

JEFERSON JOSÉ DE CARVALHO

**Efeito da frequência de pulsação na manufatura aditiva por DED-GTA
do aço inoxidável AISI 308L**

São Paulo
2024

JEFERSON JOSÉ DE CARVALHO

**Efeito da frequência de pulsação na manufatura aditiva por DED-GTA
do aço inoxidável AISI 308L**

Versão Corrigida

Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo, para Obtenção
do Título de Mestre em Ciência.

Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador:
Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi.

São Paulo
2024

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

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com anuência de seu orientador.

São Paulo, 06 de abril de 2024

Assinatura do autor: Jeferson José de Carvalho

Assinatura do orientador: [Assinatura]

Catálogo na publicação

Carvalho, Jeferson José

Efeito da frequência de pulsação na manufatura aditiva por DED-GTA do aço inoxidável AISI 308L / J. J. Carvalho –versão corr. -- São Paulo, 2024.
131 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Manufatura aditiva 2. Aço inoxidável austenítico 3.DED-GTA 4. Ferrita
5.Frequência de pulsação do arco I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao criador pelos desafios, presentes e oportunidades que me foi concedido ao longo da vida.

Quero expressar minha gratidão ao Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi por sua orientação neste trabalho e pelo comprometimento demonstrado com a ciência e com seus alunos. Suas lições ultrapassam os limites da sala de aula, permitindo-nos vislumbrar o afeto por essa profissão.

Agradeço aos professores Dr. Jaime Casanova e Dr. Dany Michell Andrade Centeno por seus ensinamentos e contribuições para a execução e conclusão deste trabalho.

À minha esposa e amiga Ruth Pereira de Sá, por sua paciência e dedicação a família.

À minha querida filha, Sarah Pereira de Carvalho, a quem devo a oportunidade de experimentar um sentimento indescritível, o "amor".

Aos meus familiares e, em especial a minha mãe Creusa Maria de Carvalho e irmãos Geovane, Jailton e George José de Carvalho, que se esforçaram incansavelmente para superar as adversidades durante nossa infância.

Aos professores do PMT Prof. Dr. Cláudio Geraldo Schön, Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf, Prof. Dr. Eduardo Franco de Monlevade, Prof. Dr. Marcelo de Aquino Martorano que contribuíram diretamente para realização deste trabalho:

Quero expressar minha gratidão aos amigos do TechLab Insper, especialmente ao Prof. Dr. Alex Camille Bottene, bem como aos técnicos Jesiel Ribeiro Rocha e Jonas Bezerra da Silva, que colaboraram na preparação das amostras para este trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	I
LISTA DE TABELAS	VI
RESUMO	VII
ABSTRACT	VIII
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	6
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
3.1. AÇOS INOXIDÁVEIS	7
3.2. AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	8
3.3. APLICAÇÕES DOS AÇOS INOXIDÁVEIS.....	9
3.3.1. Aplicações dos aços inoxidáveis austeníticos	9
3.4. SOLIDIFICAÇÃO.....	11
3.5. MANUFATURA ADITIVA (MA).....	17
3.5.1. Imprimabilidade na manufatura aditiva (MA)	19
3.5.2. Solidificação na manufatura aditiva (MA).....	23
3.5.2.1. Análise do espaçamento entre os braços dendríticos (DAS).....	25
3.5.2.2. Super-resfriamento constitucional.....	28
3.5.2.3. Textura na manufatura aditiva (MA).....	30
3.6. SOLDAGEM	35
3.6.1. Processo de soldagem GTAW.....	36
3.6.1.1. Aplicações do processo GTAW	38
3.6.1.2. Características elétricas.....	38
3.7. FLUXO DE CALOR.....	41
3.7.1. Energia de Deposição.....	43
3.7.2. Ciclos térmicos	45
4 MATERIAIS E MÉTODOS	48
4.1. MATERIAIS	48
4.2. PARÂMETROS DA MANUFATURA ADITIVA.....	48
4.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	53
4.3.1. Microscopia óptica	53
4.3.2. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	54
4.4. ANÁLISE QUÍMICA.....	54
4.4.1. Espectrometria de massa	55

4.4.1. Fluorescência de raios X por energia dispersiva (FRX).....	56
4.5. DETERMINAÇÃO DOS CICLOS TÉRMICOS.....	56
4.6. ANÁLISE DOS PARÂMETROS DA MANUFATURA ADITIVA	58
4.7. ANÁLISE DA TAXA DE RESFRIAMENTO A PARTIR DO ESPAÇAMENTO ENTRE OS BRAÇOS DEN- DRÍTICOS SECUNDÁRIOS	59
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	60
5.1. PARÂMETROS DA MANUFATURA ADITIVA.....	60
5.2. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	63
5.2.1. Análise macrográfica.	63
5.2.1. Microscopia Óptica	69
5.2.2. Fração volumétrica de fases.....	74
5.3. IMPRIMABILIDADE.....	82
5.4. CICLOS TÉRMICOS	84
5.5. SOLIDIFICAÇÃO.....	93
5.6. COMENTÁRIOS FINAIS SOBRE O EFEITO DA FREQUÊNCIA DE PULSAÇÃO NA MICROESTRUTURA DAS CAMADAS DEPOSITADAS, NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DA FERRITA TOTAL E NA IMPRIMABI- LIDADE (DEFORMAÇÃO TÉRMICA ϵ^*).....	106
5.6.1. Efeito da frequência de pulsação da corrente de soldagem na imprimabilidade (deformação térmica ϵ^*).....	107
6 CONCLUSÕES	111
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	113

Lista de Figuras

Figura 1: Classificação da manufatura aditiva por DED segundo ASTM F2792, adaptado (DASS; MORIDI, 2019)	3
Figura 2: Ciclos térmicos durante a deposição de três camadas na manufatura aditiva, adaptado (DASS; MORIDI, 2019).	4
Figura 3: Classificação dos aços inoxidáveis e suas variações por meio da composição química, adaptado (PADILHA; GUEDES, 2004; SILVA; MEI, 2010).....	7
Figura 4: Relação entre Energia livre de Gibbs e Temperatura. Adaptado (PORTER; EASTERLING, 2009).	12
Figura 5: Diagrama de fração volumétrica de equilíbrio das fases do aço AISI 308LSi obtido pelo software Thermo-Calc®.	13
Figura 6: Influência da velocidade de resfriamento na fase primária formada na solidificação. Adaptado (HAMMAR O.; SVENSSON U., 1979; SUUTALA, 1983).....	15
Figura 7: Efeito da velocidade de resfriamento na fração volumétrica de ferrita presente em ligas. Adaptado (PEREIRA; BEECH, 1980).	16
Figura 8: Morfologia da ferrita no metal de solda para o aço inoxidável duplex: A) indica a formação de ferrita vermicular descontínua “acicular”; B) ferrita vermicular contínua; C) ferrita ripada-austenita cercado por austenita contínua; D) Austenita de Widmanstätten em matriz de ferrita (SAVAGE; LIPPOLD, 1979).	17
Figura 9: Mapa de imprimabilidade com previsão da morfologia da camada fundida para uma liga 5%Ni e com 5% de Nb obtida por DED-Laser por deposição de pó. As regiões indicam: [1] boa qualidade (Azul), [2] penetração excessiva (Verde), [3] mordedura (Roxo) e [4] falta de fusão (Amarilhado). (JOHNSON et al., 2019)	22
Figura 10: Efeito da diluição da camada depositada (a) sem penetração ($W=0$) ou baixa penetração, indica falta de fusão com substrato; (b) boa sobreposição (indicada entre 10% e 30%); (c) penetração excessiva. Adaptado (DASS; MORIDI, 2019).....	23
Figura 11: Efeito do gradiente de temperatura G e aumento da taxa de resfriamento (R) na morfologia e tamanho da microestrutura durante a solidificação. Adaptado de (DEBROY et al., 2018).	24
Figura 12: Método esquemático da medida dos braços dendríticos secundários (VANDERSLUIS; RAVINDRAN, 2017).	26
Figura 13: Efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação: planar (a); celular (b); colunar dendrítico (c) e equiaxial dendrítico (d). SAVAGE, 1980)	29
Figura 14: Figura de polo determinando as direções adotadas para avaliação da textura na manufatura aditiva.(DEBROY et al., 2018).....	31
Figura 15: Posicionamento da amostra em relação a esfera de referência.	32
Figura 16: Representação dos quadrantes em uma figura de polo direta. Adaptado (PADILHA; SICILIANO JR., 1995).....	33
Figura 17: Função de distribuição de orientação dos cristalinos ou grãos em uma amostra policristalina. Adaptado (PADILHA; SICILIANO JR., 1995).....	34

Figura 18: Posicionamento da amostra para análise de textura. Adaptado (PADILHA; SICILIANO JR., 1995).	35
Figura 19: Processo de soldagem GTAW: a) Representação geral do processo, b) Representação ampliada do processo de soldagem.	37
Figura 20: Ação de limpeza superficial na soldagem GTAW com corrente reversa. Adaptado (AWS, 2004).	39
Figura 21: Tipos de polaridade para o processo de soldagem GTAW. Adaptado (AWS, 2004).	40
Figura 22: Eficiência do processo de soldagem (η) para soldagem GTAW e PAW (KOU, 2003).	41
Figura 23: Eficiência da fonte de calor nos processos de soldagem (KOU, 2003).	42
Figura 24: Ciclo térmico da zona afetada pelo calor para uma dada distância da zona de ligação. Adaptado de (ROSENTHAL, 1941).	46
Figura 25: Dimensão para deposição programada	49
Figura 26: Dispositivo de deslocamento com comando numérico computadorizado (CNC)	50
Figura 27: Interligação dos equipamentos	51
Figura 28: Base para fixação da tocha e alimentação de arame.	51
Figura 29: Suporte para proteção gasosa auxiliar	52
Figura 30: Base para apoio do substrato	52
Figura 31: Microscópio óptico, Zeiss modelo Vert A1.	53
Figura 32: Representação da “almofada” do aço inoxidável austenítico AISI 308L.	55
Figura 33: Amostras preparadas para análise química	55
Figura 34: Fonte de soldagem Capacitiva marca: VMV e modelo: Ew800.	56
Figura 35: Ponto selecionado para análise dos ciclos térmicos.	57
Figura 36: Sistema de aquisição de temperatura KEYSIGHT: a) representação da disposição e instalação dos termopares; b) representação das curvas de tempo e temperatura monitoradas pelo equipamento.	57
Figura 37: Sistema de leitura de tensão e corrente, a) osciloscópio Hantek conectado à porta USB do computador; b) Pinça para leitura de tensão; c) Garra amperimétrica.	59
Figura 38: Representação da curva Tensão (preto) e Corrente (azul), condição a) Sem pulsação; b) com frequência de 100 Hz; c) Frequência de 1 kHz e d) com frequência de 10 kHz.	61
Figura 39: Comparação da energia de deposição teórico - Experimental	62
Figura 40: Comparação teórico-experimental da variação da energia de deposição.	63
Figura 41: Microestrutura da amostra sem frequência de pulsação. Indicação em destaque representa o local de análise da microestrutura com ampliação em 200 X, representada à direita.	64

Figura 42: Microestrutura da amostra com frequência de pulsação de 100 Hz. Indicação em destaque representa o local de análise da microestrutura com ampliação em 200 X, representada à direita.	65
Figura 43: Microestrutura da amostra com frequência de pulsação de 1 kHz. Indicação em destaque representa o local de análise da microestrutura com ampliação em 200 X, representada à direita.	67
Figura 44: Microestrutura da amostra com frequência de pulsação de 10 kHz. Indicação em destaque representa o local de análise da microestrutura com ampliação em 200 X, representada à direita.	68
Figura 45: Microestrutura com ampliação em 200 X do aço AISI 308L Si. a) sem pulsação; b) 100Hz; c) 1kHz e d) 10 kHz.....	70
Figura 46: Representação tridimensional da microestrutura com ampliação em 500 X do aço AISI 308L Si, sem pulsação. Eixo Z indica altura e o eixo X indica o sentido de deslocamento da fonte.....	71
Figura 47: Representação tridimensional da microestrutura com ampliação em 500 X do aço AISI 308L Si, 100 Hz. Eixo Z indica altura e o eixo X indica o sentido de deslocamento da fonte.	72
Figura 48: Representação tridimensional da microestrutura com ampliação em 500 X do aço AISI 308L Si, 1 kHz. Eixo Z indica altura e o eixo X indica o sentido de deslocamento da fonte.	73
Figura 49: Representação tridimensional da microestrutura com ampliação em 500 X do aço AISI 308L Si, 10 kHz. Eixo Z indica altura e o eixo X indica o sentido de deslocamento da fonte.	74
Figura 50: Gráfico da fração volumétrica de ferrita para o aço AISI 308LSi em função da frequência de pulsação e para diferentes camadas.....	75
Figura 51:Fração volumétrica de ferrita para o aço AISI 308L Si, a) 0 Hz; b) 100 Hz; c) 1 kHz; d) 10 kHz.....	77
Figura 52: Fração volumétrica da ferrita em função de sua morfologia.....	79
Figura 53: Deformação térmica em função da frequência de pulsação na manufatura aditiva do aço AISI 308L Si com o processo GTA.....	83
Figura 54: Ciclos térmicos para amostra do aço AISI 308L-Si sem pulsação.	85
Figura 55: Ciclos térmicos para amostra do aço AISI 308L-Si com frequência de pulsação de 100 Hz.	86
Figura 56:Ciclos térmicos para amostra do aço AISI 308L-Si com frequência de pulsação de 1 kHz.	87
Figura 57: Ciclos térmicos para a amostra do aço AISI 308L-Si com frequência de pulsação de 10 kHz.....	88
Figura 58: Análise do espaçamento entre os braços dendríticos secundários com software Zeiss Zen Blue®.	89

Figura 59: Medida do espaçamento entre os braços secundários (Su) em função da taxa de resfriamento (R).....	90
Figura 60: Medida do espaçamento entre os braços secundários (Su) em função do tempo de solidificação local (tL).....	91
Figura 61: Figura de polo com orientação inicial do grão a 60° da amostra do aço AISI 308L Si (sem pulsação) das regiões à direita, centro e à esquerda da 13ª a 15ª camadas.	93
Figura 62: Representação esquemática da deposição da camada, direções dos planos cristalográficos e gradiente de temperatura “G”.	94
Figura 63: Representação da densidade de planos orientadas as direções Z [001]; X [100] e Y [010]. Análises realizadas em MEV com EBSD, nas regiões a esquerda, centro e a direita da 13ª camada (c); 14ª camada (b) e 15ª camada (a). (d) mostra a direção de solidificação da camada depositada para as regiões analisadas da amostra sem frequência de pulsação (0Hz).....	95
Figura 64:Figura de polo com orientação inicial do grão a 60° da amostra do aço AISI 308L Si (100 Hz) das regiões à direita, centro e à esquerda da 13ª a 15ª camadas.	97
Figura 65: Representação da densidade de planos orientadas as direções Z [001]; X [100] e Y [010]. Análises realizadas em MEV com EBSD, nas regiões a esquerda, centro e a direita da 13ª camada (c); 14ª camada (b) e 15ª camada (a). (d) mostra a direção de solidificação da camada depositada para as regiões analisadas da amostra com frequência de pulsação de (100 Hz).....	98
Figura 66: Figura de polo com orientação inicial do grão a 60° da amostra do aço AISI 308L Si (1 kHz) das regiões à direita, centro e à esquerda da 13ª a 15ª camadas.....	100
Figura 67: Representação da densidade de planos orientadas as direções Z [001]; X [100] e Y [010]. Análises realizadas em MEV com EBSD, nas regiões a esquerda, centro e a direita da 13ª camada (c); 14ª camada (b) e 15ª camada (a). (d) mostra a direção de solidificação da camada depositada para as regiões analisadas da amostra com frequência de pulsação de (1 kHz).....	101
Figura 68: Figura de polo com orientação inicial do grão a 60° da amostra do aço AISI 308L Si (10 kHz) das regiões à direita, centro e à esquerda da 13ª a 15ª camadas....	103
Figura 69: Representação da densidade de planos orientadas as direções Z [001]; X [100] e Y [010]. Análises realizadas em MEV com EBSD, nas regiões a esquerda, centro e a direita da 13ª camada (c); 14ª camada (b) e 15ª camada (a). (d) mostra a direção de solidificação da camada depositada para as regiões analisadas da amostra com frequência de pulsação de (10 kHz).....	104
Figura 70: a) Análise da imprimabilidade em função dos modelos aplicados; b) Relação da imprimabilidade em função da energia de deposição	107
Figura 71: a) Espaçamento entre os braços dendríticos secundários em função da fração volumétrica de ferrita; b) Espaçamento entre os braços dendríticos secundários em função da fração de ferrita acicular.	108

