

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

**RECICLAGEM DE SUCATA DE USINAGEM DE AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO VISANDO USO EM MANUFATURA ADITIVA**

Rafael Daiki Shimoda

São Carlos-SP

2026

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

**RECICLAGEM DE SUCATA DE USINAGEM DE AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO VISANDO USO EM MANUFATURA ADITIVA**

Rafael Daiki Shimoda

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais como requisito parcial à obtenção do título de MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Piter Gargarella

Agência Financiadora: FAI-UFSCar.

São Carlos-SP

2026

DEDICATÓRIA

Aos meus pais e a todos membros da minha família que de alguma forma sempre me apoiaram

VITAE

Bacharel em Engenharia de Materiais e Manufatura pela Universidade de São Paulo (2024)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia

Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

FOLHA DE APROVAÇÃO

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Rafael Daiki Shimoda, realizada em 30/03/2026.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. Piter Gargarella (UFSCar)

Prof. Dr. Claudio Shyinti Kiminami (UFSCar)

Dra. Mariane Gonçalves de Miranda Salustre (ArcelorMittal)

O Relatório de Defesa produzido pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se registrado no sistema direcionado para o PPGCEM Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

AGRADECIMENTOS

Gostaria de iniciar expressando meus agradecimentos a todos os membros do DEMa/UFSCar que contribuíram para a realização deste trabalho. Ao Professor Piter, pela orientação ao longo de todo o desenvolvimento da pesquisa e pela oportunidade concedida para sua realização. Aos Professores Bolfarini e Kiminami, pelas valiosas contribuições, direcionamentos e sugestões de aprimoramento, bem como pelas considerações apresentadas durante o exame de qualificação.

Aos técnicos Edson (Beto), Renan e Rover, pelo suporte na condução dos ensaios de fundição, atomização e demais atividades experimentais. Aos técnicos do Centro de Caracterização de Materiais (CCDM) da UFSCar, pelo apoio nas análises químicas realizadas. Aos membros do Laboratório de Processamento de Materiais por Laser: Adriel, Aylanna, Bruna, Erlifas, Luis André, Luiz Henrique e Vitor, pelo auxílio nos treinamentos, na execução dos ensaios e pelas trocas de conhecimento no cotidiano do laboratório. Agradeço, ainda, aos responsáveis pela disponibilização da infraestrutura do Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE), bem como aos técnicos dos Departamentos de Polímeros e de Cerâmicas, pela concessão do uso de seus equipamentos. À secretaria do PPGCEM, pelo suporte administrativo, especialmente no que se refere às solicitações e aos prazos acadêmicos.

Aos colegas de outros laboratórios, pela convivência e pelo compartilhamento de experiências ao longo desta etapa da pós-graduação. Ao Dr. Nicolas Rojas Arias, pelas análises termodinâmicas realizadas com o software Thermo-Calc, e à Engemasa, pela disponibilização de equipamentos para análises de composição química, quando necessário.

Expresso, por fim, minha gratidão à minha família e à minha namorada, Ana Larissa, cujo apoio foi fundamental para a conclusão deste trabalho.

Agradeço também à ArcelorMittal, pelo fornecimento de materiais, suporte técnico e investimento na pesquisa, e à Empresa Brasileira de Pesquisa e Inovação Industrial (Embrapii), pelo financiamento concedido, viabilizando a bolsa e a aquisição de insumos necessários. Agradecimento a FAI-UFSCar pelo suporte operacional e gestão financeira deste projeto de pesquisa. Projeto 15713 - (EMBRAPII/UFSCar - Recursos EMBRAPII) - ProEx nº 040910/2023-68 - Uso de Sucata de Usinagem de Aço Inoxidável na Produção de Pó Metálico para Aplicação em Manufatura aditiva

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

RESUMO

Os metais são amplamente utilizados como matérias-primas na fabricação de componentes industriais. No entanto, a exploração de reservas minerais, bem como os processos de extração e beneficiamento, demanda elevado consumo de energia e frequentemente ocorrem em regiões ambientalmente sensíveis. Nesse cenário, a economia circular desponta como uma alternativa estratégica para reduzir a dependência de recursos primários e minimizar os impactos energéticos associados à produção metálica. Todavia, a viabilidade do reúso depende da obtenção de materiais reciclados com propriedades equivalentes às da matéria-prima original. Neste trabalho, investigou-se o reaproveitamento de cavacos de aço inoxidável austenítico, majoritariamente da liga 316L, como matéria-prima para a produção de pó metálico por atomização a gás, seguido de sua aplicação em manufatura aditiva por Fusão em Leito de Pó a Laser (LPBF). Inicialmente, foi conduzido um estudo sistemático sobre a limpeza dos cavacos, com ênfase na remoção de contaminantes orgânicos, avaliando-se métodos de lavagem com água, o uso de solução aquosa contendo surfactante comercial e/ou o aquecimento controlado. Após a definição do método otimizado de limpeza, os cavacos foram limpos e refundidos para obtenção de lingotes, posteriormente atomizados a gás. E os pós obtidos foram peneirados, resultando em partículas predominantemente esféricas na faixa granulométrica de 20–75 μm , adequada ao processo de LPBF. Amostras foram então produzidas por LPBF e caracterizadas quanto à microestrutura, à formação de fases e às propriedades mecânicas. Os resultados indicaram que o método mais eficiente de limpeza, evidenciado pela maior variação de massa, consistiu na combinação de lavagem com solução de surfactante aniônico (razão volumétrica de 0,005) e aquecimento a 300 °C, conforme evidenciado pelas análises de variação de massa. O aquecimento sem lavagem, embora com variação de massa similar, isolado apresentou desempenho próximo, porém promoveu alterações na coloração dos cavacos, sugerindo possível incorporação de carbono na superfície. Os pós obtidos foram peneirados, resultando em partículas predominantemente esféricas na faixa de 20–75 μm e com boa fluidez, adequadas ao processo LPBF. O pó obtido a partir do material reciclado

apresentou fluidez e morfologia adequadas para o processamento por LPBF. Entretanto, a análise microestrutural das amostras fabricadas por LPBF revelou a presença de trincas ao longo dos contornos de grão, associadas a trincas de solidificação, que ocorreram principalmente devido ao elevado teor de carbono nesse material.

Palavras-chave: aço inoxidável austenítico; 316L; descontaminação; reciclagem; sustentabilidade; atomização a gás; manufatura aditiva.

ABSTRACT

**RECYCLING OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL MACHINING SCRAP FOR
APPLICATION IN ADDITIVE MANUFACTURING**

Metals are widely used as raw materials in the manufacturing of industrial components. However, the exploration of mineral reserves, as well as extraction and beneficiation processes, require high energy consumption and often occur in environmentally sensitive regions. In this scenario, the circular economy emerges as a strategic alternative to reduce dependence on primary resources and minimize the energy impacts associated with metal production. Nevertheless, the feasibility of reuse depends on obtaining recycled materials with properties equivalent to those of the original raw material. In this work, the reuse of stainless steel chips, predominantly from the 316L alloy, was investigated as a raw material for powder production via gas atomization, followed by its application in additive manufacturing through Laser Powder Bed Fusion (LPBF). Initially, a systematic study was conducted on cleaning the chips, emphasizing the removal of organic contaminants, evaluating methods such as water washing, the use of an aqueous solution containing a commercial surfactant, and/or controlled heating. After defining the optimized cleaning method, the chips were cleaned and remelted to produce ingots, which were then gas-atomized. The resulting powders were sieved, resulting in predominantly spherical particles in the 20–75 μm size range, suitable for the LPBF process. Samples were then produced by LPBF and characterized regarding microstructure, phase formation, and mechanical properties. The results indicated that the most efficient cleaning method, evidenced by the greatest mass variation, was the combination of washing with an anionic surfactant solution (volume ratio of 0.005) and heating at 300 °C, as shown by the mass variation analyses. Heating without washing, although with a similar mass variation, performed similarly but caused color changes in the chips, suggesting possible carbon incorporation on the surface. The powders obtained were sieved, resulting in predominantly spherical particles in the 20–75 μm range with good flowability, suitable for LPBF processing. The powder produced from recycled material exhibited adequate flowability and morphology for LPBF processing. However, microstructural analysis of the samples manufactured by

LPBF revealed the presence of cracks along grain boundaries, associated with solidification cracks, which mainly occurred due to the high carbon content in this material.

Keywords: austenitic stainless steel, 316L, decontamination; recyclability; sustainability; gas atomization; additive manufacturing.

PUBLICAÇÕES

- Shimoda, R.S.; Salustre, M.G.M.; Loureiro M.V.; Maria, V.B.; Albuquerque T.C.V.; Bolfarini C.; Kiminami, C.S.; Gargarella, P. **Comparing the microstructure and mechanical properties of additive manufactured 316L steel prepared using pure and recycled material.** In XXIII Brazilian Materials Research Society (B-MRS). Salvador – BA. 2025.

- Shimoda, R.S.; Salustre, M.G.M.; Loureiro M.V.; Maria, V.B.; Albuquerque T.C.V.; Bolfarini C.; Kiminami, C.S.; Gargarella, P. **DEVELOPMENT A SUSTAINABLE STRATEGY FOR RECYCLING 316L SCRAPS.** In XXIII Brazilian Materials Research Society (B-MRS). Salvador – BA. 2025.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

FOLHA DE APROVAÇÃO	i
AGRADECIMENTOS	ii
RESUMO.....	iii
ABSTRACT	v
PUBLICAÇÕES.....	vii
LISTA DE FIGURAS.....	x
LISTA DE TABELAS	xv
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES.....	xvi
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVO	5
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	6
3.1 Características dos aços inoxidáveis austeníticos.....	6
3.2 Reciclagem de cavacos e sucata de metais.....	8
3.3 Atomização a gás de metais.....	9
3.5 Metalurgia física da manufatura aditiva por LPBF	17
3.6 Manufatura aditiva via Fusão em Leito de Pó a Laser (LPBF) do aço inoxidável austenítico 316L.....	23
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	32
4.1 Limpeza dos cavacos e avaliação por variação de massa.....	32
4.2 Produção dos lingotes a partir dos cavacos e caracterização microestrutural.....	35
4.3 Atomização a gás do material reciclado.....	37
4.4 Análise de fluidez e morfologia do pó produzido.....	38
4.5 Impressão de corpos de prova via LPBF	42
4.6 Caracterização dos corpos de prova produzidos via LPBF	46
4.7 Caracterização composição química e elementar do carbono	48
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	49
5.1 Métodos de limpeza dos cavacos.....	49
5.2 Refusão dos cavacos.....	54
5.3 Diagrama de equilíbrio das ligas recicladas.....	62

5.4	Caracterização dos pós atomizados e comercial.....	70
5.5	Caracterização mecânica das amostras produzidas por Manufatura Aditiva via LPBF	87
6	CONCLUSÃO	92
7	TRABALHOS FUTUROS	94
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	95

LISTA DE FIGURAS

- Figura 3-1 - Exemplo Diagrama de Schaeffler. Previsão das fases feita com base no cromo equivalente e no níquel equivalente [19].....7
- Figura 3-2 - Modelos de atomizadores: a) Tipo fechado; b) Tipo aberto.....11
- Figura 3-3 - Mecanismo de desintegração do filme líquido. Adaptada de Chem. Eng. Sci., 18, N. Dombronski e W. R. Johns, The aerodynamic instability and disintegration of viscous liquid sheets. [30].....12
- Figura 3-4 - Representação esquemática do processo de Fusão em Leito de Pó a Laser (LPBF) [36]. **(a)** Uma camada de pó é colocada em um substrato. **(b)** O feixe de laser irá então fundir regiões da camada de pó definidas previamente através do desenho em CAD. A região fundida irá solidificar rapidamente, formando parte da peça. **(c)** Na etapa seguinte, o substrato é recuado para o interior da câmara e uma nova camada de pó é colocada. O processo então se repete até que a peça desejada seja obtida..... 14
- Figura 3-5 - MEV da seção longitudinal variando parâmetros de velocidade e potência de Laser. a) P=60W; b) P=80W; c) P=100W para v=50mm/s. d) v=150mm/s; e) v=60mm/s; f) v=20mm/s para P=100W. Menores potências tem uma adesão pouco profunda a camada anterior. Já para potências maiores, se percebe uma superfície rugosa após a solidificação [41].....16
- Figura 3-6 - Microestruturas de uma peça feita com pó de aço 316L via DED a Laser; a) baixo, b) médio e c) topo. Amostra feita com 9 camadas [42].....17
- Figura 3-7 - Morfologia de solidificação de acordo com o gradiente de temperatura e velocidade de solidificação [44].....19
- Figura 3-8 - Figura esquemática de soldagem utilizando eletrodo revestido, formando mais de uma camada. Adaptado de Welding metallurgy, Linnert, vol. 2, ch. 13 p. 189-306. [47].....21
- Figura 3-9 - Efeito do processamento e textura em MA. a) Modelo esquemático da poça de fusão em MA; b) Formação em zigue-zague observada em peças impressas [44], [48], [49].....22
- Figura 3-10 - Formação de filmes finos que podem ocasionar trincas a quente durante a solidificação de soldas [47].....23

Figura 3-11 - Diagrama de Schaeffler com as possíveis combinações de composição para o AISI316L.	24
Figura 3-12 - Imagens de microscópio óptico de peças fabricadas com pó de 316L. a) Representação esquemática da seção analisada; b), c) e d) São imagens utilizando diferentes parâmetro de impressão. Observa-se as poças de fusão formadas pela sequência de deposições e fusões [58].....	28
Figura 3-13 - Imagens de microscópio óptico de peças fabricadas com pó de 316L. a) Representação esquemática da seção analisada; b), c) e d) São imagens utilizando diferentes parâmetro de impressão. Observa-se as trilhas do Laser ao longo de uma camada [58].....	29
Figura 3-14 - Imagens de MEV de peças fabricadas por LPBF com pó de 316L. a) Representação esquemática da seção analisada; b) e c) Imagem de diferentes parâmetros. Nelas são destacadas as regiões mais grosseiras localizadas nas bordas das pistas (seção retangular) comparado às regiões do centro (seções elípticas) [58].....	30
Figura 3-15 - Orientação de crescimento com significativos desvios da direção <001> para o aço 316L impresso via DED. a) Imagem de EBSD; b) Fração numérica pelo ângulo de desorientação da imagem observada em (a) [42], [60].....	31
Figura 4-1 - Fluxograma da etapa de limpeza, da fundição em formato de lingotes e da atomização a gás.....	33
Figura 4-2 - Esquema das rotas de limpeza analisadas, utilizando surfactante e aquecimento como formas de eliminar contaminantes.....	35
Figura 4-3 - Equipamentos utilizados na preparação do lingote. a) Cadinho revestido; b) Molde de grafite revestido com nitreto de boro.....	36
Figura 4-4 - Atomizador a gás HERMIGA 75/5VI fabricado pela PSI. a) Câmara de fusão; b) Câmara de atomização.....	38
Figura 4-5 - Funil de Hall utilizado para análise de fluidez.....	39
Figura 4-6 - Análise de distribuição granulométrica. a) Foto do equipamento Horiba LA-930, presente no LaMaV-UFSCar; b) Mecanismo simplificado para detecção da distribuição granulométrica.....	40

- Figura 4-7 - Desenvolvimento da relação entre a massa de uma partícula de 20 μm e uma partícula de 106 μm , esféricas e formadas do mesmo material.....41
- Figura 4-8 - Fluxograma para a seção de manufatura aditiva.....43
- Figura 4-9 - Desenho técnico do corpo-de-prova. Dimensões em milímetros.....45
- Figura 4-10 - Amostras de aço inoxidável austenítico produzidos via LPBF. a) Material comercial; b) Material reciclado.....46
- Figura 4-11 - Regiões analisadas das amostras de 316L produzidas por LPBF.....47
- Figura 4-12 - Equipamento Instron 5500 utilizado no ensaio de tração. a) Montagem da extensometria óptica; b) Imagem da área útil a ser tracionada.....47
- Figura 5-1 - Variação de massa em função do método de limpeza utilizado: (a) variação de massa obtida por limpeza manual e por limpeza ultrassônica, ambos com aplicação de 1mL de surfactante; (b) variação de massa para diferentes proporções de surfactante; (c) variação de massa associada ao método de limpeza por aquecimento das condições previamente limpas; e (d) soma das variações de massa correspondentes à remoção de contaminantes por limpeza prévia (água ou surfactante), seguida de aquecimento (somatório das variações de massa em (b) e (c)).....50
- Figura 5-2 - Cavacos após os processos de limpeza. a) Como recebido; b) Apenas aquecimento; c) Solução de surfactante seguida de aquecimento.....52
- Figura 5-3 - Imagens de microscópio óptico dos lingotes, destacando a formação de uma estrutura dendrítica. (a, b) Lingote obtido com o cavaco limpo em solução de surfactante; (c, d) Lingote obtido do cavaco por queima direta..... 56
- Figura 5-4 - Imagem de MEV utilizando mapeamento de EDS em uma visão com menor magnificação. A solidificação ao ar permitiu a formação de segregações visíveis em MEV.....57
- Figura 5-5 - Imagem de MEV de uma das segregações encontradas no lingote. A indicação no EDS em mapa mostra uma combinação de Si, O, Mn e S.....58
- Figura 5-6 - Imagem de MEV e mapeamento de EDS destacando uma formação nos contornos de grão. O EDS em mapa apontou ausência de Fe e Ni, alta concentração de Cr e a tendência de concentração de C. A imagem confirma a formação de carbonetos de cromo no contorno de grão, corroborada pelo

resultado de composição química.....	60
Figura 5-7 - Difração de Raios-X dos lingotes produzidos.....	61
Figura 5-8 - Microdureza Vickers para os lingotes produzidos.....	62
Figura 5-9 - a) Curvas de Scheil–Gulliver para o aço inoxidável austenítico AISI 316L e para as ligas recicladas; b), c) e d) frações volumétricas de fases em equilíbrio calculadas entre 600 °C e 1500 °C por meio do software termodinâmico ThermoCalc®; b) para o AISI 316L; c) para as ligas recicladas sem lavagem; e d) para as ligas recicladas com lavagem.....	64
Figura 5-10 - Diagramas ternários mostrando a influência de Creq e Nieq para a) HCS; b) ΔT	68
Figura 5-11 - Diagrama de fases ternário para a) 1400°C; b) 1350°C; c) 1300°C; d) Diagrama de Schaeffler mostrando os efeitos da quantidade de C, Creq e Nieq nas formações de fases dos compostos estudados.....	69
Figura 5-12 - Valores em massa para as faixas granulométricas separadas no peneiramento.....	73
Figura 5-13 - Distribuição granulométrica do pó de aço inoxidável reciclado na faixa de 20–75 μm utilizando o método de difração a Laser.....	74
Figura 5-14 - Imagens de Microscopia eletrônica de varredura por elétrons secundários (MEV-SE) do pó de aço inoxidável austenítico reciclado.....	75
Figura 5-15 - Distribuição granulométrica do pó comercial utilizando o método de difração a Laser.....	76
Figura 5-16 - Imagens de MEV das partículas do pó comercial de 316L.....	77
Figura 5-17 - Difratomogramas dos pós reciclado e comercial.....	79
Figura 5-18 - Microscopia óptica de amostra impressa por LPBF utilizando o pó reciclado. a) Face da amostra; b) Seção transversal.....	80
Figura 5-19 - Imagens de MEV-BSE da amostra produzida por LPBF com material reciclado, da região da face da amostra. a) Estrutura celular que compõe o grão; b) Detalhes das trincas formadas nos contornos de grão.....	81
Figura 5-20 - Diagrama de Scheil para a composição da amostra LPBF produzida com material reciclado.....	82
Figura 5-21 - Microestrutura de peça impressa via LPBF utilizando 316L comercial.....	85

- Figura 5-22 - Imagem de MEV da amostra obtida por LPBF utilizando o pó comercial do aço 316L. a) Seção da face da amostra, no qual não se observou presença de trincas; b) Aumento da magnificação, observando-se melhor a microestrutura celular.....85
- Figura 5-23 - Padrões de difração de raios-X para amostras produzidas por LPBF, utilizando pó comercial e o pó reciclado.....86
- Figura 5-24 - Curva tensão-deformação dos corpos de prova obtidos por LPBF com o pó reciclado.....88
- Figura 5-25 - Curva tensão-deformação dos corpos de prova obtidos por LPBF com o pó 316L comercial.....89
- Figura 5-26 - Dureza Vickers (HV) nas regiões de face e seção transversal das peças produzidas por LPBF utilizando pó reciclado e pó comercial de 316L.....90

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química do aço 316L para aplicação em LPBF (em wt%).....	23
Tabela 3.2 - Resultados de ensaio de tração utilizando aço inoxidável 316 e 316L, processados tanto por LPBF quanto por métodos convencionais [50], [52], [53], [54], [55], [56], [57].....	25
Tabela 4.1 - Parâmetros utilizados na impressão tanto com o pó reciclado, quanto com o pó 316L comercial.....	44
Tabela 5.1 - Análise elementar de C para diferentes métodos de limpeza.....	53
Tabela 5.2 - Composição química dos lingotes produzidos e seus devidos métodos de limpeza.....	55
Tabela 5.3 - Fluidez obtida pelo funil de Hall para as diferentes faixas granulométricas.....	71
Tabela 5.4 - Densidade esquelética determinada no ensaio de picnometria.....	77
Tabela 5.5 - Composição química da amostra LPBF fabricada com material reciclado.....	81
Tabela 5.6 - Composição elementar do C nas amostras produzidas com material reciclado (em wt%).....	84
Tabela 5.7 - Valores encontrados para a densidade de Arquimedes das amostras impressas utilizando pó reciclado e pó comercial.....	87

SÍMBOLOS E ABREVIações

- ASTM - American Society for Testing and Materials
- CCC – Cúbica de corpo centrado
- CFC – Cúbica de face centrada
- C_{req} – Cromo equivalente
- DRX – Difração de Raios-X
- EL – Alongação (*elongation*)
- F_s – Fração sólida
- GB – Contorno de grão
- HCS – susceptibilidade a formação de trincas a quente (*hot cracking susceptibility*)
- HV – Dureza Vickers
- K – Kelvin
- LPBF – Fusão em Leito de Pó (*Laser Powder Bed Fusion*)
- MA – Manufatura Aditiva
- MEV – Microscópio eletrônico de varredura
- MPa – Mega Pascal
- Ni_{eq} – Níquel equivalente
- SS – Aço inoxidável (*stainless steel*)
- UTS – Tensão máxima de tração (*ultimate tensile strength*)
- wt% - Porcentagem em massa
- YS – Tensão de escoamento (*yield strength*)
- ΔT – Intervalo de solidificação
- °C – Graus Celsius
- μm – Mícrons

1 INTRODUÇÃO

Os metais são fundamentais para a civilização moderna, constituindo a base estrutural de praticamente toda a infraestrutura e atuando como componentes essenciais em quase todos os setores industriais, de forma direta ou indireta. Seu uso disseminado na construção civil, no transporte, na manufatura, nas tecnologias e nos sistemas de energia exige produção em larga escala e fornecimento confiável e contínuo. Entre os materiais metálicos, o aço e o alumínio respondem pela maior parte do consumo global. Em 2024, foi produzido no mundo cerca de 1,9 bilhão de toneladas de aço, sendo 33,8 milhões produzidos no Brasil [1]. Adicionalmente, a tendência é de que haja um aumento em 20% na produção de aço mundial até 2050 [1].

Embora o aço não seja geralmente classificado como um recurso escasso quando comparado aos metais raros (como o lantânio, cério, ítrio e platina, por exemplo), o aumento da demanda suscita preocupações quanto à sustentabilidade de sua produção a longo prazo. Além disso elementos de liga essenciais, como o cromo, níquel e o próprio minério de ferro, apresentam desafios ainda mais críticos devido às fontes terrestres frequentemente localizadas em áreas ambientalmente sensíveis [2], [3], [4]. Essa combinação de disponibilidade finita de recursos e de impactos ambientais evidencia a necessidade de desenvolver estratégias para a gestão sustentável dos recursos metálicos ao longo de todo o seu ciclo de vida. O aço é amplamente reconhecido como 100% reciclável, mantendo boas propriedades mesmo após sucessivas refusões. Contudo, existem preocupações relacionadas à reutilização de sucatas que merecem atenção.

Nesse contexto, o conceito de economia circular emergiu como uma estrutura fundamental para promover a sustentabilidade nas indústrias metalúrgicas. Essa abordagem busca fechar os ciclos de materiais por meio da reintegração de subprodutos industriais e resíduos aos ciclos produtivos, minimizando a geração de resíduos e reinventando, assim, a dependência de

matérias-primas virgens. Um princípio intimamente relacionado, conhecido como simbiose industrial, amplia esse conceito ao incentivar a colaboração entre diferentes indústrias para a reutilização de resíduos, aumentando a eficiência global dos recursos e reduzindo o impacto ambiental.

A reutilização do cavaco faz parte do processo logístico reverso de reaproveitar os resíduos sólidos em vez de descartá-los. Estima-se que cerca de 30% da produção de aço já venha da reciclagem em forno de arco elétrico (EAF) [5], no entanto, as condições para essa utilização variam do tipo de liga, capacidade de maquinário e demanda para produção. Dentro de qualquer tipo de produção, é necessário o acondicionamento do material, de forma a eliminar impurezas que venham a interferir nas propriedades mecânicas finais. É notória a crescente busca por meios de reutilização de resíduos industriais metálicos, a fim de torná-los viáveis para reutilização. Tanto no Brasil quanto em âmbito global, existem dificuldades enfrentadas para a reciclagem de aços, visando o desenvolvimento de infraestrutura e tecnologias que tornem o produto rentável e de qualidade [6].

A implementação de práticas de economia circular no setor metalúrgico apresenta desafios técnicos e econômicos significativos. A reciclagem de materiais metálicos para substituir matérias-primas virgens deve superar questões relacionadas à garantia da qualidade, à viabilidade econômica e à reprodutibilidade em escala industrial. O conceito de economia circular aplicada aos principais recursos metálicos é complexo, envolvendo múltiplos ciclos interconectados e processos auxiliares. Apesar dos compromissos globais com a redução das emissões de carbono e a adoção de processos industriais sustentáveis, rotas de reciclagem eficientes e de alta qualidade ainda são difíceis de serem alcançadas [7].

Um caminho prático no qual o reuso de cavacos metálicos pode ser direcionado é para a manufatura aditiva (MA). Em termos práticos, a MA traz como vantagens a liberdade de design e produção de peças complexas em tempo reduzido. É possível, por exemplo, produzir componentes heterogêneos

(manufatura aditiva de multimateriais) com certa precisão micrométrica, porém, com desafios envolvendo o trincamento [8], [9]. É um processo que gera pouca quantidade de resíduos sólidos e apresenta alta eficiência no uso de material. Os custos associados são geralmente elevados, tanto aqueles relacionados aos equipamentos quanto à matéria-prima.

Dentro dos tipos de MA para metais, um processo que se destaca é a Fusão em Leito de Pó a Laser (do inglês *Laser Powder Bed Fusion*, LPBF), no qual o componente é formado a partir de sucessivas camadas de pó metálico que são fundidas e solidificadas rapidamente através da utilização de um feixe de Laser (*Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*), camada por camada. A matéria-prima empregada no processo LPBF apresenta-se idealmente na forma de partículas esféricas, com distribuição granulométrica tipicamente entre 25 e 75 μm . Essa morfologia pode ser obtida por meio do processo de atomização a gás, no qual o metal líquido é submetido a jatos de gás a alta pressão, promovendo sua fragmentação em partículas micrométricas predominantemente esféricas. O processo tem início com a fusão de lingotes, ou de outra matéria-prima metálica em estado maciço, seguida pela interação do metal líquido com o fluxo gasoso. A elevada energia imposta ao material gera intensa turbulência no banho metálico, favorecendo a formação de partículas com elevada esfericidade e superfície relativamente lisa [10]. O pó geralmente pode ser reutilizado diversas vezes. No entanto, é preciso cuidado com a reutilização, pois a irregularidade das partículas tende a aumentar e dependendo do material pode haver mudanças na formação de fases [11], [12], [13].

A produção de pós metálicos, especialmente sob atmosfera inerte, constitui uma das etapas de maior custo na cadeia da manufatura aditiva, contribuindo significativamente para o aumento do custo final do processo [14]. A viabilidade da produção de pó depende não apenas do desempenho do material em propriedades como a fluidez, mas também de características intrínsecas das ligas metálicas, tais como a refletividade ao laser e a condutividade térmica. Esses fatores restringem o número de materiais adequados ao processamento por LPBF. Dessa forma, para que o processo se

torne economicamente competitivo em larga escala, é necessária a adoção de estratégias inovadoras que ampliem o espectro de matérias-primas utilizáveis e reduzam os custos associados.

Entre os materiais metálicos disponíveis para manufatura aditiva, os aços inoxidáveis austeníticos, em particular as ligas 304, 304L, 316 e 316L destacam-se devido à sua boa processabilidade e ao conjunto de propriedades mecânicas e químicas favoráveis [15], [16], [17]. A solidificação desses aços durante o LPBF ocorre predominantemente de forma celular, em função das elevadas taxas de resfriamento e dos altos gradientes térmicos impostos pelo processo. O baixo teor de carbono dessas ligas limita a formação de carbonetos, o que contribui para menor suscetibilidade à corrosão. Como resultado, suas aplicações abrangem desde componentes aeroespaciais até bens de consumo e equipamentos destinados a ambientes agressivos, nos quais a resistência à oxidação e à corrosão é essencial.

A dependência de matérias-primas puras para a produção de pós metálicos representa um desafio relevante para a consolidação de modelos industriais baseados na economia circular. Nesse contexto, o aproveitamento de sucata metálica como fonte alternativa para a fabricação de pós surge como uma abordagem ambientalmente mais sustentável, embora ainda pouco investigada. A crescente necessidade de soluções voltadas à valorização de resíduos metálicos sólidos, particularmente na forma de cavacos gerados por usinagem, evidencia a importância do desenvolvimento de rotas tecnológicas capazes de transformar esses materiais em insumos adequados a processos avançados de manufatura.

2 OBJETIVO

O presente trabalho teve como objetivo investigar a viabilidade do uso de cavaco de usinagem de aço inoxidável austenítico (predominantemente da classe AISI 316L) na produção de pó metálico para manufatura aditiva. Entre os objetivos específicos estão:

-Estudar métodos mais eficientes e sustentáveis para a limpeza do cavaco de usinagem para a remoção de contaminantes orgânicos;

-Produzir pó metálico a partir do material reciclado, com características adequadas para processos de manufatura aditiva;

-Produzir amostras pelo método de Fusão em Leito de Pó a Laser (LPBF) utilizando esse material e investigar a microestrutura e propriedades mecânicas das peças fabricadas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Características dos aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis podem ser classificados em cinco grupos principais: austeníticos, ferríticos, martensíticos, ferrítico-austeníticos (duplex) e endurecidos por precipitação. Dentre esses, os aços inoxidáveis austeníticos são os mais amplamente utilizados, em razão de sua combinação favorável de propriedades mecânicas, resistência à corrosão e excelente processabilidade. Esses aços são compostos predominantemente pelo sistema Fe–Cr–Ni e pertencem, em sua maioria, à série 3XX segundo a designação do American Iron and Steel Institute (AISI). Há também ligas da série 2XX, nas quais parte do níquel é substituída por maiores teores de manganês e nitrogênio, mantendo-se a estabilidade da fase austenítica.

A Figura 3-1 apresenta o diagrama de Schaeffler adaptado, amplamente empregado para a previsão das fases metalúrgicas esperadas a partir da composição química do material. Nesse diagrama, destaca-se a influência do níquel equivalente (Ni_{eq}) na estabilização da fase austenítica, enquanto o cromo equivalente (Cr_{eq}) favorece a formação de aços ferríticos. Composições com menores teores de elementos de liga tendem a favorecer a formação de estruturas martensíticas. Embora o diagrama de Schaeffler tenha sido originalmente desenvolvido para prever microestruturas em aços inoxidáveis soldados, seus conceitos e cálculos permanecem válidos como ferramenta qualitativa para a análise de metais laminados e forjados [18].

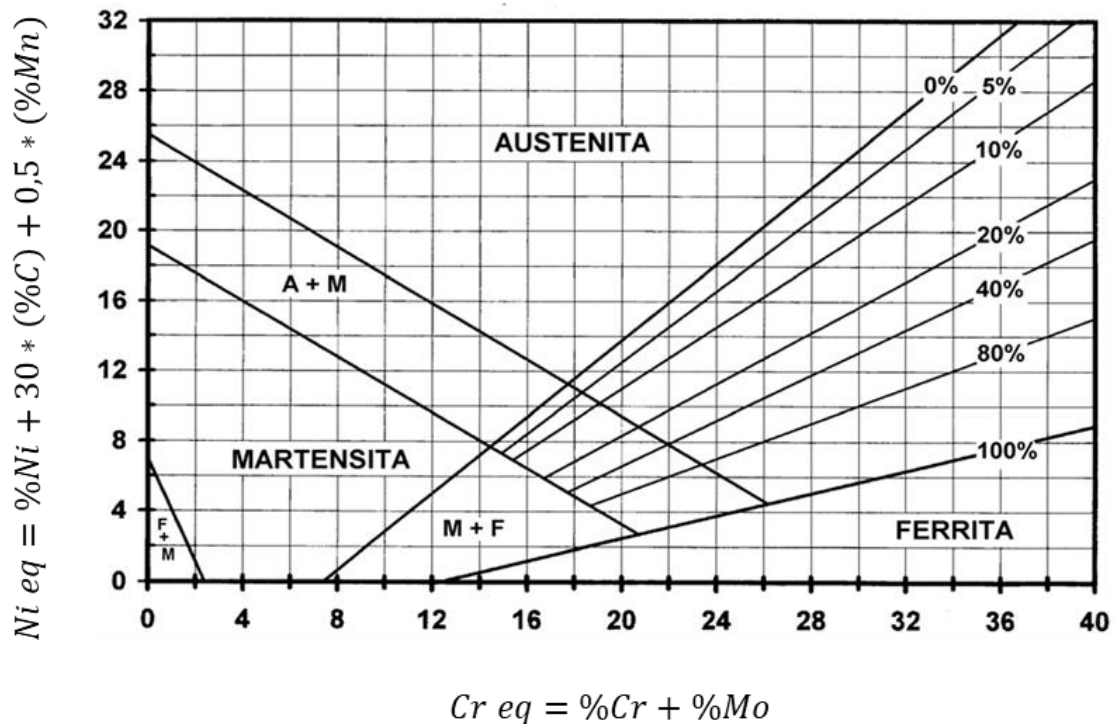
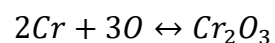
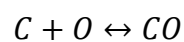


Figura 3-1 - Exemplo Diagrama de Schaeffler. Previsão das fases feita com base no cromo equivalente e no níquel equivalente [19].

Atualmente, observa-se uma demanda crescente por aços inoxidáveis de baixo teor de carbono, como os tipos 316L e 304L, especialmente em aplicações que exigem elevada resistência à corrosão intergranular e boa soldabilidade. Entretanto, a produção desses materiais pode ser considerada complexa e de baixo rendimento, uma vez que duas reações descritas competem durante a fundição, em temperaturas e concentrações normais dos aços inoxidáveis, o que dificulta a redução do teor de carbono para os valores dos aços inoxidáveis do tipo L (baixo carbono) [18]:



Diante desse cenário, o aumento do teor de carbono durante a fabricação é altamente indesejável, sobretudo devido ao elevado custo associado à sua posterior remoção. Durante os processos de reciclagem, a presença de

contaminantes orgânicos é prejudicial, pois pode resultar na incorporação adicional de carbono ao material, comprometendo suas propriedades finais.

