia**, v. 41, n. 0, p. 823–827, 2013.

VARELA, J. A.; LONGO, E. Princípios de sinterização em estado sólido. **Cerâmica**, p. 95–102, 1984.

VOLPATO, N. et al. **Manufatura Aditiva: Tecnologias e aplicações da impressão 3D.** São Paulo: Blucher, 2017.

- VOLPATO, N.; DE CARVALHO, J. Introdução à manufatura aditiva ou impressão 3D. In: VOLPATO, N. (Ed.). **Manufatura aditiva: Tecnologias e aplicações da impressão 3D**. São Paulo: Blucher, 2017. p. 15–30.
- VRANCKEN, B. et al. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 541, n. 0, p. 177–185, 2012.
- WALDMANN, A. T. A. et al. **ESTUDOS EXPERIMENTAIS SOBRE A AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES DE FLUIDOS DE PERFURAÇÃO EM MEIOS POROSOS ANISOTRÓPICOS**. Congresso Brasileiro de Sistemas Particulados. **Anais...**Rio de Janeiro: 2011
- WANG, D. et al. Study on the designing rules and processability of porous structure based on selective laser melting (SLM). **Journal of Materials Processing Technology**, v. 213, n. 10, p. 1734–1742, 2013.
- WANG, F. Mechanical property study on rapid additive layer manufacture Hastelloy® X alloy by selective laser melting technology. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 58, n. 5–8, p. 545–551, 2012.
- WANG, X. J. et al. The effect of atmosphere on the structure and properties of a selective laser melted Al–12Si alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 597, p. 370–375, 2014.
- XIANG, N. et al. Metal–ceramic bond strength of Co–Cr alloy fabricated by selective laser melting. **Journal of Dentistry**, v. 40, n. 6, p. 453–457, 2012.
- XIE, F. et al. Structural and mechanical characteristics of porous 316L stainless steel fabricated by indirect selective laser sintering. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 213, n. 6, p. 838–843, 2013.
- YADROITSEV, I. et al. Manufacturing of fine-structured 3D porous filter elements by selective laser melting. **Applied Surface Science**, v. 255, n. 10, p. 5523–5527, 2009.
- YADROITSEV, I. et al. Single track formation in selective laser melting of metal powders. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 12, p. 1624–1631, 2010.
- YADROITSEV, I. et al. 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, 2013.
- YADROITSEV, I.; BERTRAND, P.; SMUROV, I. Parametric analysis of

the selective laser melting process. **Applied Surface Science**, v. 253, n. 19, p. 8064–8069, 2007.

YADROITSEV, I.; SMUROV, I. Selective laser melting technology: From the single laser melted track stability to 3D parts of complex shape. **Physics Procedia**, v. 5, p. 551–560, 2010.

YADROITSEV, I.; SMUROV, I. Surface morphology in selective laser melting of metal powders. **Physics Procedia**, v. 12, n. PART 1, p. 264–270, 2011.

YAN, C. et al. Evaluation of light-weight AlSi10Mg periodic cellular lattice structures fabricated via direct metal laser sintering. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 4, p. 856–864, 2014.

YAN, X.; GU, P. A review of rapid prototyping technologies and systems. **CAD Computer Aided Design**, v. 28, n. 4, p. 307–318, 1996.

YAN, Y. et al. Rapid prototyping and manufacturing technology: Principle, representative technics, applications, and development trends. **Tsinghua Science and Technology**, v. 14, n. S1, p. 1–12, 2009.

YANG, S.; EVANS, J. R. G. Flow rate of metal powders at reduced and elevated air pressure. **Powder Technology**, v. 154, p. 95–98, 2005.

YASA, E.; KRUTH, J.-P. Microstructural investigation of Selective Laser Melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting. **Procedia Engineering**, v. 19, p. 389–395, 2011.

ZHANG, B.; LIAO, H.; CODDET, C. Selective laser melting commercially pure Ti under vacuum. **Vacuum**, v. 95, p. 25–29, 2013.

ZHANG, L. C.; SERCOMBE, T. B. Selective Laser Melting of Low-Modulus Biomedical Ti-24Nb-4Zr-8Sn Alloy: Effect of Laser Point Distance. **Key Engineering Materials**, v. 520, p. 226–233, 2012.

ZHANG, S. et al. Effects of scan line spacing on pore characteristics and mechanical properties of porous Ti6Al4V implants fabricated by selective laser melting. **Materials and Design**, v. 63, p. 185–193, 2014.

ZIÓLKOWSKI, G. et al. Application of X-ray CT method for discontinuity and porosity detection in 316L stainless steel parts produced with SLM technology. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 14, n. 4, p. 608–614, 2014.

## ANEXO A

Nesta seção serão relacionados alguns resultados dos estudos de ARRUDA, (2016) e do projeto de pesquisa ISI-Laser; BRATS (ISI-LASER; BRATS, 2017), os quais serviram de base para a definição de alguns parâmetros de processo que foram empregados no Método Investigativo 02 desta pesquisa de doutorado.