Figura 72: Espaçamento dos braços de dendrita secundário e deformação térmica ...	109
Figura 73: Gráfico da direção de solidificação x deformação térmica	110

Lista de Tabelas

Tabela 1: Composição química dos aços Inoxidáveis austeníticos. Adaptado de (BROWN, 1991)	8
Tabela 2: Aplicações dos aços inoxidáveis austeníticos. Adaptado (KLAR E.; SMAL P.K.; AMERICAS OMG., 1998; PHILIP D. HARVEY, 1982).....	10
Tabela 3: Aplicações de ligas na manufatura aditiva. (Milewski JO. Additive manufacturing of metals. Springer series in materials science, vol. 258. Springer; 2017.)	18
Tabela 4: Restrições típicas na manufatura aditiva. Adaptado de (DEBROY et al., 2018).	19
Tabela 5: Composição química consumível AISI 308LSi	48
Tabela 6: Valores típicos de referência dos ensaios mecânicos	48
Tabela 7: Parâmetros de deposição.....	49
Tabela 8: Parâmetros de frequência para o cálculo da energia de deposição de material.	50
Tabela 9: Dados de sobreposição e largura média da camada de depósito para o aço AISI 308L-Si.	69
Tabela 10: Dados da análise de variância realizada com base nas frações volumétricas de ferritas pertencentes às camadas e frequências de pulsação usadas.	80
Tabela 11: Comparação da fração volumétrica da ferrita entre as camadas feita pelo teste de Tukey.....	81
Tabela 12: Imprimabilidade avaliada com resultados experimentais avaliando a geometria da camada, para o aço AISI 308L Si.....	83
Tabela 13: Variação da taxa de solidificação e tempo de solidificação em função da frequência de pulsação da corrente de soldagem.	92
Tabela 14: variação da direção de solidificação orientados ao arco elétrico para as amostras do aço AISI308LSi, regiões de análise entre a 13ª e 15ª camada.....	106

Resumo

O objetivo deste trabalho é avaliar o comportamento do aço AISI 308L, aplicado na manufatura aditiva por deposição direta de energia (DED) com o processo GTA (TIG), a fim de encontrar os limites de utilização deste material, como uso de técnica de fabricação. O aço inoxidável AISI 308L é um aço austenítico e possui vasta aplicação em diversos segmentos industriais e em especial na indústria química, alimentícia e biomedicina, por ser um material que não apresenta transição dúctil frágil é amplamente aplicado em condições de trabalho em temperatura criogênica. Foi realizada a instrumentação do equipamento de soldagem e do corpo de prova, para análise dos parâmetros do processo de soldagem e avaliação da transferência de calor no material em função da frequência de pulsação (0 Hz -GTA convencional, 100 Hz, 1 kHz e 10 kHz) para determinação a sua influência na morfologia da ferrita e na imprimabilidade em cada corpo-de-prova. Para tais condições foi realizada a caracterização da amostra por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD), este último para avaliar a direção de solidificação por camada depositada. Os resultados mostraram que a frequência de pulsação de 100Hz reduziu a fração volumétrica de ferrita e apresentou a melhor imprimabilidade. Além disso, as amostras que foram preparadas utilizando a frequência de pulsação apresentaram valores superiores de imprimabilidade comparada a amostra sem pulsação e, a amostra com 10 kHz mostraram um aumento na formação de ferrita acicular.

Palavras-chave: Manufatura aditiva, Deposição direta de energia, Aços inoxidáveis austeníticos, Ferrita, Frequência de pulsação da corrente.

Abstract

The objective of this work is to evaluate the behavior of AISI 308L stainless steel, applied in additive manufacturing by direct energy deposition (DED) with the GTA (TIG) process, to find the limits of use of this material as a manufacturing technique. The AISI 308L is an austenitic steel with extensive applications across various industrial sectors, particularly in the chemical, food, and biomedical industries. Due to its resistance to ductile-brittle transition, it is widely utilized in cryogenic temperature working conditions. The welding equipment and the test specimen were instrumented for analysis of welding process parameters and evaluation of heat transfer in the material as a function of pulse frequency (0 Hz - conventional GTA, 100 Hz, 1 kHz, and 10 kHz) to determine its influence on ferrite morphology and printability in each test specimen. Under these conditions, the sample was characterized by optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM) and backscattered electron diffraction (EBSD), the latter to evaluate the direction of solidification by deposited layer. The results showed that a pulse frequency of 100Hz reduced the volumetric fraction of ferrite and exhibited the best printability. Furthermore, samples prepared using the pulse frequency showed higher printability values compared to samples without pulsation, and samples with 10 kHz showed an increase in the formation of acicular ferrite.

Keywords: Additive Manufacturing, Direct Energy Deposition, Austenitic Stainless Steel, Ferrite, Pulse Current Frequency

1 INTRODUÇÃO

A manufatura aditiva (MA) é definida como um processo de construção de peças através da deposição de camada por camada, utilizando uma fonte de energia e material de adição (pó metálico ou arame maciço). Este tipo de processo de construção não é aplicado em produções de larga escala. Sua utilização principal é na fabricação individual de peças ou componentes e, portanto, está na fronteira dos processos de fabricação (MAZUMDER, 2015). As camadas se sobrepõem conforme a topologia do projeto do componente, controlado por um software. A manufatura aditiva é uma das tecnologias da indústria 4.0. A grande meta a ser atingida é a redução do estoque de componentes que têm custo de fabricação muito elevado. A integração da fabricação por demanda por MA de um componente que necessita ser substituído, a partir da indústria 4.0, tem mudado o paradigma de estoque de componentes nas indústrias. Além disso, atualmente o uso dessa tecnologia passou da prototipagem, com a fabricação de componentes através de moldes, para o desenvolvimento e fabricação de modelos funcionais por MA, aplicados aos mais diversos seguimentos industriais.

A MA é um processo alternativo ao processo de fabricação por fundição. Ela tem uma vantagem sobre outras técnicas de manufatura, produzindo formas complexas, sem a necessidade de várias etapas de processamento convencionais, com o uso de ferramentas caras, matrizes ou moldes de fundição (MAZUMDER et al., 2000). A MA gera maior economia em relação à fundição, além de contribuir com o meio ambiente, reduzindo a geração de resíduos poluentes.

A ASTM define a manufatura aditiva como “um processo de fabricação de materiais para fazer objetos a partir de um modelo de dados 3D, geralmente camada por camada, como oposto à metodologia de manufatura subtrativa¹” (ASTM INTERNATIONAL, 2013).

¹Processos de manufatura subtrativa: Usinagem (Torneamento, fresamento, retificação, furações etc.)

O processo de fabricação de componentes por manufatura aditiva por deposição direta com arco elétrico (Additive Manufacturing by Direct Energy Deposition by Electric Arc) (MA-DED-A) é uma das variantes dos tipos de processamentos por MA. Tem tido um grande desenvolvimento, principalmente nos diferentes tipos de indústrias pesadas, como na indústria de óleo e gás, na indústria naval e nas indústrias química, petroquímica e de papel e celulose, entre outras.

A Manufatura aditiva por arco elétrico pode utilizar fontes de energia geradas com equipamentos de soldagem como, por exemplo: GMAW (Gas Metal Arc Welding), GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), PAW (Plasma Arc Welding), EBW (Electron Beam Welding) e LBW (Laser Welding). Esses processos fundem e depositam o material na forma de arame maciço ou pó (ALBERTI; SILVA; D'OLIVEIRA, 2014; DASS; MORIDI, 2019). A Figura 1 apresenta a classificação da manufatura aditiva por DED, com relação à fonte de energia e ao tipo de adição utilizados, segundo a norma ASTM F2792.

O processo de soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), também denominado como processo TIG (Tungsten Inert Gas), é um processo de soldagem que utiliza o arco elétrico aberto entre um eletrodo não consumível, a base de tungstênio, e a poça de fusão. Este processo emprega um gás inerte externo como proteção da poça de fusão, e não há aplicação de pressão. A soldagem GTAW (TIG) com adição pode ser empregada na manufatura aditiva. Para tanto, a soldagem deve ser mecanizada ou automatizada, utilizando-se um alimentador de arame e um dispositivo de movimentação da tocha ou um robô, para topologias mais complexas de peças que serão fabricadas por manufatura aditiva (ALBERTI; SILVA; D'OLIVEIRA, 2014)

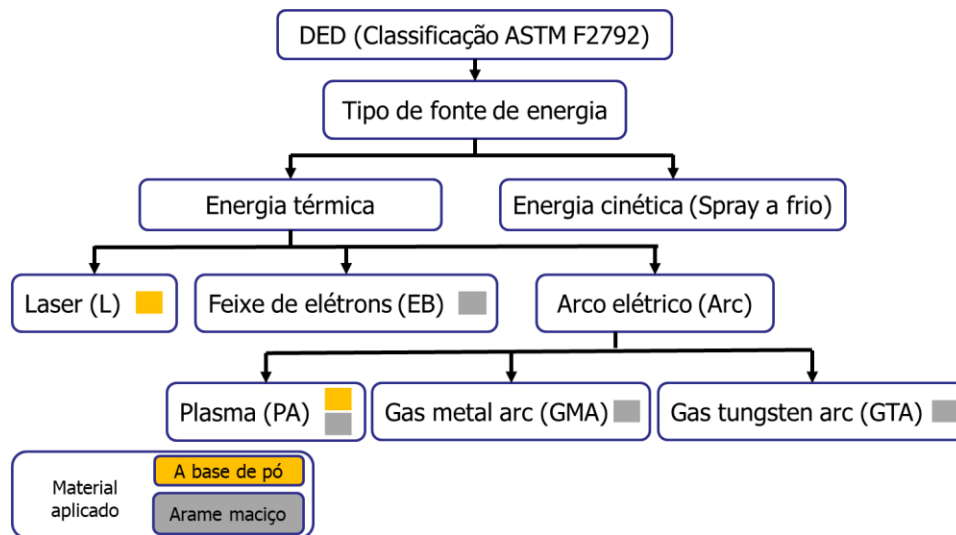


Figura 1: Classificação da manufatura aditiva por DED segundo ASTM F2792, adaptado (DASS; MORIDI, 2019)

A corrente de soldagem atua diretamente na morfologia do cordão de solda, mudando a penetração e a largura, fatores que – associados – podem mudar a taxa de deposição do metal de adição. A tensão do arco, na soldagem, em geral, é controlada pelo comprimento do arco, ou seja, a distância entre a ponta do eletrodo não consumível e o metal de base. A tensão e a corrente do arco elétrico de soldagem são diretamente proporcionais à energia de soldagem, que representa a quantidade de energia gerada por comprimento de cordão. A velocidade de soldagem é inversamente proporcional, e, em geral, maiores velocidades e menores correntes produzem cordões mais estreitos, reduzindo a energia de soldagem. Segundo (JOHNSON et al., 2019) estes parâmetros são capazes de alterar as características de imprimabilidade², de acordo com a topologia componente obtida em diferentes camadas depositadas por MA-DED-GTA.

Durante o processo de deposição das camadas ocorrem sucessivos aquecimentos que podem promover algum tipo de transformação de fase. Eventualmente, podem introduzir fragilizações na camada e entre camadas, caso a peça não seja tratada termicamente após a finalização do componente fabricado por MA. A Figura 2 mostra, esquematicamente, os aquecimentos sucessivos durante a deposição das camadas na fabricação,

² Imprimabilidade: Capacidade de produzir geometrias complexas com melhor controle da topologia.

em um intervalo de temperatura no qual pode ocorrer algum tipo de fragilização no material depositado. (DASS; MORIDI, 2019; GARCIA; BRANDI, 2011).

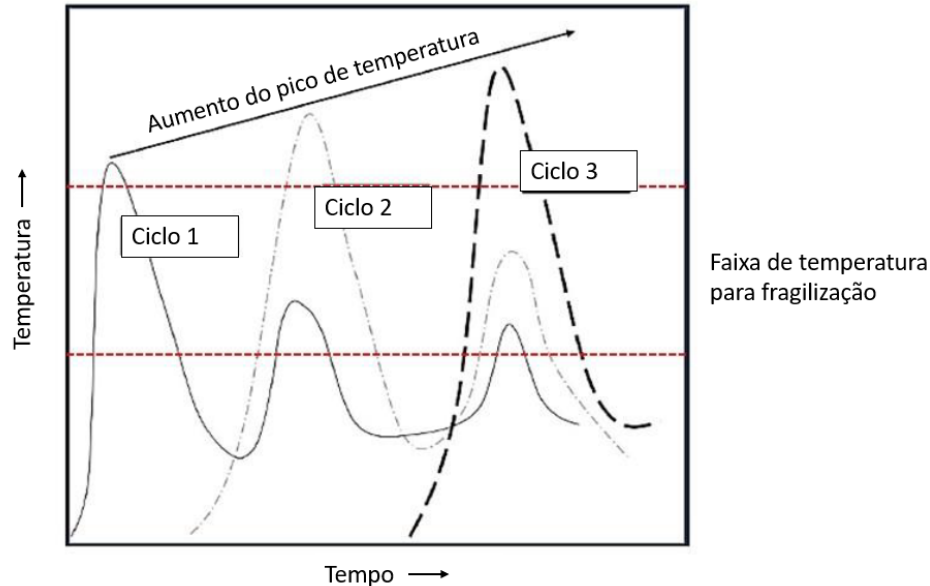


Figura 2: Ciclos térmicos durante a deposição de três camadas na manufatura aditiva, adaptado (DASS; MORIDI, 2019).

A partir da Figura 2 é possível notar que, para o intervalo de temperatura marcado, todos os três ciclos podem ter alterado as microestruturas das camadas anteriormente depositadas. O tempo crescente na região de fragilização pode gerar a necessidade de um tratamento térmico posterior, para restaurar as propriedades mecânicas originais, similares à fabricação do mesmo componente por fundição. (PINEDO, 2021).