3.2 Reciclagem de cavacos e sucata de metais

O processo de reciclagem dos aços inoxidáveis é considerado complexo e desafiador operacionalmente [20]. Mesmo com a possibilidade de reciclar o aço sem perder suas propriedades, existem contaminantes, como o carbono, que dificultam a reutilização do material, mantendo as propriedades iniciais. No caso dos aços inoxidáveis austeníticos, sua reciclabilidade é, em geral, superior à dos aços ferríticos, principalmente devido à característica de não apresentarem comportamento magnético à temperatura ambiente. Dessa forma, quando se empregam métodos de separação magnética, parte dos aços ferríticos tende a ser segregada juntamente com o aço carbono, que também é magnético em condições ambientais [4]. Como consequência, ocorre a perda de elementos de liga de alto valor agregado, como o níquel. Estudos indicam que aproximadamente 80% do níquel é recuperado no próprio ciclo de reciclagem, enquanto cerca de 20% é perdido juntamente com outros tipos de cavacos, como os de aço carbono e cobre [4], [21]. Entretanto, mesmo com o uso dessas estratégias de separação, observa-se que o aumento da fração de sucata nos processos metalúrgicos eleva significativamente a probabilidade de contaminação por elementos indesejáveis [22], [23]. Embora o uso de sucata seja amplamente vantajoso do ponto de vista do consumo energético [24] e da preservação de recursos naturais, o método aplicado para a remoção de contaminantes presentes nos metais compromete o reúso sustentável, uma vez que a aplicação de reagentes agressivos ou a maior utilização de recursos naturais pode aumentar ainda mais a demanda energética quando comparada a extração de matéria-prima.

Na literatura pouco se encontra sobre os efeitos de contaminantes orgânicos em aços inoxidáveis austeníticos. Portanto, se procurou por

informações em metais mais conhecidos seus meios de reciclagem, principalmente o alumínio. No trabalho de revisão de Raabe et al. [25], carbonetos como o Al_4C_3 podem ser formados no processo de fusão e solidificação, afetando negativamente as propriedades. No trabalho, ele cita a pirólise prévia como forma de evitar a presença desses carbetos.

Na tese de Hyodo [26], foi utilizada uma limpeza prévia com detergente para remoção dos possíveis fluidos de corte no cavaco de alumínio 7050-T7451, seguida de uma secagem em chama. O trabalho de reciclagem visava o processamento desse alumínio através da conformação por spray. De acordo com o estudo, a limpeza em agente alcalino (não especificado) seguida da secagem em chama de propano constituiu um método eficaz para a eliminação de resíduos orgânicos provenientes de fluidos de corte. Essa constatação foi feita devido à proximidade da composição química entre o material formado após conformação por spray e a norma para o alumínio 7050-T7451.

No trabalho de Bosquetti e Trigo [27], foram avaliados diferentes tipos de agentes limpantes para o cavaco de alumínio contaminado com fluidos de corte, para posterior adição em concreto. Os agentes limpantes estudados foram detergente líquido neutro, Desincrustante LM Hydro AT 40, óleo sintético Synergy 905 da Blaser e álcool líquido 70% GL. Todos os agentes misturados com 1000 mL de água. Desses agentes limpantes, o que obteve os melhores resultados foi o detergente neutro. Essa avaliação foi feita pela diferença de massa do cavaco antes e depois da limpeza com os agentes limpantes.

3.3 Atomização a gás de metais

A atomização a gás consiste na desintegração de um fluxo de metal líquido em pequenas gotículas, que apresentam uma razão área superficial/volume significativamente maior. Como consequência, a geração de uma extensa área superficial é característica inerente ao processo de

atomização. A força motriz da atomização a gás é a energia cinética fornecida pelo meio gasoso, a qual é transferida ao metal fundido durante a interação entre as fases. De acordo com o princípio da conservação de energia, essa energia cinética deve ser utilizada e dissipada no sistema. No contexto da atomização, a energia é consumida principalmente de duas formas: para vencer as forças viscosas do metal líquido, que resistem à sua deformação, e para superar as forças associadas à energia superficial, que se opõem à formação de novas superfícies livres. A fração remanescente da energia cinética é, eventualmente, dissipada no ambiente na forma de calor e turbulência [28].

A atomização a gás pode ser classificada de acordo com a posição relativa entre a saída do gás e o fluxo de metal fundido, sendo comumente dividida em dois tipos: atomização do tipo fechado (*confined design*) e do tipo aberto (*free-fall design*). No sistema de tipo aberto, o metal líquido entra em queda-livre e encontra diretamente o jato de gás, sem que haja um bico no qual o metal líquido seja melhor direcionado. Esse modelo é mais robusto e mais fácil de operar, sem problemas com o capilar que direciona o metal líquido. No entanto, produz partículas com tamanho médio maior (mais grosseiras). No sistema fechado, o metal líquido percorre uma curta distância antes de entrar em contato com o jato de gás atomizante. Uma característica marcante desse tipo de atomizador é que o jato de gás incide, geralmente, de forma tangencial à saída do metal líquido. Entre suas principais vantagens, destaca-se a elevada eficiência de atomização quando comparado ao sistema do tipo aberto. Em processos de deposição, os atomizadores do tipo fechado produzem um spray relativamente estável, característica essencial para a uniformidade do material depositado. Entretanto, esses sistemas são mais suscetíveis ao fenômeno de congelamento do metal, em que o metal líquido se solidifica na extremidade do orifício de saída. Esse efeito ocorre como resultado da combinação entre a redução da seção de escoamento e a rápida extração de calor promovida pelo contato direto do metal com o jato de gás [28]. A Figura 3-2 apresenta, de forma esquemática, os dois modelos de atomização descritos, com o objetivo de ilustrar suas diferenças construtivas e operacionais. É possível a existência de modelos intermediários,

com o capilar de saída do metal líquido entre o atomizador do tipo fechado e o atomizador do tipo aberto, sendo chamada de quase-fechado ou semifechado.

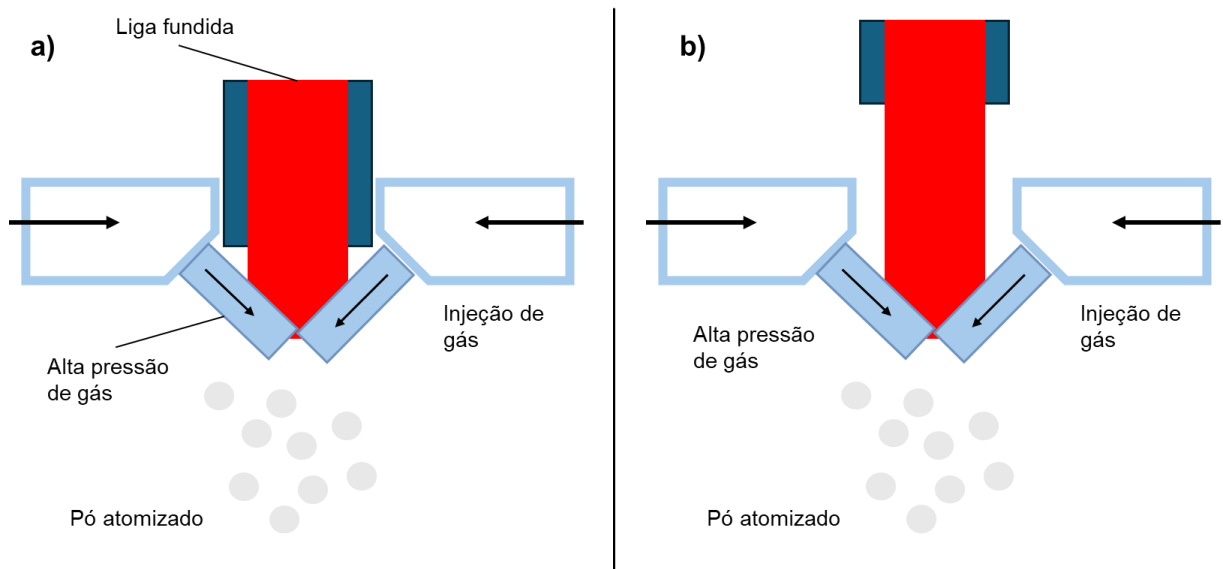


Figura 3-2 - Modelos de atomizadores: a) Tipo fechado; b) Tipo aberto.

A compreensão do fenômeno de atomização tem início na análise dos mecanismos pelos quais um líquido se torna instável em presença de um distúrbio inicial. Na literatura, o modelo proposto por Dombrowski e Johns, ilustrado na Figura 3-3, é o mais aceito, e descreve a evolução progressiva dessas instabilidades à medida que se propagam ao longo do fluxo sob a ação do jato de gás aplicado. Nesse modelo, o aumento da intensidade das

perturbações ocorre de forma contínua, levando à amplificação das ondas na interface líquido–gás e, eventualmente, à fragmentação do líquido em gotículas.

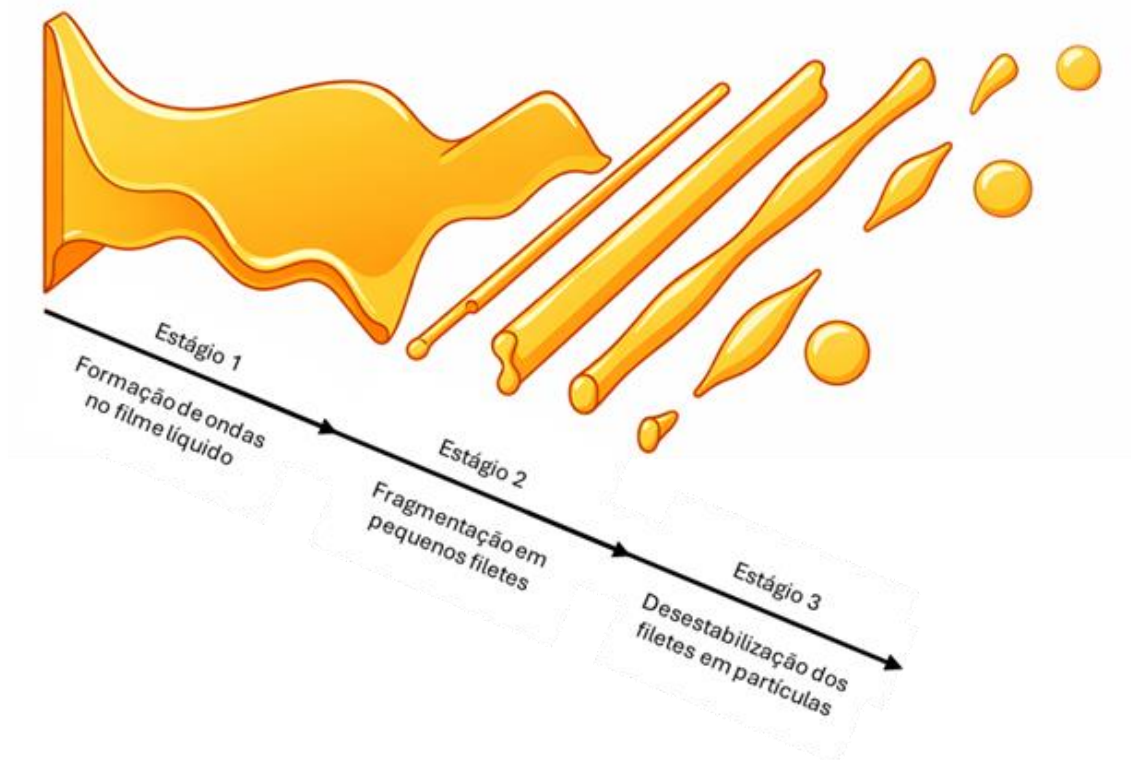


Figura 3-3 - Mecanismo de desintegração do filme líquido. Adaptada de Chem. Eng. Sci., 18, N. Dombrowski e W. R. Johns, The aerodynamic instability and disintegration of viscous liquid sheets. [30]

De acordo com o diagrama clássico proposto, a formação das partículas ocorre em três estágios principais. No primeiro estágio, formam-se ondas no filme líquido em decorrência de um distúrbio inicial imposto ao sistema. As variações de pressão e as forças de cisalhamento geradas pela velocidade relativa na interface gás–líquido intensificam-se progressivamente, promovendo o crescimento da amplitude dessas ondas.

No segundo estágio, quando a amplitude atinge um valor crítico, o filme líquido torna-se instável. Nesse regime, porções do líquido passam a ser destacadas, tanto nas cristas quanto nos vales das ondas, dando origem a fragmentos de maior dimensão.

No terceiro estágio, esses fragmentos líquidos apresentam instabilidade devido às forças aerodinâmicas e à ação da tensão superficial. Como resultado, ocorre a fragmentação em ligamentos cada vez menores, que, por fim, sofrem esferoidização sob a ação predominante da tensão superficial, originando partículas aproximadamente esféricas.

Embora existam modelos mais avançados que descrevem com mais detalhe outros mecanismos e regimes de atomização, esses não serão abordados no escopo do presente trabalho.

Na atomização a gás, parâmetros como pressão de saída do gás, diâmetro do bocal de saída e temperatura de vazamento (superaquecimento) são importantes parâmetros para otimizar, visando promover um maior rendimento de atomização, fluidez e densidade aparente dos pós. Nas dissertações de Pinotti [31] e Mathias [32] é discutido mais a fundo a influência desses parâmetros na atomização a gás da liga de alumínio AA2017 e do aço ferramenta A2, respectivamente.

3.4 Manufatura aditiva via Fusão em Leito de Pó a Laser (LPBF)

A manufatura aditiva (MA) é um processo de fabricação em que o componente é construído camada por camada. Outro nome que se apresenta como sinônimo é impressão 3D. O desenvolvimento desta área ao longo do tempo permite atualmente a fabricação de peças com propriedades comparáveis aos fabricados por métodos convencionais, principalmente em metais [33]. Existem diferentes métodos de fabricação via manufatura aditiva, sendo divididos entre aqueles que se baseiam em fusão, como Energia de Deposição Direta (DED) e Fusão em Leito de Pó a Laser (LPBF) e aqueles que ocorrem no estado sólido, como o jateamento de ligante (BJ) [15]. Aquele que possui destaque como o principal método para metais é o LPBF [34], [35]. Neste método, uma camada de pó é depositada e, em seguida, utiliza-se de um laser

ou feixe de elétrons para fundir partes da camada. As regiões fundidas seguem de acordo com a peça a ser produzida, modelada previamente em Projeto Assistido por Computador (CAD), como mostrado na Figura 3-4.

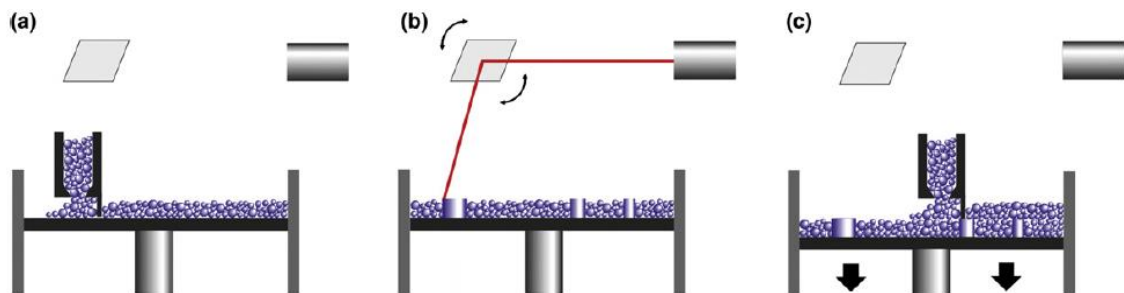


Figura 3-4 - Representação esquemática do processo de Fusão em Leito de Pó a Laser (LPBF) [36]. (a) Uma camada de pó é colocada em um substrato. (b) O feixe de laser irá então fundir regiões da camada de pó definidas previamente através do desenho em CAD. A região fundida irá solidificar rapidamente, formando parte da peça. (c) Na etapa seguinte, o substrato é recuado para o interior da câmara e uma nova camada de pó é colocada. O processo então se repete até que a peça desejada seja obtida.

Inicialmente utilizada para prototipagem rápida, o avanço da tecnologia da manufatura aditiva permitiu recentemente a produção de componentes difíceis ou impossíveis de serem fabricados por técnicas convencionais de manufatura, sendo aceita e utilizada em implantes médicos, na indústria aeroespacial e automotiva, e em outras aplicações [37], [38].

Na manufatura aditiva, a densificação das peças é uma importante característica que influencia nas propriedades finais. Fenômenos como fusão parcial, porosidade induzida por gás e *keyholes* são intrínsecos ao LPBF, e formas de mitigar essas variações são estudadas. Parâmetros como potência do Laser, velocidade de varredura, distância entre pistas (*hatching*) e espessura de camada são mais conhecidos e geralmente mais estudados para otimização de parâmetros. Mas outros parâmetros também influenciam as características finais, como tipo de Laser e distribuição de energia do feixe de Laser. A densidade volumétrica de energia (DVE, em J/mm^3) que pode ser transferida e absorvida pelas diferentes camadas de pó está intimamente ligada aos principais parâmetros descritos e pode ser calculada usando a seguinte equação. É

considerada como principal método para calcular a entrada de energia durante o processo [39], [40].

$$DVE = \frac{P}{v_s * h * t}$$

No caso P é a potência do Laser (em W), v_s é a velocidade de varredura (em mm/s), h é a distância entre pistas (em mm) e t é a espessura de camada (em mm).

No trabalho de Li et al. [41] foi analisado, via Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), a seção longitudinal de poças de fusão formada de um único escaneamento em diferentes velocidades, formado a partir do pó de aço inoxidável 316L. De acordo com o descrito, maiores potências do Laser, em velocidade constante de 50 mm/s, fizeram com que a poça de fusão fosse mais profunda, aderindo melhor a camada de baixo. No segundo experimento foi observado que menores velocidades de escaneamento, a potência constante de 100W, fizeram com que o líquido fosse resfriado de forma homogênea, pois foram encontradas no MEV superfícies mais rugosas em maiores velocidades de escaneamento. A Figura 3-5 traz as imagens obtidas por MEV das poças de fusão para a mesma velocidade e para a mesma potência.

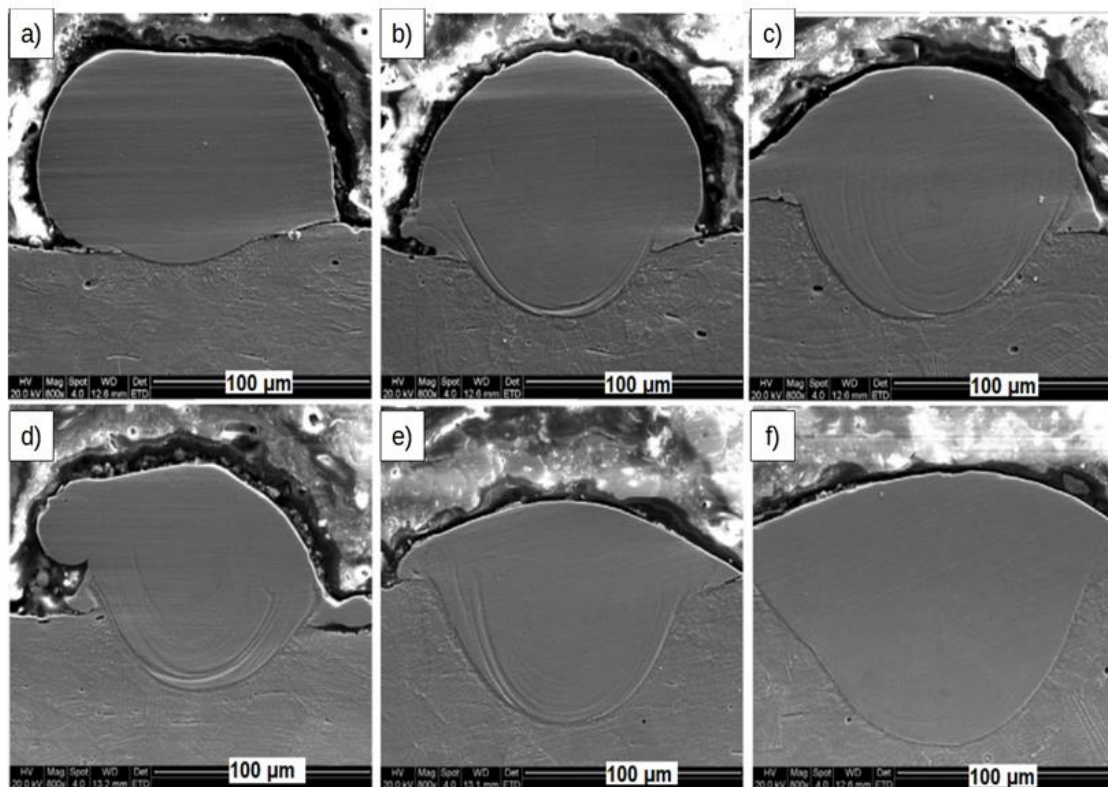


Figura 3-5 - MEV da seção longitudinal variando parâmetros de velocidade e potência de Laser. a) $P=60W$; b) $P=80W$; c) $P=100W$ para $v=50mm/s$. d) $v=150mm/s$; e) $v=60mm/s$; f) $v=20mm/s$ para $P=100W$. Menores potências tem uma adesão pouco profunda a camada anterior. Já para potências maiores, se percebe uma superfície rugosa após a solidificação [41].

Um ponto significativo que afeta as propriedades mecânicas é a microestrutura formada durante a solidificação. Nas primeiras camadas da manufatura aditiva via LPBF, o calor da poça de fusão é dissipado pelo substrato, dessa forma, o início da solidificação se forma a partir do substrato ainda resfriado. Conforme camadas são sobrepostas, a temperatura do leito de pó e as camadas adjacentes passam a determinar o resfriamento. Essa mudança altera a forma como o calor é dissipado, e o crescimento passa a ser determinado pela orientação cristalográfica preferencial. A microestrutura mais comum formada em aços inoxidáveis austeníticos é colunar celular ou colunar dendrítica. Uma microestrutura equiaxial é raramente encontrada devido aos altos gradientes de temperatura presentes na manufatura aditiva. A Figura 3-6 apresenta imagens de microscopia ótica do aço inoxidável 316L em diferentes camadas. Se percebe que inicialmente existe a predominância de uma estrutura

colunar celular, conforme mais camadas vão se sobrepondo o tamanho delas aumenta e passa a se obter uma microestrutura colunar dendrítica.

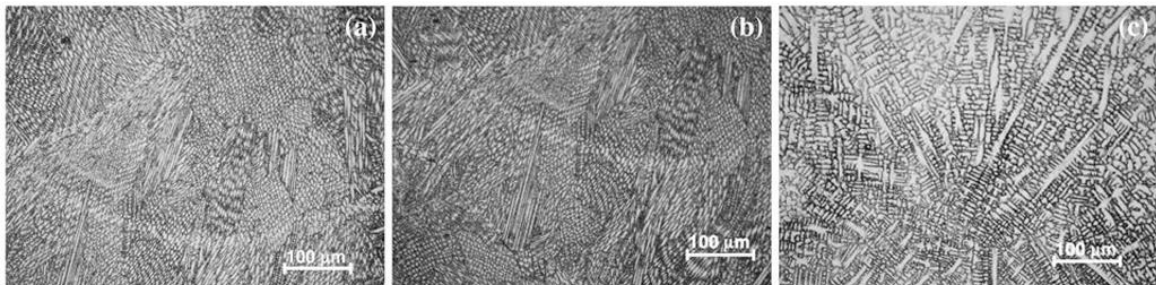


Figura 3-6 - Microestruturas de uma peça feita com pó de aço 316L via DED a Laser; a) baixo, b) médio e c) topo. Amostra feita com 9 camadas [42].

3.5 Metalurgia física da manufatura aditiva por LPBF

O gradiente é um vetor que aponta na direção de maior aumento de uma função em um ponto. Em termos de temperatura, o gradiente térmico de um ponto específico apontaria para a direção de maior temperatura.

$$\nabla f = \left(\frac{df}{dx}, \frac{df}{dy}, \frac{df}{dz} \right)$$

As propriedades dos materiais podem interferir na formação de gradientes térmicos em uma amostra, sendo este descrito como o módulo do gradiente de temperatura. Ele é descrito por seu valor em módulo por se apresentar no sentido oposto ao fluxo de calor (calor flui do meio mais quente para o meio mais frio).

$$G = |\nabla T|$$

A formação de maiores gradientes térmicos é induzida em materiais com baixa condutividade térmica. Por exemplo, a condutividade térmica do aço inoxidável varia entre 15-25 W/m*K, do alumínio chega a 205-237 W/m*K e do

cobre em 385-401 W/m*K (a efeito de comparação). Portanto, a formação de maiores gradientes térmicos é esperada nas ligas de aço inoxidável.

Durante a deposição e subsequente fusão das múltiplas camadas, ocorre um processo de ciclagem térmica inerente ao histórico térmico do material. Nesse contexto, a camada previamente solidificada imediatamente abaixo recebe parte do calor utilizado para fundir a camada de cima, enquanto camadas mais profundas podem também ser afetadas, com menos intensidade térmica. Esse regime cíclico de aquecimento e resfriamento pode influenciar as transformações de fase [43] ou promover modificações na microestrutura resultante. E não apenas nessas propriedades, mas o gradiente térmico também influencia nas tensões residuais, nas quais geram distorções e mudanças nas propriedades mecânicas [44]. Roberts et al. mostrou que as tensões residuais desenvolvidas durante a impressão estão diretamente relacionadas aos gradientes térmicos da poça de fusão, os quais aumentam conforme o aumento na densidade de energia [45].

O gradiente térmico junto da velocidade de solidificação ($R = \frac{1}{G} * \frac{\delta T}{\delta t}$) descrevem a morfologia da solidificação, como indicado na Figura 3-7. Quando existe um G/R elevado, a morfologia preferencial é de estruturas planares, quando o G/R é baixo, se favorece a formação de estruturas equiaxiais dendríticas.

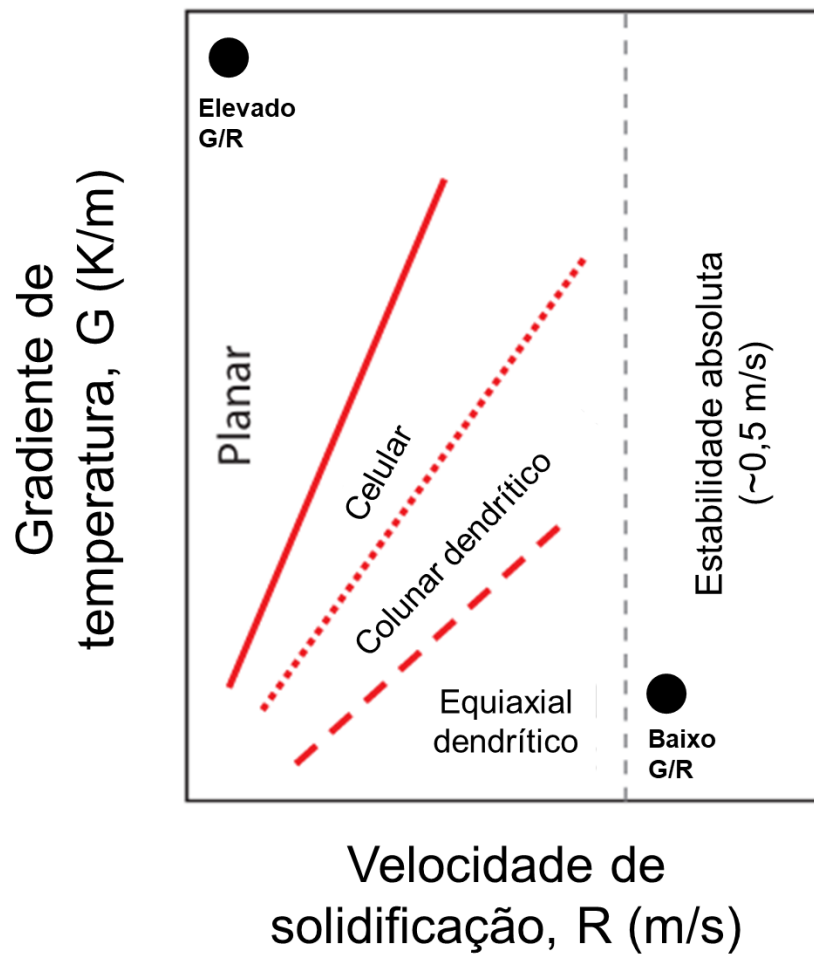


Figura 3-7 - Morfologia de solidificação de acordo com o gradiente de temperatura e velocidade de solidificação [44].

Ao se considerar a MA, é evidente que a transferência de calor se torna um problema mais complexo. A equação de distribuição de temperatura em MA é descrita da seguinte forma:

$$\frac{dT}{dt} = \alpha * \nabla^2 T = \left(\frac{k}{\rho * c_p} \right) * \left(\frac{d^2 T}{dx^2} + \frac{d^2 T}{dy^2} + \frac{d^2 T}{dz^2} \right)$$

T é a temperatura, t é o tempo, α é chamada de difusividade térmica, k é a condutividade térmica, ρ é a densidade e c_p é a capacidade térmica específica (ou calor específico).

O método de manufatura aditiva apresenta diversas analogias com os processos de soldagem, uma vez que ambos compartilham características físicas e metalúrgicas similares. Em particular, aspectos intrínsecos à soldagem podem ser diretamente correlacionados à manufatura aditiva, tais como a aplicação de energia altamente localizada, os rápidos ciclos térmicos, a solidificação rápida em condições fora do equilíbrio termodinâmico e seus efeitos associados, incluindo a formação de defeitos internos, a evolução microestrutural, o surgimento de tensões residuais e a ocorrência de distorções geométricas [46].

A Figura 3-8 ilustra, de forma esquemática, um processo típico de soldagem utilizando eletrodo consumível. Essa representação não tem como objetivo descrever detalhadamente o funcionamento do processo, mas sim evidenciar as similaridades com a MA. Entre essas correlações, destaca-se a rápida solidificação do metal líquido. A estrutura fora do equilíbrio permite a supersaturação das soluções sólidas da transformação $L \rightarrow S$.

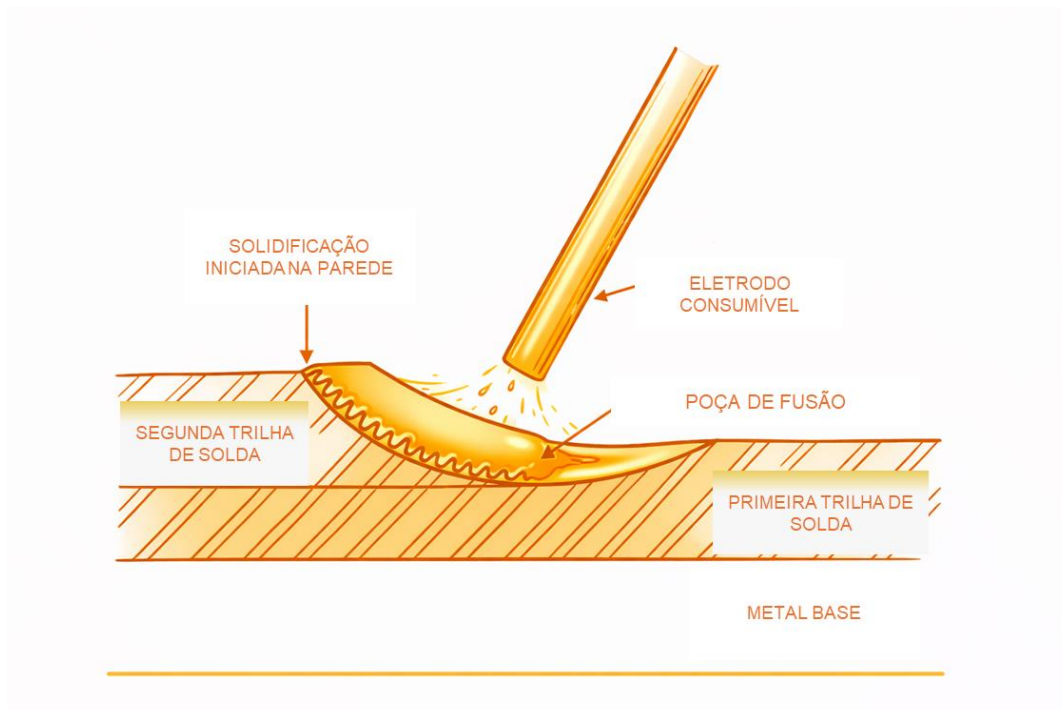


Figura 3-8 - Figura esquemática de soldagem utilizando eletrodo revestido, formando mais de uma camada. Adaptado de *Welding metallurgy*, Linnert, vol. 2, ch. 13 p. 189-306. [47].

Especificamente em MA, a energia concentrada do Laser promove uma maior facilidade de crescimento na orientação de construção $\langle 001 \rangle$. A extração de calor ocorre do líquido para as regiões sólidas em contato com o líquido, processo similar é visto para a soldagem. Dessa forma, apesar da facilidade de crescimento na orientação $\langle 001 \rangle$, existem desvios no crescimento em relação ao eixo z. A Figura 3-9 exemplifica esse fenômeno a forma de extração de calor em MA utilizando Laser, a partir das paredes da poça de fusão. Na condição de solidificação fora do equilíbrio, pode ocorrer o aprisionamento de soluto (do inglês *solute trapping*), no qual a interface líquido/sólido se move mais rápido do que a difusividade de átomos de soluto na fase líquida.

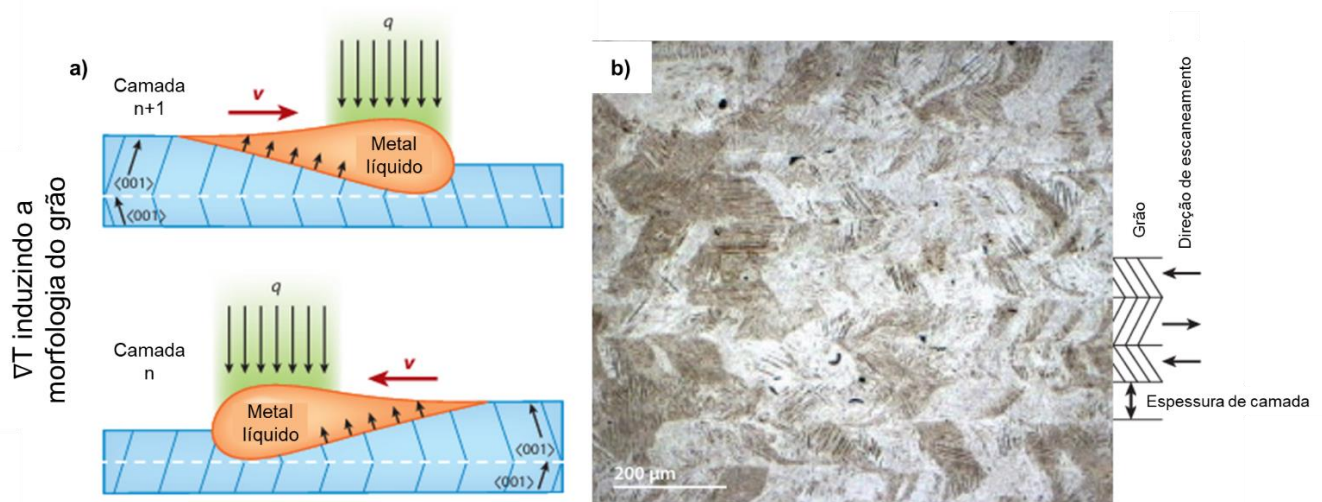


Figura 3-9 - Efeito do processamento e textura em MA. a) Modelo esquemático da poça de fusão em MA; b) Formação em zigue-zague observada em peças impressas [44], [48], [49].

As trincas a quente ocorrem em temperaturas elevadas e sua formação é predominantemente intergranular, ou seja, desenvolvem-se ao longo dos contornos de grão [47]. A primeira faixa de temperatura em que o aço passa a apresentar comportamento frágil corresponde ao final do intervalo de solidificação. Em todos os aços estão presentes impurezas e elementos de liga que contribuem para o alargamento desse intervalo na região da poça de fusão. Intervalos de solidificação mais amplos estão diretamente associados a uma maior suscetibilidade à formação de trincas a quente, uma vez que prolongam o tempo de existência de filmes líquidos intergranulares [47].