Tabela A.1 – Janela de parâmetros e porosidade apresentada para espessura de camada 60  $\mu\text{m}$ .

BRATS					
Amostras	Densidade de Poros (%)	Velocidade (m/s)	Densidade de energia ( $\text{J}/\text{mm}^3$ )	Energia por linha ( $\text{J}/\text{mm}$ )	Tempo de interação (ms)
B	25,82	800	27,78	0,25	188
C	43,21	1200	18,52	0,167	125
F	52,42	2400	9,26	0,083	63
E	57,1	2000	11,11	0,1	75
D	61,8	1600	13,89	0,125	94

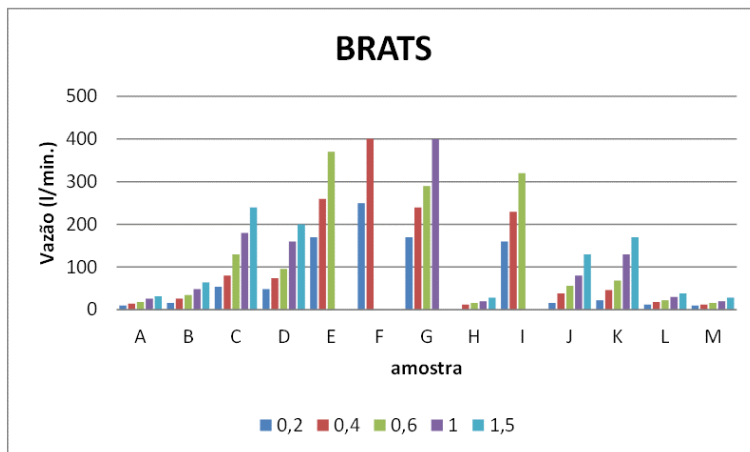
Fonte: (ARRUDA, 2016; ISI-LASER; BRATS, 2017).

Tabela A.2 – Resultados de porosidade pelo método de Arquimedes.

BRATS													
Amostra	$m_{ar}(g)$	$m_{peca+agua}(g)$	$m_{agua}(g)$	$\rho_{\text{agua}}(17^{\circ}C)$	$V_{\text{agua}}(17^{\circ}C)$	$V_{\text{agua}}(cm^3)$	$m_{\text{imersao,ar}}(g)$	$\rho_{fl}(g/cm^3)$	$V_{\text{pesa}}(cm^3)$	$V_{\text{fl}}(cm^3)$	$V_{\text{fl}}(cm^3)$	$\%poros_{\text{inter}}$	$\%poros_{\text{lechl}}$
A	18,276	18,301	0,0250	0,99777	0,0251	6,60	2,7702	2,7952	0,483	0,9%	17,3%		
B	14,810	15,096	0,2860	0,99777	0,2866	12,424	6,19	2,3913	2,6780	0,538	10,7%	20,1%	
C	12,815	13,492	0,6770	0,99777	0,6785	11,119	7,54	1,6998	2,3783	0,096	28,5%	4,0%	
D	13,174	13,834	0,6600	0,99777	0,6615	11,181	6,60	1,9975	2,6589	0,349	24,9%	13,1%	
E	8,497	9,633	1,1360	0,99777	1,1385	7,046	5,84	1,4542	2,5928	0,391	43,9%	15,1%	
F	6,708	7,830	1,1220	0,99777	1,1245	5,335	4,87	1,3761	2,5006	0,537	45,0%	21,5%	
G	6,186	7,384	1,1980	0,99777	1,2007	5,141	5,91	1,0473	2,2480	0,273	53,4%	12,1%	
H	18,350	18,386	0,0360	0,99777	0,0361	15,544	6,52	2,8123	2,8484	0,516	1,3%	18,1%	
I	6,878	8,061	1,1830	0,99777	1,1856	5,802	6,38	1,0784	2,2640	0,218	52,4%	9,6%	
J	12,358	13,166	0,8080	0,99777	0,8098	10,250	5,85	2,1127	2,9225	0,566	27,7%	19,4%	
K	11,117	12,099	0,9820	0,99777	0,9842	9,082	5,45	2,0395	3,0237	0,648	32,5%	21,4%	
L	19,007	19,025	0,0180	0,99777	0,0180	16,162	6,67	2,8514	2,8694	0,473	0,6%	16,5%	
M	17,387	17,418	0,0310	0,99777	0,0311	14,646	6,33	2,7471	2,7782	0,571	1,1%	20,6%	

Fonte: (ARRUDA, 2016; ISI-LASER; BRATS, 2017).

Figura A.1 – Gráfico Pressão x Vazão (amostras BRATS).



Fonte: (ARRUDA, 2016; ISI-LASER; BRATS, 2017).