Há ainda muito que pesquisar, desde o aperfeiçoamento de equipamentos e dispositivos de soldagem até o desenvolvimento de materiais adequados à MA-DED-A (composição química, topologia do componente e tipo de consumível). Com isso, o estudo do comportamento mecânico, microestrutural e imprimabilidade do produto, realizado por MA, torna-se um tema fundamental para fabricação de componentes por MA. Este é um dos pontos fracos deste processo de fabricação, devido à anisotropia gerada durante o processo de fabricação. Outro grande desafio operacional é manter a estabilidade das partes do componente e o controle da deformação das paredes obtidas, a fim de obter o componente final fabricado por MA, para a posterior usinagem. Em muitos

casos, um tratamento térmico após a deposição pode ser recomendado(DEBROY et al., 2018).

O processo de soldagem GTAW pulsado é um dos processos de soldagem a arco que podem ser utilizados na MA-DED-GTA, por apresentar a melhor qualidade do material depositado, evitando respingos e geração de escória. A pulsação do arco elétrico pode alterar a microestrutura do material depositado, reduzindo a energia fornecida para a poça de fusão, promovendo a agitação da poça de fusão e o alterando o gradiente de temperatura a cada ciclo (GARCIA; BRANDI, 2011). A fim de verificar o comportamento destes efeitos no material fabricado na MA, foi escolhido o aço inoxidável austenítico (AISI 308L Si) para ser testado com relação à pulsação da corrente, devido às microestruturas geradas na deposição do arame maciço.

2 OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivos:

- analisar o efeito da frequência de pulsação da corrente de soldagem do processo GTAW na MA-DED, relacionando seus efeitos com a microestrutura do aço AISI 308L-Si;
- estudar a imprimabilidade na MA-DED-GTA em função da frequência de pulsação da corrente de soldagem.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são caracterizados por oferecerem uma ótima combinação de propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Estes aços possuem elementos de liga tais como Ni, Cr e Mo. Tais elementos podem ser combinados para favorecer certas características da liga, e sua modificação pode ser atribuída a uma melhoria em suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão (PADILHA; GUEDES, 2004; SILVA; MEI, 2010)

Alguns destes elementos são essenciais para estas ligas, sendo os principais deles: o (Cr), que deve possuir uma fração mínima de 12%; e o Ni, que forma os três sistemas mais estudados para o entendimento dos aços inoxidáveis (PADILHA; GUEDES, 2004; SILVA; MEI, 2010). Sua microestrutura pode definir o desempenho dos aços inoxidáveis e depende fortemente da composição química e tratamento térmico realizado. Já em relação a seu agrupamento, pode ser distribuído em cinco categorias (SILVA; MEI, 2010) representadas na Figura 3.

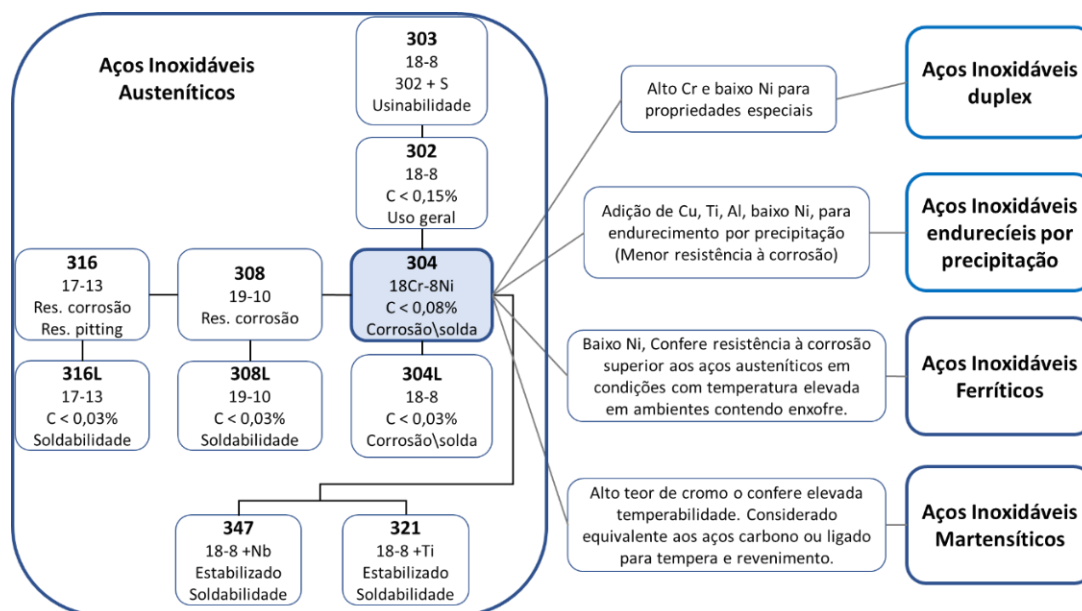


Figura 3: Classificação dos aços inoxidáveis e suas variações por meio da composição química, adaptado (PADILHA; GUEDES, 2004; SILVA; MEI, 2010).

3.2. Aços inoxidáveis Austeníticos

São os aços inoxidáveis mais comuns devido à sua resistência à corrosão, tenacidade, soldabilidade e boa usinabilidade. A fase austenítica é estabilizada por elementos de liga austenitizantes como o níquel e o carbono, entre outros elementos.

Tabela 1. A estrutura austenítica favorece sua aplicação em temperaturas criogênicas, já que não sofrem a transição dúctil-frágil. Além disso pode ser aplicado em temperaturas elevadas, devido sua resistência à deformação a quente (SILVA; MEI, 2010).

Tabela 1: Composição química dos aços Inoxidáveis austeníticos. Adaptado de (BROWN, 1991)

Composição típica dos aços inoxidáveis austeníticos (série 300 segundo a AISI)					
AISI	Composição nominal (%)				
Grau	C	Mn	Cr	Ni	Outros
301	0,15 Máx.	2,0	16,0 – 18,0	6,0 – 8,0	-----
302	0,15 Máx.	2,0	17,0 – 19,0	8,0 – 10,0	-----
304	0,08 Máx.	2,0	18,0 – 20,0	8,0 – 12,0	-----
304L	0,03 Máx.	2,0	18,0 – 20,0	8,0 – 12,0	-----
308L	0,03 Máx.	1,0 – 2,5	19,5 – 22,0	9,0 – 11,0	0,75 Mo Máx.
309	0,20 Máx.	2,0	22,0 – 24,0	12,0 – 15,0	-----
310	0,25 Máx.	2,0	24,0 – 26,0	19,0 – 22,0	-----
316	0,08 Máx.	2,0	16,0 – 18,0	10,0 – 14,0	2,0 - 3,0 Mo máx.
316L	0,03 Máx.	2,0	16,0 – 18,0	10,0 – 14,0	2,0 - 3,0 Mo máx
321	0,08 Máx.	2,0	17,0 – 19,0	9,0 – 12,0	(5x%C) Ti min.
347	0,08 Máx.	2,0	17,0 – 19,0	9,0 – 13,0	(10x%C) Nb - Ta min.

Embora sejam considerados aços austeníticos, é possível que exista uma fração volumétrica de ferrita, presente em chapas grossas e na zona fundida de uma junta soldada. Na zona fundida é comum encontrar uma fração volumétrica de aproximadamente 10%, para evitar a trinca de solidificação. Outra consideração relevante para estes aços diz respeito a sua plasticidade e capacidade de encruamento. Estas características podem resultar em um limite de escoamento elevado, destacando o emprego destas ligas na conformação de chapas metálicas em trabalho a frio. Aplicações típicas podem ser encontradas na indústria química e alimentícia, com produtos como: cubas; tanques; tanques; ta-lheres; entre outros.

3.3. Aplicações dos aços inoxidáveis

O desenvolvimento dos aços inoxidáveis surgiu devido às limitações que eram impostas ao ferro e ao aço até o início do século XX, pois não possuíam uma resistência suficiente à corrosão, e seu desenvolvimento foi auxiliado por conhecimentos científicos relativos à resistência à corrosão. O desenvolvimento de ligas resistentes à corrosão teve início em vários países, com notáveis contribuições na Alemanha por Straub e Maurer, que trabalharam com aços ao cromo e cromo-níquel entre os anos de 1908 e 1910. Em 1911, nos Estados Unidos da América, Christian Dantszen conduziu experimentos com ligas contendo de 14% a 16% de cromo e baixo teor de carbono, utilizando a aluminotermia, resultando na criação dos aços inoxidáveis ferríticos. Na Inglaterra, no ano de 1912, Harry Brearley descreveu suas próprias experiências, nas quais preparou ligas com 12,8% de cromo e 0,24% de carbono, dando origem aos aços inoxidáveis martensíticos (PADILHA; GUEDES, 2004). Porém, nenhum material é completamente inoxidável, devendo ser considerada a correta seleção do material para sua aplicação industrial em meios corrosivos (SILVA; MEI, 2010).

3.3.1. Aplicações dos aços inoxidáveis austeníticos

Sua vasta aplicação torna este aço um dos mais empregados na indústria de base e alimentícia, por possuir uma resistência à corrosão muito boa, elevada tenacidade, plasticidade e boa soldabilidade. Como não possui a temperatura de transição dúctil frágil, é amplamente aplicado em temperaturas criogênicas. Além disto, sua capacidade de encruamento torna esta uma das ligas mais aplicadas para trabalho a frio (PADILHA; GUEDES, 2004; SILVA; MEI, 2010). Na Tabela 2, destaca-se algumas das principais aplicações de acordo com a liga para os aços inoxidáveis austeníticos.

Tabela 2: Aplicações dos aços inoxidáveis austeníticos. (KLAR E.; SMAL P.K.; AMERICAS OMG., 1998; PHILIP D. HARVEY, 1982)

Aplicações dos aços inoxidáveis austeníticos	
Automotiva	Trava do cinto de segurança, Braços do limpador de para-brisa, Válvulas de temperatura do coletor.
Aeroespacial	Fixadores e rebites, Componentes de aeronaves, Alavancas de portas.
Marítima	Eixos e peças de bombas.
Química	Manômetros de água e gás, Caldeira não aquecida, trocadores de calor, Filtros de líquido e gás, medidores de combustí- vel, tubos, flange e conexões especiais, Peças para serviço de alta temperatura, Aplicações criogênicas.
Linha branca	Chuveiros, equipamentos de escritório, Componentes de máquina de lavar roupas.
Medicina	Equipamentos odontológicos, próteses.
Eletroeletrônica	Chaves rotativas, Pontas de teste de equipamentos elétricos.

Segundo Costa e Silva (SILVA; MEI, 2010), estes aços podem ser classificados como estáveis e metaestáveis, sendo os aços austeníticos estáveis os que mantêm a estrutura cristalina, mesmo após a deformação a frio. Os austeníticos metaestáveis podem ter sua estrutura transformada em martensita, quando submetidos à deformação a frio. Tal fato gera uma diferença considerável na curva tensão-deformação além de introduzir um comportamento magnético da peça conformada a frio.

3.4. Solidificação

A solidificação dos aços inoxidáveis pode ter forte influência em relação à concentração dos elementos de liga presentes na composição química do material, através da microsegregação (PADILHA; GUEDES, 2004) Além disto, pode-se destacar o mecanismo de formação da microestrutura que está diretamente relacionado à transformação fase, do estado líquido para o sólido, alterando a formação de ferrita e/ou austenita, relacionadas em condição de equilíbrio à energia livre de Gibbs (PORTER; EASTERLING, 2009). A morfologia da ferrita está relacionada com a velocidade de resfriamento.

Segundo Porter e Easterling (PORTER; EASTERLING, 2009), a diminuição da energia livre fornece a força motriz para a solidificação em equilíbrio, representada na Figura 4. Quando se lida com a transformação de fase é importante considerar a energia livre entre as duas fases em temperaturas maiores que a temperatura de equilíbrio, que pode ser considerada como a temperatura de fusão T_f , para um metal puro, quando a diferença entre a energia livre de Gibbs do sólido e do líquido são iguais a zero.

Esta variação da energia livre de Gibbs em função da temperatura pode ser representada por:

$$G^L = H^L - TS^L$$

$$G^S = H^S - TS^S$$

Conservando-se a temperatura T constante:

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$$

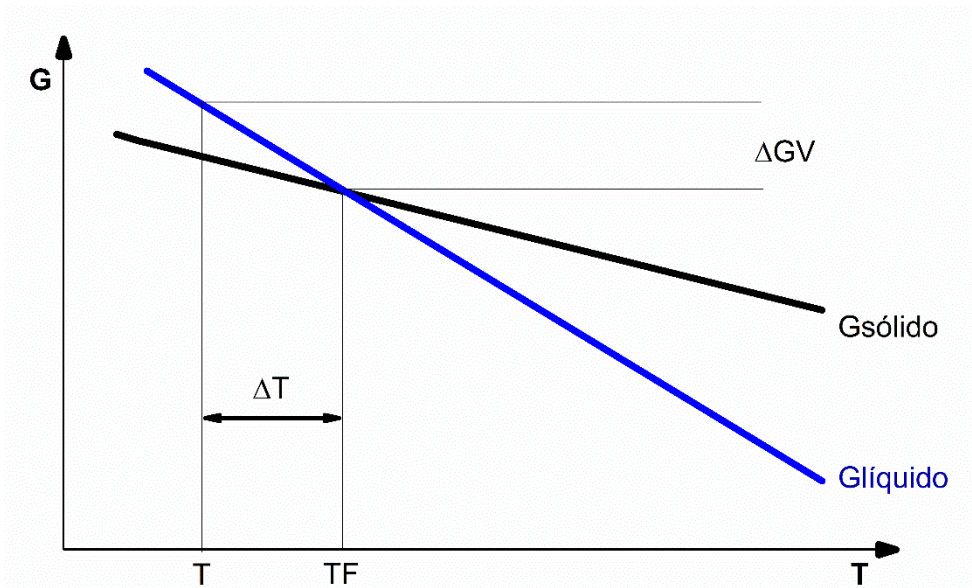
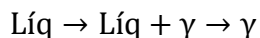


Figura 4: Relação entre Energia livre de Gibbs e Temperatura. Adaptado (PORTER; EASTERLING, 2009).

Estes fenômenos são relevantes para determinar a sequência de solidificação dos aços inoxidáveis, apresentando efeitos distintos em função da composição química, podendo ser representados nos quatro seguintes modos de solidificação (PADILHA; GUEDES, 2004)

- I. Primeiramente ocorre a formação de dendritas de austenita, mantendo-se apenas esta fase.



- II. Ocorre a formação de dendritas de austenita, formando a ferrita entre os braços das dendritas, por efeito de microsegregação de elementos de liga, que promovem a formação de ferrita.

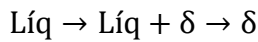


- III. Formação de dendritas de ferrita, seguida de austenita na interface ferrita-líquido, por intermédio de uma reação peritética; a depender das condições de solidificação “composição química” pode ocorrer uma reação eutética envolvendo três fases ($L + \delta + \gamma$). Após a nucleação, a austenita cresce para ferrita e líquido, com segregação de elementos que promovem ferrita no interior da dendrita assim como para o líquido, o que pode estabilizar ferrita

no interior da dendrita e causar formação de ferrita nos espaços interdendríticos.



- IV. Formação de ferrita na solidificação, apresentando formação de austenita somente no estado sólido.