No contexto da soldagem, essa condição é frequentemente observada durante a solidificação do cordão de solda, conforme ilustrado na Figura 3-10. Nesse estágio, os grãos em crescimento segregam soluto para a região líquida remanescente, resultando na formação de filmes intergranulares enriquecidos em elementos de liga. Essa segregação local favorece a persistência do líquido em temperaturas elevadas, aumentando a propensão à formação de trincas a quente ainda durante o regime de alta temperatura.

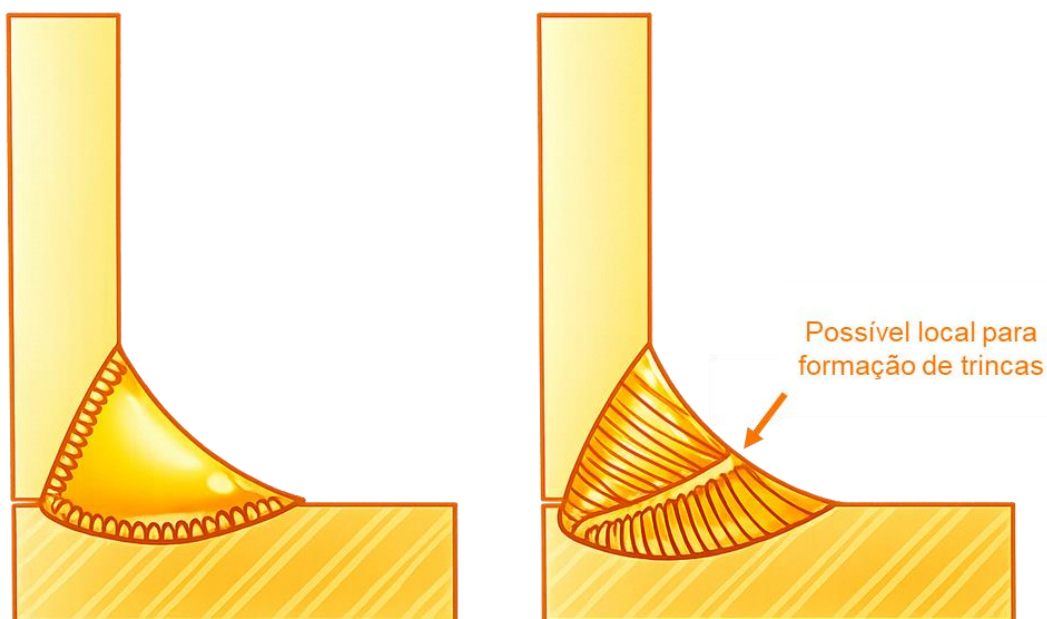


Figura 3-10 - Formação de filmes finos que podem ocasionar trincas a quente durante a solidificação de soldas [47].

3.6 Manufatura aditiva via Fusão em Leito de Pó a Laser (LPBF) do aço inoxidável austenítico 316L

A Tabela 3.1 apresenta a composição química recomendada pela norma ASTM F3184-16 para o aço inoxidável 316L destinado à manufatura aditiva por meio do processo LPBF. De modo geral, a composição especificada é muito semelhante à empregada em chapas laminadas de aço inoxidável 316L.

Tabela 3.1 - Composição química do aço 316L para aplicação em LPBF (em wt%).

Liga	C	Cr	Ni	Mn	Mo	P	S	Si
316L	0,03 máx	16,0- 18,0	10,0- 14,0	2,0 máx	2,0- 3,0	0,045 máx	0,03 máx	1,0 máx

A Figura 3-11 ilustra o diagrama de Schaeffler correspondente à composição do aço inoxidável 316L, considerando os principais elementos de liga: Cr, Ni, Mn, Mo e C. Utilizando os valores de mínimo e máximo, é possível descrever a região na qual o aço inoxidável 316L fica dentro do diagrama de Schaeffler. A quantidade de ferrita pode variar de 0% (estrutura totalmente austenítica) a 20%, a depender da composição da liga. A composição química de 316L não se enquadra no campo de austenita + martensita (A+M), indicando que a formação de martensita é improvável para essa composição.

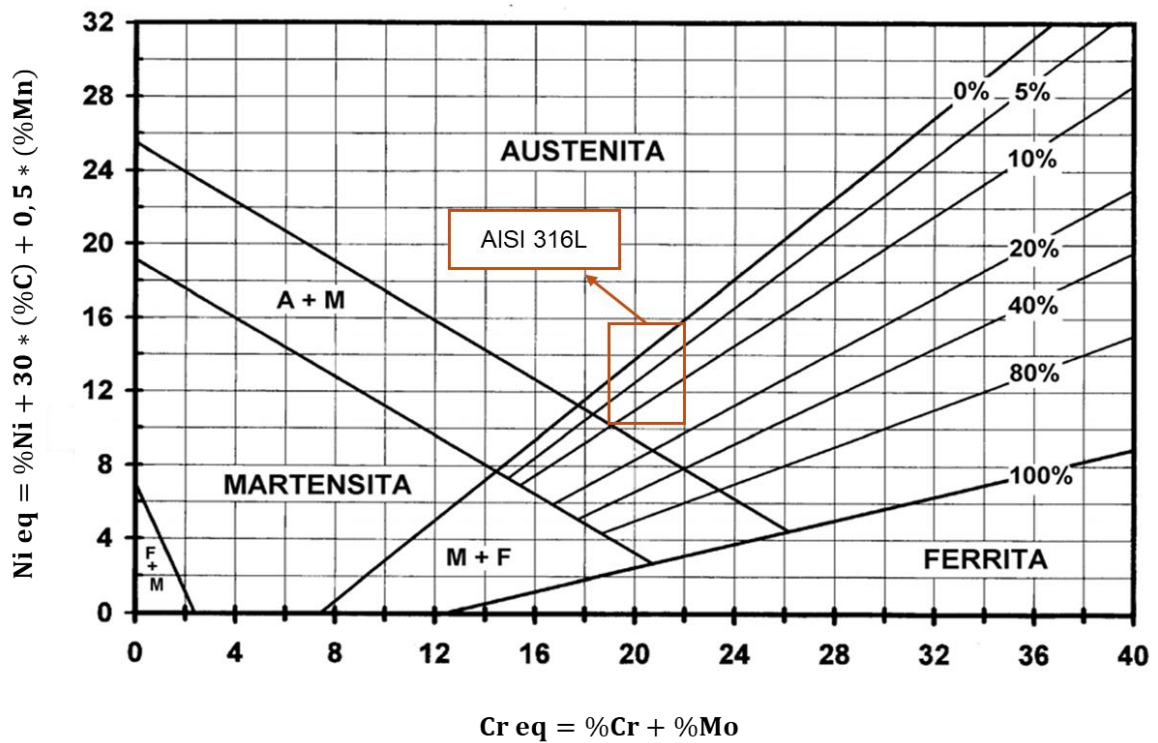


Figura 3-11 - Diagrama de Schaeffler com as possíveis combinações de composição para o AISI316L.

O aço inoxidável 316L é amplamente utilizado na manufatura aditiva devido ao seu bom desempenho durante e após a impressão, aliado às propriedades intrínsecas que permitem sua aplicação em diversos setores industriais. Destacam-se, em especial, sua elevada resistência à corrosão e sua boa estabilidade em temperaturas elevadas, características que viabilizam seu uso em áreas que vão desde os setores petroquímico e aeroespacial até

aplicações médicas e alimentícias, nas quais há requisitos rigorosos relacionados à oxidação e às condições sanitárias [16], [42].

Em ensaios de tração, peças produzidas por manufatura aditiva tendem a apresentar propriedades mecânicas distintas daquelas obtidas por métodos convencionais de fabricação [50]. A formação da microestrutura durante o processo de solidificação rápida, bem como a direção de crescimento das camadas, influencia significativamente os resultados desses ensaios. A Tabela 3.2 apresenta uma comparação entre corpos de prova fabricados em aços inoxidáveis 316 e 316L por LPBF e por processos tradicionais, incluindo os valores de resistência máxima à tração (*ultimate tensile strength* – UTS), limite de escoamento (*yield strength* – YS) e alongamento total (*elongation* – EL). De acordo com os dados, os valores de UTS para a peças processadas por LPBF são ligeiramente maiores do que peças laminadas/forjadas seguidas de uma normalização. Os valores de YS e EL permanecem parecidos. Como descrito no trabalho de Jagannati et al. [51], os valores de resistência mecânica podem ainda se alterar de acordo com o sentido de construção dos corpos-de-prova.

Tabela 3.2 - Resultados de ensaio de tração utilizando aço inoxidável 316 e 316L, processados tanto por LPBF quanto por métodos convencionais [50], [52], [53], [54], [55], [56], [57].

<i>Tipo de liga</i>	<i>Processo</i>	<i>UTS (MPa)</i>	<i>YS (MPa)</i>	<i>EL (%)</i>
316 SS	Laminação/forjamento e normalizado	586	234	50
	LPBF	758	434	46
	LPBF orientação perpendicular	793	448	66

316 SS	LPBF orientação paralela	807	593	30
	Laminação/forjamento e normalizado	578	289	50
	LPBF	661	276	67
316 SS	LPBF	579	296	41
316L SS	Laminação/forjamento e normalizado	480	170	40
	LPBF	540-560	330-345	35-43
316 SS	Laminação/forjamento e normalizado	586	241	50
	LPBF	639	558	21
	LPBF orientação perpendicular	352	536	46

LPBF orientação paralela	558	639	21
-----------------------------	-----	-----	----

Um dos fatores mais relevantes que influenciam as propriedades mecânicas é a microestrutura formada durante a solidificação do material. Nas camadas iniciais da manufatura aditiva por LPBF, o calor gerado na poça de fusão é predominantemente dissipado pelo substrato, que se encontra a uma temperatura relativamente mais baixa. Dessa forma, o início da solidificação ocorre a partir do substrato ainda resfriado. À medida que novas camadas são depositadas, a temperatura do leito de pó e das camadas previamente consolidadas passa a governar o mecanismo de resfriamento. Essa transição modifica o modo de dissipação de calor e favorece o crescimento microestrutural em direção a orientações cristalográficas preferenciais.

Em aços inoxidáveis austeníticos processados por LPBF, as microestruturas mais comumente observadas são do tipo colunar celular ou colunar dendrítica. A formação de microestruturas equiaxiais é rara nesse processo, devido aos elevados gradientes térmicos e às altas taxas de solidificação inerentes à manufatura aditiva a laser.

A microestrutura das peças produzidas por LPBF resulta da sobreposição sucessiva das poças de fusão. Quando observada em seção longitudinal à direção de construção, essa microestrutura apresenta uma morfologia semicircular característica (Figura 3-12), associada à interação do laser com o leito de pó [58]. Em seção transversal, observa-se as trilhas de varredura do laser (Figura 3-13), podendo ocorrer sobreposição entre trilhas adjacentes [58].

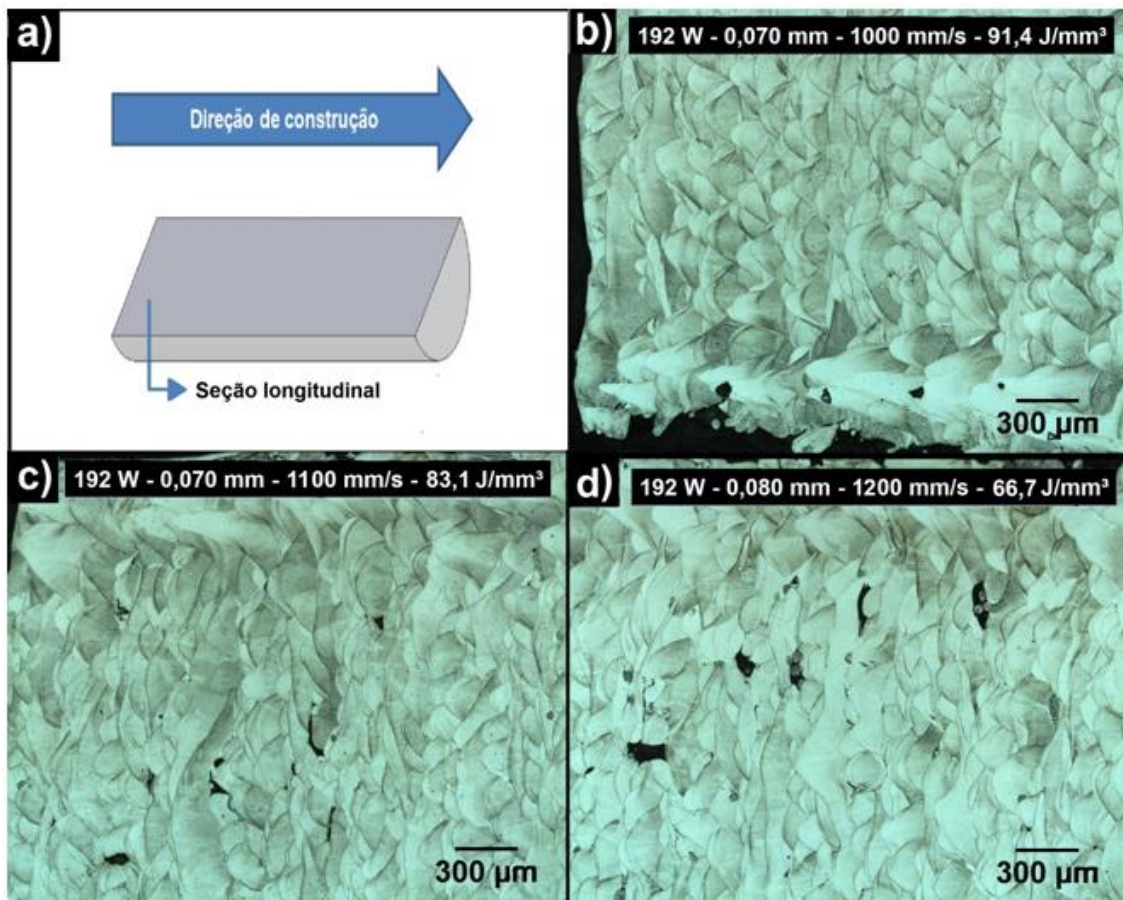


Figura 3-12 - Imagens de microscópio óptico de peças fabricadas com pó de 316L. a) Representação esquemática da seção analisada; b), c) e d) São imagens utilizando diferentes parâmetro de impressão. Observa-se as poças de fusão formadas pela seqüência de deposições e fusões [58].

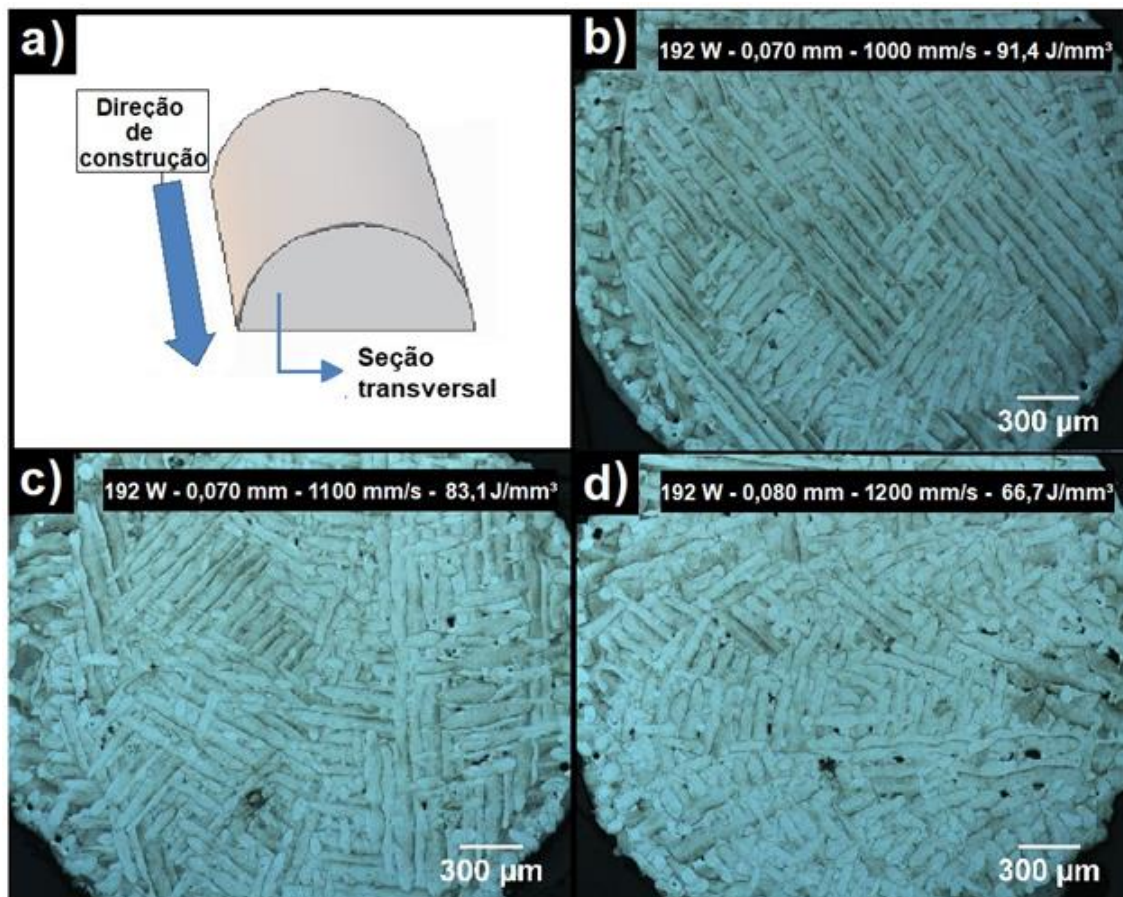


Figura 3-13 - Imagens de microscópio óptico de peças fabricadas com pó de 316L. a) Representação esquemática da seção analisada; b), c) e d) São imagens utilizando diferentes parâmetro de impressão. Observa-se as trilhas do Laser ao longo de uma camada [58].

Por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), é possível identificar a subestrutura celular que constitui os grãos colunares (Figura 3-14). Os contornos dessas células são caracterizados por um enriquecimento em cromo e uma depleção em ferro, resultado da segregação durante a solidificação rápida [59]. A manufatura aditiva por LPBF de aço 316L gera uma estrutura predominantemente austenítica, sem a presença de fases secundárias detectáveis [58].

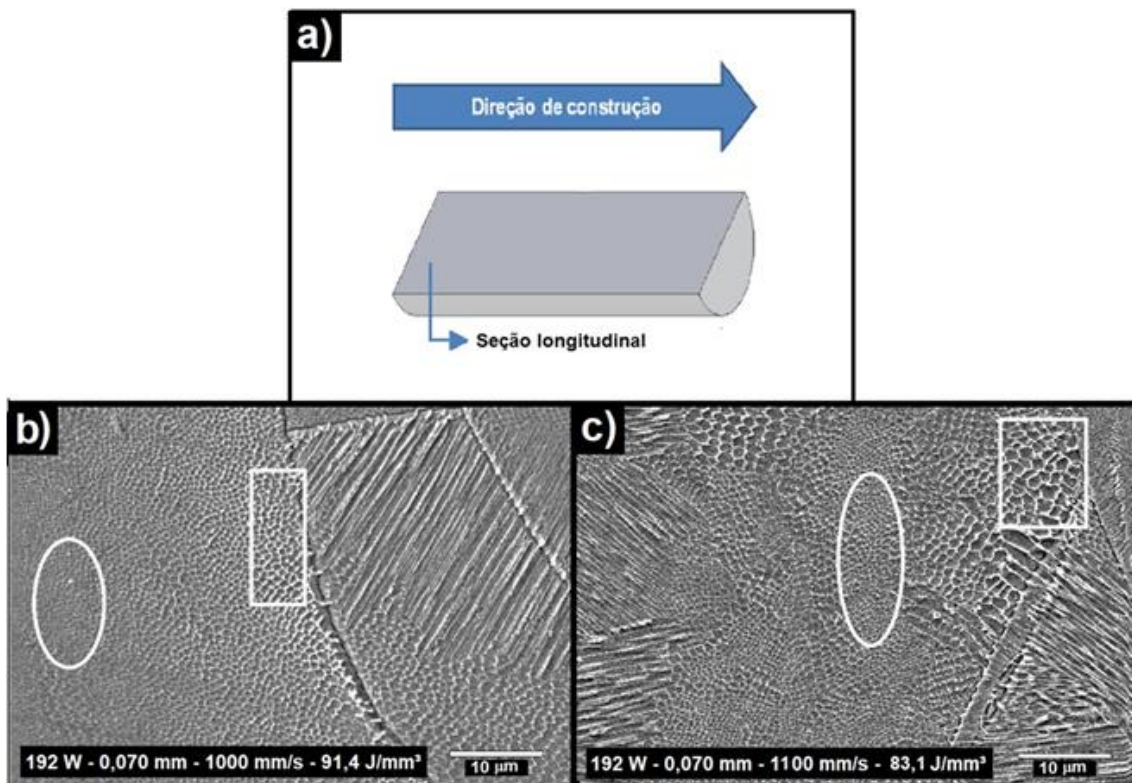


Figura 3-14 - Imagens de MEV de peças fabricadas por LPBF com pó de 316L. a) Representação esquemática da seção analisada; b) e c) Imagem de diferentes parâmetros. Nelas são destacadas as regiões mais grosseiras localizadas nas bordas das pistas (seção retangular) comparado às regiões do centro (seções elípticas) [58].

O crescimento dos grãos de forma colunar para o pó de aço 316L, impresso via Deposição de Energia Direcionada (DED), pode ser observado na Figura 3-15, no qual é possível identificar, através de imagens de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD), grãos colunares com um pequeno grau de desorientação na seção longitudinal em relação ao sentido de construção. Aqui fica mais bem descrito o desvio de ângulo em relação ao eixo z discutido na sessão anterior. Percebe-se que o desvio do crescimento de grão na orientação $\langle 001 \rangle$ é ocasionado pela maior extração de calor da parte previamente solidificada.

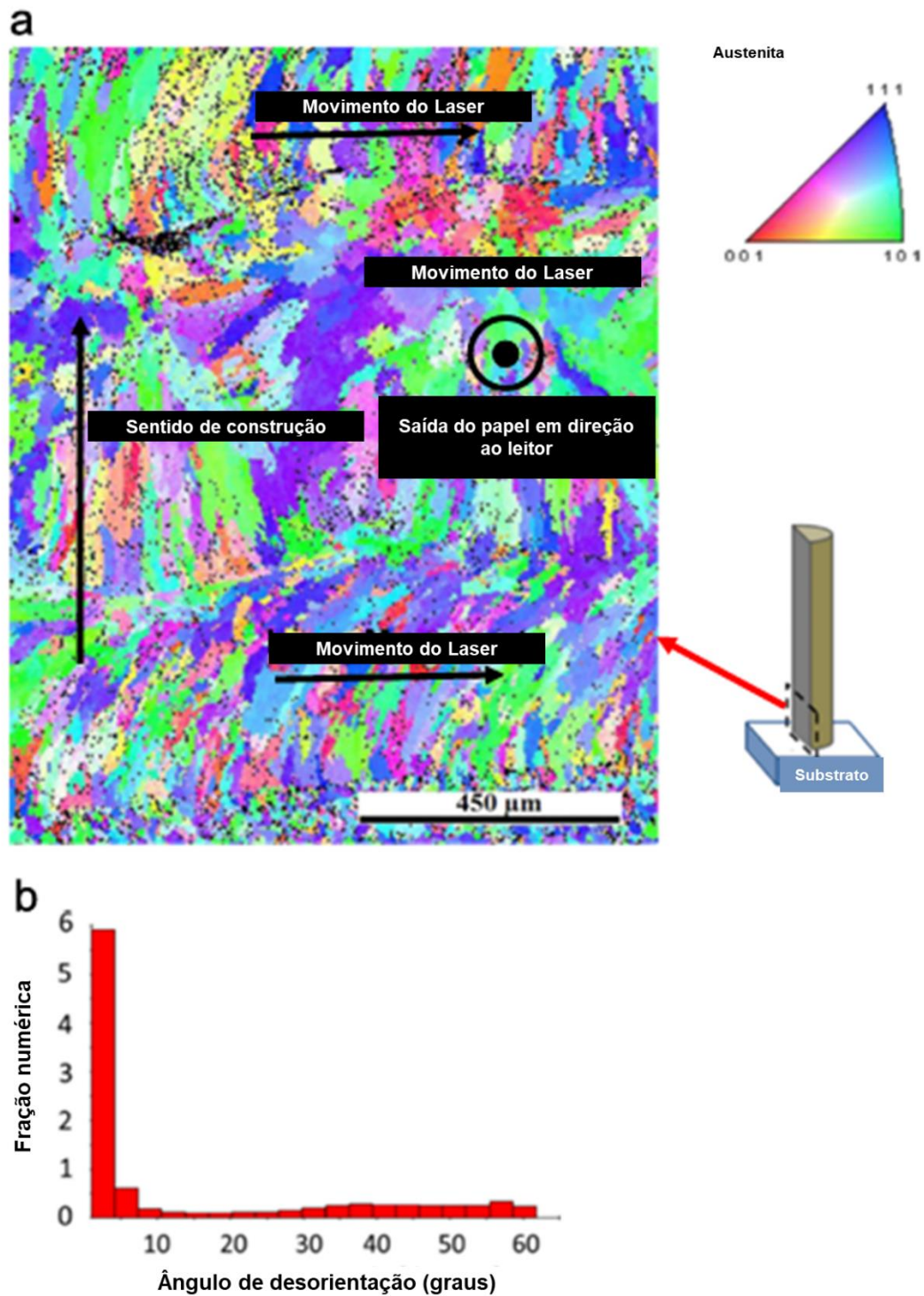


Figura 3-15 - Orientação de crescimento com significativos desvios da direção $\langle 001 \rangle$ para o aço 316L impresso via DED. a) Imagem de EBSD; b) Fração numérica pelo ângulo de desorientação da imagem observada em (a) [42], [60].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia aplicada no projeto foi dividida em quatro etapas: estudo e avaliação de métodos de limpeza, fundição dos lingotes e caracterização, atomização seguida de caracterização do pó e, por fim, impressão 3D por LPBF, seguida da caracterização e da comparação com as características de peças impressas com pó comercial de 316L.

4.1 Limpeza dos cavacos e avaliação por variação de massa

O presente trabalho utilizou como matéria-prima cavacos provenientes de processos industriais de usinagem, compostos majoritariamente por aço inoxidável austenítico 316L. A Figura 4-1 apresenta o fluxograma das etapas iniciais desenvolvidas neste estudo, que compreendem a limpeza dos cavacos, a fundição do material limpo na forma de lingotes e, posteriormente, a atomização a gás em ambiente controlado.

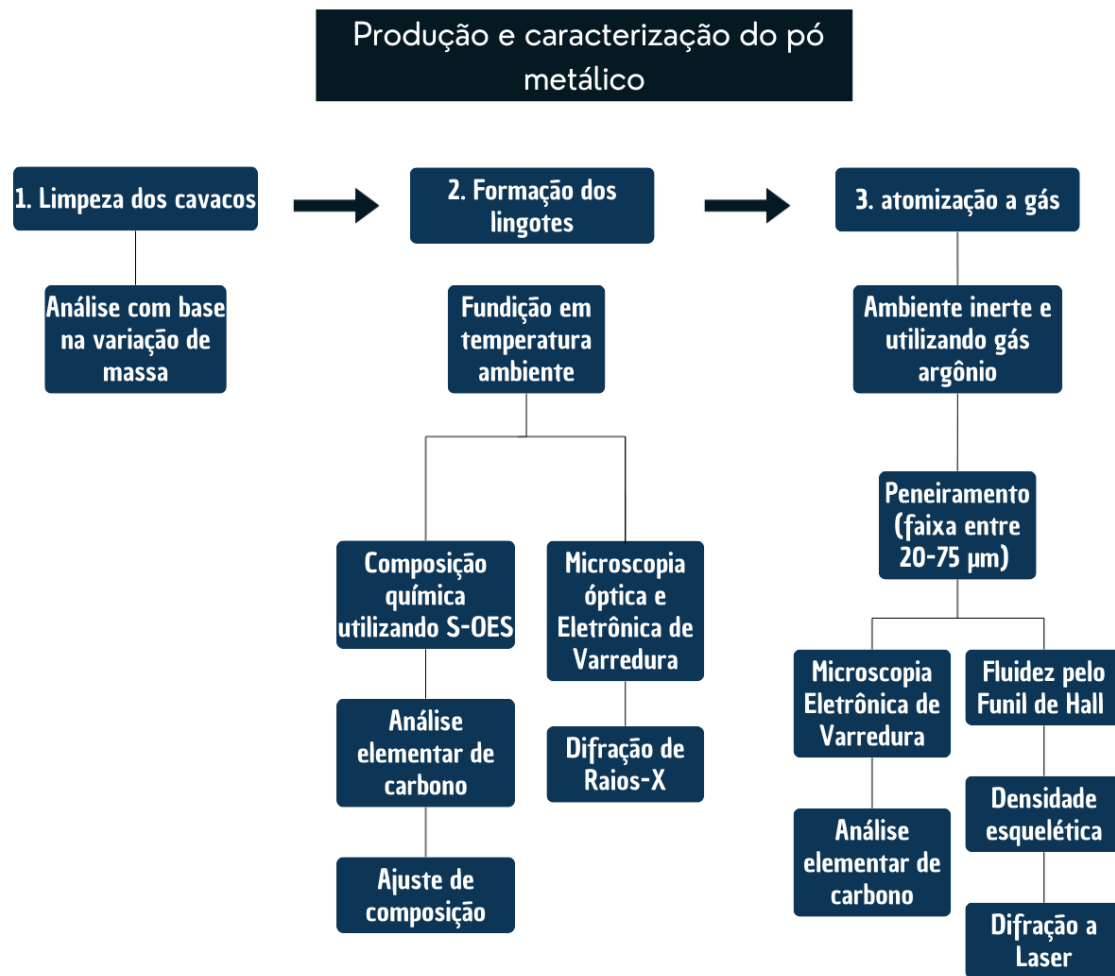


Figura 4-1 - Fluxograma da etapa de limpeza, da fundição em formato de lingotes e da atomização a gás.

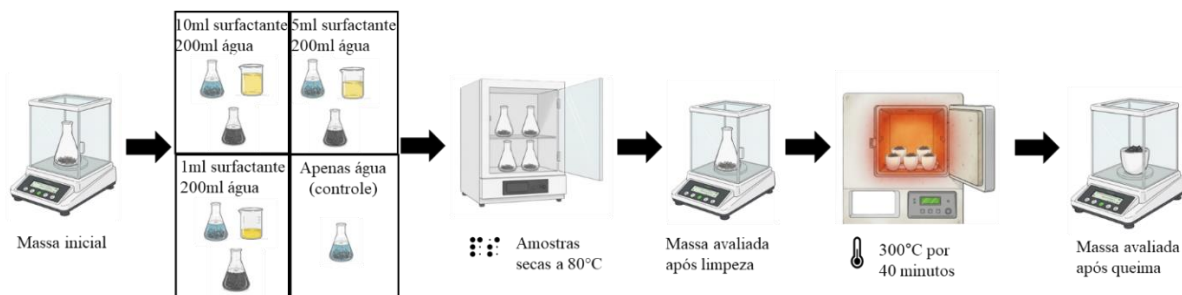
Para a comparação entre os métodos de limpeza avaliados, adotou-se uma metodologia baseada na variação de massa das amostras antes e após o processo de limpeza, considerando também as massas inicial e final do frasco Erlenmeyer utilizado. A equação empregada, apresentada na Equação (3), considera M_i como a massa inicial e M_f como a massa final. Para cada condição experimental, foram realizados, no mínimo, cinco ensaios, e os resultados foram expressos como a média dos valores obtidos, acompanhada do respectivo desvio padrão.

$$\text{variação de massa (\%)} = \frac{m_i - m_f}{m_i} * 100$$

O estudo teve início com a avaliação de métodos de limpeza dos cavacos. Foram analisadas quatro abordagens distintas: (I) utilização apenas de água (método controle), (II) limpeza com solução contendo agente surfactante, (III) queima térmica dos cavacos, e (IV) combinação da limpeza com surfactante seguida de queima (Figura 4-2). Três diferentes proporções de surfactante aniônico foram investigadas: 10 mL, 5 mL e 1 mL em aproximadamente 200 mL de água, correspondendo às razões de 0,05, 0,025 e 0,005, respectivamente. Em cada ensaio, foram utilizados 65 g de cavacos, retirados de um único tambor, que serviu como fonte de matéria-prima para todo o estudo. A escolha do surfactante aniônico como agente de limpeza baseou-se em estudos prévios apresentados na revisão bibliográfica sobre reciclagem. No presente estudo, o objetivo foi determinar a quantidade ideal de surfactante capaz de promover a maior remoção possível de contaminantes orgânicos.

Neste trabalho, utilizou-se um forno mufla do DEMa–UFSCar, no qual amostras de 30 g de cavacos provenientes de cada método de limpeza, além de uma amostra sem limpeza prévia, foram aquecidas a 300 °C por aproximadamente 40 minutos. A temperatura adotada foi definida com base no maior ponto de fulgor reportado para óleos e fluidos refrigerantes utilizados na indústria [61]. A Figura 4-2 apresenta o roteiro experimental adotado para esse ensaio. Este ensaio foi citado como “limpeza por aquecimento”, “queima” ou “queima direta” ao longo do trabalho.

Solução de surfactante + queima



Limpeza por queima

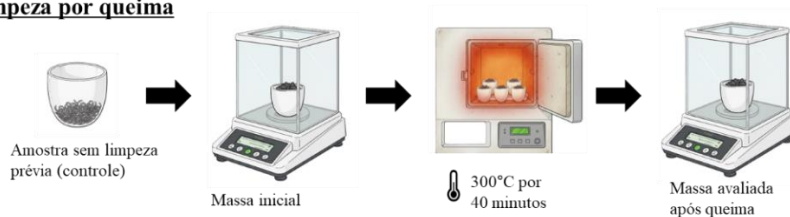


Figura 4-2 - Esquema das rotas de limpeza analisadas, utilizando surfactante e aquecimento como formas de eliminar contaminantes.

Por fim, a forma de agitação do material durante a limpeza com surfactante também foi avaliada. Foi comparada a agitação com auxílio de um tubo de vidro por aproximadamente 5 minutos, e a agitação utilizando ultrassom, realizada por 10 minutos, utilizando-se a mesma concentração de surfactante, de modo a avaliar a eficiência relativa entre as duas abordagens.

4.2 Produção dos lingotes a partir dos cavacos e caracterização microestrutural

Após a realização das análises, diferentes lingotes foram produzidos a partir dos cavacos recebidos, utilizando a melhor rota de limpeza identificada (limpeza com solução de surfactante, seguida de queima). A fusão foi realizada em forno de indução, do grupo *Inductotherm*, operando em atmosfera ambiente. As lingoteiras empregadas no processo foram previamente revestidas com nitreto de boro, com o objetivo de evitar reações com o metal fundido e facilitar a desmoldagem. Os lingotes obtidos apresentaram massas entre 6 e 9 kg. A Figura 4-3 ilustra os equipamentos utilizados ao longo desse processo.

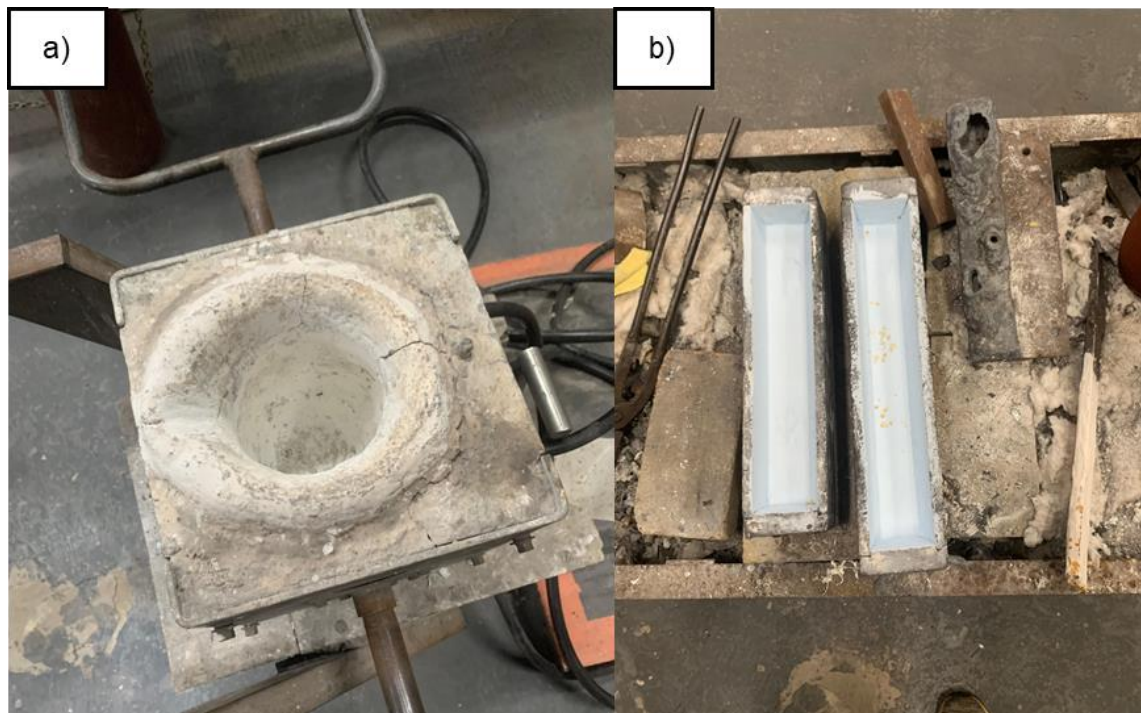


Figura 4-3 - Equipamentos utilizados na preparação do lingote. a) Cadinho revestido; b) Molde de grafite revestido com nitreto de boro.

A microestrutura de uma amostra representativa do lingote foi analisada por microscopia óptica (MO), utilizando o microscópio Olympus BX41M-LED, disponível no Laboratório de Metalografia do DEMa–UFSCar. As amostras foram preparadas por lixamento sequencial com lixas de granulometria entre 120 e 1500, seguido de polimento com suspensão de alumina de 1 μm . O ataque químico foi realizado com o reagente de Vilella, aplicado durante 5 minutos, com o objetivo de revelar a microestrutura.

A presença de segregações nos contornos de grão foi investigada por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e de mapeamento por espectroscopia de energia dispersiva (EDS), empregando os equipamentos XL-30 FEG e MIRA, disponíveis no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE).

Adicionalmente, foram realizadas medições de microdureza Vickers, utilizando o durômetro disponível no Laboratório de Metais da UFSCar. As amostras também foram caracterizadas por difração de raios X (DRX), utilizando o difratômetro Anton Paar, equipado com tubo de molibdênio, presente no LCE-

DEMa. Os ensaios foram conduzidos na geometria Bragg–Brentano (θ – θ), com tempo total de varredura de 20 minutos, faixa angular de 5 a 50° e passo de 0,02°. A identificação e comparação das fases cristalinas foram realizadas com base em arquivos de informação cristalográfica (CIF) disponíveis na base de dados *Crystallography Open Database* (COD).

4.3 Atomização a gás do material reciclado

Para o processo de atomização do material reciclado, foi utilizada apenas a limpeza com queima direta dos cavacos. Os estudos prosseguiram com esse pó, por ter havido atomização bem-sucedida, que gerou 9,28 kg de pó, e pelas composições químicas terem ficado próximas entre os lingotes produzidos. Os lingotes dos cavacos reciclados foram atomizados no Laboratório de Atomização do DEMa–UFSCar, utilizando o equipamento HERMIGA 75/5VI, fabricado pela PSI–Phoenix Scientific Industries Ltd., conforme ilustrado na Figura 4-4. O equipamento possui duas câmaras de atomização: uma para a fusão do material na parte superior e outra, de maior tamanho, para a descida do material. Durante as etapas de fusão e atomização, ambas as câmaras do sistema tiveram o ar removido por meio de uma bomba de vácuo, atingindo pressões próximas a -0,86 bar e depois foram preenchidas com gás argônio, de modo a minimizar o contato do material com o gás atmosférico e reduzir a possibilidade de oxidação.

A atomização foi realizada com gás argônio sob altas pressões. A temperatura de superaquecimento adotada foi de aproximadamente 130 °C acima da temperatura de fusão do material. Ao se iniciar o processo de fusão, a temperatura fica estável até que todo o material ou a grande maioria dele esteja no estado líquido. O bocal de saída do metal líquido possuía diâmetro de 2,5 mm e foi previamente aquecido com o objetivo de evitar o congelamento do metal durante o escoamento. A pressão do gás atomizante variou entre 25 e 14 bar ao longo do processo, decaindo gradualmente à medida que a atomização avançava.

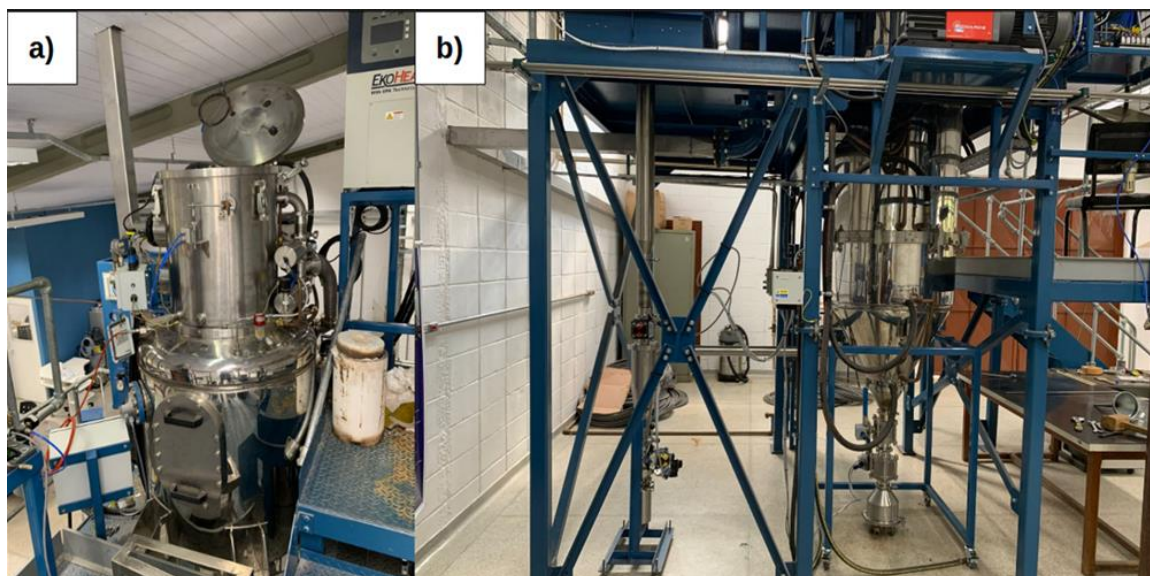


Figura 4-4 - Atomizador a gás HERMIGA 75/5VI fabricado pela PSI. a) Câmara de fusão; b) Câmara de atomização.

4.4 Análise de fluidez e morfologia do pó produzido

O pó obtido por atomização a gás foi classificado por peneiramento, utilizando peneiras da marca Haver & Boecker, disponíveis no Laboratório de Atomização do DEMa–UFSCar. As faixas granulométricas selecionadas foram: $>106\ \mu\text{m}$, $106\text{--}75\ \mu\text{m}$, $75\text{--}54\ \mu\text{m}$, $54\text{--}32\ \mu\text{m}$, $32\text{--}20\ \mu\text{m}$ e $<20\ \mu\text{m}$. Cada fração foi coletada em recipientes distintos e suas massas foram determinadas com o auxílio de uma balança convencional, com precisão de 0,1 g. A fluidez dos pós foi avaliada individualmente por meio do funil de Hall, conforme ilustrado na Figura 4-5. Posteriormente, as frações entre 20 e 75 μm foram reunidas, por se tratar da faixa granulométrica considerada adequada para a impressão por LPBF. O funil de Hall utilizado encontra-se disponível no Laboratório de Atomização do DEMa–UFSCar.

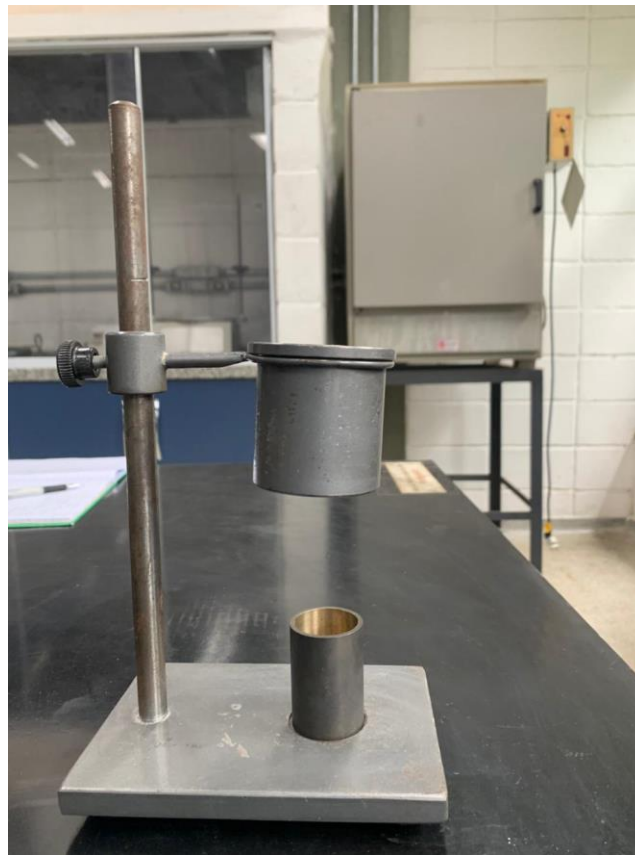


Figura 4-5 - Funil de Hall utilizado para análise de fluidez.

Com o objetivo de assegurar uma composição homogênea, os pós na faixa de 20–75 μm foram reunidos em um único recipiente e submetidos à homogeneização mecânica por meio de roladores para moinhos de bolas, disponíveis no Laboratório de Cerâmicas do DEMa–UFSCar. Uma pequena alíquota do material homogeneizado foi então coletada para análise da distribuição de tamanho de partículas por difração a laser, utilizando o equipamento Horiba LA-930, disponível no Laboratório de Materiais Vítreos (LaMaV-UFSCar) e apresentado na Figura 4-6. Durante o ensaio, utilizou-se etilenoglicol como meio líquido dispersante, mantendo-se um índice de transmitância próximo de 90%, ou seja, aproximadamente 10% do feixe laser emitido foi refletido, espalhado por refração e difração, ou absorvido pelas partículas. A Figura 4-6b apresenta um esquema do princípio de funcionamento do equipamento para a análise da distribuição granulométrica, no qual os

sensores registram desvios angulares que são posteriormente convertidos em distribuição volumétrica.

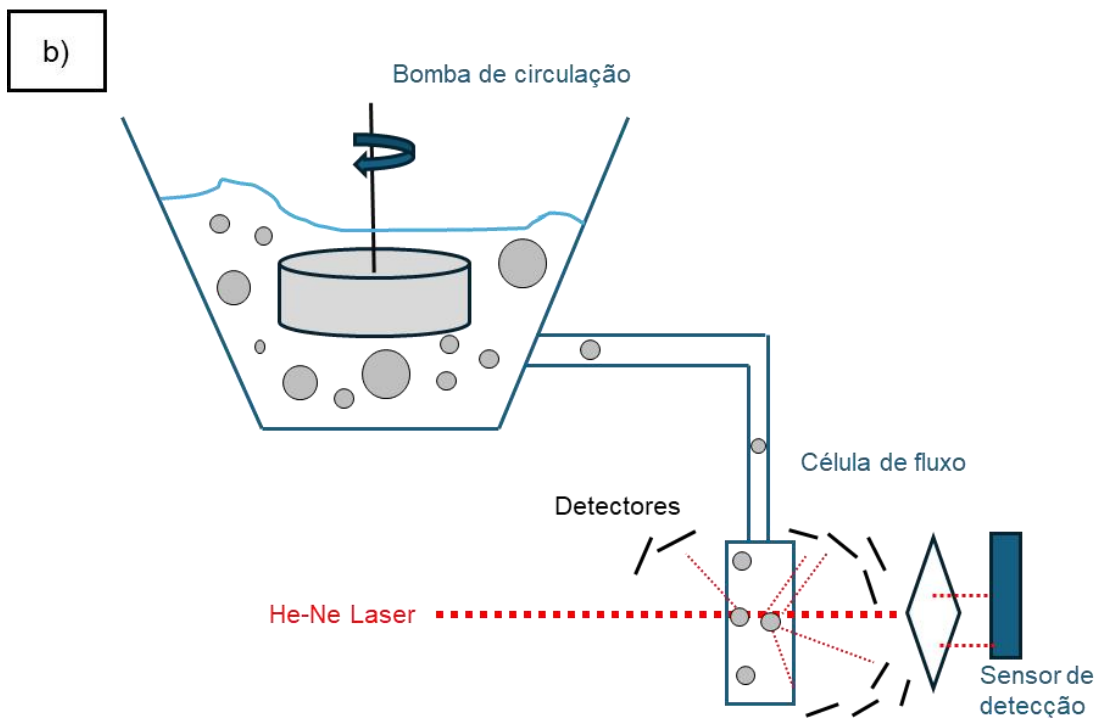


Figura 4-6 - Análise de distribuição granulométrica. a) Foto do equipamento Horiba LA-930, presente no LaMaV-UFSCar; b) Mecanismo simplificado para detecção da distribuição granulométrica.

O método de difração a laser considera as partículas como esféricas para fins de cálculo. A determinação da distribuição granulométrica é baseada no

volume das partículas, e não em sua contagem numérica. A Figura 4-7 ilustra a relação entre o tamanho de partícula e sua massa, evidenciando a dificuldade de medir massas extremamente baixas associadas a partículas com diâmetro inferior a 20 μm . Como exemplo, a massa de uma única partícula de 106 μm é aproximadamente equivalente à massa de cem partículas de 20 μm , o que reforça a importância de interpretar os resultados considerando o volume e a quantidade relativa de partículas em cada faixa granulométrica.

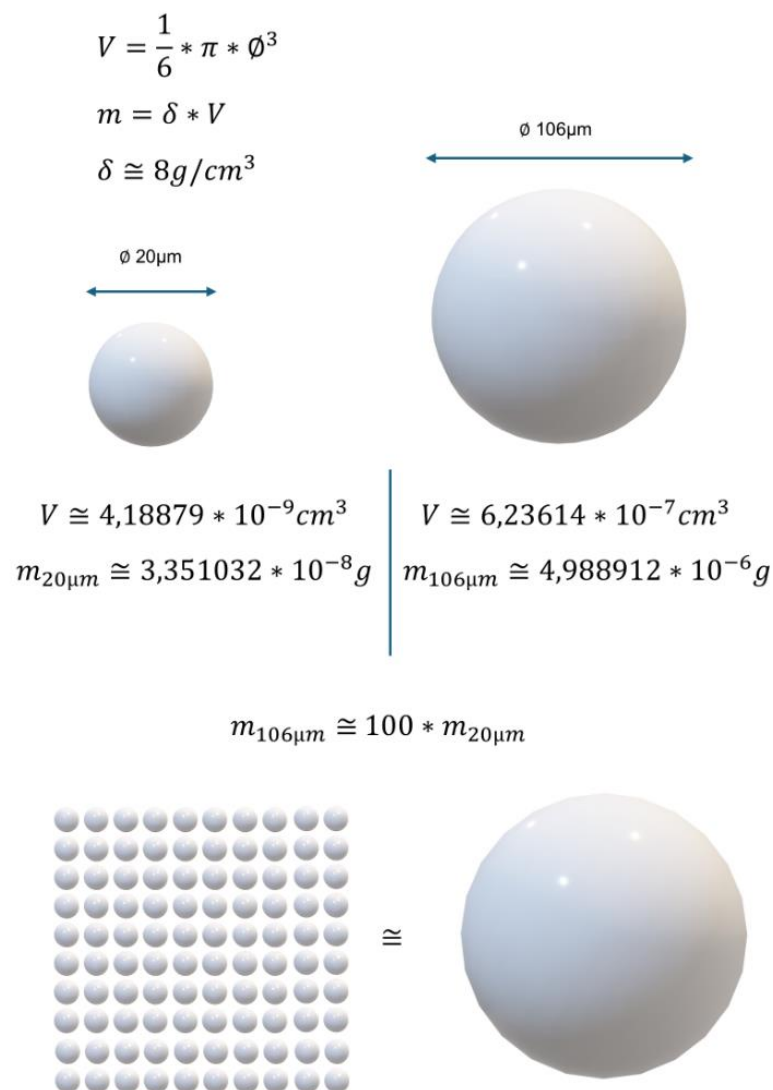


Figura 4-7 - Desenvolvimento da relação entre a massa de uma partícula de 20 μm e uma partícula de 106 μm , esféricas e formadas do mesmo material.

A morfologia dos pós foi analisada por meio de imagens de MEV em equipamento Philips XL-30 FEG (*Field Emission Gun*). As fases presentes no pó foram analisadas no difratômetro Anton Paar, equipado com tubo de molibdênio. Ambos os equipamentos disponíveis no LCE-DEMa

A porosidade das partículas foi avaliada por meio de ensaios de picnometria a gás hélio, com o objetivo de determinar a densidade esquelética dos pós produzidos, conforme a norma ASTM B923-22. O equipamento utilizado foi o Micromeritics AccuPyc 1330, disponibilizado pelo Laboratório de Cerâmicas do DEMa–UFSCar.

4.5 Impressão de corpos de prova via LPBF

O fluxograma apresentado na Figura 4-8 ilustra o esquema de trabalho adotado nesta etapa do estudo. Nessa fase, foram produzidos corpos de prova com o pó reciclado, previamente atomizado e peneirado no DEMa–UFSCar, e com um pó comercial de aço inoxidável 316L, empregado como material de referência.

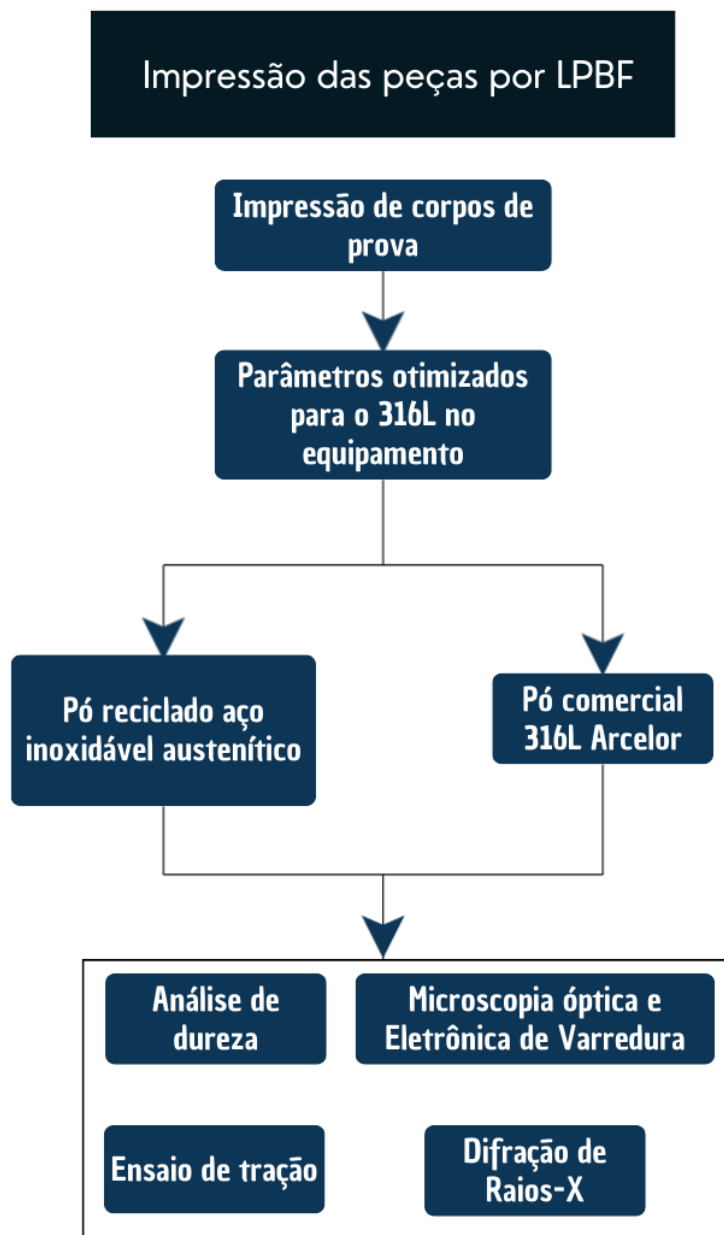


Figura 4-8 - Fluxograma para a seção de manufatura aditiva.

A impressão 3D foi realizada no equipamento OmniSint-160, fabricado pela Omnitek e instalado no Laboratório de Processamento de Materiais por Laser (LMPLab) do DEMa–UFSCar. O sistema utiliza um laser de fibra dopado com itérbio (Yb), do tipo *flat-top*, com potência máxima nominal de 300 W. A estratégia de varredura adotada foi padronizada como *short stroke with angle shift*, na qual cada camada apresenta uma rotação de 67° em relação à camada

anterior. A atmosfera de impressão foi rigorosamente controlada, utilizando argônio como gás inerte, com concentração de oxigênio mantida abaixo de 900 ppm.

Os parâmetros de processamento considerados ótimos foram definidos com base nos estudos em desenvolvimento do mestrando Luiz Henrique Quinquilo Ribeiro de Lima. No trabalho, a otimização dos parâmetros foi feita para o pó de aço inoxidável AISI 316L comercial. A Tabela 4.1 apresenta os parâmetros adotados para cada condição de impressão. Embora tenham sido empregadas variações entre os conjuntos de parâmetros, os resultados obtidos indicaram que tais diferenças não foram determinantes para as conclusões do presente trabalho.

Tabela 4.1 - Parâmetros utilizados na impressão tanto com o pó reciclado, quanto com o pó 316L comercial.

<i>Parâmetro</i>	<i>Amostra reciclada</i>	<i>Amostra 316L comercial</i>
<i>Potência (W)</i>	300	300
<i>Velocidade (mm/s)</i>	360	250
<i>Espessura de camada (mm)</i>	0,03	0,03
<i>Distância entre pistas (mm)</i>	0,07	0,07
<i>Densidade de energia volumétrica (J/mm³)</i>	396,83	571,43

O desenho técnico dos corpos de prova impressos é apresentado na Figura 4-9. As geometrias foram desenvolvidas como uma adaptação da norma ASTM E8/E8M-24 [62], de modo a permitir o acoplamento adequado às garras do equipamento de ensaio de tração. Embora as dimensões não estejam totalmente em conformidade com a norma, os resultados obtidos puderam ser comparados com dados da literatura, mesmo não havendo essa comparação prevista inicialmente. Os modelos foram elaborados no software Fusion e exportados no formato “stl” para posterior leitura e processamento no equipamento OmniSint-160.

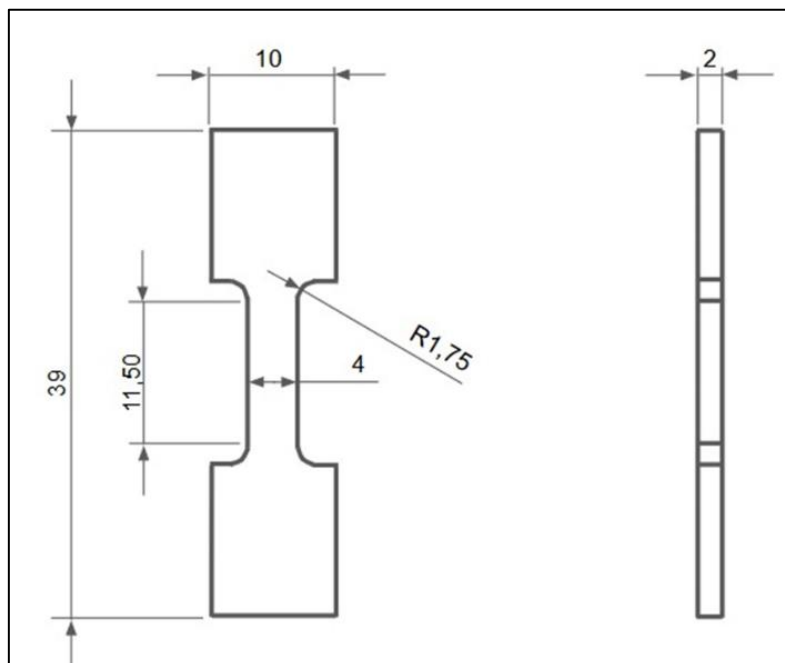


Figura 4-9 - Desenho técnico do corpo-de-prova. Dimensões em milímetros.

Os corpos de prova foram impressos sob diferentes orientações e condições. Para o pó reciclado, foram produzidas amostras utilizando o primeiro conjunto de parâmetros, nas orientações de 0°, 45° e 90° em relação à direção de construção (Figura 4-10b). Já para o pó comercial de 316L, as peças foram impressas exclusivamente na orientação de 90°, empregando o segundo conjunto de parâmetros (Figura 4-10a). No escopo do presente trabalho, as análises foram concentradas nos corpos de prova impressos na orientação de 90° e utilizando os parâmetros previamente identificados.

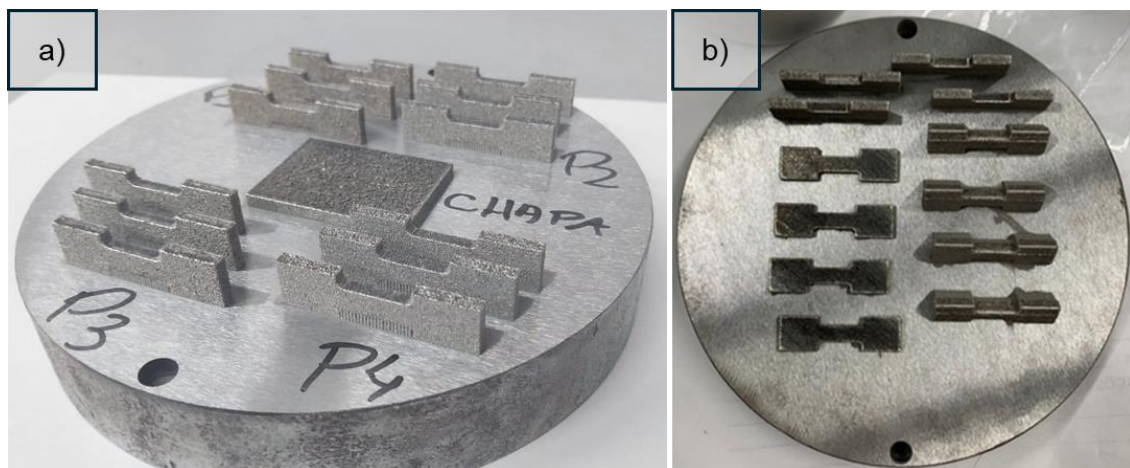


Figura 4-10 - Amostras de aço inoxidável austenítico produzidos via LPBF. a) Material comercial; b) Material reciclado.

4.6 Caracterização dos corpos de prova produzidos via LPBF

A porosidade das amostras foi determinada por meio da medição da densidade relativa, utilizando o princípio de Arquimedes. Os ensaios foram conduzidos conforme a norma ASTM B962-23 [63], empregando a balança Sartorius MSA2255, com resolução de cinco dígitos, disponível no Laboratório de Atomização do DEMa–UFSCar.

As peças impressas foram seccionadas transversalmente em relação à direção de crescimento, e a microestrutura foi analisada tanto nesta secção transversal quanto na face da amostra, conforme ilustrado na Figura 4-11. Os cortes foram realizados com a cortadora IsoMet-5000, disponível no Laboratório de Metais do DEMa–UFSCar. As análises microestruturais por microscopia óptica, MEV e DRX foram realizadas com os mesmos equipamentos empregados na caracterização dos lingotes e dos pós.

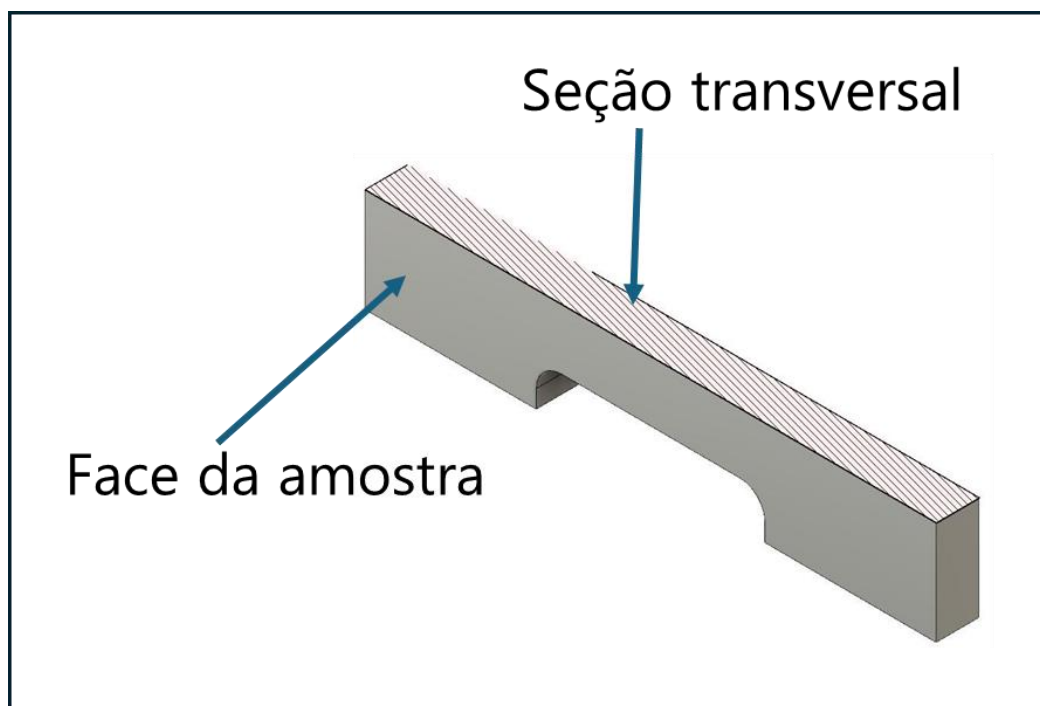


Figura 4-11 - Regiões analisadas das amostras de 316L produzidas por LPBF.

Os ensaios de tração foram realizados em regime uniaxial, à temperatura ambiente, utilizando a máquina universal de ensaios Instron 5500, apresentada na Figura 4-12, disponível no Laboratório Multiusuário de Ensaios Mecânicos do DEMa–UFSCar. A taxa de deformação aplicada foi de $0,001 \text{ s}^{-1}$, correspondente a uma velocidade de deslocamento de $0,015 \text{ mm/s}$.

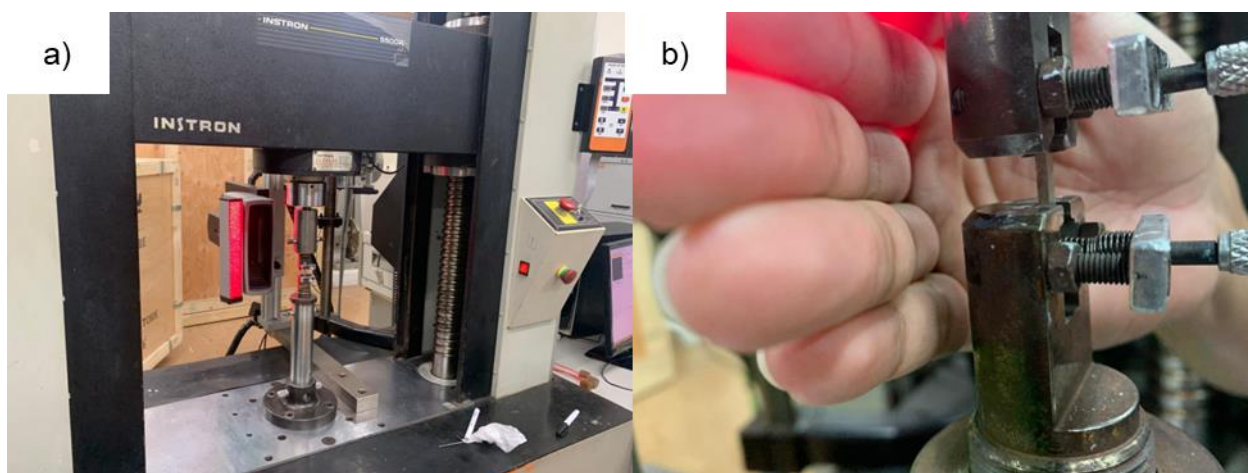


Figura 4-12 - Equipamento Instron 5500 utilizado no ensaio de tração. a) Montagem da extensometria óptica; b) Imagem da área útil a ser tracionada.

A deformação foi medida por extensometria óptica, empregando o vídeo-extensômetro Instron, modelo 2663-821. O sistema registra a deformação em função do tempo a partir de duas marcações iniciais aplicadas no corpo de prova, que definem um comprimento de referência. À medida que o ensaio progride, a variação da distância entre essas marcações é continuamente monitorada até a ruptura do material. Ao final do ensaio, os dados de deformação são sincronizados temporalmente com os dados de tensão, permitindo a construção das curvas tensão–deformação (σ - ϵ).

4.7 Caracterização composição química e elementar do carbono

Com o objetivo de monitorar a reciclabilidade do material ao longo das diferentes etapas de processamento, foram realizadas análises de composição química por Espectroscopia de Emissão Óptica por Centelha (S-OES) nos lingotes, pós e peças impressas. Essas análises foram conduzidas no Centro de Caracterização de Materiais (CCDM) da UFSCar. Adicionalmente, a quantificação do teor de C foi realizada por combustão direta, seguida de detecção por absorção no infravermelho, utilizando o equipamento LECO CS-844.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Métodos de limpeza dos cavacos

A Figura 5-1 apresenta os resultados de variação de massa em função dos diferentes métodos de limpeza empregados para os cavacos: (a) limpeza manual e limpeza ultrassônica; (b) diferentes proporções de surfactante; (c) método de limpeza por aquecimento; e (d) limpeza prévia (água ou surfactante) seguida de queima.

O ensaio de limpeza ultrassônica realizado com 1 mL de surfactante não apresentou diferenças significativas em relação à limpeza manual, indicando que ambos os métodos de mistura possuem eficiência semelhante na remoção de contaminantes. Esse resultado sugere que os processos atingem um limite próximo de remoção, uma vez que técnicas distintas conduziram a valores de variação de massa comparáveis.

Os valores de variação de massa obtidos com 10, 5 e 1 mL de surfactante mostraram-se semelhantes quando considerado o desvio padrão, apresentando valores de $(0,302 \pm 0,091)\%$, $(0,352 \pm 0,079)\%$ e $(0,422 \pm 0,049)\%$, respectivamente. Embora a análise das médias indique um leve aumento na quantidade de massa removida com a redução do volume de detergente, os resultados sugerem a existência de um limite de eficiência do surfactante na remoção dos contaminantes presentes nos cavacos. Assim, o aumento da quantidade de surfactante não implica, necessariamente, maior remoção de contaminantes. Em contraste, o ensaio controle realizado apenas com água resultou em uma variação de massa significativamente menor, de $(0,129 \pm 0,028)\%$, evidenciando a efetividade do uso do surfactante.