Embora esta seja uma descrição bem abrangente da sequência de solidificação, podemos analisá-la melhor por meio do diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr-Ni, calculado no software Thermo-Calc®, Figura 5. Pode-se considerar a nucleação simultânea de ferrita e austenita, que pode ocorrer devido às flutuações de composição química durante a solidificação e variações na velocidade de resfriamento (HUANG; LOGÉ, 2016; PADILHA; GUEDES, 2004; PORTER; EASTERLING, 2009).

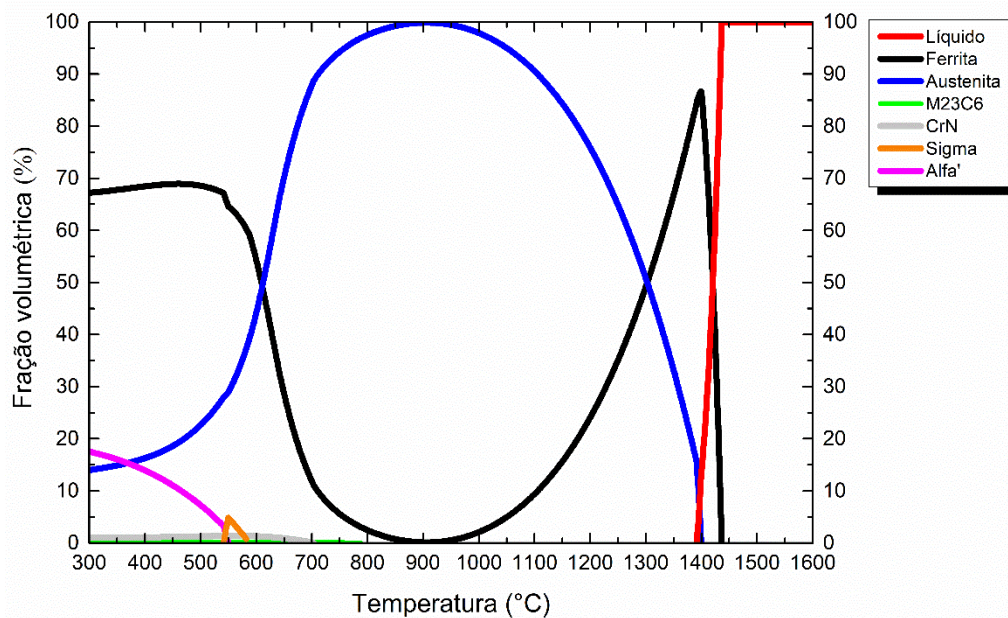


Figura 5: Diagrama de fração volumétrica de equilíbrio das fases do aço AISI 308LSi obtido pelo software Thermo-Calc®.

Nos primeiros estudos envolvendo condições de solidificação na soldagem, eram comuns definições envolvendo uma reação eutética (SUUTALA, 1983; SUUTALA; TAKALO; MOISIO, 1979, 1980), que foi contestada logo em seguida, por meio de experiências envolvendo a solidificação direcional de aços inoxidáveis austeníticos AISI 316. Foi

identificada a formação de austenita entre os braços de dendritas primárias de ferrita por uma reação peritética (FREDRIKSSON, 1972, 1979).

De acordo com Fredriksson, a nucleação da austenita ocorre na interface líquido-ferrita, sendo controlada por difusão na fase líquida, promovendo o envolvimento da ferrita pela austenita. Dependendo das condições de resfriamento, esta reação pode não ser completada, resultando em formação de ferrita e austenita após solidificação da liga. Ainda durante o crescimento da austenita pode-se ocorrer no líquido e o interior das dendritas a microsegregação de elementos ferritizantes, possibilitando o crescimento de ferrita de maneira simultânea.

Esta discussão é de grande relevância para o desenvolvimento deste trabalho, visto que a sequência de solidificação e o tempo de resfriamento são significantes para justificar a formação de fase presente na estrutura e sua morfologia, fatores que, juntos, estabelecem o comportamento do material.

Os estudos com maior dinâmica para o entendimento do comportamento dos materiais envolvem a velocidade de resfriamento no estado sólido. Primeiramente abordados por (SUUTALA; TAKALO; MOISIO, 1979) determinando a relação entre C_{req}/N_{ieq} , que corresponderia à transição na solidificação primária de austenita para ferrita em diferentes condições de resfriamento.

Em experiências realizadas por (HAMMAR O.; SVENSSON U., 1979; SUUTALA; TAKALO; MOISIO, 1980) com soldagem e análise térmica de duas faixas de transição na solidificação, envolvendo a nucleação de austenita na ferrita, representada na Figura 6, Onde a linha superior tracejada corresponde a relação $C_{req}/N_{ieq}=1,47$ em baixa velocidade de resfriamento, realizada com a velocidade de soldagem de 10 cm/min. usando GTA e a linha inferior, a soldagem realizada com 30 cm/min. também com GTA para uma relação $C_{req}/N_{ieq}=1,52$. A análise térmica “linha contínua” é obtida a partir dos estudos de solidificação em aços inoxidáveis austeníticos realizados por Hammar e Svensson.

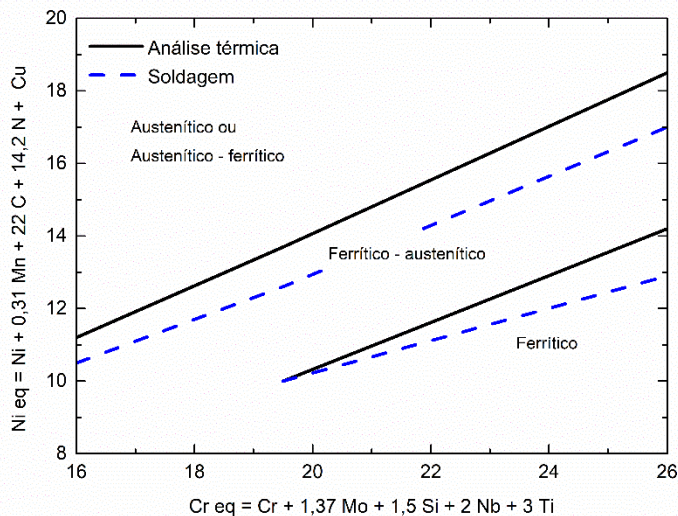


Figura 6: Influência da velocidade de resfriamento na fase primária formada na solidificação. Adaptado (HAMMAR O.; SVENSSON U., 1979; SUUTALA, 1983).

Fredriksson (FREDRIKSSON, 1979), ao realizar experiências envolvendo a solidificação direcional de aços inoxidáveis austeníticos, observou que em maiores velocidades de resfriamento é favorecida a formação de ferrita na fase primária durante a solidificação. Esse fenômeno foi justificado por Suutala (SUUTALA, 1983), que explicou o fenômeno como devido ao uso de baixas velocidades de crescimento e elevado gradiente térmico, poderia resultar em um crescimento não dendrítico. Assim seria, já que em condições que envolvem a soldagem pode ocorrer variação na morfologia presente em função da variação da taxa de crescimento R e o gradiente de temperatura G , fatores que associados podem resultar em variações de morfologia, obtendo como característica a morfologia celular; colunar dendrítica e equiaxial dendrítica. e resultados semelhantes, que resultaram na formação de austenita primária.

Estudos realizados por VITEK; DASGUPTA; DAVID, 1983) para verificar os efeitos da velocidade de resfriamento na soldagem a arco, observaram, para o aço AISI 308, a formação de ferrita como fase primária e alterações na sequência de solidificação, apresentando estrutura totalmente austenítica em velocidades de solidificação elevadas e uma matriz do tipo duplex para baixa velocidade de solidificação.

Segundo Padilha (PADILHA; GUEDES, 2004), nas ligas em que a solidificação se inicia com a formação de ferrita, a transição para austenita pode ocorrer durante a solidificação, por uma reação peritética ou por transformação no estado sólido. Em ambos os casos são transformações lentas, pois dependem diretamente da difusão no estado sólido. Este comportamento foi explicado no estudo realizado por (CHO; CZERWINSKI; SZPUNAR, 2000; PEREIRA; BEECH, 1980) no qual se observaram maiores frações de ferrita na microestrutura para maiores velocidades de resfriamento, conforme Figura 7. Justifica-se este comportamento a tempos mais curtos para que ocorra a difusão, apresentando menor probabilidade de reação peritética para formação de austenita a partir da ferrita no estado sólido.

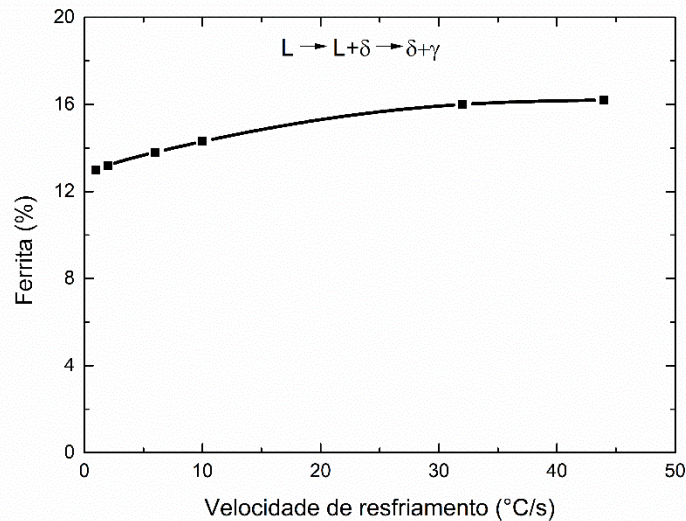


Figura 7: Efeito da velocidade de resfriamento na fração volumétrica de ferrita presente em ligas. Adaptado (PEREIRA; BEECH, 1980).

De acordo com Fredriksson (FREDRIKSSON, 1979), uma velocidade de resfriamento elevada no campo onde coexistem a fase pró-peritética e o líquido, com baixas velocidades de resfriamento, quando se tem presença de duas fases sólidas, pode favorecer a formação de microestrutura com menor fração volumétrica de ferrita.

As faixas de temperaturas às quais o material é submetido contribuem para a transformação de fase, favorecendo mudanças no estado sólido e a capacidade da

difusão ocorrer de forma mais acelerada na ferrita do que na austenita, podendo alterar a morfologia da ferrita presente na microestrutura, resultando em queda de desempenho em relação às propriedades do componente fabricado. Na Figura 8, tem-se algumas morfologias características da ferrita para os aços inoxidáveis.

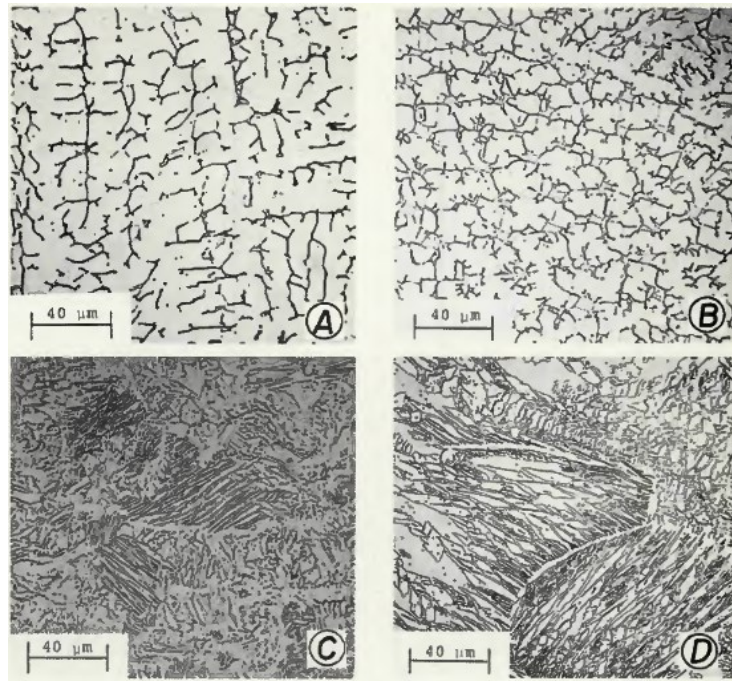


Figura 8: Morfologia da ferrita no metal de solda para o aço inoxidável duplex: A) indica a formação de ferrita vermicular descontínua “acicular”; B) ferrita vermicular contínua; C) ferrita ripada-austenita cercado por austenita contínua; D) Austenita de Widmanstätten em matriz de ferrita (SAVAGE; LIPPOLD, 1979).

Estas mudanças são caracterizadas por diversos efeitos, e muitas delas podem ser promovidas em função do processo de fabricação adotado. Efeitos como agitação da poça de fusão e a composição química do metal base e de adição contribuem diretamente para a formação da morfologia presente, sendo este um fenômeno relevante para o desenvolvimento deste trabalho.

3.5. Manufatura Aditiva (MA)

O desenvolvimento tecnológico e o surgimento de novas tecnologias impulsionaram a otimização da nossa cadeia de fabricação. Estudos com base na extração e consumo dos recursos naturais permitiram um melhor entendimento do impacto do produto

associado aos aspectos ambientais, o que torna esta técnica uma excelente alternativa para manter a sustentabilidade, reduzindo custos e o impacto ambiental.

A manufatura aditiva pode ser classificada segundo sua fonte de calor imposta para a formação da camada de depósito, de acordo com a norma ASTM Standard F2792. Pode ser dividida em duas categorias: Directed Energy Deposition (DED) e Powder Bed Fusion (PBF). Estas categorias podem conter as seguintes nomenclaturas: Laser (L); Plasma Arc (PA); Gas metal Arc (GMA); ou Gas Tungsten Arc (GTA) (DEBROY et al., 2018).

O constante crescimento de estudos envolvendo essa técnica traz abordagens sobre as ligas e suas aplicações. As aplicações envolvem restrições das mais diversas que podem ser aplicadas ao seu campo de atuação, conforme Tabela 3. É possível determinar uma forte tendência da aplicação das ligas de aços inoxidáveis em todos os seguimentos apresentados. O comportamento destas ligas pode variar, podendo apresentar comportamentos distintos para uma mesma aplicação.

Tabela 3: Aplicações de ligas na manufatura aditiva. (Milewski JO. Additive manufacturing of metals. Springer series in materials science, vol. 258. Springer; 2017.)

Aplicações\Ligas	Alumínio	Aços maraging	Aços Inoxidáveis	Titânio	Cobalto Cromo	Super ligas de Níquel	Metais preciosos
Aeroespacial	X		X	X	X	X	
Médica			X	X	X		X
Energia, Óleo e Gás			X				
Automobilística	X		X	X			
Naval			X	X		X	
Usinabilidade e Soldabilidade	X		X	X		X	
Resistência à Corrosão			X	X	X	X	
Alta temperatura			X	X		X	
Ferramentas e Moldes		X	X				
Bens de consumo	X		X				X

A obtenção de peças por manufatura aditiva implica em algumas restrições de forma e dimensional, sendo muitas vezes comum a produção de geometrias com sobre metal. Sua precisão depende diretamente da fonte de energia empregada no processo (DEBROY et al., 2018), necessitando de tratamentos térmicos, processos de usinagem e acabamento subsequentes, como representado na Tabela 4.

Tabela 4: Restrições típicas na manufatura aditiva. Adaptado de (DEBROY et al., 2018).