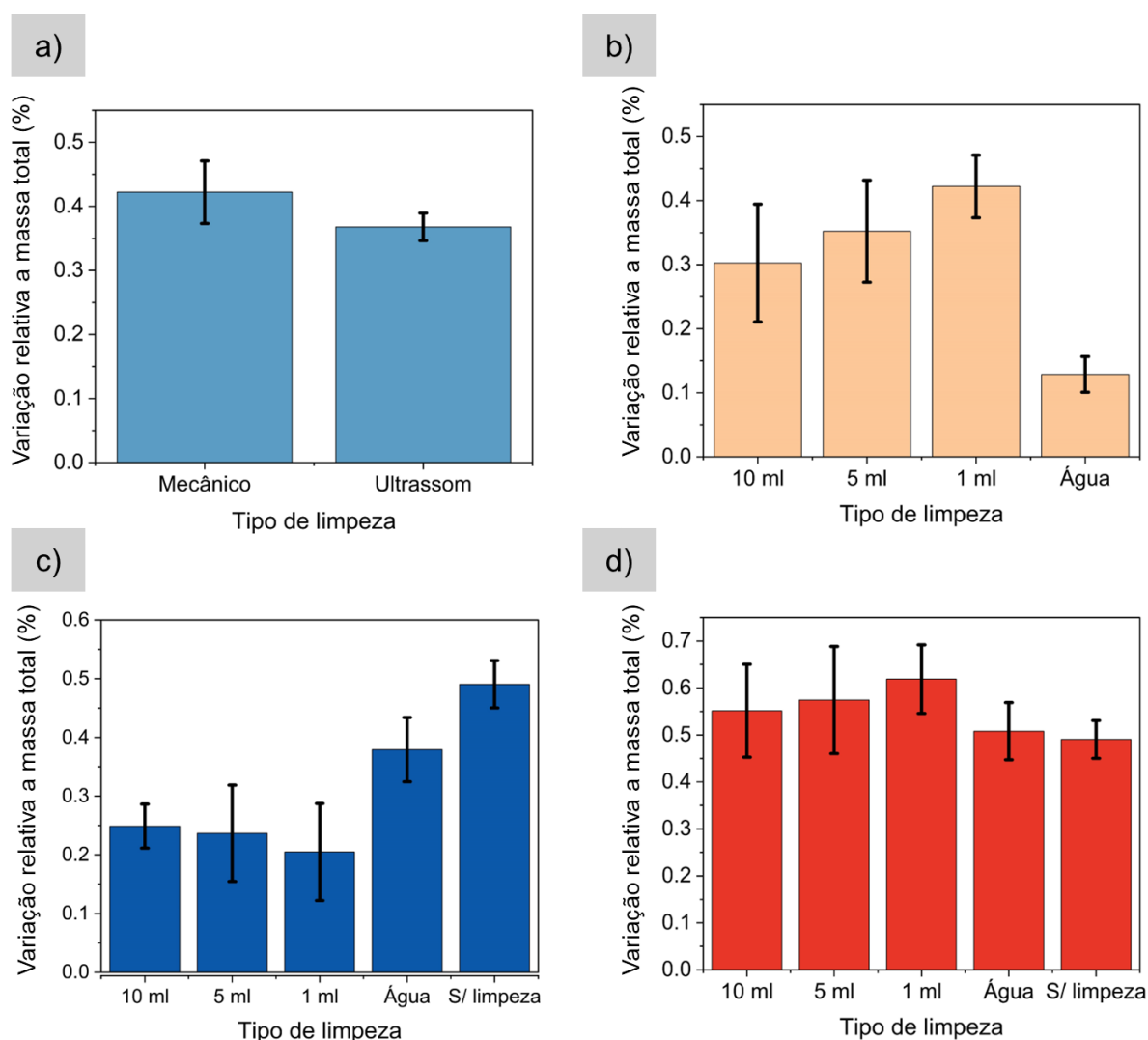


Figura 5-1 - Variação de massa em função do método de limpeza utilizado: (a) variação de massa obtida por limpeza manual e por limpeza ultrassônica, ambos com aplicação de 1mL de surfactante; (b) variação de massa para diferentes proporções de surfactante; (c) variação de massa associada ao método de limpeza por aquecimento das condições previamente limpas; e (d) soma das variações de massa correspondentes à remoção de contaminantes por limpeza prévia (água ou surfactante), seguida de aquecimento (somatório das variações de massa em (b) e (c)).

No processo de queima, as amostras sem limpeza prévia e aquelas lavadas apenas com água apresentaram as maiores variações de massa, correspondentes a $(0,491 \pm 0,040)\%$ e $(0,379 \pm 0,055)\%$, respectivamente. Já os cavacos previamente limpos com 10, 5 e 1 mL de detergente apresentaram menores perdas de massa durante o aquecimento, com valores de $(0,249 \pm 0,037)\%$, $(0,237 \pm 0,082)\%$ e $(0,205 \pm 0,083)\%$, respectivamente. Esses

resultados indicam uma correlação entre os contaminantes removidos na etapa de limpeza com surfactante e aqueles eliminados durante o aquecimento. As amostras submetidas à limpeza prévia apresentaram menor variação de massa na queima, sugerindo que parte significativa dos contaminantes já havia sido eliminada na etapa com surfactante. Ao atingir o ponto de fulgor, assume-se que os compostos orgânicos presentes sejam convertidos em dióxido de carbono (CO_2) ou monóxido de carbono (CO). Os fluidos refrigerantes e óleos de usinagem são considerados compostos orgânicos constituídos por longas cadeias de carbono. O trabalho de Palimaka [64] apresenta curvas que relacionam a emissão de CO e CO_2 com o aumento da temperatura, indicando que, a partir de $300\text{ }^\circ\text{C}$, ocorre um aumento significativo da formação de CO_2 , associado à queima completa dos compostos presentes em cavacos de alumínio. De maneira análoga, neste estudo, a transformação dos contaminantes do estado líquido para o gasoso foi avaliada indiretamente por meio da variação de massa das amostras.

A soma das variações de massa decorrentes da limpeza com 10, 5 e 1 mL de detergente, seguida do processo de queima, resultou em valores totais de $(0,551 \pm 0,099)\%$, $(0,574 \pm 0,114)\%$ e $(0,619 \pm 0,073)\%$, respectivamente. Para o caso da limpeza realizada apenas com água, seguida de queima, a variação total de massa foi de $(0,508 \pm 0,061)\%$. Ao final, percebe-se que houve uma variação de massa maior com os dois processos de limpeza associados quando comparada à utilizando somente uma condição. É importante destacar que a condição com limpeza apenas por aquecimento é observada uma variação de massa muito próxima às condições combinadas de limpeza prévia e aquecimento, considerando os desvios das medidas. Após a queima dos cavacos, percebe-se que houve uma mudança de coloração nos cavacos com e sem limpeza prévia utilizando solução de surfactante (Figura 5-2). Mostrando, por outro lado, que apesar de não existir uma diferença significativa na variação de massa, ainda existem alterações com aplicação do surfactante. Entende-se, portanto, que parte dos contaminantes não vai embora por aquecimento, ficando aderido à superfície do cavaco. Essa observação indica que, embora não seja

detectada diferença significativa na variação de massa, a aplicação do surfactante ainda promove alterações na superfície. Uma parcela dos contaminantes não é completamente removida apenas pelo aquecimento, permanecendo aderida à superfície do cavaco.

Essa mudança provavelmente está associada à formação de filmes finos de óxido na superfície, um comportamento comum em aços inoxidáveis submetidos à oxidação em temperaturas moderadas [65]. Essas camadas de óxido não foram claramente identificadas no estudo de variação de massa, uma vez que a variação observada foi mínima quando comparada à massa removida pelo uso do surfactante. A tonalidade dourada observada, mais evidente nos cavacos não previamente tratados com surfactante, pode resultar diretamente de maior interação entre os contaminantes orgânicos e o oxigênio, favorecendo o crescimento de um filme de óxido mais pronunciado.

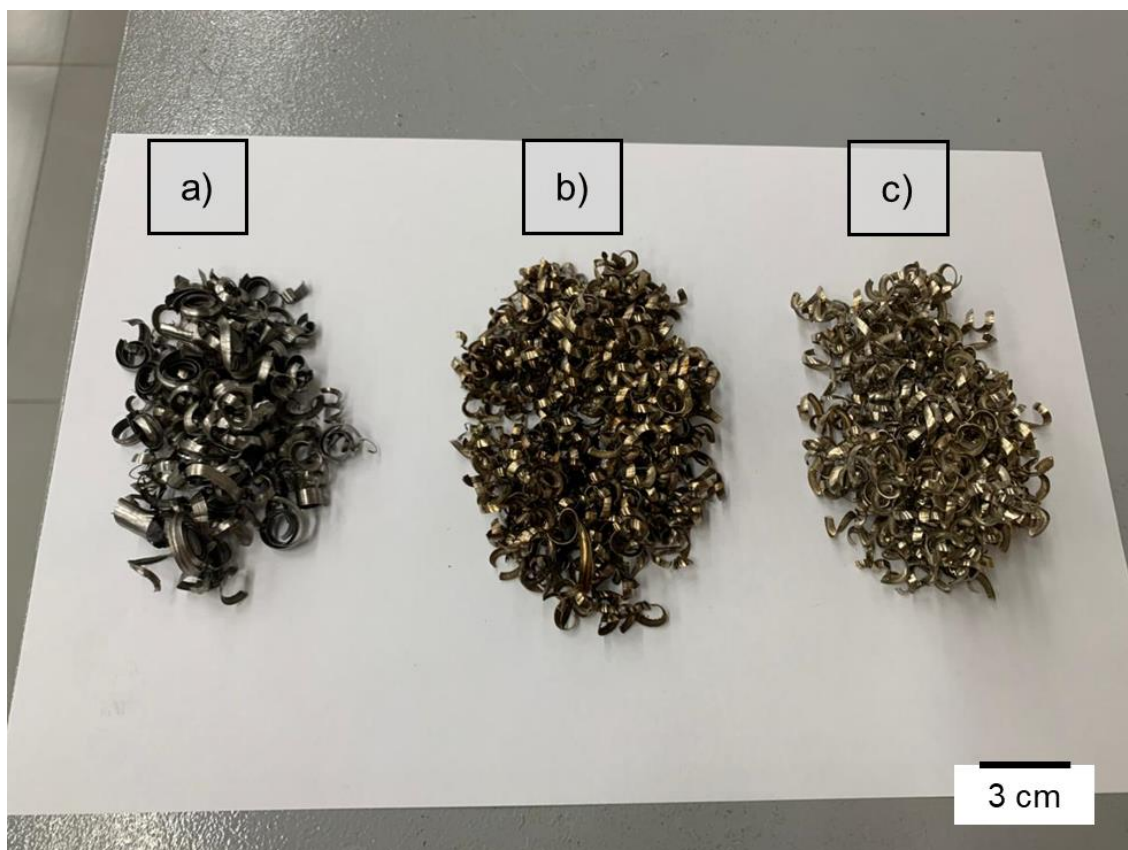


Figura 5-2 - Cavacos após os processos de limpeza. a) Como recebido; b) Apenas aquecimento; c) Solução de surfactante seguida de aquecimento.

Os cavacos foram avaliados quanto ao teor de carbono utilizando o equipamento LECO CS-844. As análises foram realizadas a partir de pequenas amostras representativas de cada método de limpeza, com o objetivo de quantificar o teor de carbono presente. Embora os resultados não sejam considerados conclusivos, devido à quantidade limitada de material analisado e à possível heterogeneidade dos cavacos, os valores obtidos mostraram-se consistentes com os valores de variação de massa. A Tabela 5.1 apresenta os teores de carbono medidos, destacando que os cavacos submetidos à limpeza com solução de surfactante, seguida de queima, apresentaram as menores porcentagens de carbono. Nos resultados obtidos, a limpeza com 1 mL de surfactante resultou em um teor de carbono de 0,19 wt% C, enquanto o processo de queima direta apresentou valores próximos de 0,12 wt% C, indicando maior eficiência deste segundo método na redução do teor de carbono. A associação de ambos os processos, por sua vez, promoveu uma redução ainda mais significativa do teor de carbono, alcançando 0,061 wt% C. Essa redução expressiva abre uma perspectiva adicional, sugerindo que os contaminantes removidos pelo uso do surfactante influenciam de forma relevante o teor final de carbono, mesmo quando não se observa uma variação de massa muito significativa.

Entretanto, é importante destacar que, embora os resultados sejam coerentes entre si, existe a possibilidade de o resultado não ser representativo uma vez que a quantidade utilizada para o ensaio foi pequena (cerca de 3g) do total. Estudos adicionais de composição de carbono utilizando cavacos mais controlada são necessários para confirmar as hipóteses levantadas da redução de teor de carbono.

Tabela 5.1 - Análise elementar de C para diferentes métodos de limpeza.

<i>Método</i>	<i>C (wt%)</i>
<i>Apenas água</i>	0,248 ±0,004

<i>1mL de surfactante</i>	0,190 ±0,014
<i>Queima direta</i>	0,122 ±0,014
<i>1mL de surfactante + queima</i>	0,061 ±0,002

5.2 Refusão dos cavacos

Dentre os processos avaliados, dois foram selecionados para a obtenção dos lingotes: a limpeza por meio de solução de surfactante e a fusão sem o uso de surfactante. Como esse material seria fundido, não foi realizada limpeza combinada com aquecimento. A Tabela 5.2 apresenta os resultados da composição química dos lingotes produzidos. A análise elementar de carbono indicou teores elevados em ambas as amostras: 0,340 wt% para o lingote obtido a partir de cavacos submetidos apenas à queima direta e 0,305 wt% para o proveniente do processo de limpeza com solução de surfactante. Ambos os lingotes foram fundidos em forno de indução Inductotherm, com aquecimento gradual até a temperatura de fusão (≈ 1300 °C). Para o início da fusão de ambos os lingotes, foi utilizado aproximadamente 1,5 kg de aço inoxidável austenítico em barra que possuía 0,14 wt% de C.

Conforme discutido anteriormente, teores elevados de carbono podem ser críticos para componentes produzidos por manufatura aditiva, uma vez que a formação de carbonetos, com durezas da ordem de 1200 HV [66] significativamente superior à da matriz austenítica, tende a aumentar a suscetibilidade à fragilização e à nucleação de trincas.

Tabela 5.2 - Composição química dos lingotes produzidos e seus devidos métodos de limpeza.

Amostra	C (wt%)	Cr (wt%)	Ni (wt%)	Mo (wt%)	Mn (wt%)	Fe (wt%)
Queima direta	0.340	19.66	15.87	0.099	1.14	Bal.
Limpeza com surfactante (proporção de 1 mL)	0.305	20.33	18.32	0.168	1.22	Bal.

A microscopia óptica realizada em ambos os lingotes (Figura 5-3) evidencia a segregação de soluto e a formação de uma microestrutura dendrítica ao longo do material. As regiões de encontro das dendritas correspondem a locais de maior segregação de soluto e à formação dos contornos de grão. Esse comportamento está associado à instabilidade da interface sólido-líquido durante a solidificação, que promove a rejeição e o acúmulo de soluto nos limites das dendritas. Os contornos de grão tornam-se mais claramente visíveis em maiores ampliações, como exemplificado na Figura 5-3b.

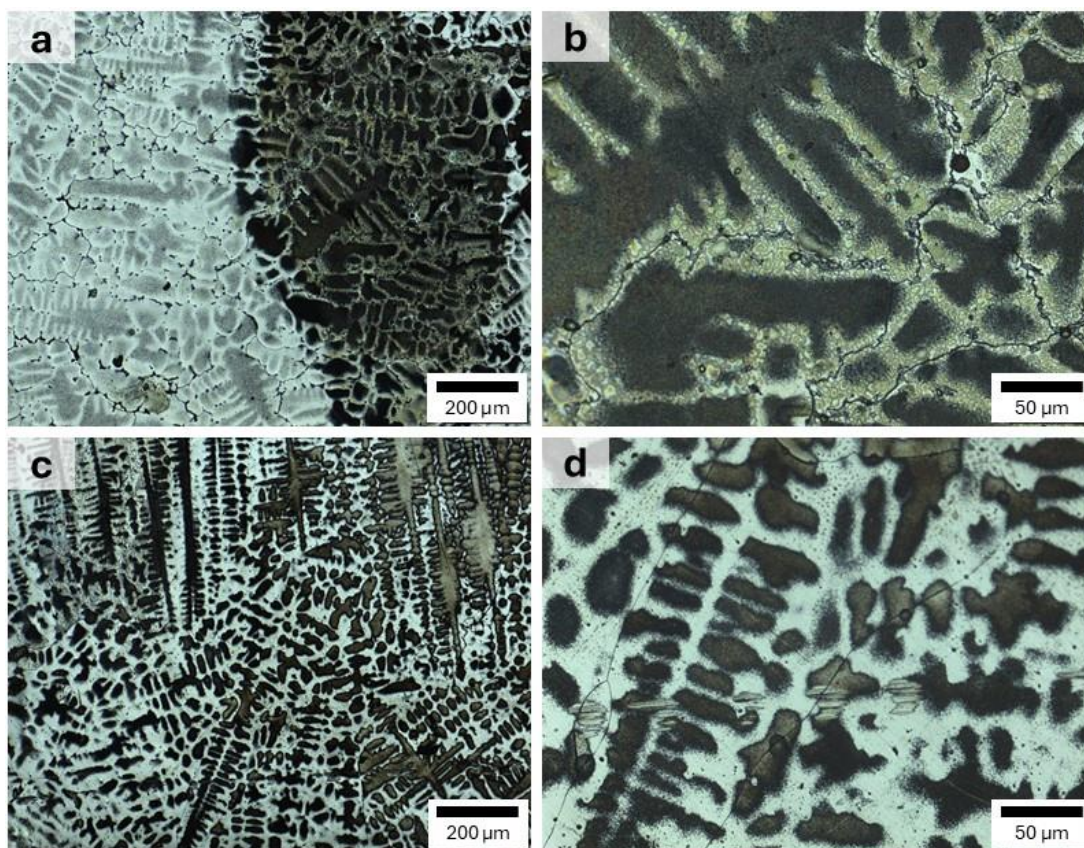


Figura 5-3 - Imagens de microscópio óptico dos lingotes, destacando a formação de uma estrutura dendrítica. (a, b) Lingote obtido com o cavaco limpo em solução de surfactante; (c, d) Lingote obtido do cavaco por queima direta.

A imagem obtidas por MEV, apresentadas na Figura 5-4, é do lingote fabricado utilizando o método de queima direta. O mapeamento por Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios X (EDS), revela a presença de precipitados com elevada concentração de Cr, concomitante à redução dos teores de Fe e Ni, que provavelmente correspondem a carbonetos de cromo.

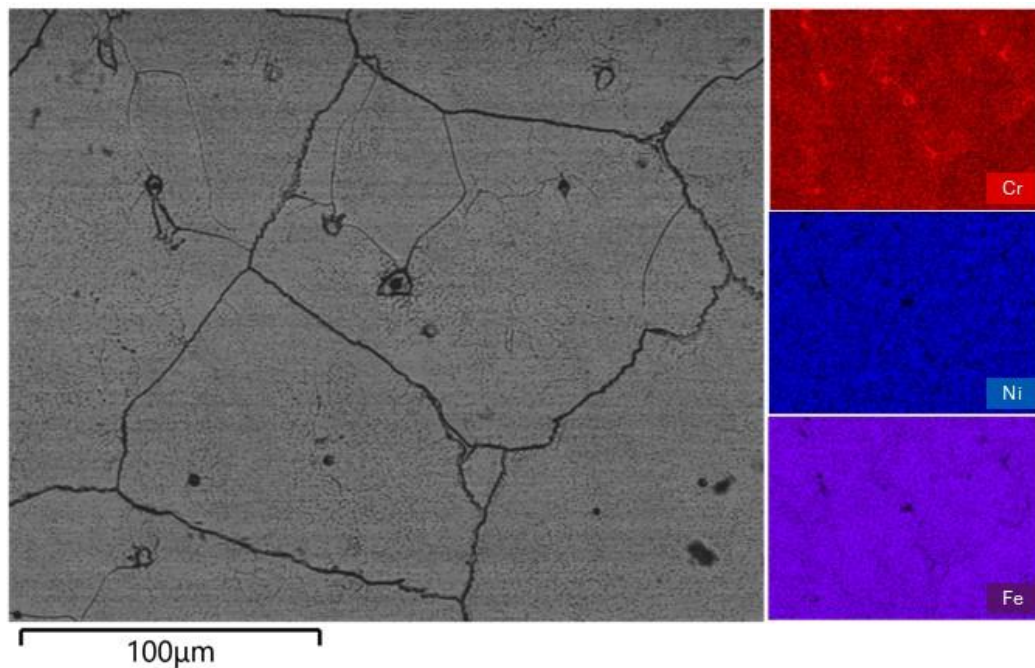


Figura 5-4 - Imagem de MEV utilizando mapeamento de EDS em uma visão com menor magnificação. A solidificação ao ar permitiu a formação de segregações visíveis em MEV.

Com o aumento da magnificação de uma dessas regiões (Figura 5-5), verifica-se que os carbonetos são nucleados em inclusões contendo Si, O, Mn e S. A formação de inclusões do tipo óxidos de silício (SiO_x) e sulfetos de manganês (MnS) é bem documentada na literatura e relativamente comum em aços. Esses elementos presentes nos aços podem ser incorporados durante o processamento, por meio da combinação de diferentes tipos de sucatas. A presença de manganês (Mn) desempenha um papel importante ao evitar a formação da inclusão não metálica FeS , que possui baixo ponto de fusão e pode favorecer o desenvolvimento de trincas a quente durante a solidificação [67], [68]. Por outro lado, a formação de inclusões de MnS , embora benéfica do ponto de vista da mitigação da fissuração a quente, é relevante por exercer influência negativa sobre as propriedades de corrosão do material, especialmente em ambientes agressivos [69]. A taxa de resfriamento durante a fundição é lenta quando comparada a manufatura aditiva. Dessa forma, o tempo necessário para que os precipitados se formem durante a solidificação também é maior. Isso

facilitou identificar os principais precipitados e segregações nos contornos de grão [3], [7], [20].

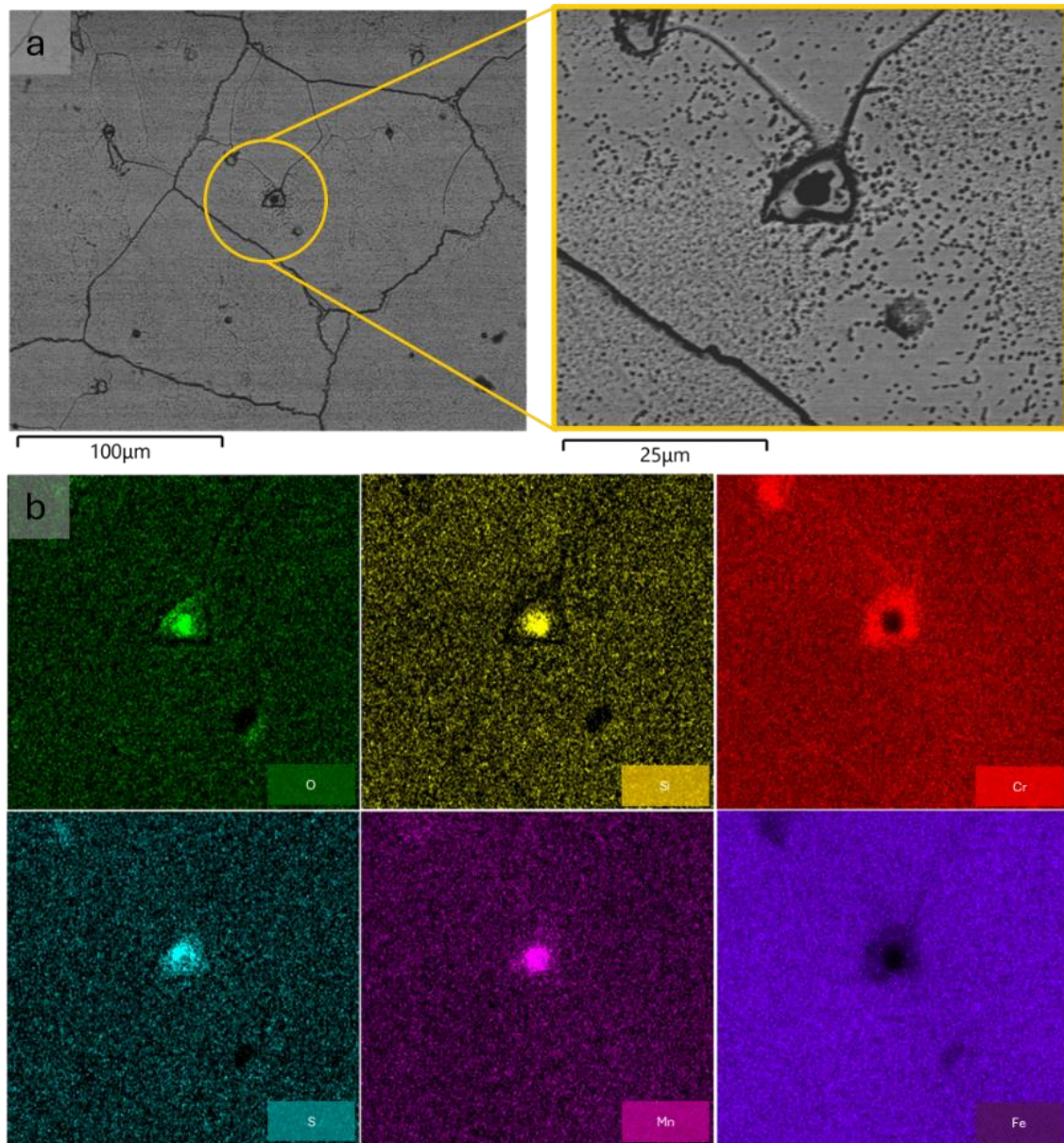


Figura 5-5 - Imagem de MEV de uma das segregações encontradas no lingote. A indicação no EDS em mapa mostra uma combinação de Si, O, Mn e S.

Nos contornos de grão, indicados na Figura 5-6, observaram-se regiões com alterações significativas na composição química em comparação ao interior dos grãos. Nessas regiões, foi identificada maior concentração de Cr e C, concomitante à redução ou ausência de Fe e Ni, além da presença de inclusões

não metálicas do tipo sulfeto de manganês (MnS). A elevada concentração localizada de Cr e C constitui um ponto de atenção, uma vez que indica a formação de carbonetos de cromo, conforme posteriormente identificado nas análises por DRX.

A presença de carbonetos de cromo nos contornos de grão pode estar associada às maiores concentrações de carbono no material reciclado, bem como às menores taxas de resfriamento durante a solidificação, o que proporciona maior tempo para a difusão de elementos formadores de carbonetos. A tendência de precipitação preferencial nesses contornos, amplamente reportada na literatura, está relacionada à maior energia livre dessas regiões, favorecendo a nucleação de fases ricas em Cr, como os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ [70], [71].

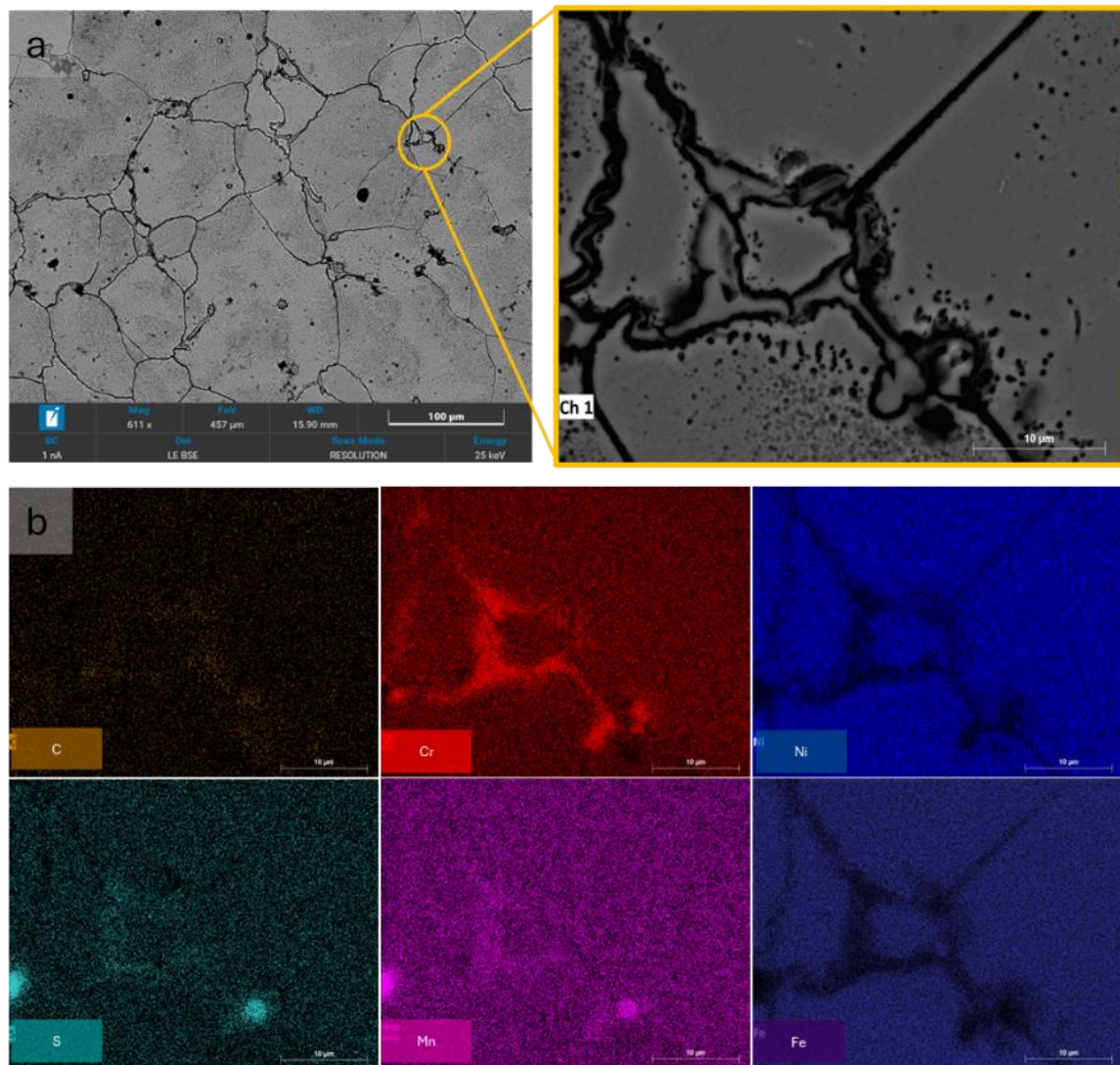


Figura 5-6 - Imagem de MEV e mapeamento de EDS destacando uma formação nos contornos de grão. O EDS em mapa apontou ausência de Fe e Ni, alta concentração de Cr e a tendência de concentração de C. A imagem confirma a formação de carbonetos de cromo no contorno de grão, corroborada pelo resultado de composição química.

As análises de DRX foram feitas em ambos os lingotes e apresentadas na Figura 5-7. A austenita foi identificada nos dois lingotes. Também foram identificados alguns picos de carboneto, especificamente o $M_{23}C_6$, em ambos os lingotes. Os picos de difração foram observados em $19,2^\circ$, $23,6^\circ$, $28,6^\circ$ e $33,86^\circ$ para o lingote produzido por aquecimento direto. Em contraste, para o lingote previamente limpo com surfactante, os picos apareceram em $23,44^\circ$, $30,98^\circ$, $33,38^\circ$ e $33,7^\circ$. A amostra aquecida diretamente apresentou picos mais

pronunciados e de maior intensidade, o que implica um maior teor de carbonetos ou um maior tamanho desses carbonetos nessa condição. A presença de carbonetos do tipo $Cr_{23}C_6$ confirma um teor de carbono mais elevado, em concordância com a análise química. A taxa de solidificação mais lenta durante a fundição levou à microsegregação localizada e à precipitação de carbonetos durante o resfriamento.

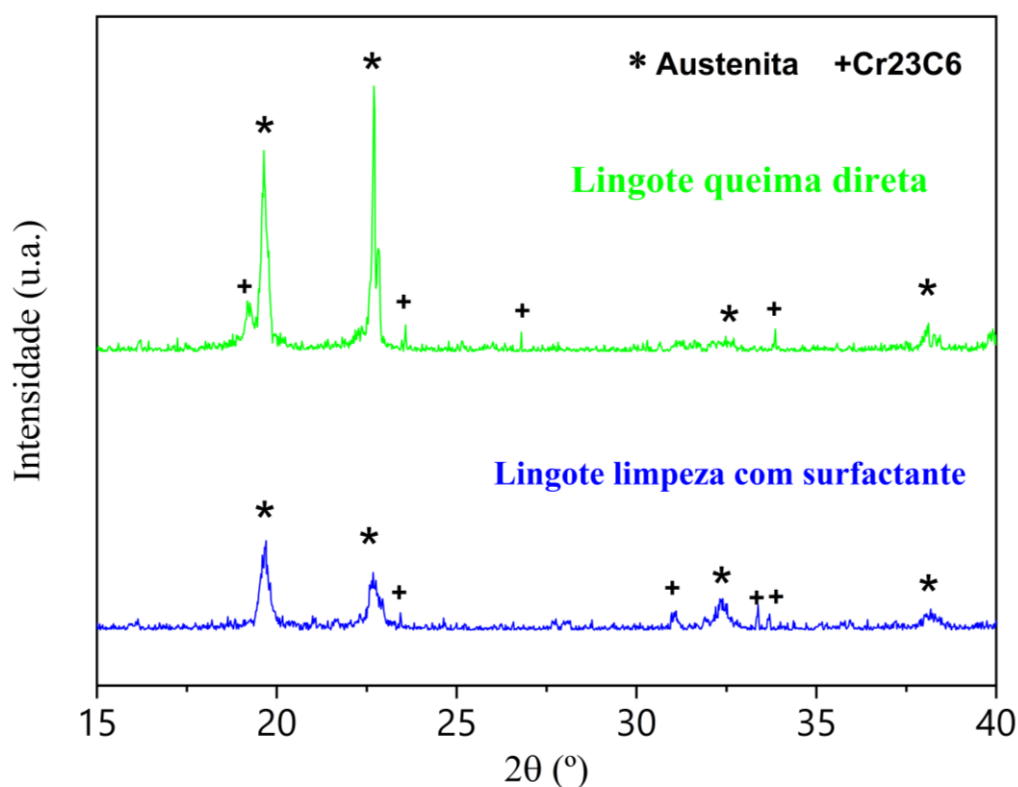


Figura 5-7 - Difração de Raios-X dos lingotes produzidos.

Medidas de dureza Vickers foram realizadas nos lingotes obtidos com cavacos limpos por queima direta e por surfactante. A Figura 5-8 apresenta valores de dureza Vickers de 160 ± 3 HV para o lingote obtido por queima direta e de 173 ± 4 HV para o lingote previamente limpo com solução de surfactante. Esses resultados sugerem que não há diferença estatisticamente significativa entre as condições de limpeza, indicando resistência mecânica semelhante em ambos os lingotes. Os valores de dureza são comparáveis aos tipicamente observados em aços inoxidáveis austeníticos no estado bruto de fusão [72].

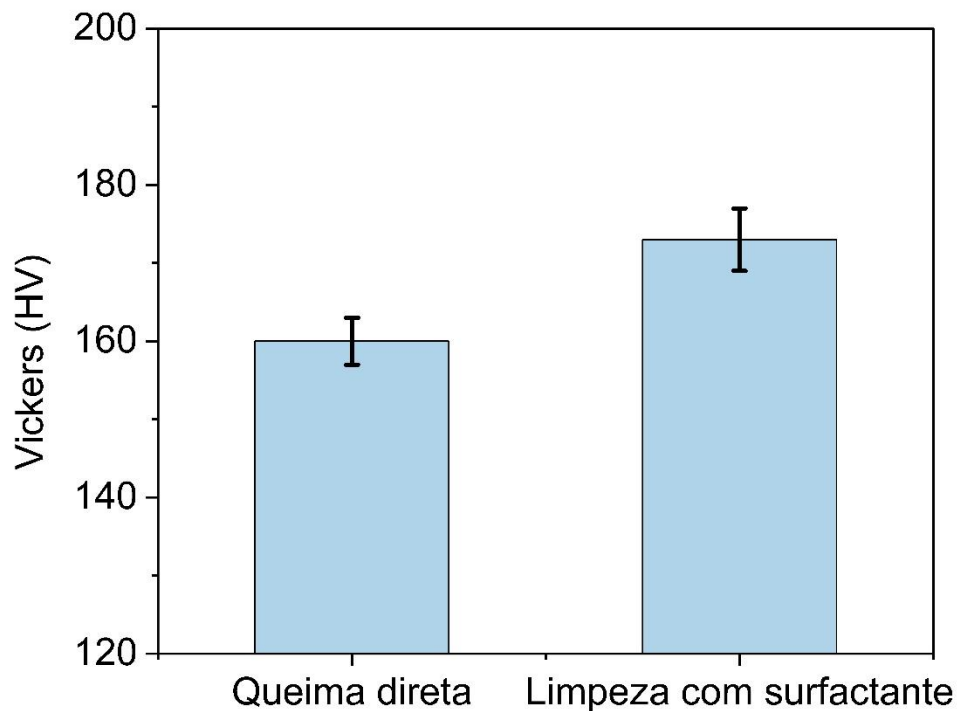


Figura 5-8 - Microdureza Vickers para os lingotes produzidos.

5.3 Diagrama de equilíbrio das ligas recicladas.

Cálculos termodinâmicos foram realizados por meio do método CALPHAD, no software ThermoCalc®, para as composições obtidas nos lingotes. Esses cálculos, conduzidos à pressão de 1 atm e com intervalos de temperatura de 1 K, permitiram a geração de diagramas de fases em equilíbrio, apresentados nas Figura 5-9b–d, abrangendo a faixa de temperatura de 600 °C a 1500 °C para as ligas analisadas. O diagrama correspondente ao aço AISI 316L é apresentado para fins de comparação. No AISI 316L convencional, a solidificação tem início com a formação da fase CCC (ferrita), seguida da precipitação da fase CFC (austenita). Com a redução da temperatura, a fase CCC transforma-se gradualmente em CFC, sendo completamente consumida próximo a 1300 °C. Pouco abaixo de 900 °C, ocorre a formação do carboneto $M_{23}C_6$ e da fase sigma. Em contraste, as composições das ligas recicladas inibem a formação da fase CCC, resultando em uma solidificação inteiramente CFC. A solidificação completa ocorre em torno de 1350 °C, com a formação

transitória de carbonetos M_7C_3 próximo a 1250 °C, os quais persistem até aproximadamente 1100 °C, quando são substituídos por carbonetos $M_{23}C_6$.

A Figura 5-9a também apresenta as curvas de Scheil–Gulliver para a solidificação em condições de não equilíbrio. Em consonância com as previsões de formação de fases em equilíbrio, o aço inoxidável AISI 316L inicia a solidificação a 1440 °C com a formação de ferrita ($L \rightarrow L + CCC$). Por volta de 1430 °C, tem início a nucleação da austenita ($L + CCC \rightarrow L + CCC + CFC$), a qual prossegue até que a solidificação completa ocorra próximo a 1413 °C. Em contraste, as ligas recicladas iniciam a solidificação ligeiramente mais cedo, a 1415 °C para a composição do lingote obtido com cavacos apenas queimados e a 1412 °C para o lingote obtido com cavacos previamente lavados. Em ambos os casos, a fase CCC é totalmente suprimida e a solidificação ocorre pela formação primária de austenita ($L \rightarrow L + CFC$) até aproximadamente 1284 °C. Nesse estágio, começam a precipitar carbonetos dos tipos $M_{23}C_6$ e M_7C_3 ($L + CFC \rightarrow L + CFC + M_{23}C_6 + M_7C_3$), que continuam a se formar até 1281 °C, quando as ligas atingem a solidificação completa.

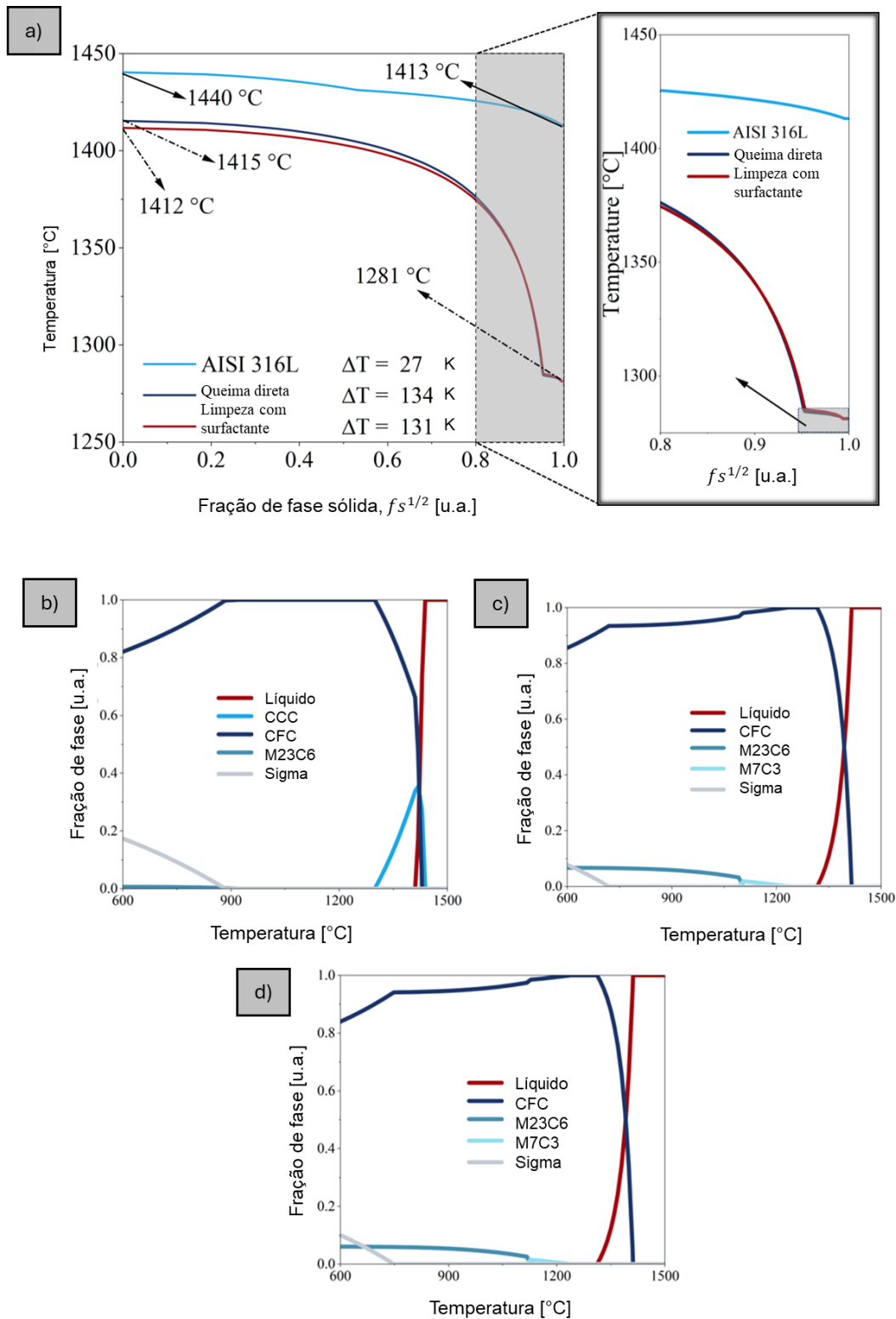


Figura 5-9 - a) Curvas de Scheil–Gulliver para o aço inoxidável austenítico AISI 316L e para as ligas recicladas; b), c) e d) frações volumétricas de fases em equilíbrio calculadas entre 600 °C e 1500 °C por meio do software termodinâmico ThermoCalc®; b) para o AISI 316L; c) para as ligas recicladas sem lavagem; e d) para as ligas recicladas com lavagem.

A parâmetro de suscetibilidade à formação de trincas a quente (HCS, *hot cracking susceptibility*) foi avaliada por meio das curvas de solidificação de Gulliver-Scheil (Figura 5-9a) e do modelo matemático proposto por Sindo Kou [73]. A avaliação concentrou-se no intervalo de temperatura (ΔT) próximo ao ponto em que a fração sólida ($f_s^{1/2}$) se aproxima de 0,99. A liga AISI 316L apresentou um valor de HCS de aproximadamente 325K, em concordância com resultados previamente reportados [74]. As ligas recicladas apresentaram valores de HCS de 147K para a condição sem lavagem e de 161K para a condição com lavagem. De acordo com o modelo de Kou, um valor mais elevado de HCS indica que o líquido apresenta maior resistência à contração de solidificação, aumentando a probabilidade de ocorrência de trincas durante a solidificação. Contudo, é importante destacar que o HCS não prevê diretamente a formação de trincas, mas indica o grau de suscetibilidade de uma liga à trinca durante a solidificação [75].

Embora os resultados deste estudo indiquem que as ligas recicladas são menos propensas à fissuração, dados experimentais indicam uma tendência distinta. A segregação de carbonetos nos contornos de grão parece criar zonas localmente frágeis, aumentando o risco de formação de trincas. Dessa forma, é fundamental considerar tanto as propriedades da liga quanto a microestrutura ao avaliar o potencial de trinca durante a solidificação. Por exemplo, o intervalo de solidificação (ΔT) é particularmente relevante, uma vez que valores mais elevados de ΔT são conhecidos por aumentar a suscetibilidade à formação de trincas a quente. Nesta pesquisa, o aço austenítico AISI 316L apresenta um ΔT de 27 K, enquanto as ligas propostas exibem valores de ΔT de 134 K e 131 K, respectivamente. Esse resultado contradiz o modelo de Kou, sugerindo que as ligas recicladas podem, na realidade, ser mais suscetíveis à fissuração do que o aço inoxidável AISI 316L.

Adicionalmente, durante a solidificação, a transição do estado líquido para o sólido não ocorre de forma instantânea. Consequentemente, à medida que a fração sólida aumenta, o líquido remanescente torna-se progressivamente

enriquecido em elementos de liga (isto é, C, Cr, Mo e Mn), formando uma zona pastosa (*mushy zone*) entre as interfaces líquida e sólida. Na etapa final da solidificação, a fase sólida sofre contração, gerando tensões internas. Essas tensões podem atingir valores extremamente elevados em regiões localizadas, resultando na separação da interface líquido–sólido. Em outras palavras, a fissuração do material é causada pela competição entre a ductilidade da fase sólida e o acúmulo de tensões geradas durante a solidificação [76]. A segregação durante a solidificação produz um líquido com composição distinta da liga original, criando, assim, um desequilíbrio termodinâmico que amplia a faixa de temperatura. Como consequência, maiores deformações acumulam-se no sistema, principalmente nos contornos separados por finos filmes líquidos, resultando em fissuração quando essa deformação excede a um valor crítico [76].

Nesse contexto, a composição da liga exerce um efeito predominante sobre a cinética de solidificação e a suscetibilidade à fissuração. De modo semelhante, o efeito de um elemento de liga é influenciado pela presença de outros elementos de liga. Portanto, é essencial determinar a influência das concentrações dos elementos de liga para cada composição. Neste estudo, as composições propostas baseiam-se no aço inoxidável AISI 316L, que apresenta baixo teor de carbono (< 0,03 % em massa) e teores representativos de cromo (16–18 % em massa) e de níquel (10–14 % em massa) como principais elementos de liga. As ligas recicladas apresentam níveis mais elevados desses elementos em comparação ao AISI 316L. Entretanto, para os aços inoxidáveis austeníticos, é fundamental considerar os teores equivalentes, isto é, Cr_{eq} e Ni_{eq} , uma vez que isso permite estabelecer com maior precisão o efeito da composição da liga sobre a suscetibilidade à fissuração a quente (HCS). Para esse fim, os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} foram determinados a partir das relações matemáticas extraídas do diagrama de Schaeffler, conforme apresentado a seguir [77].

$$Cr_{eq} = Cr + Mo$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30 \cdot C + 0.5 \cdot Mn$$

Embora existam diversos modelos para o cálculo dos teores de Cr_{eq} e Ni_{eq} , como os propostos em [78], [79] e no diagrama WRC-1992 [80], [81] este estudo concentrou-se no modelo de Schaeffler. De acordo com as equações de Cr_{eq} e de Ni_{eq} , as ligas recicladas apresentam valores mais elevados de Ni_{eq} . O aço inoxidável AISI 316L possui teores de Cr_{eq} e Ni_{eq} de 19,5% e 15,4%, respectivamente, enquanto as ligas recicladas apresentam Cr_{eq} entre 19,8 - 20,5% e Ni_{eq} entre 27,2 - 28,7%. A razão Cr_{eq} / Ni_{eq} para o AISI 316L é de 1,3, ao passo que, nas composições propostas, esse valor é de 0,7. Kujanpää et al. [82] relataram que aços austeníticos com razão Cr_{eq} / Ni_{eq} inferior a 1,5 são altamente suscetíveis à fissuração durante a solidificação. De forma semelhante, Karjalainen et al. [78] observaram que aços com maiores percentuais de Ni_{eq} tendem a apresentar maior propensão à fissuração.

O efeito do teor de carbono, de Cr_{eq} e de Ni_{eq} sobre o intervalo de solidificação e a suscetibilidade à fissuração a quente foi avaliado por meio do método CALPHAD, utilizando o software ThermoCalc®. Nesta etapa, o HCS foi obtido diretamente a partir de cálculos termodinâmicos, em vez do modelo matemático proposto por Kou. Os resultados obtidos são apresentados na Figura 5-10. Conforme discutido anteriormente, o HCS (Figura 5-10a) e o ΔT (Figura 5-10b) apresentam comportamentos opostos; assim, este estudo concentra-se principalmente no ΔT . O aumento de ΔT é impulsionado principalmente pelo maior teor de carbono, enquanto o aumento do teor de Ni_{eq} (em níveis mínimos de carbono) exerce um efeito negativo. Além disso, níveis mais elevados de Cr_{eq} reduzem ligeiramente o ΔT , uma vez que aumentam significativamente o HCS.

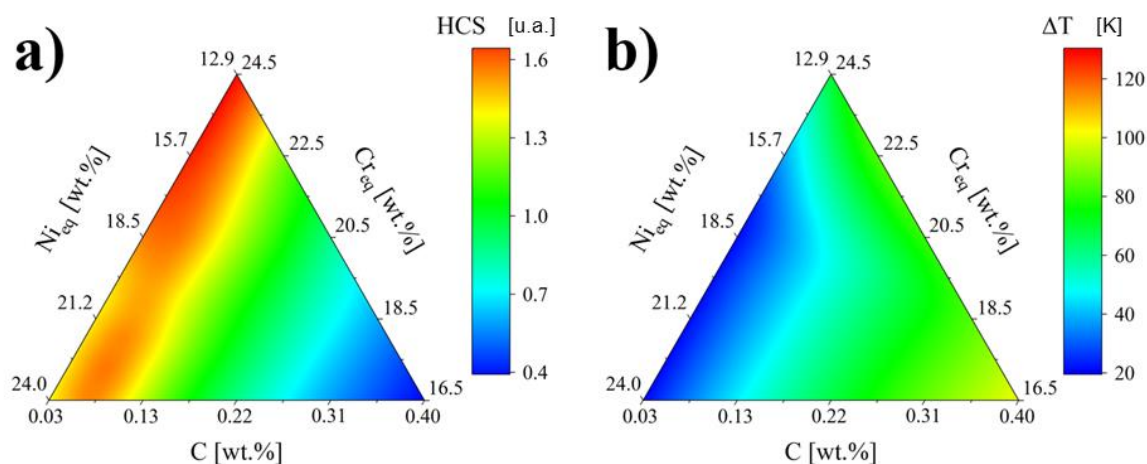


Figura 5-10 - Diagramas ternários mostrando a influência de Cr_{eq} e Ni_{eq} para a) HCS; b) ΔT .

A concentração dos elementos de liga influencia os tipos e as quantidades das fases que se formam. A Figura 5-11 ilustra como os teores de C, Cr_{eq} e Ni_{eq} afetam a formação de fases em temperaturas de 1400 °C (Figura 5-11a), 1350 °C (Figura 5-11b) e 1300 °C (Figura 5-11c). O aumento do teor de Ni_{eq} e a redução do teor de carbono promovem maior estabilidade da fase CFC (austenita), o que impede a formação da fase CCC (ferrita), conforme indicado no diagrama de Schaeffler (Figura 5-11d). Por outro lado, níveis mais elevados de Cr_{eq} estabilizam a fase CCC (Figura 5-11a). Durante a solidificação (Figura 5-11b e Figura 5-11c), a fase CCC é gradualmente substituída pela fase CFC, resultando em uma microestrutura isenta de fase CCC, semelhante à observada na Figura 5-9 para o aço AISI 316L.

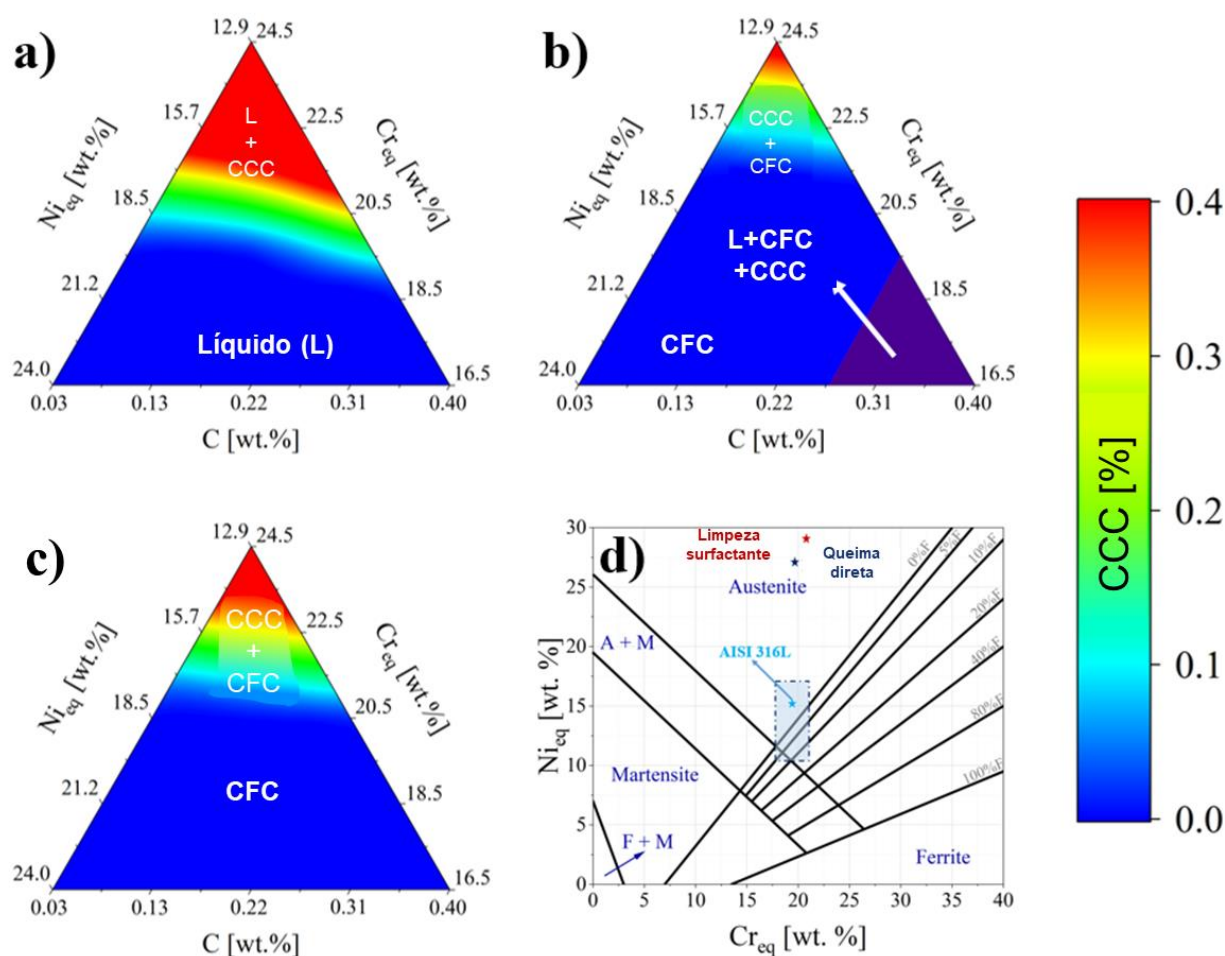


Figura 5-11 - Diagrama de fases ternário para a) 1400°C; b) 1350°C; c) 1300°C; d) Diagrama de Schaeffler mostrando os efeitos da quantidade de C, Cr_{eq} e Ni_{eq} nas formações de fases dos compostos estudados.

Conforme relatado em estudos anteriores [83], [84], [85], a fase ferrítica (CCC) é mais dúctil do que a fase austenítica (CFC). A presença da fase CCC durante a solidificação é favorável, pois atenua as elevadas tensões que podem se formar nesse processo, prevenindo, assim, a formação de trincas ao longo dos contornos dos grãos, com filmes líquidos contínuos [86], [87]. A presença da fase CCC também pode mitigar a formação de trincas em razão de seu baixo coeficiente de expansão térmica ($11 \cdot 10^{-6}$) e de sua elevada condutividade térmica ($50 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{°C}^{-1}$), quando comparada à fase CFC ($18 \cdot 10^{-6}$ e $16 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{°C}^{-1}$, respectivamente). Por sua vez, a fase CCC exerce um efeito refinador, permitindo a formação de um maior número de contornos de grão e

uma melhor distribuição das tensões internas geradas durante a solidificação do material [77].

A supressão da fase CCC e a formação de um elevado volume exclusivamente da fase CFC na etapa de solidificação aumentam substancialmente a probabilidade de trincamento do material, conforme refletido em resultados previamente reportados por Wang [88] para composições de aços austeníticos AISI 310, AISI 316 e AISI 304 processados por técnicas de soldagem a laser. A presença de segregações de C e Cr nos contornos de grão indica a propensão de formação de uma região frágil, na qual pode também influenciar na maior propensão a formação de trincas.

No presente trabalho, não foi observada a ocorrência de trincas ao longo da microestrutura dos lingotes. Isso provavelmente se deve às taxas moderadas de resfriamento durante a fundição, que favorecem a redistribuição parcial dos elementos segregantes nos contornos de grão. Ainda assim, o mapeamento por EDS revelou enriquecimento de carbono nessas regiões, indicando um risco potencial de trincamento sob taxas de resfriamento mais elevadas, como as observadas em processos de soldagem. O estudo demonstra que a ausência da fase CCC durante a solidificação das ligas recicladas pode aumentar sua vulnerabilidade ao trincamento sob condições de resfriamento rápido. De modo geral, as formações de fase previstas apresentam boa concordância com os resultados experimentais obtidos nos lingotes.

5.4 Caracterização dos pós atomizados e comercial.

Devido à pequena diferença de composição entre o lingote obtido a partir de material limpo com solução contendo surfactante e aquele limpo apenas por queima, optou-se por dar continuidade aos estudos utilizando exclusivamente o lingote produzido com cavaco submetido somente à queima. Além disso, esse método se mostra mais atrativo por eliminar o uso de água na etapa de limpeza,

o que contribui para um processo mais sustentável. A massa inicial do lingote era de aproximadamente 10,17 kg e, ao final do processo, foram obtidos 9,28 kg de pó, correspondentes a um rendimento de atomização de 91,25%. Desse total, após o peneiramento, 4,90 kg situaram-se na faixa granulométrica adequada para o processo LPBF (25–75 μm). Assim, o rendimento de pó na faixa adequada foi de 48,22% em relação à massa inicial do lingote e de 52,80% em relação à massa total atomizada.

Os ensaios de fluidez realizados com funil de Hall indicaram que os pós na faixa de 20 a 75 μm apresentaram a melhor fluidez (entre 20 e 21,8 segundos/50g, Tabela 5.3). Esse resultado sugere que essa faixa granulométrica é a mais adequada para impressão 3D, uma vez que partículas muito finas tendem à aglomeração, enquanto partículas muito grandes podem dificultar o escoamento. A utilização de partículas finas não é desejável, pois a formação de aglomerados compromete significativamente a fluidez do pó, como descrito por Agir et al. [89], que investigaram, entre outras propriedades, a fluidez do pó da liga de titânio Ti-5553 em diferentes faixas granulométricas. No referido estudo, a faixa de 15–20 μm foi classificada como composta por partículas finas e apresentou incapacidade de escoamento pelo funil de Hall. Esse comportamento foi atribuído ao predomínio das forças coesivas — como as forças de van der Waals — e das forças capilares, que, em partículas de menor tamanho, superam a força gravitacional, dificultando ou impedindo o escoamento livre do pó.

Tabela 5.3 - Fluidez obtida pelo funil de Hall para as diferentes faixas granulométricas.

Faixa granulométrica (μm)	Tempo (s)
<20	39,7 \pm 1,0
20-32	21,6 \pm 0,4
32-54	20,0 \pm 2,0

54-75	21,8 ±0,1
75-106	23,3 ±0,1
>106	Não fluiu

O pó produzido por atomização a gás foi separado em diferentes recipientes de acordo com a faixa granulométrica. A Figura 5-12 apresenta as massas correspondentes a cada faixa granulométrica, dispostas em gráficos de colunas com curva acumulativa. Observou-se que as maiores quantidades de pó se concentraram na faixa de 32–75 μm , além de uma fração significativa acima de 106 μm . Diferentes variáveis do processo, como a temperatura de superaquecimento, a pressão do gás e diâmetro de bocal, por exemplo, influenciam diretamente o tamanho das partículas obtidas [10], [32]. Essa fração significativa de partículas acima de 106 μm pode ocorrer devido à diminuição da pressão do gás ao longo do tempo de atomização.

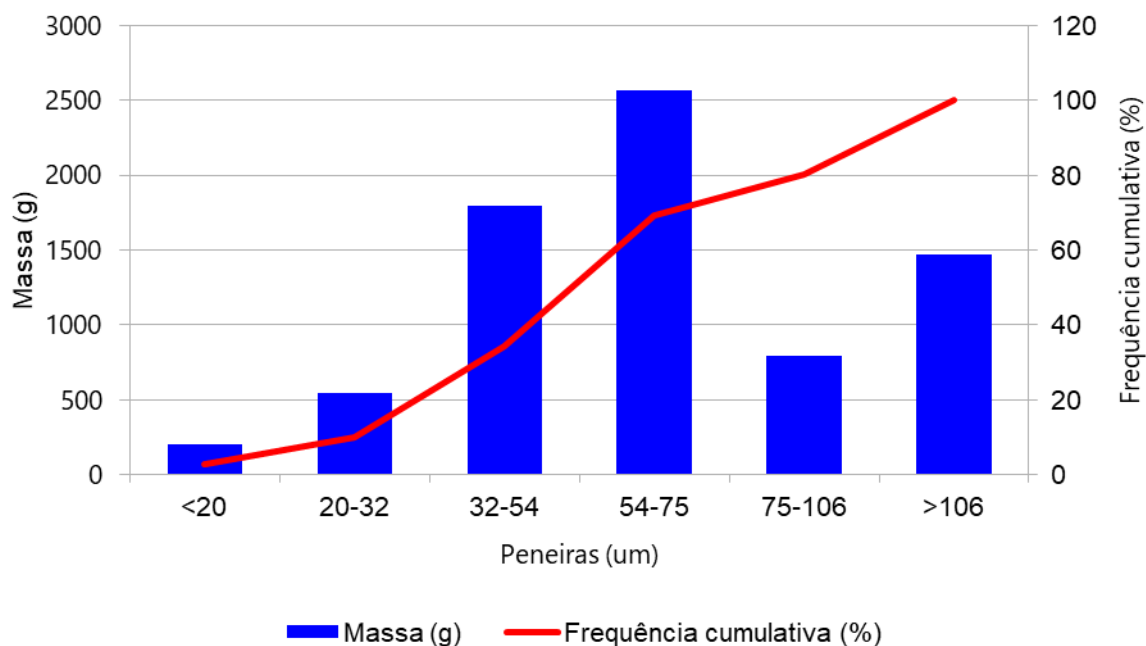


Figura 5-12 - Valores em massa para as faixas granulométricas separadas no peneiramento.

Os pós correspondentes às faixas de 20–75 μm foram misturados em roladores e submetidos ao ensaio de difração a laser. Os resultados, apresentados na Figura 5-13, mostram uma distribuição normal em torno de um valor de tamanho de partículas de 34,3 μm . O pó apresentou $d_{10} = 15 \mu\text{m}$, $d_{50} = 30 \mu\text{m}$ e $d_{90} = 45 \mu\text{m}$, o que confirma uma estreita faixa de distribuição granulométrica, adequada ao processo de LPBF.

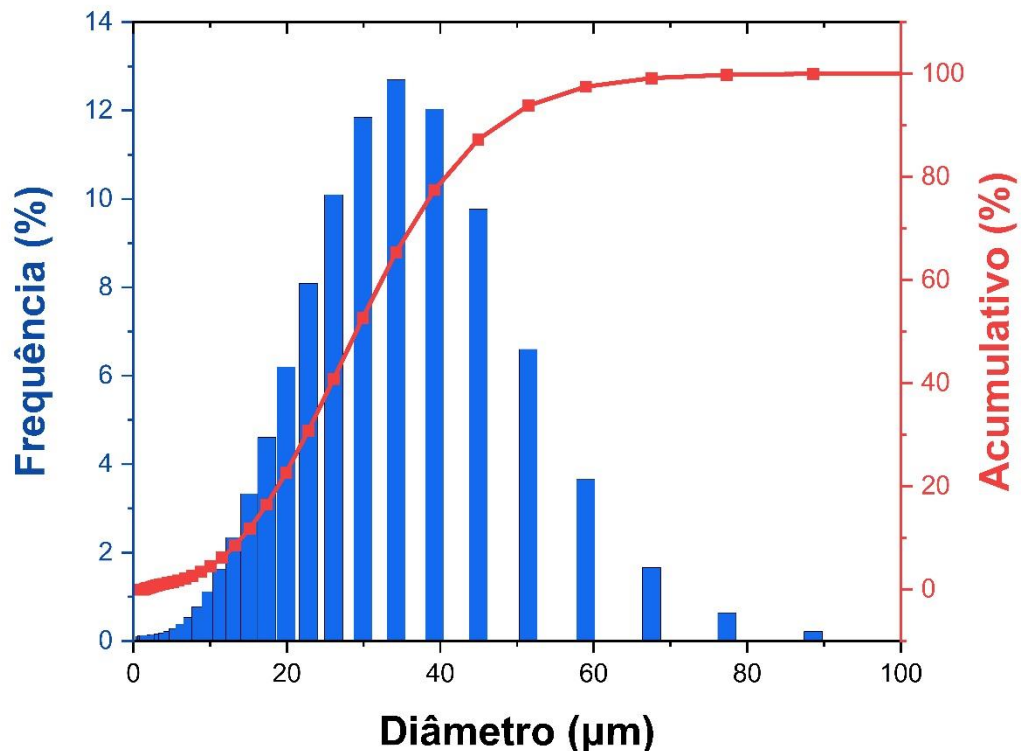


Figura 5-13 - Distribuição granulométrica do pó de aço inoxidável reciclado na faixa de 20–75 µm utilizando o método de difração a Laser.

As imagens obtidas por MEV para o pó reciclado na faixa de 20–75 µm evidenciaram partículas predominantemente esféricas (Figura 5-14), bem como a presença de partículas satélites aderidas à superfície das maiores. No trabalho de Xie et al. [90] as partículas de Ti6Al4V mais lisas e arredondadas apresentaram melhor fluidez pelo funil de Hall. Já no trabalho de Chu et al. [91] é entendido que as partículas satélites têm efeito direto na fluidez. Embora partículas satélites possam prejudicar a fluidez, os resultados do funil de Hall não indicaram interferências significativas, o que demonstra desempenho satisfatório do pó.

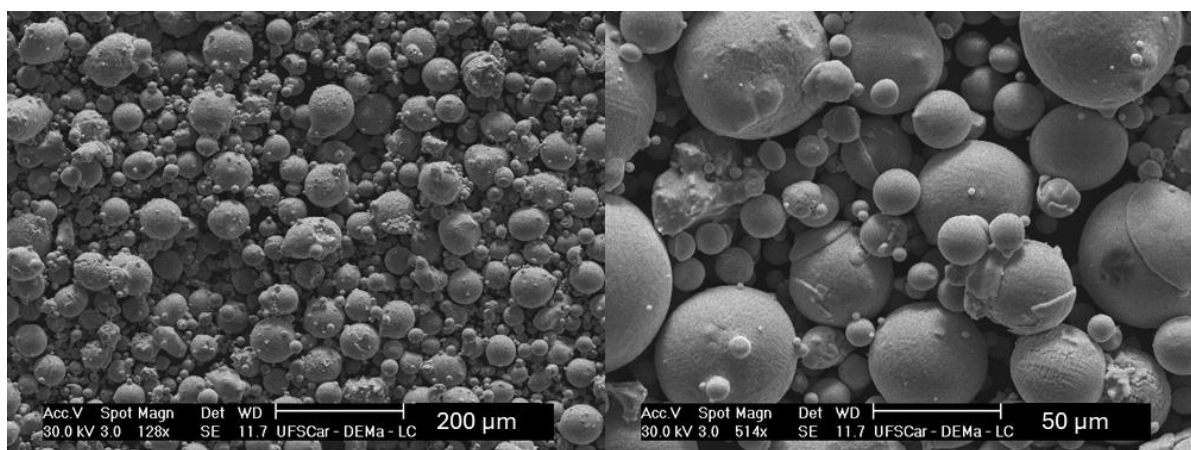


Figura 5-14 - Imagens de Microscopia eletrônica de varredura por elétrons secundários (MEV-SE) do pó de aço inoxidável austenítico reciclado.

Para o pó comercial, os ensaios de fluidez apresentaram o valor de $22,4 \pm 0,4$ s/50g, resultado compatível com aqueles observados para as melhores faixas granulométricas do pó reciclado (20–75 μ m). Considerando que o material comercial apresenta distribuição granulométrica entre 20 e 53 μ m, conforme descrito pelo fabricante, o comportamento observado foi coerente com o esperado.

A análise da distribuição granulométrica do pó comercial por difração a laser (Figura 5-15) revelou também uma distribuição normal. O pó apresentou $d_{10}=15$ μ m, $d_{50}=24$ μ m e $d_{90}=32$ μ m, além de uma estreita faixa de distribuição granulométrica, ainda menor do que a obtida para o pó reciclado.

Os resultados de fluidez e tamanho de partícula ficaram de acordo com os encontrados na literatura. O pó comercial apresentou os menores tamanhos de partícula e menor fluidez quando comparado ao pó reciclado. Esses valores estão de acordo com a maior influência de forças coesivas e capilares presentes em partículas mais finas, e que, portanto, influenciam na questão da fluidez do material.