Classificação	DED			PBF	
	Powder	Wire		Powder	
Fonte de Calor	Laser	E-Beam	Arco elétrico	Laser	E-Beam
Nomedatura	DED-L	DED-EB	DED-PA/DED-GMA/DED-GTA	PBF-L	PBF-EB
Potência (W)	100-3000	500-2000	1000-3000	50-1000	50-1000
Velocidade de avanço (mm/s)	5 - 20	1 - 10	5 - 15	10-1000	10-1000
Taxa de alimentação (g/s)	0,1 - 1,0	0,1 - 2,0	0,2 - 2,8	-	-
Velocidade de trabalho	Alta	Média	Baixa	High	High
Precisão dimensional (mm)	0,5 - 1,0	1,0 - 1,5	Formas complexas não são possíveis	0,04 - 0,2	0,04 - 0,2
Rugosidade superficial (μm)	4 - 10	8 - 15	Usinagem recomendada	7 - 20	7 - 20
pós processamento	Raramente necessita de acabamento superficial	Acabamento superficial e usinagem são recomendados	Usinagem é essencial para produção da peça final	-	-

3.5.1. Imprimabilidade na manufatura aditiva (MA)

Ao longo da última década foram desenvolvidos diversos trabalhos para um melhor entendimento da manufatura aditiva (ALBERTI; SILVA; D'OLIVEIRA, 2014; JOHNSON et al., 2019; MUKHERJEE et al., 2016). Muitas técnicas foram aplicadas para estabelecer parâmetros capazes de identificar as condições ótimas da MA de diversos metais e ligas. Apesar do avanço desta técnica, ainda existem lacunas que devem ser preenchidas para um melhor entendimento dos parâmetros do processo na obtenção de peças e componentes que permitam combinar suas propriedades com a obtenção de geometrias complexas, de forma a atender os critérios para qualificação e certificação destes componentes (JOHNSON et al., 2019).

As características adotadas para avaliar a imprimabilidade das ligas na manufatura aditiva associam os resultados empíricos, princípios físicos e a geometria da camada de depósito. Alguns estudos (JOHNSON et al., 2019; MUKHERJEE et al., 2016) relacionam à deformação térmica (ϵ) um parâmetro para estimar a imprimabilidade da liga. A deformação térmica atua na avaliação da distorção do componente, e, à medida que aumenta o número de camadas, as condições de escoamento de calor se alteram, resultando em um aumento da deformação térmica para as camadas mais próximas da fonte de calor, diminuindo a absorção deste calor pelo substrato. Valores maiores da deformação térmica reduzem a capacidade da imprimabilidade da liga. O comportamento da liga, durante a MA, pode ser relacionado à difusividade térmica e à densidade da liga, em conjunto com os parâmetros da fonte de calor, determinantes para estabelecer a energia de deposição entregue à poça de fusão (JOHNSON et al., 2019; MUKHERJEE et al., 2016).

A análise da deformação térmica pode ser calculada pela Equação 1 (DASS; MORIDI, 2019; MUKHERJEE et al., 2016):

$$\varepsilon^* = \frac{\beta \Delta T}{EI} \frac{t}{F\sqrt{\rho}} H \quad (1)$$

Onde:

ε = Deformação térmica

β = Coeficiente de expansão térmica ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$)

T = Temperatura ($^\circ\text{C}$)

t = Tempo de deposição (m/s)

EI = Resistência à flexão (kgf/m^2)

E = Módulo de Young (MPa)

I = Momento de Área Secundário (m^4)

F = Número de Fourier

ρ = Densidade (kg/m^3)

H = Energia de Deposição (J/m)

O Momento de Área Secundário é uma propriedade geométrica de uma área que corresponde a maneira como os pontos são distribuídos, com relação a um eixo arbitrário. A interpretação física dele representa o quão resistente é a uma determinada área com relação ao seu dobramento. Seu cálculo para os eixos 'x' e 'y' está apresentado nas equações 2 e 3.

$$I_y = \iint_A x^2 dx dy \quad (2)$$

$$I_x = \iint_A y^2 dx dy \quad (3)$$

O número de Fourier, apresentado na Equação 4, expressa o valor relativo entre o calor dissipado e o calor absorvido (DASS; MORIDI, 2019; MUKHERJEE et al., 2017).

$$F = \frac{\alpha\tau}{L^2} \quad (4)$$

Onde:

α = Difusividade térmica (m²/s)

τ = Escala de tempo característico (s)

L = Comprimento característico (m)

A avaliação da imprimabilidade tem sido um importante fator para análise do comportamento da liga na manufatura aditiva, embora haja dúvidas sobre o método correto para sua avaliação. Mukherjee (MUKHERJEE et al., 2016) Propôs uma metodologia para avaliar o impacto do processamento do material em função da composição química de diversas ligas. Com base no material, é feita uma avaliação da combinação de propriedades e características da poça de fusão, de modo a considerar possíveis defeitos macroestruturais na formação das camadas de depósito. Eles podem surgir por falta de penetração, porosidade e empobrecimento da liga devido à vaporização de elementos de liga na poça de fusão (JOHNSON et al., 2019).

Análises experimentais podem considerar outros fatores baseados na morfologia da camada depositada, estabelecendo uma relação da poça de fusão com a geometria do cordão segundo fatores de forma. Essas características têm relação direta com a intensidade de energia de deposição aplicada na poça de fusão e tempo de permanência. No trabalho proposto por Johnson (JOHNSON et al., 2019) foi elaborado um modelo estatístico para relacionar a intensidade de energia de deposição com a morfologia do cordão e estabelecer uma relação geométrica para determinar a imprimabilidade da liga. Essas relações, representadas na Figura 9, permitem avaliar regiões susceptíveis à falta de fusão, mordedura excessiva da camada ou penetração excessiva, usando as razões:

$$D/t < 1.5;$$

$$L/W > 2.3;$$

e

$$W/D < 1.5.$$

onde:

D = corresponde ao comprimento da poça de fusão,

L = largura da poça de fusão da camada depositada,

W = penetração da camada depositada, e

t = corresponde à espessura da camada do leito de pó.

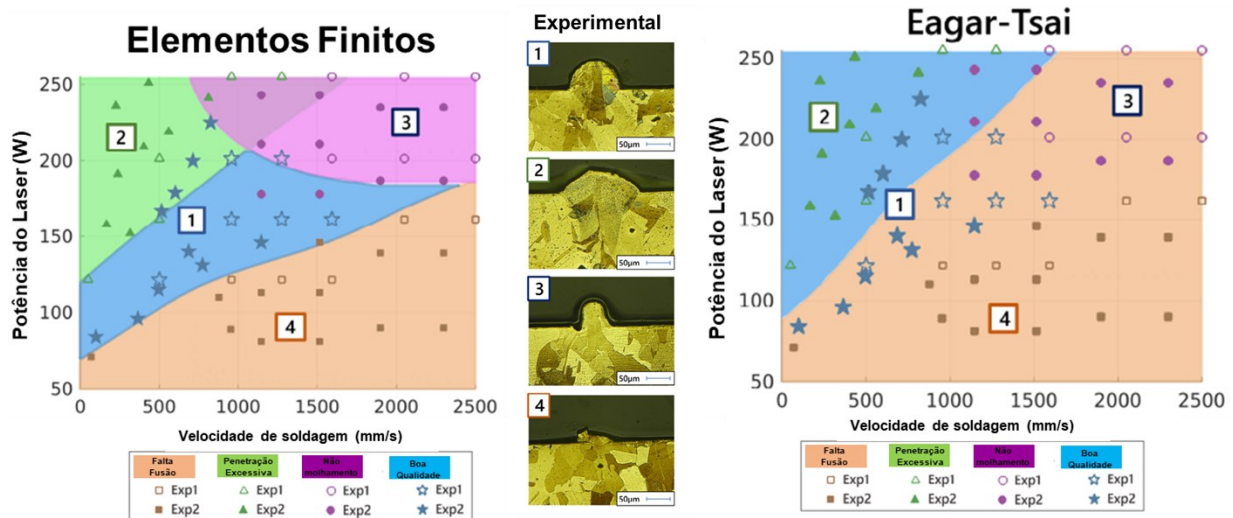


Figura 9: Mapa de imprimabilidade com previsão da morfologia da camada fundida para uma liga 5%Ni e com 5% de Nb obtida por DED-Laser por deposição de pó. As regiões indicam: [1] boa qualidade (Azul), [2] penetração excessiva (Verde), [3] mordedura (Roxo) e [4] falta de fusão (Alaranjado). (JOHNSON et al., 2019)

Estes parâmetros contemplam o efeito da diluição da sobreposição da camada, apresentado na Figura 10, para metais onde ocorre a mistura e combinação dos elementos de liga, podendo-se destacar o efeito da diluição, para reduzir possíveis defeitos. A recomendação é adotar valores entre 10% e 30% de sobreposição da camada, o que pode corresponder a uma boa interação entre as camadas depositadas (DASS; MORIDI, 2019).

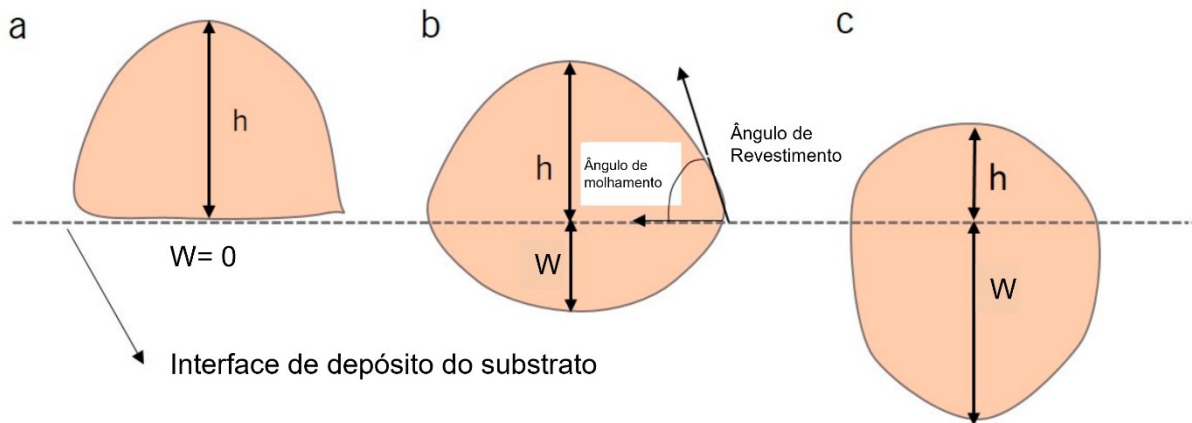


Figura 10: Efeito da diluição da camada depositada (a) sem penetração ($W=0$) ou baixa penetração, indica falta de fusão com substrato; (b) boa sobreposição (indicada entre 10% e 30%); (c) penetração excessiva. Adaptado (DASS; MORIDI, 2019).

Métodos empregados para análise da imprimabilidade permitem estabelecer uma conexão entre os parâmetros adotados na manufatura aditiva e fatores de forma e geométricos obtidos a partir dos parâmetros utilizados. Além disso, a imprimabilidade permite a predição do comportamento do material de acordo com as propriedades do produto fabricado, resultando em critérios de fabricação que possibilitam contemplar perdas de elementos de liga e baixa coesão do depósito, fornecendo uma ótima combinação entre as propriedades do componente fabricado e sua geometria final obtida.

3.5.2. Solidificação na manufatura aditiva (MA)

Embora sejam utilizados processos na manufatura aditiva similares aos processos de soldagem, e seu entendimento pode contemplar relações similares às de soldagem multipasse para diversas ligas metálicas, a estrutura do grão e sua textura dependem da solidificação da liga e da energia de deposição fornecida para a poça de fusão. Porém, existem ocasiões em que a estrutura produzida na manufatura aditiva é distinta de uma produzida por soldagem, e isso se deve ao seu controle adicional estabelecido em cada camada depositada (DEBROY et al., 2018; KOU, 2003; PORTER; EASTERLING, 2009).

Os parâmetros determinantes para formação da microestrutura e sua textura dependem fortemente do gradiente de temperatura G , da taxa de solidificação e variação

na temperatura de resfriamento da liga, influenciando diretamente na nucleação e crescimento de grão (R), como representado na Figura 11 (PORTER; EASTERLING, 2009).

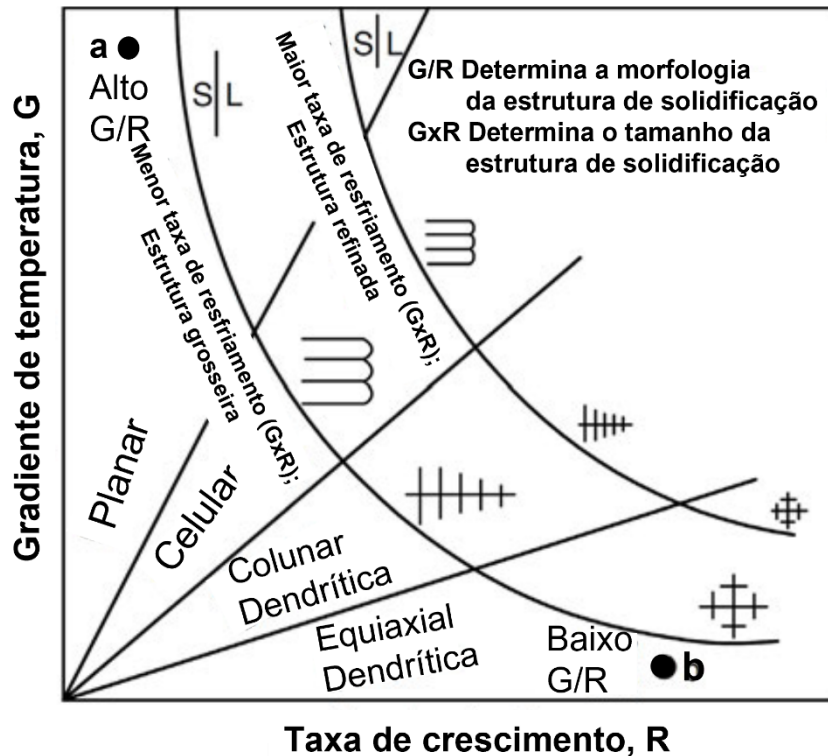


Figura 11: Efeito do gradiente de temperatura G e aumento da taxa de resfriamento (R) na morfologia e tamanho da microestrutura durante a solidificação. Adaptado de (DEBROY et al., 2018).

Além destes parâmetros pode-se destacar a heterogeneidade da liga em componentes fabricados na manufatura aditiva, favorecendo a nucleação e o crescimento epitaxial em função da energia de ativação. Para materiais similares pode ser nula. Abaixo da linha líquido; considerando a aplicação de materiais dissimilares, poderá ocorrer a nucleação de uma nova fase, que terá que superar a energia de ativação imposta na interface líquido/sólido, podendo afetar a microestrutura e as propriedades do material bruto de fundição (GRONG; BHADSHIA, 1997; KOU, 2003; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

A morfologia do grão colunar e a microestrutura característica podem resultar em propriedades mecânicas anisotrópicas, fator que influencia diretamente na resistência à tração e ductilidade do material, tornando a fabricação composta somente por grãos colunares uma condição indesejada. Métodos nos quais se obtenha a formação de grãos

equiaxiais são desejados em função da queda de tensão residual no contorno de grão, evitando trincas. Além disso, grãos refinados contribuem na distribuição de esforços, melhorando as propriedades mecânicas do material (DEBROY et al., 2018; SAMES et al., 2016; VITEK; DASGUPTA; DAVID, 1983).