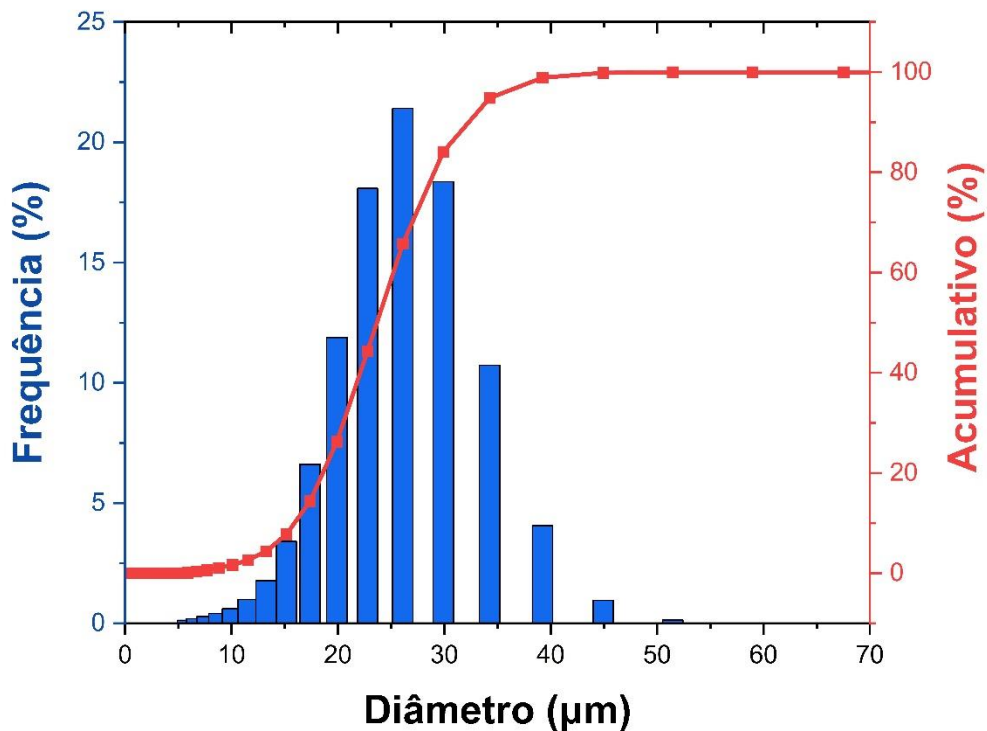


Figura 5-15 - Distribuição granulométrica do pó comercial utilizando o método de difração a Laser.

De forma semelhante, as imagens de MEV do pó comercial (Figura 5-16) confirmaram a elevada esfericidade das partículas, característica que contribui positivamente para a fluidez, ao reduzir o intertravamento entre partículas. Adicionalmente, as imagens corroboram os resultados previamente obtidos, evidenciando uma maior frequência de partículas menores no pó comercial quando comparadas ao material reciclado. Observa-se também uma distribuição de tamanho mais estreita, indicando menor dispersão granulométrica. Partículas satélites ainda são identificadas no pó comercial, porém, em frequência inferior à observada no pó reciclado. Uma característica distinta desse pó é a presença de partículas com morfologia alongada, aspecto que não foi observado no material atomizado no departamento. O efeito pode estar associado a pressão de saída do gás, no qual maiores pressões de atomização podem reduzir a quantidade de partículas irregulares por uma quebra mais completa e forças aerodinâmicas mais fortes. No trabalho de Shi et al. [92] a atomização a gás da liga amorfa a base de ferro $\text{Fe}_{50}\text{Cr}_{18}\text{Mo}_{7,5}\text{Ni}_{3,5}\text{P}_{12}\text{B}_3\text{C}_{3,5}\text{Si}_{2,5}$ utilizando pressões

de gás entre 5-8 MPa formou morfologias semelhantes ao encontrado neste trabalho, no caso elas foram chamadas de “*short bar*”. Mesmo assim, a presença dessas partículas não foi determinante para a fluidez do pó comercial.

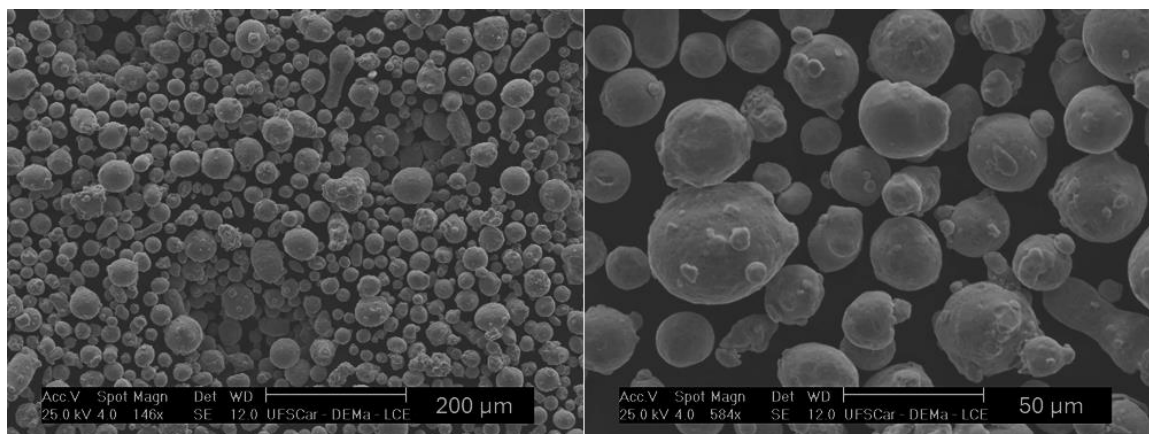


Figura 5-16 - Imagens de MEV das partículas do pó comercial de 316L.

Os ensaios de picnometria (Tabela 5.4) indicou que o pó reciclado, atomizado no Laboratório de Atomização da UFSCar, apresentou densidade esquelética ligeiramente superior, resultado de uma menor presença de porosidade em comparação ao pó comercial [32]. O resultado pode ser consequência da atomização ou da diferença de composição química presente entre os pós.

Tabela 5.4 - Densidade esquelética determinada no ensaio de picnometria.

<i>Amostra</i>	<i>Densidade esquelética (g/cm³)</i>	<i>Desvio-padrão (g/cm³)</i>
<i>Reciclada</i>	7,6614	0,0071
<i>Comercial</i>	7,5189	0,0015

No geral, a esfericidade, fluidez, distribuição granulométrica e densidade esquelética apresentaram resultados satisfatórios em ambos os pós. Isso possibilitou prosseguir para a fase de impressão 3D via LPBF por se mostrarem pós que não teriam problemas durante o processo.

A Figura 5-17 apresenta os resultados de DRX, comparando o pó atomizado de aço inoxidável austenítico reciclado com o pó comercial de aço inoxidável AISI 316L. Em ambos os materiais, observam-se picos bem definidos correspondentes à fase austenita (CFC), confirmando que essa é a fase predominante após o processo de atomização. Além disso, picos associados à fase ferrítica (CCC) também estão presentes, embora com menor intensidade, indicando a coexistência de pequenas frações dessa fase em ambos os pós. Os resultados experimentais diferem das previsões obtidas a partir dos cálculos termodinâmicos, apresentados anteriormente, nos quais o material reciclado indicava exclusivamente a formação de fases de estrutura CFC, provavelmente devido às condições fora do equilíbrio do processo de atomização. Nota-se menor intensidade dos picos de ferrita no pó reciclado, sugerindo uma microestrutura predominantemente austenítica, associada ao maior teor de carbono e ao aumento do níquel equivalente.

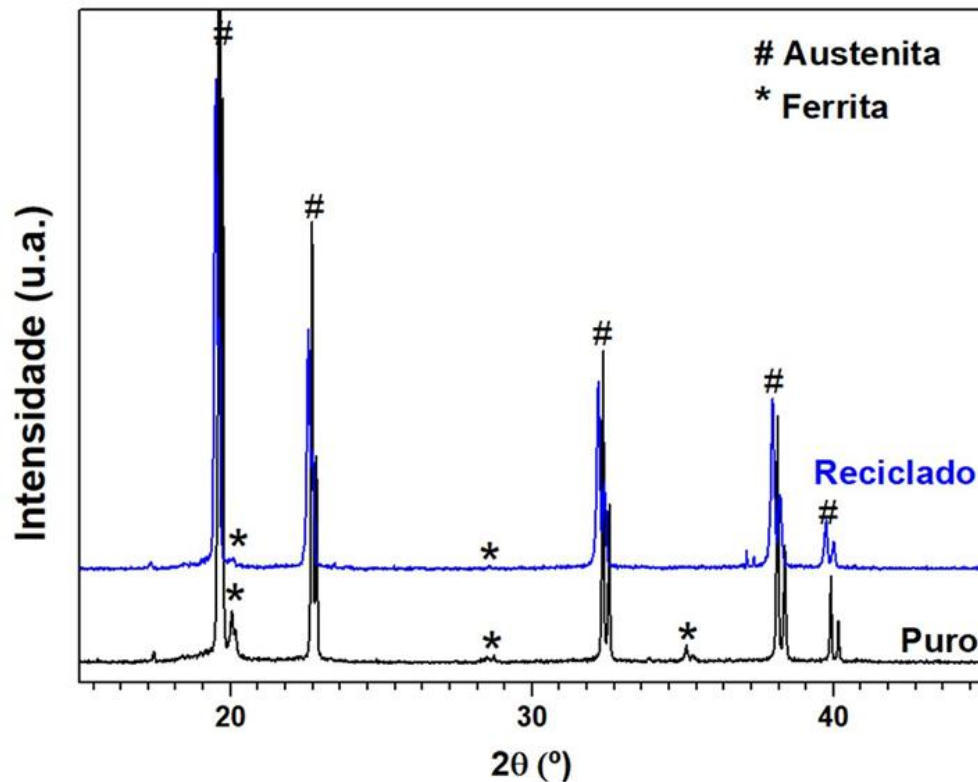


Figura 5-17 - Difratoigramas dos pós reciclado e comercial.

5.5 Microestrutura e fases presentes das amostras produzidas por Manufatura Aditiva via LPBF

A Figura 5-18 apresenta as seções transversal e superficial das peças produzidas com o pó reciclado. Na Figura 5-18a, as poças de fusão, características do processo de manufatura aditiva, estão delimitadas por linhas que revelam o trajeto do Laser. Ao longo da construção camada a camada, a sobreposição sucessiva das trilhas fundidas resulta em um empilhamento de poças de fusão, formando a chamada estrutura “escama de peixe” (*fish scale*). Na Figura 5-18b, as trilhas do laser são claramente identificadas, evidenciando novamente a sobreposição entre as pistas e a formação de um padrão de linhas cruzadas associado à estratégia de varredura adotada. Adicionalmente, a microestrutura das peças impressas com o material reciclado revelou a formação de trincas nas seções transversal e da face. As trincas atravessam a amostra inteira em ambas as seções analisadas.

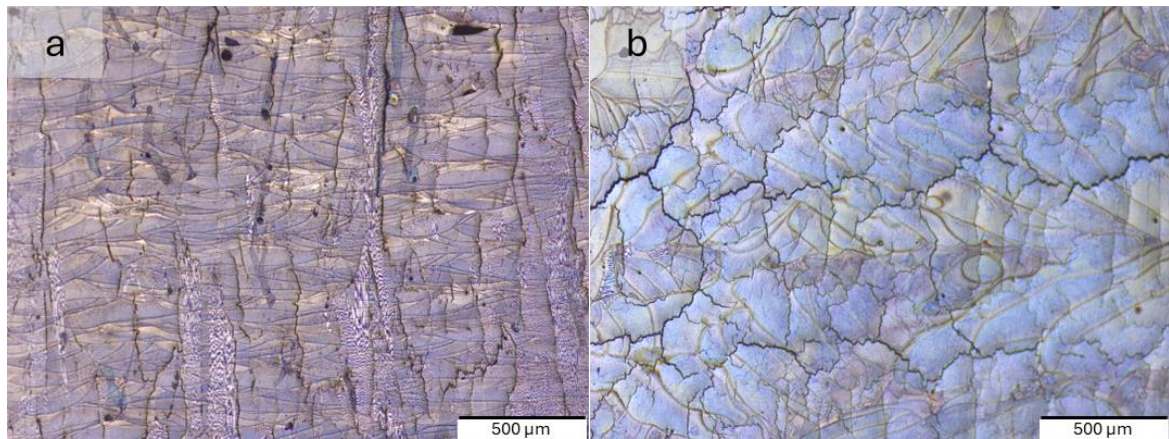


Figura 5-18 - Microscopia óptica de amostra impressa por LPBF utilizando o pó reciclado. a) Face da amostra; b) Seção transversal.

A Figura 5-19 traz as imagens de MEV. A Figura 5-19a mostra estruturas celulares comumente encontradas em diversas ligas fabricadas via LPBF, as quais são geradas pelas altas taxas de resfriamento inerentes ao processo [93]. A partir desta figura, é possível observar a formação de contornos de grão, caracterizados pelo encontro de estruturas celulares com direções de crescimento distintas.

A Figura 5-19b evidencia a presença de trincas no componente impresso. Da mesma forma mostrada na Figura 5-19a, existe a formação de contornos de grão pela descontinuidade de crescimento celular, e neste caso a trinca encontra-se exatamente no local onde existe a diferença de direção de crescimento das estruturas celulares, indicando que as trincas ocorrem nos contornos de grão, sugerindo, portanto, que se trata de trinca de solidificação ou trincas a quente.

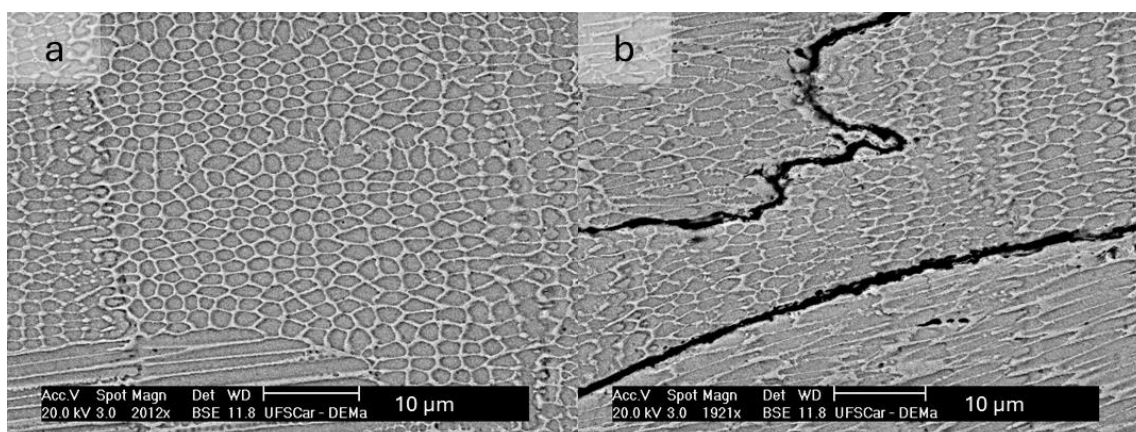


Figura 5-19 - Imagens de MEV-BSE da amostra produzida por LPBF com material reciclado, da região da face da amostra. a) Estrutura celular que compõe o grão; b) Detalhes das trincas formadas nos contornos de grão.

A composição química das peças fabricadas por LPBF utilizando o pó reciclado é apresentada na Tabela 5.5, junto à composição nominal do 316L para MA. Apenas o carbono apresentou valor consideravelmente acima do especificado na norma, enquanto o níquel ficou levemente acima do limite, com 0,34 wt%. Entre os elementos não incluídos na tabela, o fósforo foi identificado em 0,022 wt% e o enxofre em 0,011 wt%, ambos dentro da faixa esperada para o aço inoxidável austenítico 316L.

Tabela 5.5 - Composição química da amostra LPBF fabricada com material reciclado.

<i>Amostra</i>	<i>C</i> <i>(wt%)</i>	<i>Cr</i> <i>(wt%)</i>	<i>Ni</i> <i>(wt%)</i>	<i>Mo</i> <i>(wt%)</i>	<i>Mn</i> <i>(wt%)</i>	<i>Si</i> <i>(wt%)</i>	<i>Fe</i> <i>(wt%)</i>
<i>316L nominal LPBF</i>	0,03 máx	16,00- 18,00	10,00- 14,00	2,00- 3,00	2,00 máx	1,00 máx	Bal.
<i>LPBF reciclada</i>	0,317 ±0,0029	17,92 ±0,099	14,34 ±0,122	2,453 ±0,038	0,953 ±0,0093	0,661 ±0,0092	Bal.

Com a composição química apresentada para a amostra de LPBF reciclada, foi desenvolvido no ThermoCalc o diagrama de Scheil disposto na Figura 5-20. O ΔT ficou em 170K, valor considerado alto quando comparado ao ΔT de 27K do aço 316L. Como apresentado anteriormente nas discussões sobre os lingotes produzidos, maiores valores de ΔT indicam maior suscetibilidade ao trincamento, pois o material permanece por mais tempo na região final de solidificação, aumentando o risco de trincamento.

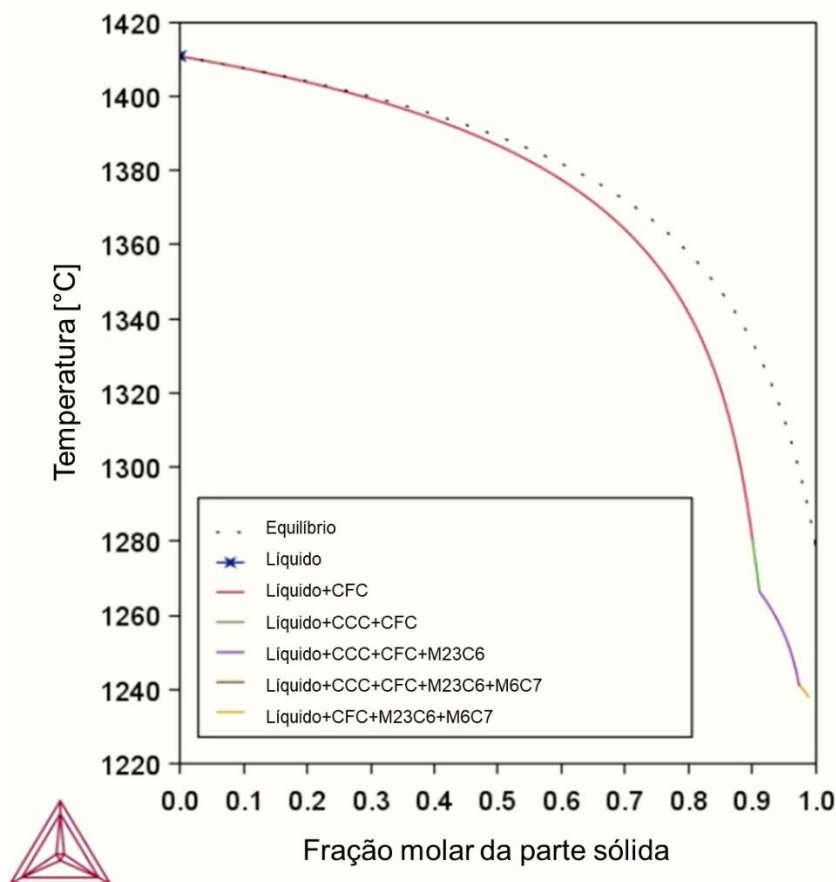


Figura 5-20 - Diagrama de Scheil para a composição da amostra LPBF produzida com material reciclado.

Um paralelo mais direto pode ser estabelecido com os processos de soldagem, nos quais a solidificação também ocorre sob condições fora do equilíbrio e com elevados gradientes térmicos. No estudo conduzido por Jing et al. [94], o fenômeno das trincas a quente foi investigado por meio de câmeras de alta velocidade, permitindo a observação in situ da propagação das trincas

durante a solidificação no processo de soldagem a Laser com filamento de arame com proteção de gás argônio que evita reação do gás com a poça de fusão, características de uma soldagem MIG. Os autores observaram que as trincas se propagam preferencialmente na região de transição entre o sólido e o líquido, indicando que os estágios finais da solidificação desempenham papel central nesse mecanismo. Como possível mecanismo de iniciação das trincas, Jing et al. fazem referência ao modelo proposto por Ploshikhin et al. [95], segundo o qual a presença de um filme líquido intergranular contínuo, formado nas etapas finais da solidificação, não seria capaz de suportar a tensão térmica. Cabe ressaltar que o trabalho de Jing et al. não comprova diretamente a nucleação das trincas a quente, limitando-se à análise de sua propagação após a formação inicial.

Nas imagens obtidas por MEV e o DRX não foi possível identificar a segregação dos elementos Cr e C para os contornos de grão como visto nos lingotes fundidos. Portanto, um desenvolvimento deste trabalho seria a inspeção por MET para avaliar a formação de carbonetos.

A Tabela 5.6 mostra a fração de C no lingote, no pó atomizado e na peça impressa com o material reciclado. Como ponto principal, percebe-se que a quantidade em massa de carbono tende a diminuir, possivelmente pelo processo descrito como vaporização de elementos ou descarbonização por queima [96]. No entanto, para a amostra estudada, a redução foi insuficiente para alcançar a composição química do aço 316L normatizada. No trabalho de Maharjan et al. [96], o processo de descarbonização por tratamento térmico e fusão a Laser foi evidenciado pela diferença na microestrutura e variação de dureza da superfície em relação ao centro da amostra. Nesse caso, as amostras apresentavam valores de C maiores (0,51 e 0,56 wt%) e poucos elementos de liga, mas a diferença de dureza era bem pronunciada entre a superfície e o centro das amostras. No trabalho reportado por Li et al. [97], o processo de manufatura aditiva por LPBF em uma mistura de pós com composição próxima ao aço inoxidável austenítico, promoveu a redução do teor de determinados elementos químicos à medida que o feixe de laser incidiu sobre o material. No trabalho

desses autores, esse efeito mostrou-se mais pronunciado devido à ocorrência de múltiplas refusões do material. Entretanto, mesmo na primeira passagem do laser, o material já se encontra suscetível à perda de elementos, em razão das elevadas temperaturas atingidas e das interações com a atmosfera do processo.

Tabela 5.6 - Composição elementar do C nas amostras produzidas com material reciclado (em wt%).

Amostra	wt% C
Lingote do material reciclado	0,340 ±0,005
Pó do material reciclado	0,290 ±0,001
Peça impressa por LPBF do material reciclado	0,280 ±0,003

A microestrutura do aço 316L comercial produzido por LPBF, analisada por microscopia óptica, é apresentada na Figura 5-21. Observam-se poças de fusão empilhadas na seção da face (Figura 5-21a) e trilhas de varredura do laser na seção transversal (Figura 5-21b), as características do processo. Não foram detectadas trincas em nenhuma região do componente, em contraste com o material reciclado.

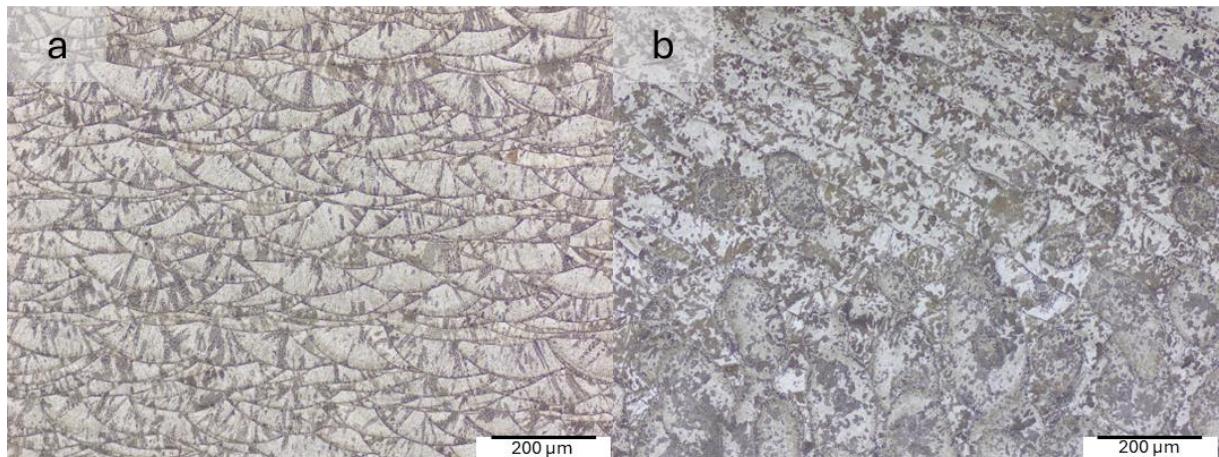


Figura 5-21 - Microestrutura de peça impressa via LPBF utilizando 316L comercial.

A Figura 5-22 traz imagens de MEV das amostras produzidas com pó comercial na seção da face. Nelas é possível também observar a microestrutura celular, característica do 316L processado via manufatura aditiva, descrita, por exemplo, por Bertoli et al. [98]. Nela, percebe-se que os grãos colunares atravessam diversas poças de fusão, o que faz com que tenham tamanhos variáveis, incluindo alguns bastante consideráveis.

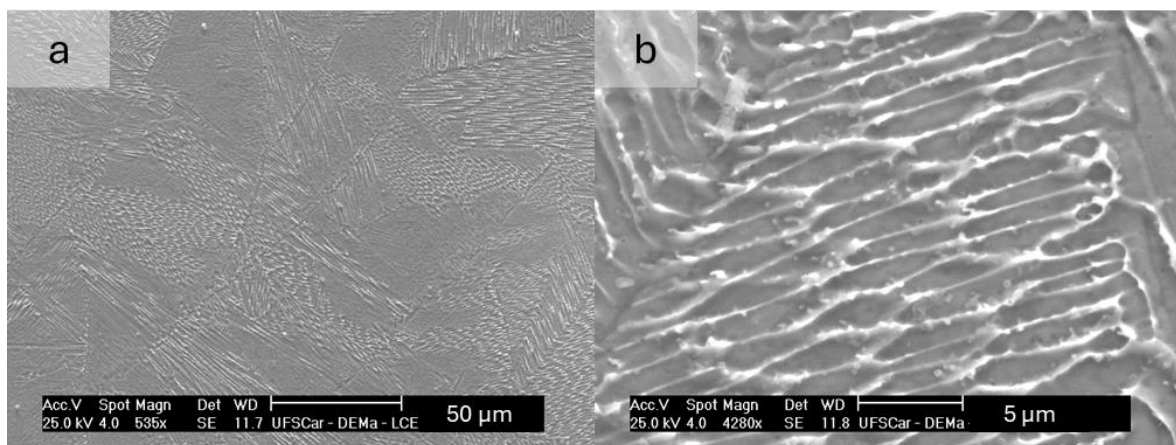


Figura 5-22 - Imagem de MEV da amostra obtida por LPBF utilizando o pó comercial do aço 316L. a) Seção da face da amostra, no qual não se observou presença de trincas; b) Aumento da magnificação, observando-se melhor a microestrutura celular.

Os difratogramas de DRX obtidos para as amostras produzidas por LPBF são mostrados na Figura 5-23. A amostra processada por LPBF apresentou uma característica marcante, na qual o segundo pico de difração exibiu intensidade significativamente superior à dos demais. Esse comportamento foi interpretado como indicativo de anisotropia cristalográfica, intrínseca ao processo de manufatura aditiva, especialmente em aços inoxidáveis austeníticos como o 316L [99], [100], [101], [102]. A forte anisotropia induzida pelos elevados gradientes térmicos e pela solidificação direcional durante o LPBF pode resultar na intensificação de orientações cristalográficas preferenciais, suprimindo a detecção de picos de menor intensidade.

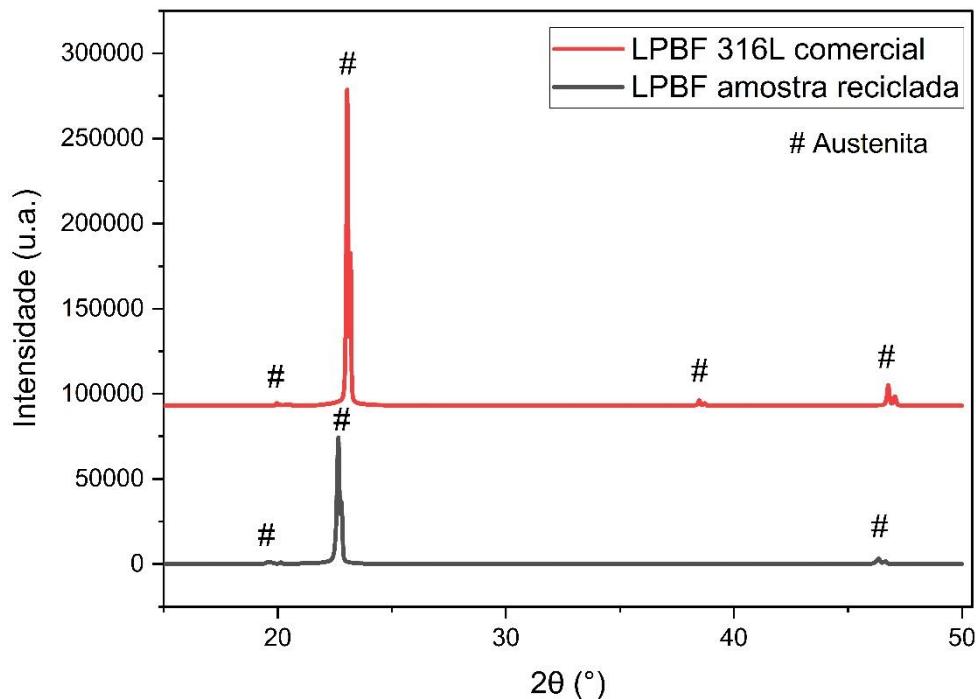


Figura 5-23 - Padrões de difração de raios-X para amostras produzidas por LPBF, utilizando pó comercial e o pó reciclado.

A densidade relativa determinada pelo método de Arquimedes para as amostras indicou resultado de 7,6698 g/cm³ para a liga reciclada, o qual foi significativamente inferior ao obtido para a liga comercial, de 7,9033 g/cm³ (Tabela 5.7). Essa diferença na densidade pode ser resultado da diferente

composição química entre as amostras ou devido a formação das trincas nas amostras fabricadas com material reciclado.

Tabela 5.7 - Valores encontrados para a densidade de Arquimedes das amostras impressas utilizando pó reciclado e pó comercial.

Amostra	Densidade relativa (g/cm³)
Reciclada	7,6698 ±0,0304
Comercial	7,9033 ±0,0380

5.5 Caracterização mecânica das amostras produzidas por Manufatura Aditiva via LPBF

As 4 amostras produzidas via LPBF com pó de aço inoxidável reciclado apresentaram desempenho mecânico significativamente inferior no ensaio de tração, em comparação aos valores encontrados na literatura. A presença de trincas impactou diretamente os resultados, nos quais trincas atuaram como facilitadoras para a ruptura completa do material. Os valores de tensão máxima situaram-se entre 91 e 107 MPa, como apresentado na Figura 5-24. A curva de σ - ϵ mostrou o material fraturando sem um limite evidente de escoamento, resultando em curvas tensão-deformação similar à de materiais com comportamento frágil [103], [104], [105], [106]. As trincas pré-existentes atuaram como concentradores de tensão, no qual facilitou drasticamente a propagação instável das trincas ainda nos estágios iniciais do ensaio.

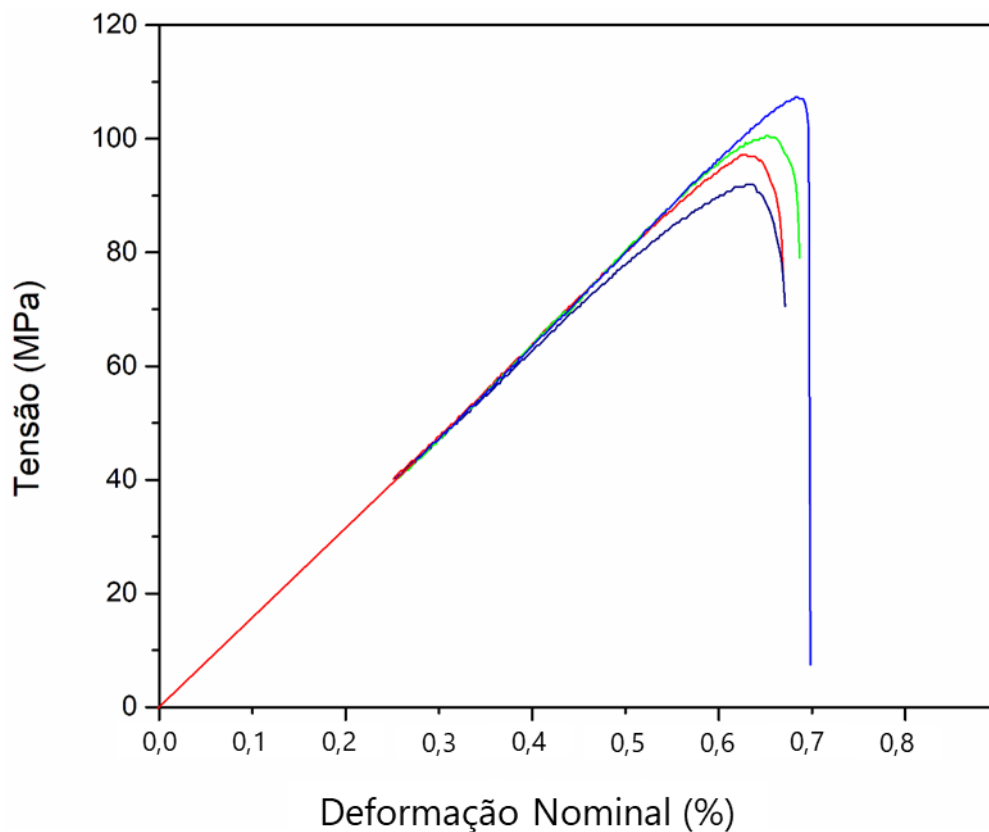


Figura 5-24 - Curva tensão-deformação dos corpos de prova obtidos por LPBF com o pó reciclado.

Em contraste, as amostras produzidas a partir do pó comercial de AISI 316L exibiram comportamento mecânico tipicamente dúctil (Figura 5-25). Os valores de tensão de escoamento variaram entre 500 e 550 MPa, enquanto a resistência máxima à tração atingiu valores entre 625 e 665 MPa. O alongamento total variou entre 47% e 57%. As curvas σ - ϵ apresentaram regime elástico bem definido, seguido de extensa deformação plástica antes da fratura, comportamento característico de aços inoxidáveis austeníticos processados por LPBF.

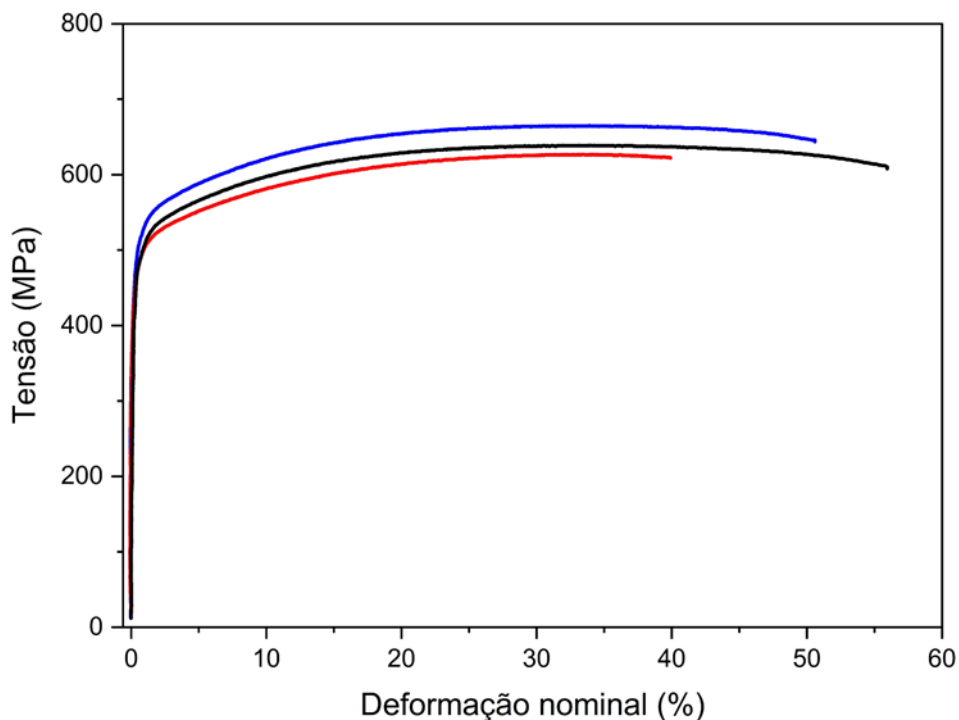


Figura 5-25 - Curva tensão-deformação dos corpos de prova obtidos por LPBF com o pó 316L comercial.