Como característica da manufatura aditiva, a formação de uma nova camada leva à fusão de uma região da camada anterior. Apesar de considerar relações para uma boa imprimabilidade, essa camada pode sobrepor por completo a camada anterior, fator que depende da intensidade de energia de deposição. Esse efeito, apesar de permitir a remoção de óxidos superficiais, permite que o calor seja fornecido para regiões mais distantes da poça de fusão, e, para estas regiões, pode prevalecer o crescimento competitivo (GRONG; BHADSHIA, 1997; KOU, 2003)

Segundo Savage (SAVAGE; LUNDIN; ARONSON, 1965; SAVAGE; NIPPES; ERICKSON, 1976), o crescimento de grão para materiais cúbicos de corpo centrado ou cúbico de face centrada segue preferencialmente a direção (100), e seu crescimento é orientado com a direção do fluxo de calor máximo, guardando forte relação com a curvatura da poça de fusão. Estruturas colunares são desenvolvidas quando alinhadas com o gradiente de temperatura.

3.5.2.1. Análise do espaçamento entre os braços dendríticos (DAS)³

A análise a partir dos braços dendríticos secundários, embora permita uma correlação com a taxa de resfriamento na solidificação, o artigo de (ALEXANDER; RHINES, 1950) mostra a incerteza desta técnica. No trabalho realizado por Alexander, destacam-se as variações que podem ocorrer em função da morfologia das dendritas presentes em seu campo amostral, fatores que possibilitaram desconsiderar braços dendríticos secundários em formação, gerando uma medida tendenciosa. Esse fenômeno pode ser agravado pelo engrossamento do braço dendrítico secundário, também chamado de coalescimento⁴. Vandersluis, encontrou variações significativas em função do método

³ DAS – Dendrite Arm Spacing

⁴ Processo promovido pelo aumento da distância entre os braços secundários durante a solidificação (MARTORANO, 1998).

empregado para a análise do espaçamento dendrítico, conforme mostrado na Figura 12 (VANDERSLUIJ; RAVINDRAN, 2017).

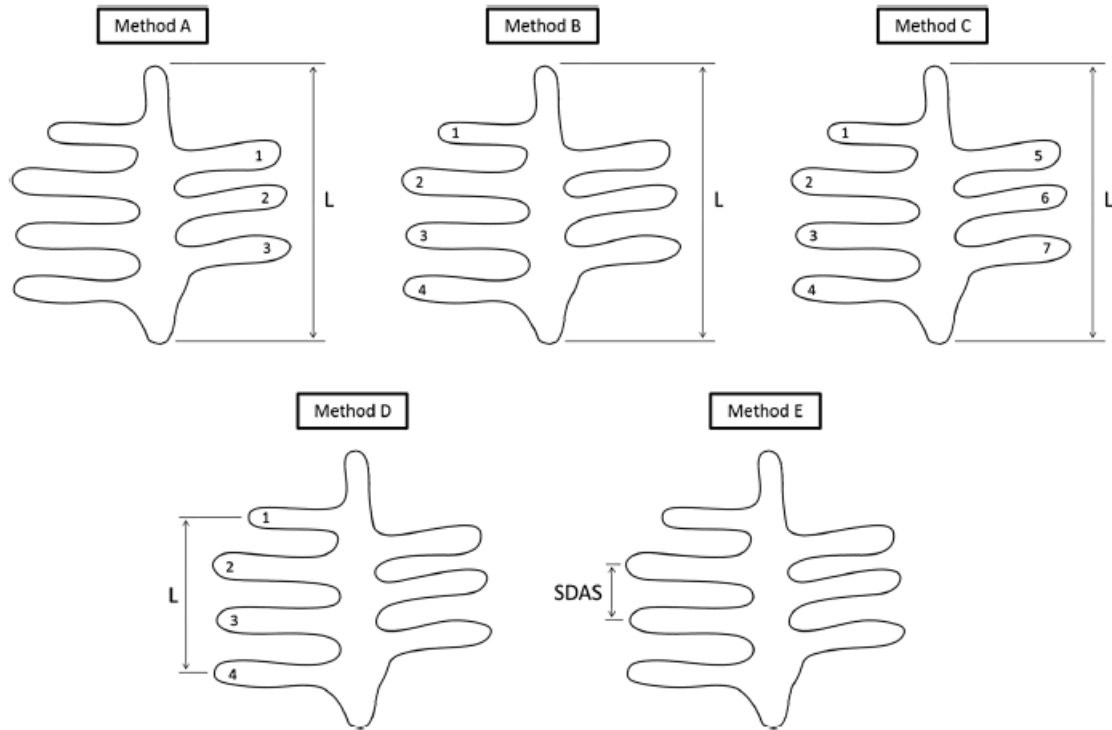


Figura 12: Método esquemático da medição dos braços dendríticos secundários (VANDERSLUIJ; RAVINDRAN, 2017).

De acordo com Vandersluis, os métodos adotados podem induzir a erros significativos em função da morfologia presente e, para estruturas mais refinadas, esta variação é menos representativa. O método D foi escolhido como o método que produz menor dispersão dentro das condições estudadas. Esse mesmo método foi adotado para este trabalho, considerando-se a análise do espaçamento dendrítico determinada em função do comprimento linear dividido pelo número de interceptos, conforme mostrado na equação 5.

$$\frac{L}{N - 1} \quad (5)$$

Onde:

L = Comprimento linear (μm)

N = número de interceptos

Os braços dendríticos normalmente são subdivididos em três tipos. Os braços primários são os primeiros a serem formados, e estão geralmente orientados com gradiente de temperatura ou a direção de solidificação. Os braços secundários crescem a partir dos braços primários e os braços terciários a partir dos braços secundários. Embora haja mudanças significativas na morfologia das dendritas presentes, elas não devem ocorrer em um pequeno intervalo de resfriamento, o que deve acarretar uma mudança significativa do espaçamento em função do intervalo de solidificação (MARTORANO, 1998; MARTORANO; CAPOCCHI, 2000). A relação entre a taxa de resfriamento a partir dos braços dendríticos foi obtida por relação empírica e é apresentada na equação 6.

$$S = B R^{-n} = B \cdot (GV)^{-n} = A(t_L)^n \quad (6)$$

Onde:

S = espaçamento dos braços dendríticos primários ou secundários

A e B = são constantes e dependem do material

R = Taxa de resfriamento média no intervalo de solidificação

G = gradiente de temperatura na interface sólido líquido.

V = Velocidade da interface sólido-líquido

t_L = tempo local de solidificação

n = Expoente que varia entre 0,33 e 0,5 para os braços secundários, dependendo do material.

O tempo local de solidificação t_L , pode ser obtido a partir do intervalo de solidificação, a partir da diferença entre a temperatura líquidos e sólidos da liga no diagrama de equilíbrio (MARTORANO; CAPOCCHI, 2000). Para a liga empregada neste estudo a

temperatura líquidus e sólidas correspondem a 1436°C e respectivamente 1391°C, sendo determinado a partir da equação 7.

$$t_L = \frac{\Delta T}{R} \quad (7)$$

Estudos realizados por Mukherjee e Knapp (KNAPP et al., 2017; MUKHERJEE et al., 2018), analisando a taxa de resfriamento a partir do espaçamento dendrítico secundário para diversas ligas. Para o aço inoxidável austenítico 316L foram encontrados os valores de $B = 50$ e $n = 0,4$ (MORTENSEN, 1991). Esses valores serão adotados neste trabalho.

3.5.2.2. Super-resfriamento constitucional

O super-resfriamento constitucional ocorre na ponta da dendrita, devido a uma variação de temperatura associada à variação local da composição química do líquido. Ele pode desestabilizar a interface plana promovendo o crescimento de protuberâncias na interface sólido/líquido. Essa instabilidade engloba o efeito termodinâmico e o cinético, que envolve a concentração de soluto na liga C_0 , gradiente térmico G e a velocidade de solidificação R (FLEMINGS, 1974).

De modo geral a taxa de resfriamento pode resultar na mudança de concentração da liga, resultando em uma menor dissolução do soluto na composição da liga, dando origem a microsegregação. Ela ocorre a partir da mudança de composição química no centro da dendrita e nos braços de dendritas, sendo mais extensa para maiores intervalos de solidificação. Além disto, os modos de solidificação devem apresentar mudanças significativas, afetando a morfologia e o tamanho da microestrutura presente, conforme mostra a Figura 13. (FLEMINGS, 1974).

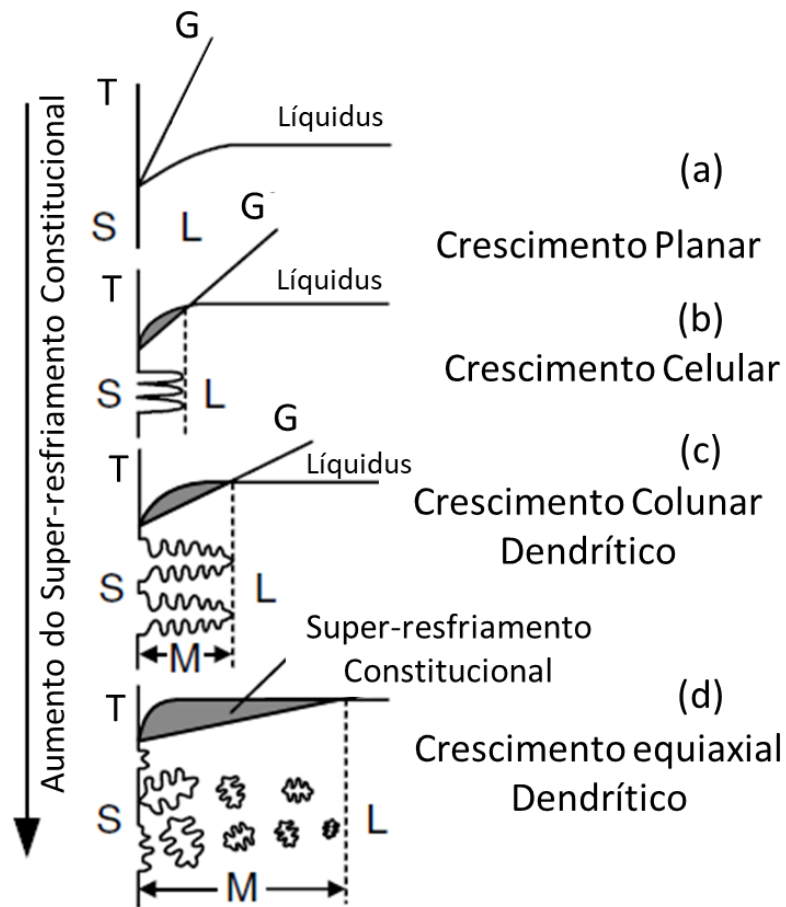


Figura 13: Efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação: planar (a); celular (b); colunar dendrítico (c) e equiaxial dendrítico (d). SAVAGE, 1980).

No modo de solidificação planar (a) não existe super-resfriamento constitucional. Isto significa que qualquer protuberância formada na interface S/L será dissolvida. Por outro lado, no modo (d), o super-resfriamento constitucional é bem extenso, favorecendo o crescimento das protuberâncias na interface S/L, gerando a morfologia dendrítica.

O gradiente térmico G e a velocidade de crescimento R estão diretamente relacionados aos parâmetros empregados na MA, que determinam a extensão da região de super-resfriamento constitucional. Desta forma, o aumento da energia de deposição está relacionado à redução do gradiente térmico G, promovendo a extensão da região super-resfriada constitucionalmente, tendendo ao crescimento dendrítico. Já a velocidade de crescimento R pode ser correlacionada a velocidade de soldagem, que está ligada ao gradiente térmico (SAVAGE; NIPPES; ERICKSON, 1976).

3.5.2.3. Textura na manufatura aditiva (MA)

A análise da textura oferece o entendimento das condições de fabricação impostas ao material, sendo um dos parâmetros relacionados às propriedades químicas e mecânicas. Seu controle fornece uma importante estratégia para fabricação de componentes por manufatura aditiva, como a formação de camadas multidirecionais (BRITTON et al., 2016; WEI; MAZUMDER; DEBROY, 2015).

A orientação da textura é determinada pela direção cristalográfica, orientadas em maior ou menor grau a um sistema de referência, mantendo alguma ou algumas orientações particulares. Esta, por sua vez, pode ser fortemente influenciada pelo mecanismo de deformação plástica ou condições de solidificação, definida como a condição na qual a distribuição de orientações não é aleatória (CULLITY, 1978; PADILHA; SICILIANO JR., 1995). No caso da solidificação, sua direção sofre forte influência do gradiente de temperatura, e, na manufatura, esse gradiente ocorre camada a camada, podendo ocorrer mudança de direção em cada nova camada depositada. Embora sua orientação seja determinada pelo fluxo de calor, a orientação do crescimento do grão pode alterar significativamente essa direção devido às condições de solidificação; para condições que forneçam maior resistência mecânica, estas direções devem estar alinhadas. Para a manufatura aditiva, essa orientação segue preferencialmente a direção (001), conforme Figura 14 (SAVAGE et al, 1965; SAVAGE et al, 1976; WEI; MAZUMDER; DEBROY, 2015; LI et al., 2021;).

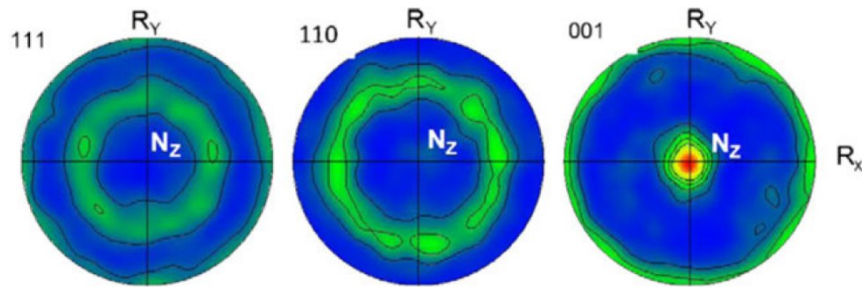


Figura 14: Figura de polo determinando as direções adotadas para avaliação da textura na manufatura aditiva. (DEBROY et al., 2018)

A textura para manufatura aditiva é uma importante ferramenta de análise e pode favorecer o entendimento da técnica a ser adotada. O efeito da fonte de calor no material está relacionado com a orientação de crescimento de grão. Deve-se destacar que, na manufatura aditiva, tem-se uma forte tendência ao crescimento epitaxial de grãos colunares (THIJS et al., 2013).

De acordo com Viana (VIANA; PAULA, 2003), a textura cristalográfica pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de uma orientação de grãos de um policristal não é aleatória. Nos metais a morfologia dos grãos podem variar em função do mecanismo de solidificação ou de deformação plástica, e sua estrutura seja composta por um grande número de grãos, cada grão tem uma orientação cristalográfica distinta e pode variar na ordem de dezenas de graus de seus vizinhos. As orientações cristalográficas podem ser orientadas em maior escala, em função de alguma orientação particular, apresentando orientação preferencial ou textura cristalográfica (VIANA; PAULA, 2003).

Como exemplo, os mecanismos de deformação plástica podem induzir a orientação preferencial, formando uma componente. A componente pode ser definida pela orientação cristalina, na qual ocorre o agrupamento de grãos preferencialmente orientados. É representada pelo plano cristalino (hkl) e pela direção [uvw], pertencente ao mesmo plano, sendo paralela a direção de laminação ou de referência (DL). Fixando a posição em relação aos eixos, obtém-se a direção transversal (DT) e direção normal (DN). Sua análise pode ser realizada pela figura de polo.

Análises de textura com auxílio de figuras de polo foram iniciadas em 1924 por um metalurgista alemão Wever (PADILHA; SICILIANO JR., 1995). Utilizando esta técnica para análise de alumínio e ferro laminados. Uma figura de polo é uma projeção estereográfica que mostra uma distribuição de polos, de um determinado plano específico, usando eixos da amostra como eixos de referência, que pode ser visto na Figura 15.

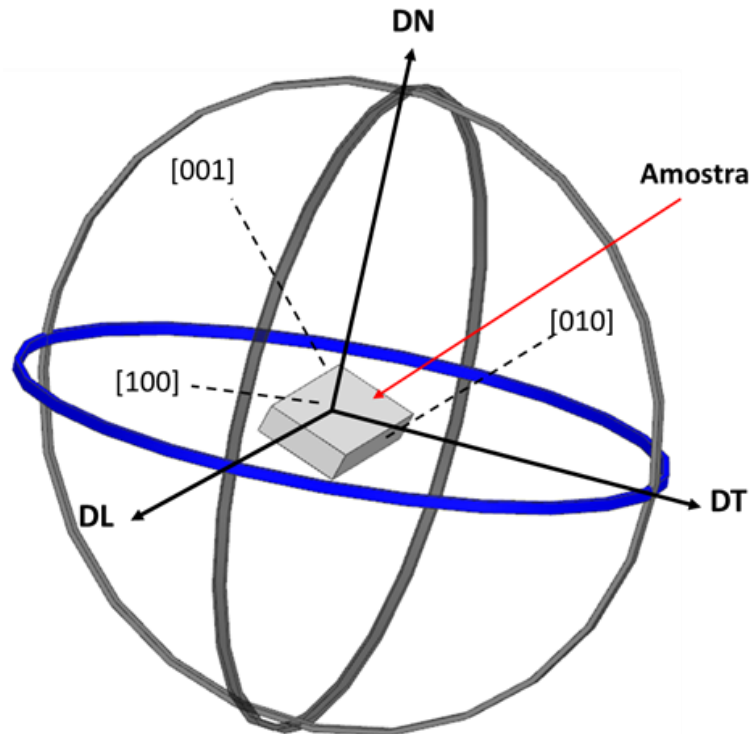


Figura 15: Posicionamento da amostra em relação a esfera de referência.

A figura de polo representa a intensidade dos planos presentes subdivididas em quatro quadrantes, demonstrados na Figura 16. Seus resultados são fortemente influenciados pelos índices de polos plotados, o que pode variar de acordo com a informação que se deseja extrair.

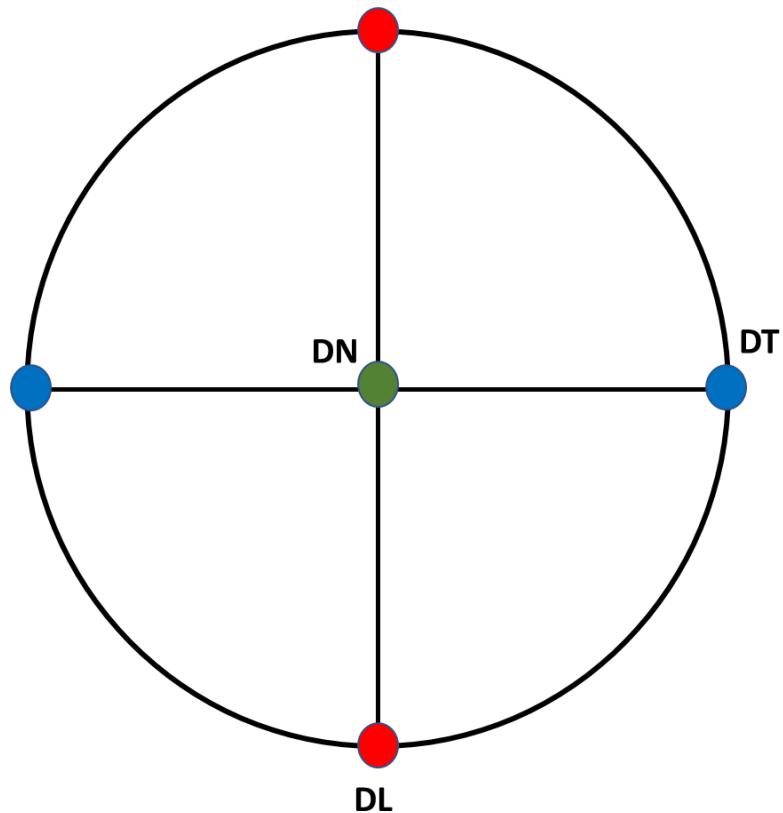


Figura 16: Representação dos quadrantes em uma figura de polo direta. Adaptado (PADILHA; SICILIANO JR., 1995).

A figura de polo direta é criada pela projeção estereográfica de um determinado plano (hkl), onde cada valor desta projeção representa a intensidade de planos (hkl), adotando a densidade de planos de uma amostra sem textura como unidade de medida.

A textura pode ser representada em função de distribuições de orientações cristalinhas (FDOC); figura de polo direta; figura de polo inversa e espaço de Euler. A figura de polo direta e inversa são ferramentas de auxílio, mas se limitam ao plano difratado pelo material e informações semiquantitativas. Para uma análise suplementar devemos considerar a (FDOC), fornecendo informações de orientações dos cristais, considerando um plano e uma direção, conforme Figura 17, além da fração de cada orientação presente.

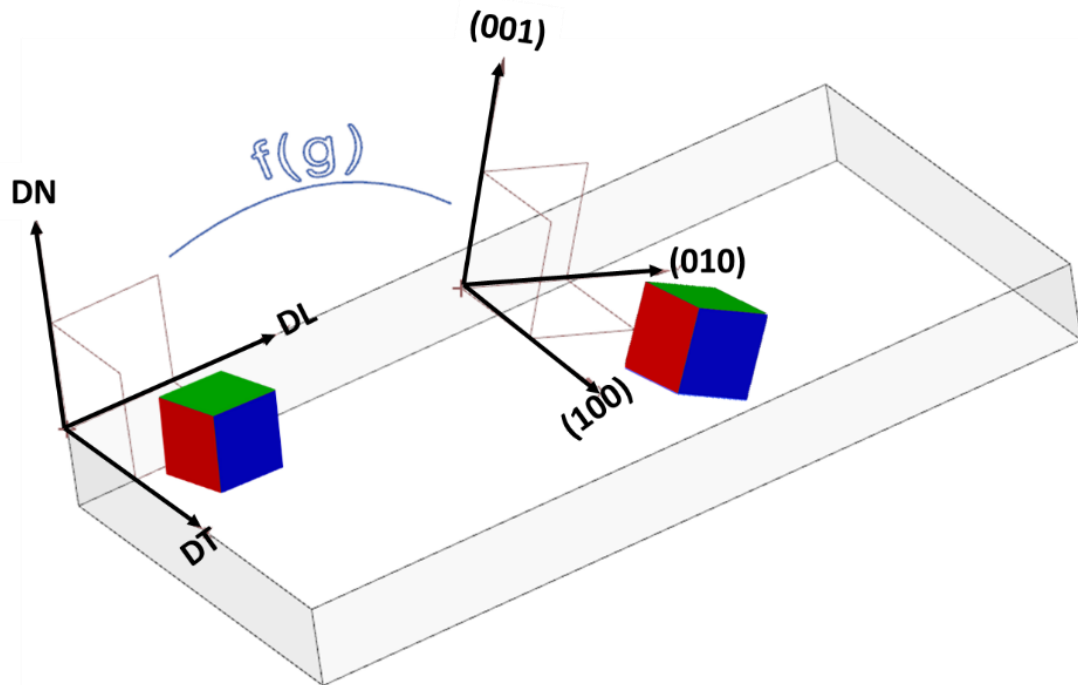


Figura 17: Função de distribuição de orientação dos cristalinos ou grãos em uma amostra policristalina.

Adaptado (PADILHA; SICILIANO JR., 1995).

A análise por meio da técnica de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD – Electron Back Scatter Diffraction), está acoplada à microscopia eletrônica de varredura (MEV). Seus estudos foram iniciados em 1954, sendo identificado pela primeira vez os padrões de Kikuchi e possibilitando-se a análise desses padrões em computador (ALAM et al., 1954).

Para a análise e coleta dos padrões a amostra é normalmente posicionada a 70° em relação ao feixe de elétrons, sendo representado conforme Figura 18. Este padrão reduz o caminho dos elétrons retro espalhados e a fração absorvida pela amostra. A análise dos padrões de Kikuchi é realizado por meio de retas reconhecidas e comparada a ângulos correspondente ao plano difrator do sistema cristalino analisado (PADILHA; SICILIANO JR., 1995).

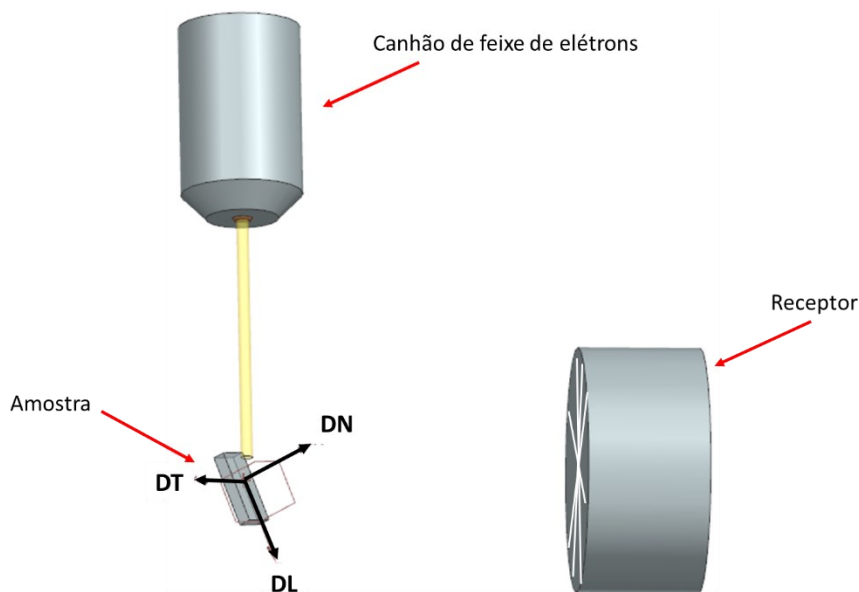


Figura 18: Posicionamento da amostra para análise de textura. Adaptado (PADILHA; SICILIANO JR., 1995).

Tradicionalmente estudos de textura cristalográfica são realizados por meio de duas técnicas, difração de raios X e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Na difração de raios X é realizada a análise sobre um volume considerável de material, obtendo assim a média das orientações sobre este volume. A análise com EBSD, pelo MEV, é realizada de forma pontual, o que pode contradizer resultados obtidos de acordo com a região analisada. Nos estudos realizados por (ENGLER; JURA; MATTHIES, 1999), são destacados resultados de acordo com a intensidade da textura presente e a comparação de resultados devem compreender regiões com mais de 70 grãos.

O controle da textura na manufatura aditiva torna esta técnica um grande indicador de possibilidades de obtenção de peças com elevado critério de qualidade, visando a resistência mecânica e propriedades químicas do produto. Esse fator possibilita diferenciar a manufatura aditiva dos processos de soldagem (DEBROY et al., 2018). Além disso, podem ser evidenciadas condições que favoreçam o refino de grão, possibilitando uma melhor compreensão do comportamento da zona fundida deste material (LI et al., 2021).

3.6. Soldagem

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam boa soldabilidade, se estendendo aos aços inoxidáveis ferríticos. Porém, alguns cuidados são essenciais para evitar a

fragilização da camada de solda, além da manutenção da geometria estabelecida para a fabricação do produto por manufatura aditiva. Os aços inoxidáveis apresentam uma aplicação ampla nos segmentos industriais devido à sua combinação de resistência à corrosão e propriedades mecânicas.

A soldagem dos aços inoxidáveis pode ser realizada por diversos processos, como, por exemplo: eletrodo revestido (SMAW); MIG (GMAW); Arame Tubular (FCAW); Arco submerso (SAW); TIG (GTAW); Plasma (PAW); Laser (LBW); e feixe de elétrons (O'BRIEN, 1992).

O controle da camada depositada está diretamente ligado aos parâmetros do processo de soldagem, pois sua morfologia pode ser alterada em função da energia de deposição fornecida para a formação da poça de fusão, alterando, assim, sua característica quanto à manufatura aditiva para a imprimabilidade (JOHNSON et al., 2019). Além disso, alteram-se as condições de resfriamento da junta, atribuindo mudanças em sua microestrutura devido à solidificação da liga (GRONG; BHADSHIA, 1997; KOU, 2003; PORTER; EASTERLING, 2009).

3.6.1. Processo de soldagem GTAW

O processo de soldagem Gás Tungsten Arc Welding, classificado segundo (ANIS/AWS A3.0), é um processo de soldagem a arco elétrico, caracterizado por utilizar um eletrodo de tungstênio não consumível para estabelecer o arco elétrico, fornecendo a energia via calor necessária para a formação da poça de fusão. Para formação do arco elétrico é utilizado gás inerte, normalmente argônio ou hélio, estabelecendo, assim, o arco elétrico entre o eletrodo e a peça, e fornecendo também uma atmosfera de proteção gasosa do eletrodo de tungstênio e da poça de fusão.

Este processo de soldagem é caracterizado por fornecer um ótimo controle do fluxo de calor fornecido para a poça de fusão, além de apresentar um arco elétrico estável e não gerar respingos (KOU, 2003; LANCASTER, 1986; O'BRIEN, 1992; WAINER; BRANDI; MELLO, 2004). Segundo Brandi, seus estudos se iniciaram nos anos 20, porém, foi utilizado comercialmente a partir de 1942, no Estados Unidos, para soldagem de ligas de magnésio em assentos de aviões. Utilizando-se de gás hélio e corrente contínua,

devido a dificuldades para estabilizar o arco elétrico, fator superado posteriormente (WALNER; BRANDI; MELLO, 2004). A Figura 19 representa esquematicamente as partes dos equipamentos para o processo de soldagem GTAW semiautomático.