Os resultados dos ensaios de dureza Vickers, apresentados em gráfico de barras na Figura 5-26, corroboram as observações microestruturais e mecânicas. De modo geral, os valores de dureza obtidos para ambas as amostras foram próximos. A amostra produzida por LPBF utilizando o pó reciclado apresentou dureza de 194 ± 20 HV na face e de 226 ± 18 HV na seção transversal. Já a amostra produzida a partir do pó comercial apresentou dureza de 217 ± 13 HV na face e de 204 ± 14 HV na seção transversal. Os valores de dureza semelhantes entre as peças produzidas mostram que, apesar das peças produzidas com pó reciclado terem apresentado trincas, elas apresentam resistência mecânica e dureza semelhantes.

Os valores de dureza observados para as peças impressas por LPBF foram maiores do que o lingote em estado bruto de fusão a partir do cavaco (160–173 HV). O resultado foi atribuído principalmente às diferenças microestruturais inerentes aos processos de fundição convencional e de

manufatura aditiva via LPBF. No estado bruto de fusão, a solidificação ocorre sob taxas de resfriamento relativamente baixas, resultando na formação de grãos grosseiros e predominantemente equiaxiais, originados pelo crescimento e posterior interseção de dendritas. Já nas peças impressas por LPBF se predomina a formação de grãos colunares que crescem com uma orientação preferencial $\langle 001 \rangle$. Em contraste, o processo LPBF é caracterizado por elevadas taxas de resfriamento e altos gradientes térmicos, que favorecem a formação de grãos colunares alongados com estrutura celular extremamente refinada, frequentemente atravessando múltiplas camadas depositadas. Esses fatores promovem o endurecimento do material mesmo na ausência de alterações relevantes na composição química global ou de transformações de fase. Comportamento semelhante foi reportado por Türkdayı et al. [107], que observaram um aumento nos valores de dureza do aço inoxidável 316L ao comparar o material fundido convencionalmente (235–245 HV_{0,1}) com aquele produzido por LPBF (265–275 HV_{0,1}).

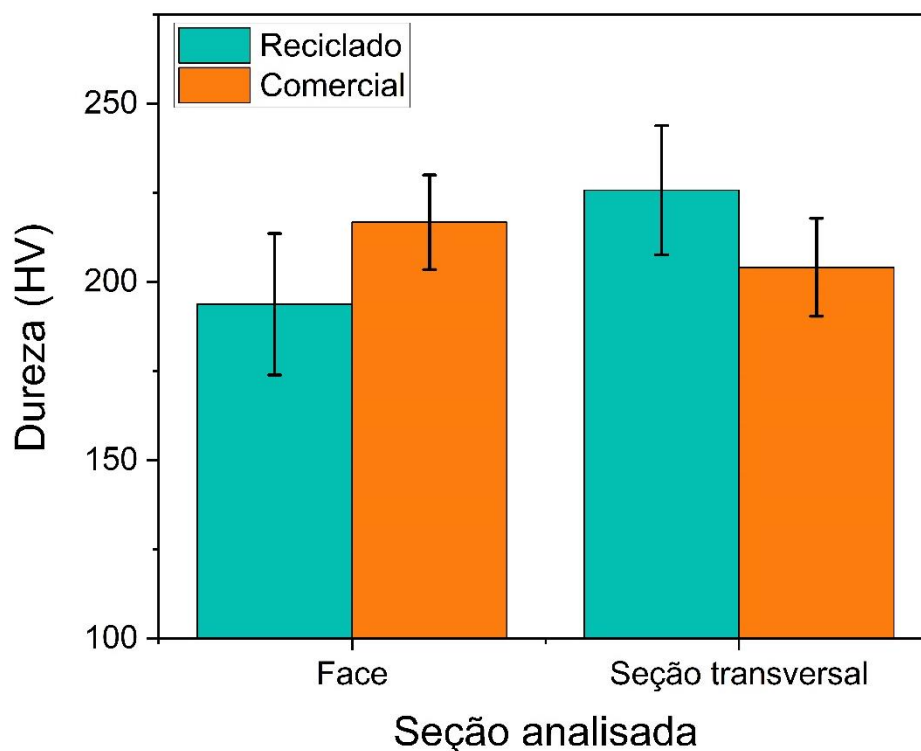


Figura 5-26 - Dureza Vickers (HV) nas regiões de face e seção transversal das peças produzidas por LPBF utilizando pó reciclado e pó comercial de 316L.

Os ensaios mecânicos evidenciam que, embora o pó reciclado apresente características físicas adequadas para processamento por LPBF, as alterações composicionais e microestruturais resultantes do processo de reciclagem aumentam significativamente a suscetibilidade à formação de trincas a quente, comprometendo o desempenho mecânico das peças fabricadas.

6 CONCLUSÃO

O presente trabalho teve como objetivo investigar a viabilidade do reaproveitamento de cavacos de usinagem de aço inoxidável austenítico na produção de pó metálico para aplicação na manufatura aditiva. Para isso, foi conduzido um estudo sistemático do processo de limpeza dos cavacos, com foco na remoção de contaminantes orgânicos, seguido da produção de pó por atomização a gás e da fabricação de amostras por LPBF, posteriormente caracterizadas sob os pontos de vista microestrutural e mecânico. Entre os principais resultados podemos citar:

- A limpeza combinando surfactante aniônico e queima apresentou a maior eficiência na remoção de contaminantes, embora a limpeza apenas por queima tenha alcançado desempenho próximo, com a vantagem de eliminar o uso de água. Porém, os cavacos limpos apenas com queima ficaram com a superfície mais escura quando comparados aos limpos com surfactante, devido provavelmente ao maior acúmulo de compostos orgânicos ou óxidos na superfície.
- Os lingotes produzidos a partir dos cavacos limpos apenas com queima apresentaram teor de carbono acima do especificado para o aço 316L, com evidências de segregação de carbono e cromo nos contornos de grão e formação de precipitados do tipo $Cr_{23}C_6$, conforme observado por MEV/EDS e DRX, mantendo, contudo, dureza compatível com aços inoxidáveis austeníticos fundidos.
- O pó obtido por atomização a gás a partir desses lingotes apresentou características adequadas para manufatura aditiva, incluindo boa fluidez, morfologia predominantemente esférica e ausência de porosidade interna, com comportamento semelhante ao pó comercial de 316L, embora com menor formação de fase ferrítica devido ao maior teor de C e Ni.
- As amostras produzidas por LPBF com o pó reciclado apresentaram trincas associadas à solidificação, concentradas nos contornos de grão,

atribuídas ao elevado intervalo de solidificação da liga, devido a presença de elementos contaminantes, e ao alto teor de C na composição, o que favorece a formação de carbonetos. Como consequência, as propriedades mecânicas foram severamente comprometidas, com baixos valores de resistência e ductilidade quando comparado ao material comercial. Dessa forma, conclui-se que, embora o processo de reciclagem e atomização apresente potencial para a produção de pó metálico, ajustes na composição química e no controle do processamento são necessários para viabilizar sua aplicação na manufatura aditiva por LPBF.

7 TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões para trabalhos futuros, recomenda-se a utilização exclusiva de sucata de aço inoxidável 316L, minimizando ao máximo a mistura com outras ligas, a fim de evitar problemas observados neste estudo, como o elevado teor de carbono. Mantendo a mesma rota de processamento adotada neste trabalho, sugere-se também avaliar se, ao final, as peças produzidas apresentariam trincas.

Adicionalmente, propõe-se a investigação de outras aplicações do pó reciclado, seja por meio de sua mistura com diferentes elementos de liga, seja pela adoção de rotas alternativas de processamento.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] “World Steel in Figures 2025”, worldsteel.org. Acesso em: 20 de janeiro de 2026. [Online]. Disponível em: <https://worldsteel.org/data/world-steel-in-figures/world-steel-in-figures-2025/>
- [2] V. Maus *et al.*, “Global-scale mining polygons (Version 1)”. PANGAEA, 2020. doi: 10.1594/PANGAEA.910894.
- [3] T. DebRoy e J. W. Elmer, “Metals beyond tomorrow: Balancing supply, demand, sustainability, substitution, and innovations”, *Mater. Today*, v. 80, p. 737–757, nov. 2024, doi: 10.1016/j.mattod.2024.09.007.
- [4] D. Raabe, C. C. Tasan, e E. A. Olivetti, “Strategies for improving the sustainability of structural metals”, *Nature*, v. 575, n. 7781, p. 64–74, nov. 2019, doi: 10.1038/s41586-019-1702-5.
- [5] “#steelfacts”, worldsteel.org. Acesso em: 12 de novembro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://worldsteel.org/about-steel/facts/steelfacts/>
- [6] J. Wübbeke e T. Heroth, “Challenges and political solutions for steel recycling in China”, *Resour. Conserv. Recycl.*, v. 87, p. 1–7, jun. 2014, doi: 10.1016/j.resconrec.2014.03.004.
- [7] D. Raabe, “The Materials Science behind Sustainable Metals and Alloys”, v. 123, *Chemical Reviews*, p. 2436–2608, 2023. doi: <https://doi.org/10.1021/acs.chemrev.2c00799>.
- [8] A. Bandyopadhyay e B. Heer, “Additive manufacturing of multi-material structures”, *Mater. Sci. Eng. R Rep.*, v. 129, p. 1–16, jul. 2018, doi: 10.1016/j.mser.2018.04.001.
- [9] X. Wang, Y. Tao, Y. Zhou, S. Wen, e Y. Shi, “Unraveling the dual cracking mechanism of 316L/CuSn10 heterostructures fabricated by laser powder bed fusion”, *J. Mater. Res. Technol.*, v. 31, p. 4073–4087, jul. 2024, doi: 10.1016/j.jmrt.2024.07.148.
- [10] V. E. Pinotti, A. F. Andreoli, e P. Gargarella, “Gas atomization of AA2017 aluminum alloy: Effect of process parameters in the physical properties of powders for additive manufacturing”, *J. Mater. Res. Technol.*, v. 30, p. 3650–3662, maio 2024, doi: 10.1016/j.jmrt.2024.04.104.

- [11] F. C. Pinto, I. R. Souza Filho, M. J. R. Sandim, e H. R. Z. Sandim, “Defects in parts manufactured by selective laser melting caused by δ -ferrite in reused 316L steel powder feedstock”, *Addit. Manuf.*, v. 31, p. 100979, jan. 2020, doi: 10.1016/j.addma.2019.100979.
- [12] P. Moghimian *et al.*, “Metal powders in additive manufacturing: A review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys”, *Addit. Manuf.*, v. 43, p. 102017, jul. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2021.102017.
- [13] Q. Wu *et al.*, “Numerical investigation on the reuse of recycled powders in powder bed fusion additive manufacturing”, *Addit. Manuf.*, v. 77, p. 103821, set. 2023, doi: 10.1016/j.addma.2023.103821.
- [14] C. M. Giordano, E. de S. Zancul, e V. P. Rodrigues, “Análise dos custos da produção por manufatura aditiva em comparação a métodos convencionais”, *Rev. Produção Online*, v. 16, n. 2, p. 499–523, jun. 2016, doi: 10.14488/1676-1901.v16i2.1963.
- [15] N. Rojas-Arias, F. G. Coury, K. Vanmeensel, S. T. Amancio-Filho, e P. Gargarella, “Heat treating additive-manufactured alloys: A comprehensive review”, *J. Alloys Compd.*, v. 1005, p. 176035, nov. 2024, doi: 10.1016/j.jallcom.2024.176035.
- [16] D. D’Andrea, “Additive Manufacturing of AISI 316L Stainless Steel: A Review”, *Metals*, v. 13, n. 8, p. 1370, ago. 2023, doi: 10.3390/met13081370.
- [17] “Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties - ScienceDirect”. Acesso em: 20 de janeiro de 2026. [Online]. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0079642517301172>
- [18] A. L. V. da C. e Silva e P. R. Mei, *Aços e Ligas Especiais*. Blucher, 2010.
- [19] “UFPR :: Departamento de Engenharia Mecânica”. Acesso em: 24 de março de 2026. [Online]. Disponível em: <http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EME733/Diagramas%20PDF/Diagrama%20de%20Schaeffler.pdf>

- [20] Q. Liu *et al.*, “Compositionally flexible alloy design towards recycling mixed stainless steel scraps”, *J. Mater. Sci. Technol.*, v. 225, p. 227–239, ago. 2025, doi: 10.1016/j.jmst.2024.11.041.
- [21] B. K. Reck e V. S. Rotter, “Comparing Growth Rates of Nickel and Stainless Steel Use in the Early 2000s”, *J. Ind. Ecol.*, v. 16, n. 4, p. 518–528, 2012, doi: 10.1111/j.1530-9290.2012.00499.x.
- [22] C. Davis *et al.*, “Reuse, remanufacturing and recycling in the steel sector”, *Philos. Trans. R. Soc. Math. Phys. Eng. Sci.*, v. 382, n. 2284, p. 20230244, nov. 2024, doi: 10.1098/rsta.2023.0244.
- [23] S. Spooner, C. Davis, e Z. Li, “Modelling the cumulative effect of scrap usage within a circular UK steel industry – residual element aggregation”, *Ironmak. Steelmak.*, v. 47, n. 10, p. 1100–1113, nov. 2020, doi: 10.1080/03019233.2020.1805276.
- [24] L. D. D. Harvey, “Iron and steel recycling: Review, conceptual model, irreducible mining requirements, and energy implications”, *Renew. Sustain. Energy Rev.*, v. 138, p. 110553, mar. 2021, doi: 10.1016/j.rser.2020.110553.
- [25] D. Raabe *et al.*, “Making sustainable aluminum by recycling scrap: The science of ‘dirty’ alloys”, *Prog. Mater. Sci.*, v. 128, p. 100947, jul. 2022, doi: 10.1016/j.pmatsci.2022.100947.
- [26] A. Hyodo, “Recycling of machining chips of aluminium 7050-t7451 alloy by Spray forming and thermomechanical processing”, Tese (Doutorado em Ciências Exatas e da Terra), Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2012. Acesso em: 20 de janeiro de 2026. [Online]. Disponível em: <https://repositorio.ufscar.br/handle/20.500.14289/695>
- [27] M. A. BOSQUETTI e A. P. M. TRIGO, “AVALIAÇÃO DE TRATAMENTOS DE LIMPEZA EM CAVACOS DE ALUMÍNIO CONTAMINADOS COM FLUÍDO DE CORTE PARA POSTERIOR ADIÇÃO EM CONCRETO”, apresentado em 11º Congresso de Inovação, Ciência e Tecnologia do IFSP, Presidente Epitácio, 2020. Acesso em: 20 de janeiro de 2026. [Online]. Disponível em: <https://ocs.ifsp.edu.br/conict/xiconict/paper/view/7133>

- [28] “Spray Atomization and Deposition | Wiley”, Wiley.com. Acesso em: 24 de janeiro de 2026. [Online]. Disponível em: <https://www.wiley.com/en-us/Spray+Atomization+and+Deposition-p-9780471954774>
- [29] J. J. Burke, V. Weiss, e A. M. and M. R. Center (U.S.), *Powder Metallurgy for High-performance Applications: Proceedings*. Syracuse University Press, 1972.
- [30] N. Dombrowski e W. R. Johns, “The aerodynamic instability and disintegration of viscous liquid sheets”, *Chem. Eng. Sci.*, v. 18, n. 3, p. 203–214, mar. 1963, doi: 10.1016/0009-2509(63)85005-8.
- [31] V. E. Pinotti, “Atomização a gás da liga de alumínio AA2017: efeitos dos parâmetros de processo nas características físicas dos pós produzidos visando aplicação em manufatura aditiva”, Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de São Carlos, 2022. Acesso em: 2 de abril de 2026. [Online]. Disponível em: <https://repositorio.ufscar.br/handle/20.500.14289/16491>
- [32] L. E. T. Mathias, “Atomização a gás do aço ferramenta A2: efeito dos parâmetros de processo nas características do pó”, Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de São Carlos, 2022. Acesso em: 20 de janeiro de 2026. [Online]. Disponível em: <https://repositorio.ufscar.br/handle/20.500.14289/16186>
- [33] M. Armstrong, H. Mehrabi, e N. Naveed, “An overview of modern metal additive manufacturing technology”, *J. Manuf. Process.*, v. 84, p. 1001–1029, dez. 2022, doi: 10.1016/j.jmapro.2022.10.060.
- [34] H. Metsäranta, “Metal 3D Printing: The advantages of 3D printing metals”, 2021, Acesso em: 20 de janeiro de 2026. [Online]. Disponível em: <https://trepo.tuni.fi/handle/10024/132316>
- [35] E. C. Santos, M. Shiomi, K. Osakada, e T. Laoui, “Rapid manufacturing of metal components by laser forming”, *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, v. 46, n. 12–13, p. 1459–1468, out. 2006, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2005.09.005.
- [36] S. Pauly *et al.*, “Processing metallic glasses by selective laser melting”, *Mater. Today*, v. 16, n. 1, p. 37–41, jan. 2013, doi: 10.1016/j.mattod.2013.01.018.

- [37] M. K. Thompson *et al.*, “Design for Additive Manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints”, *CIRP Ann.*, v. 65, n. 2, p. 737–760, jan. 2016, doi: 10.1016/j.cirp.2016.05.004.
- [38] T. DebRoy *et al.*, “Scientific, technological and economic issues in metal printing and their solutions”, *Nat. Mater.*, v. 18, n. 10, p. 1026–1032, out. 2019, doi: 10.1038/s41563-019-0408-2.
- [39] G. Figueira, “Manufatura aditiva por fusão de leito de pó a laser de aço inoxidável 316L com adições de boro: avaliação das propriedades de corrosão e desgaste”, Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de São Carlos, 2024. Acesso em: 6 de abril de 2026. [Online]. Disponível em: <https://hdl.handle.net/20.500.14289/23396>
- [40] C. Kamath, B. El-dasher, G. F. Gallegos, W. E. King, e A. Sisto, “Density of additively-manufactured, 316L SS parts using laser powder-bed fusion at powers up to 400 W”, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, v. 74, n. 1, p. 65–78, set. 2014, doi: 10.1007/s00170-014-5954-9.
- [41] R. Li, Y. Shi, Z. Wang, L. Wang, J. Liu, e W. Jiang, “Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting”, *Appl. Surf. Sci.*, v. 256, n. 13, p. 4350–4356, abr. 2010, doi: 10.1016/j.apsusc.2010.02.030.
- [42] T. DebRoy *et al.*, “Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties”, *Prog. Mater. Sci.*, v. 92, p. 112–224, mar. 2018, doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
- [43] S. Kumar, R. Kamath, P. Nandwana, Y. Chen, e S. Babu, “Dynamic phase transformations in additively manufactured Ti-6Al-4V during thermo-mechanical gyrations”, *Materialia*, v. 14, p. 100883, dez. 2020, doi: 10.1016/j.mtla.2020.100883.
- [44] P. C. Collins, D. A. Brice, P. Samimi, I. Ghamarian, e H. L. Fraser, “Microstructural Control of Additively Manufactured Metallic Materials”, *Annu. Rev. Mater. Res.*, v. 46, n. Volume 46, 2016, p. 63–91, jul. 2016, doi: 10.1146/annurev-matsci-070115-031816.

- [45] I. A. Roberts, C. J. Wang, R. Esterlein, M. Stanford, e D. J. Mynors, “A three-dimensional finite element analysis of the temperature field during laser melting of metal powders in additive layer manufacturing”, *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, v. 49, n. 12, p. 916–923, out. 2009, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2009.07.004.
- [46] J. P. Oliveira, T. G. Santos, e R. M. Miranda, “Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing: From theory to practice”, *Prog. Mater. Sci.*, v. 107, p. 100590, jan. 2020, doi: 10.1016/j.pmatsci.2019.100590.
- [47] G. E. Linnert, *Welding Metallurgy: Carbon and Alloy Steels Volume 2: Technology*. American Welding Society, 1967.
- [48] A. A. Antonysamy, J. Meyer, e P. B. Prangnell, “Effect of build geometry on the β -grain structure and texture in additive manufacture of Ti6Al4V by selective electron beam melting”, *Mater. Charact.*, v. 84, p. 153–168, out. 2013, doi: 10.1016/j.matchar.2013.07.012.
- [49] L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. V. Humbeeck, e J.-P. Kruth, “A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V”, *Acta Mater.*, v. 58, n. 9, p. 3303–3312, maio 2010, doi: 10.1016/j.actamat.2010.02.004.
- [50] H. Fayazfar *et al.*, “A critical review of powder-based additive manufacturing of ferrous alloys: Process parameters, microstructure and mechanical properties”, *Mater. Des.*, v. 144, p. 98–128, abr. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.02.018.
- [51] V. Jagannati *et al.*, “Review of tensile anisotropy in laser powder bed fusion 316L stainless steel: Build orientation effects and optimisation using machine learning”, *J. Mater. Res. Technol.*, v. 38, p. 5318–5341, set. 2025, doi: 10.1016/j.jmrt.2025.08.249.
- [52] C. Selcuk, “Laser metal deposition for powder metallurgy parts”, *Powder Metall.*, v. 54, n. 2, p. 94–99, abr. 2011, doi: 10.1179/174329011X12977874589924.

- [53] G. K. Lewis e E. Schlienger, “Practical considerations and capabilities for laser assisted direct metal deposition”, *Mater. Des.*, v. 21, n. 4, p. 417–423, ago. 2000, doi: 10.1016/S0261-3069(99)00078-3.
- [54] K. Zhang, S. Wang, W. Liu, e X. Shang, “Characterization of stainless steel parts by Laser Metal Deposition Shaping”, *Mater. Des.*, v. 55, p. 104–119, mar. 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.09.006.
- [55] A. Yadollahi, N. Shamsaei, S. M. Thompson, e D. W. Seely, “Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel”, *Mater. Sci. Eng. A*, v. 644, p. 171–183, set. 2015, doi: 10.1016/j.msea.2015.07.056.
- [56] B. Zheng, Y. Zhou, J. E. Smugeresky, J. M. Schoenung, e E. J. Lavernia, “Thermal Behavior and Microstructure Evolution during Laser Deposition with Laser-Engineered Net Shaping: Part II. Experimental Investigation and Discussion”, *Metall. Mater. Trans. A*, v. 39, n. 9, p. 2237–2245, set. 2008, doi: 10.1007/s11661-008-9566-6.
- [57] L. Costa e R. Vilar, “Laser powder deposition”, *Rapid Prototyp. J.*, v. 15, n. 4, p. 264–279, jul. 2009, doi: 10.1108/13552540910979785.
- [58] R. A. M. Montuori *et al.*, “Manufatura Aditiva de Aço Inoxidável 316L por Fusão Seletiva a Laser”, *Soldag. Insp.*, v. 25, p. e2530, 2020, doi: <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI25.30>.
- [59] K. Sato, S. Takagi, S. Ichikawa, T. Ishimoto, e T. Nakano, “Local valence analysis of 316L austenitic stainless steel produced by laser powder bed fusion”, *Mater. Lett.*, v. 372, p. 136978, out. 2024, doi: 10.1016/j.matlet.2024.136978.
- [60] A. Yadollahi, N. Shamsaei, S. M. Thompson, e D. W. Seely, “Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel”, *Mater. Sci. Eng. A*, v. 644, p. 171–183, set. 2015, doi: 10.1016/j.msea.2015.07.056.

- [61] “PETRONAS Lubricants International (PLI) | Pesquisa e Informações do Produto”. Acesso em: 19 de março de 2026. [Online]. Disponível em: <https://br.pli-petronas.com/pt-br/informa%C3%A7%C3%B5es-do-produto>
- [62] ASTM international, *ASTM E8/E8M-24: Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, 2024. doi: 10.1520/E0008_E0008M-24.
- [63] ASTM international, *ASTM B962-23: Test Methods for Density of Compacted or Sintered Powder Metallurgy (PM) Products Using Archimedes Principle*, 2023. doi: 10.1520/B0962-23.
- [64] P. Palimaka, “Thermal Cleaning and Melting of Fine Aluminium Alloy Chips”, *Arch. Foundry Eng.*, p. 91–96, 2020, doi: 10.24425/afe.2020.133353.
- [65] J. Łabanowski e M. Głowacka, “Heat tint colours on stainless steel and welded joints”, v. 25, n. 7, p. 509–512, 31 de maio de 2011. doi: <https://doi-org.ez31.periodicos.capes.gov.br/10.1080/09507116.2010.540837>.
- [66] J. Lu *et al.*, “Hardness prediction of the carbides in Fe-based multi-elements alloy by first-principles”, *MRS Commun.*, v. 13, n. 6, p. 1315–1319, dez. 2023, doi: 10.1557/s43579-023-00458-8.
- [67] R. Tanaka, Y. Yamane, K. Sekiya, N. Narutaki, e T. Shiraga, “Machinability of BN free-machining steel in turning”, *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, v. 47, n. 12, p. 1971–1977, out. 2007, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2007.02.003.
- [68] Q. Chao *et al.*, “On the enhanced corrosion resistance of a selective laser melted austenitic stainless steel”, *Scr. Mater.*, v. 141, p. 94–98, dez. 2017, doi: 10.1016/j.scriptamat.2017.07.037.
- [69] J. H. Park e Y. Kang, “Inclusions in Stainless Steels – A Review”, *Steel Res. Int.*, v. 88, n. 12, p. 1700130, 2017, doi: 10.1002/srin.201700130.
- [70] A. F. Padilha e P. R. Rios, “Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels”, *ISIJ Int.*, v. 42, n. 4, p. 325–327, 2002, doi: 10.2355/isijinternational.42.325.
- [71] E. M. Amaral, K. C. G. Candioto, e A. F. Padilha, “Influence of carbon content on the microstructure formation of duplex stainless steels Fe-25Cr-5Ni”, *REM - Int. Eng. J.*, v. 74, n. 4, p. 463–470, dez. 2021, doi: 10.1590/0370-44672021740011.

- [72] T. Yamaguchi e H. Hagino, "Formation of a titanium-carbide-dispersed hard coating on austenitic stainless steel by laser alloying with a light-transmitting resin", *Vacuum*, v. 155, p. 23–28, set. 2018, doi: 10.1016/j.vacuum.2018.05.050.
- [73] S. Kou, "A criterion for cracking during solidification", *Acta Mater.*, v. 88, p. 366–374, abr. 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2015.01.034.
- [74] H.-H. Lai, H. Hsieh, C.-Y. Kuo, e W. Wu, "Solidification cracking nature and sequence of different stainless steels", *J. Mater. Res. Technol.*, v. 25, p. 1030–1040, jul. 2023, doi: 10.1016/j.jmrt.2023.06.017.
- [75] N. Rojas-Arias, F. G. Coury, S. T. Amancio-Filho, e P. Gargarella, "A novel approach for tailoring aluminum alloys for additive manufacturing", *Mater. Sci. Eng. A*, v. 931, p. 148179, jun. 2025, doi: 10.1016/j.msea.2025.148179.
- [76] J. C. Lippold, "Hot Cracking", em *Welding Metallurgy and Weldability*, John Wiley & Sons, Ltd, 2014, p. 84–129. doi: 10.1002/9781118960332.ch3.
- [77] P. Barnard, "Austenitic steel grades for boilers in ultra-supercritical power plants". Acesso em: 12 de novembro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://ouci.dntb.gov.ua/en/works/4anBwpNI/>
- [78] L. P. Karjalainen, V. P. Kujanpää, e N. Suutala, "Hot cracking in iron base alloys: effect of solidification mode", em *Advances in Welding Science and Technology*, Metals Park, OH: ASM International, 1986, p. 145–149.
- [79] V. Kujanpaa, N. Suutala, T. Takalo, e T. Moisio, "Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds", v. 9, n. 2, p. 55–75, 1979.
- [80] D. J. Kotecki, "A Martensite Boundary on the WRC-1992 Diagram", *Welding journal New York*, v. 78, p. 180, 1999.
- [81] D. J. Kotecki, "A Martensite Boundary on the WRC-1992 Diagram - part 2", *Welding journal New York*, v. 79, n. 12, p. 346–354, 2000.
- [82] V. P. Kujanpaa, "Weld Discontinuities in Austenitic Stainless Steel Sheets—Effect of Impurities and Solidification Mode", *Weld. J.*, v. 63, n. 12, p. 369–375, 1983.
- [83] O. Balancin, W. A. M. Hoffmann, e J. J. Jonas, "Influence of microstructure on the flow behavior of duplex stainless steels at high temperatures", *Metall.*

- Mater. Trans. A*, v. 31, n. 5, p. 1353–1364, maio 2000, doi: 10.1007/s11661-000-0254-4.
- [84] P. Cizek e B. P. Wynne, “A mechanism of ferrite softening in a duplex stainless steel deformed in hot torsion”, *Mater. Sci. Eng. A*, v. 230, n. 1, p. 88–94, jul. 1997, doi: 10.1016/S0921-5093(97)00087-7.
- [85] N. Haghdadi, P. Cizek, H. Beladi, e P. D. Hodgson, “A novel high-strain-rate ferrite dynamic softening mechanism facilitated by the interphase in the austenite/ferrite microstructure”, *Acta Mater.*, v. 126, p. 44–57, mar. 2017, doi: 10.1016/j.actamat.2016.12.045.
- [86] R. Saluja, “THE EMPHASIS OF PHASE TRANSFORMATIONS AND ALLOYING CONSTITUENTS ON HOT CRACKING SUSCEPTIBILITY OF TYPE 304L AND 316L STAINLESS STEEL WELDS”, *Int. J. Eng. Sci. Technol.*, v. 4, n. 5, p. 2206–2216, maio 2012.
- [87] F. Matsuda, H. Nakagawa, T. Uehara, S. Katayama, e Y. Arata, “A New Explanation for Role of Delta-Ferrite Improving Weld Solidification Crack Susceptibility in Austenitic Stainless Steel (Materials, Metallurgy, Weldability)”, v. 8, n. 1, p. 106–112, 1979.
- [88] W. Wang *et al.*, “A New Test Method for Evaluation of Solidification Cracking Susceptibility of Stainless Steel during Laser Welding”, *Materials*, v. 13, n. 14, p. 3178, jul. 2020, doi: 10.3390/ma13143178.
- [89] A. Ağır, K. Singh, P. Sudigdo, C. J. Bennett, e T. Hussain, “Particle size-dependent flowability, impact behaviour, and post-deposition heat treatment microstructure evolution in cold-sprayed Ti-5553”, *Appl. Surf. Sci. Adv.*, v. 32, p. 100945, mar. 2026, doi: 10.1016/j.apsadv.2026.100945.
- [90] B. Xie, Y. Fan, e S. Zhao, “Characterization of Ti6Al4V powders produced by different methods for selective laser melting”, *Mater. Res. Express*, v. 8, n. 7, p. 076510, jul. 2021, doi: 10.1088/2053-1591/ac10d1.
- [91] F. Chu *et al.*, “Influence of satellite and agglomeration of powder on the processability of AlSi10Mg powder in Laser Powder Bed Fusion”, *J. Mater. Res. Technol.*, v. 11, p. 2059–2073, mar. 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.02.015.

- [92] Y. Shi, W. Lu, W. Sun, S. Zhang, B. Yang, e J. Wang, "Impact of gas pressure on particle feature in Fe-based amorphous alloy powders *via* gas atomization: Simulation and experiment", *J. Mater. Sci. Technol.*, v. 105, p. 203–213, abr. 2022, doi: 10.1016/j.jmst.2021.06.075.
- [93] B. Vrancken, R. Wauthle, J. P. Kruth, e J. Van Humbeeck, "STUDY OF THE INFLUENCE OF MATERIAL PROPERTIES ON RESIDUAL STRESS IN SELECTIVE LASER MELTING", n. 2013 International Solid Freeform Fabrication Symposium, p. 393–407, 2013, doi: <http://dx.doi.org/10.26153/tsw/15559>.
- [94] H. Jing, F. Chao, L. Jin, e W. Jing, "Study on molten pool flow and hot cracking of narrow gap laser welding of 316LN stainless steel for fusion reactor", *Opt. Laser Technol.*, v. 181, p. 111633, fev. 2025, doi: 10.1016/j.optlastec.2024.111633.
- [95] V. Ploshikhin, A. Prihodovsky, e A. Ilin, "Experimental investigation of the hot cracking mechanism in welds on the microscopic scale", *Front. Mater. Sci.*, v. 5, n. 2, p. 135–145, jun. 2011, doi: 10.1007/s11706-011-0135-3.
- [96] N. Maharjan, W. Zhou, Y. Zhou, e N. Wu, "Decarburization during laser surface processing of steel", *Appl. Phys. A*, v. 124, n. 10, p. 682, set. 2018, doi: 10.1007/s00339-018-2104-5.
- [97] H. Li, E. G. Brodie, e C. Hutchinson, "Predicting the chemical homogeneity in laser powder bed fusion (LPBF) of mixed powders after remelting", *Addit. Manuf.*, v. 65, p. 103447, mar. 2023, doi: 10.1016/j.addma.2023.103447.
- [98] U. Scipioni Bertoli, G. Guss, S. Wu, M. J. Matthews, e J. M. Schoenung, "In-situ characterization of laser-powder interaction and cooling rates through high-speed imaging of powder bed fusion additive manufacturing", *Mater. Des.*, v. 135, p. 385–396, dez. 2017, doi: 10.1016/j.matdes.2017.09.044.
- [99] T. Niendorf, S. Leuders, A. Riemer, H. A. Richard, T. Tröster, e D. Schwarze, "Highly Anisotropic Steel Processed by Selective Laser Melting", *Metall. Mater. Trans. B*, v. 44, n. 4, p. 794–796, ago. 2013, doi: 10.1007/s11663-013-9875-z.
- [100] T. Ishimoto, S. Wu, Y. Ito, S.-H. Sun, H. Amano, e T. Nakano, "Crystallographic Orientation Control of 316L Austenitic Stainless Steel via

- Selective Laser Melting”, *ISIJ Int.*, v. 60, n. 8, p. 1758–1764, 2020, doi: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-744.
- [101] S. Dixit, S. Liu, H. A. Murdoch, e P. M. Smith, “Investigating build orientation-induced mechanical anisotropy in additive manufacturing 316L stainless steel”, *Mater. Sci. Eng. A*, v. 880, p. 145308, jul. 2023, doi: 10.1016/j.msea.2023.145308.
- [102] Z. Sun, S.-P. Tsai, P. Konijnenberg, J.-Y. Wang, e S. Zaefferer, “A large-volume 3D EBSD study on additively manufactured 316L stainless steel”, *Scr. Mater.*, v. 238, p. 115723, jan. 2024, doi: 10.1016/j.scriptamat.2023.115723.
- [103] M. A. Meyers e K. K. Chawla, *Mechanical Behavior of Materials*. em Second edition. Cambridge University Press, 2009. Acesso em: 7 de fevereiro de 2026. [Online]. Disponível em: <https://www.amazon.com/Mechanical-Behavior-Materials-Andr%C3%A9-Meyers/dp/0521866758>
- [104] S. A. de Souza, *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos*. Blucher, 1982.
- [105] W. F. Hosford, *Mechanical Behavior of Materials*. University of Michigan: Cambridge University Press, 2012. doi: <https://doi.org/10.1017/CBO9780511810930>.
- [106] G. E. Dieter, *Mechanical metallurgy*. McGRAW-HILL BOOK COMPANY, 1961.
- [107] M. Türkdai, Y. S. Kavasoglu, e H. Kovaci, “Increasing the friction and wear performance of AISI 316L under dry, aqueous and oil lubricated sliding conditions with surface textures fabricated by laser-powder bed fusion (L-PBF)”, *Tribol. Int.*, v. 200, p. 110135, dez. 2024, doi: 10.1016/j.triboint.2024.110135.