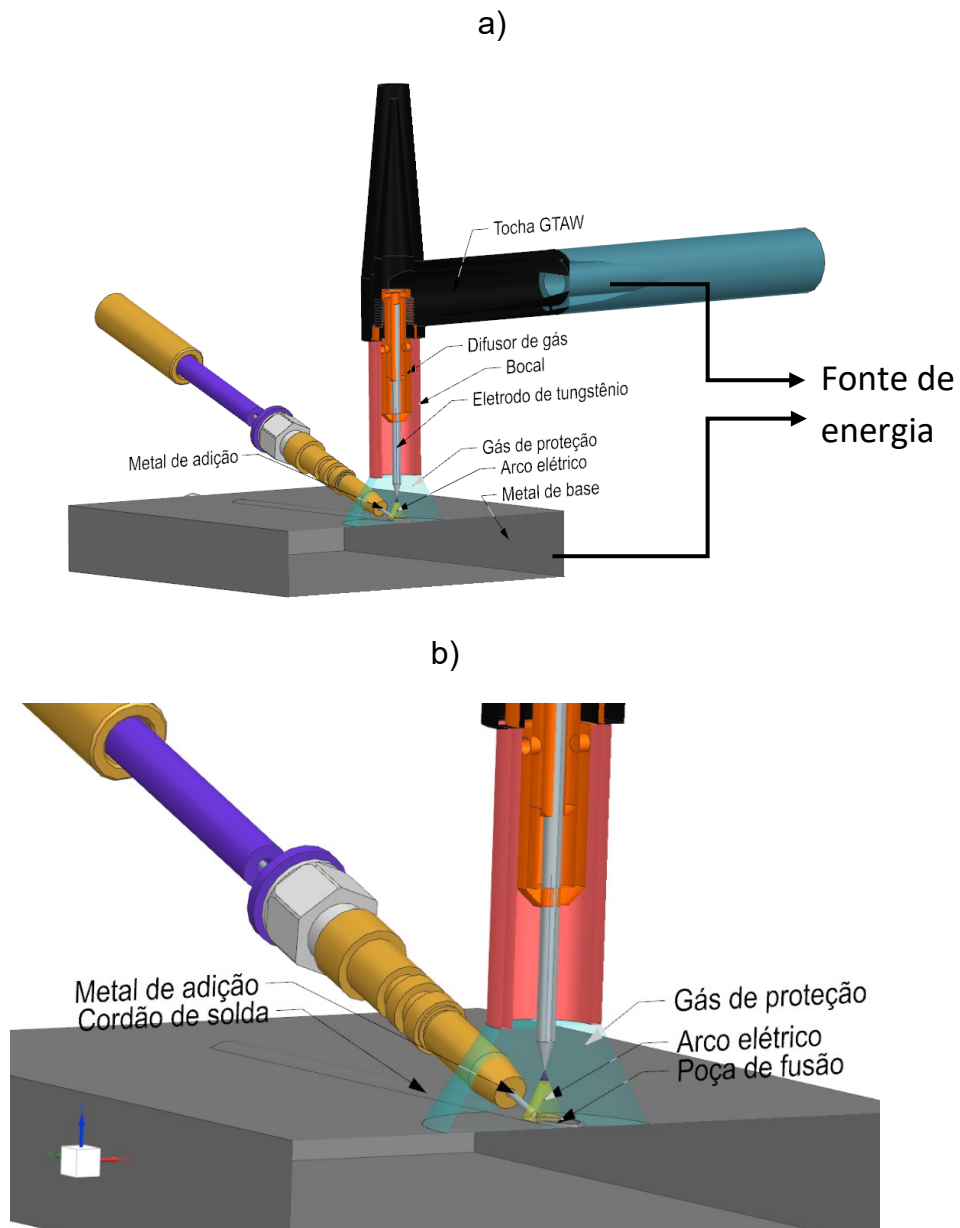


Figura 19: Processo de soldagem GTAW: a) Representação geral do processo, b) Representação ampliada do processo de soldagem.

3.6.1.1. Aplicações do processo GTAW

O processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) é indicado para soldagens de alta complexidade, devido a seu elevado controle da energia de deposição, favorecendo a formação de cordões de solda de qualidade elevada. Sua aplicação pode ser realizada de forma manual, mecanizada ou automatizada. É aplicado nos mais diversos seguimentos industriais, tais como: química; aeroespacial; petróleo e gás; alimentícia; nuclear; entre outros (MENEZES, 2018; O'BRIEN, 1992; WAINER; BRANDI; MELLO, 2004).

Este processo é altamente recomendado para soldagem de ligas de alumínio, magnésio, titânio e aços inoxidáveis. Além disso, é recomendado para soldagens de aços carbono e aços de liga especiais, possibilitando a formação de cordões com ótima qualidade superficial e isentos de respingos, reduzindo etapas posteriores de acabamento (O'BRIEN, 1992; WAINER; BRANDI; MELLO, 2004).

3.6.1.2. Características elétricas

A soldagem pode ser realizada com uso de corrente contínua ou alternada, sendo definida de acordo com o material a ser soldado. A realização da soldagem em corrente contínua pode ser realizada com polaridade direta ou reversa e sem, ou com, o uso de frequência de pulsação da corrente.

- A.** Corrente Direta - Eletrodo Negativo. Aplicação mais comum empregada neste processo de soldagem para ligas metálicas, na qual o eletrodo é conectado ao terminal negativo da fonte de soldagem e a peça ao terminal positivo. Nesta condição, o fluxo de elétrons incide sobre o metal de base, fornecendo maior energia de deposição para ele, e o fluxo de íons positivos é direcionado ao eletrodo e, conseqüentemente, produz uma maior penetração e menor largura do cordão (KOU, 2003; WAINER; BRANDI; MELLO, 2004).
- B.** Corrente Reversa – Eletrodo Positivo. Nesta aplicação, o eletrodo é conectado ao terminal positivo da fonte de soldagem, direcionando o fluxo de elétrons para o eletrodo e o de íons positivos para o metal de base. Como a intensidade de calor fornecida para o eletrodo é maior, alguns cuidados prévios devem ser tomados. Recomenda-se para esta aplicação o uso de eletrodos de maior diâmetro para

reduzir o desgaste do eletrodo e a contaminação da poça de fusão. Para esta configuração é possível associar a ação de limpeza da superfície do cordão de solda, para ligas de alumínio, ao bombardeamento dos íons positivos presentes na atmosfera gasosa ao metal de base, desta forma, favorecendo a quebra da camada de óxido presente na superfície, principalmente para o gás argônio, representado na Figura 20 (KOU, 2003; WAINER; BRANDI; MELLO, 2004).

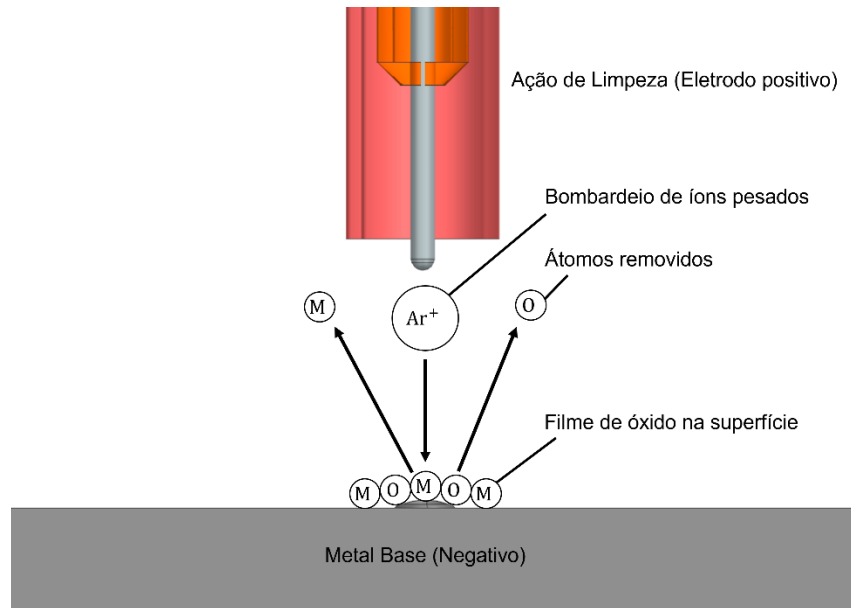


Figura 20: Ação de limpeza superficial na soldagem GTAW com corrente reversa. Adaptado (AWS, 2004)

- C. Corrente Alternada.** Aplicação que se caracteriza para alternância de polaridade do eletrodo entre positivo e negativo, por repetidos ciclos. Durante esta troca, a corrente e a tensão podem chegar a zero, interrompendo por um breve instante o arco elétrico (WAINER; BRANDI; MELLO, 2004). Indicado, principalmente, para soldagem de ligas de alumínio devido ao controle da energia de deposição e ação de limpeza característica, fornecendo uma boa penetração para ligas de alumínio e uma condição de largura e penetração intermediária para as demais (KOU, 2003).
- D. Corrente Contínua Pulsada.** Capaz de reduzir o calor entregue devido a uma variação da energia de deposição fornecida para poça de fusão, caracterizada pela variação do tempo entre a corrente de pico e de base, esta responsável pela frequência de pulsação, resultando em uma corrente média inferior ao modo convencional, ou seja,

sem pulsação (WAINER; BRANDI; MELLO, 2004). A aplicação com corrente pulsada fornece um melhor controle da poça de fusão devido à variação atuante, sendo a corrente de pico responsável pela formação da poça de fusão, além de sua largura e penetração, e a corrente de base fornecendo maior controle durante seu resfriamento, atuando na solidificação do cordão de solda (NORRISH, 2006). Geralmente utiliza-se onda quadrada, o que facilita a aplicação do modelo matemático para estabelecimento do valor médio da energia de deposição fornecida a poça de fusão. Além disso, este comportamento reduz a distorção, facilita soldagem de chapas finas, e permite a obtenção de características metalúrgicas que atuam na morfologia do cordão, fornecendo, por exemplo, um maior controle da diluição (NORRISH, 2006).

A seleção da corrente tem ação direta na morfologia do cordão e atua nas características físicas do arco elétrico; essa relação pode ser visualizada na Figura 21. Sua seleção deve visar aspectos específicos de acordo com o tipo de material de base, elementos de liga presentes no eletrodo de tungstênio, o projeto da tocha, junta a ser soldada, e habilidade do soldador.

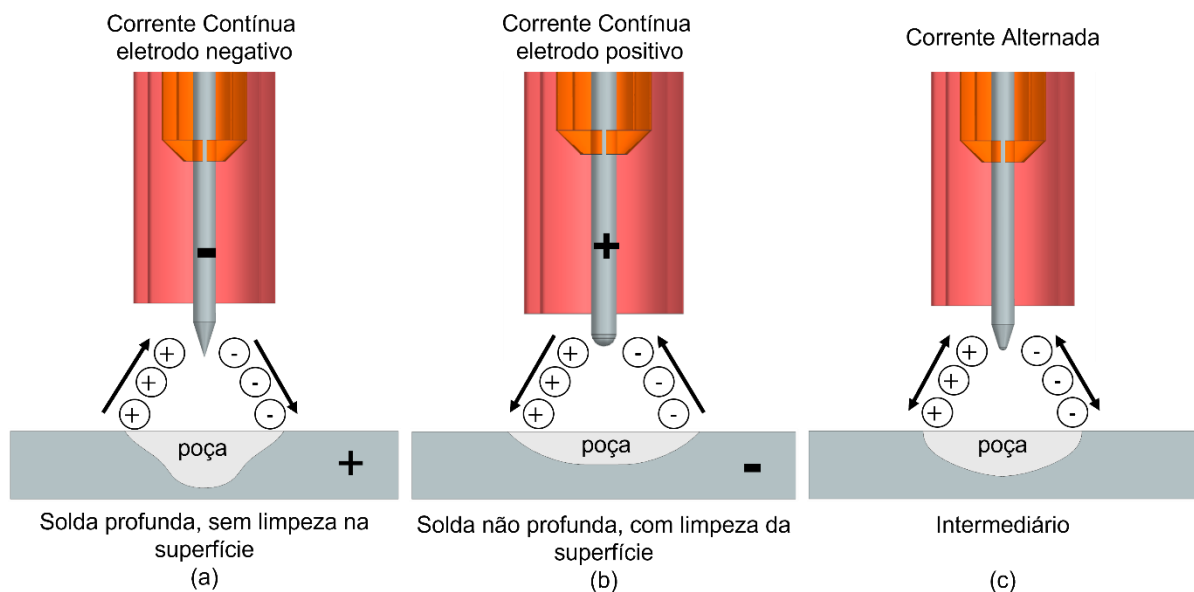


Figura 21: Tipos de polaridade para o processo de soldagem GTAW. Adaptado (AWS, 2004).

O efeito da frequência de pulsação auxilia na turbulência da poça de fusão por ação mecânica, favorecendo o refino da microestrutura bruta de fundição. Isso ocorre

devido ao gradiente térmico e às forças atuantes na interface sólido-líquido. As variações de temperatura que ocorrem durante a solidificação podem promover a interrupção do crescimento dendrítico competitivo, permitindo a criação de ilhas para nucleação heterogênea, o que, por sua vez, dificulta o crescimento dendrítico colunar (KOU, 2003; SURESH et al., 2004), favorecendo o refino da microestrutura.

3.7. Fluxo de calor

A eficiência do processo de soldagem (η) influencia no volume do metal de solda depositado, e na energia de deposição requerida para fundir o material, tanto o metal de base como o metal de adição. Esses valores podem mudar de acordo com a velocidade de soldagem, conforme mostra a Figura 22. O aumento da eficiência do processo de soldagem (η) com o aumento da velocidade está relacionado ao menor tempo para ocorrer a perda de energia para o meio. Além disso, devido à polaridade, essa eficiência pode ser alterada em razão do bombardeamento na peça de elétrons. A eficiência é reduzida, e, para corrente contínua polaridade reversa, se torna ainda menor (KOU, 2003).

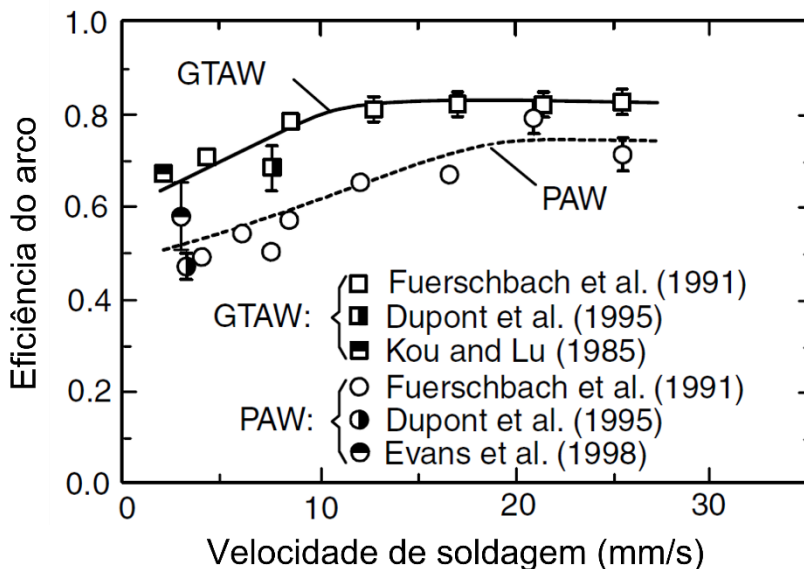


Figura 22: Eficiência do processo de soldagem (η) para soldagem GTAW e PAW (KOU, 2003).

A eficiência do processo de soldagem (η) pode ser definida pela energia de deposição gerada pela fonte de energia e transferida para a peça de trabalho. Ela pode ser determinada, no caso de soldagem a arco, pela Equação 8.

$$\eta = \frac{Q t \text{ weld}}{UI t \text{ weld}} = \frac{Q}{UI} \quad (8)$$

Onde:

η = Eficiência do processo de soldagem

Q = Taxa de energia transferida para a peça (W)

U = Tensão do arco (V)

I = Corrente do arco (A)

Essa eficiência pode auxiliar na seleção do processo de soldagem, e, de acordo com o tipo e junta ou a característica desejada, pode ser um forte indicador da produtividade. Além disso, a característica fonte de calor depende fortemente do processo de soldagem, inclusive com modificações superficiais no processo de soldagem à laser, que pode ser observado na Figura 23.

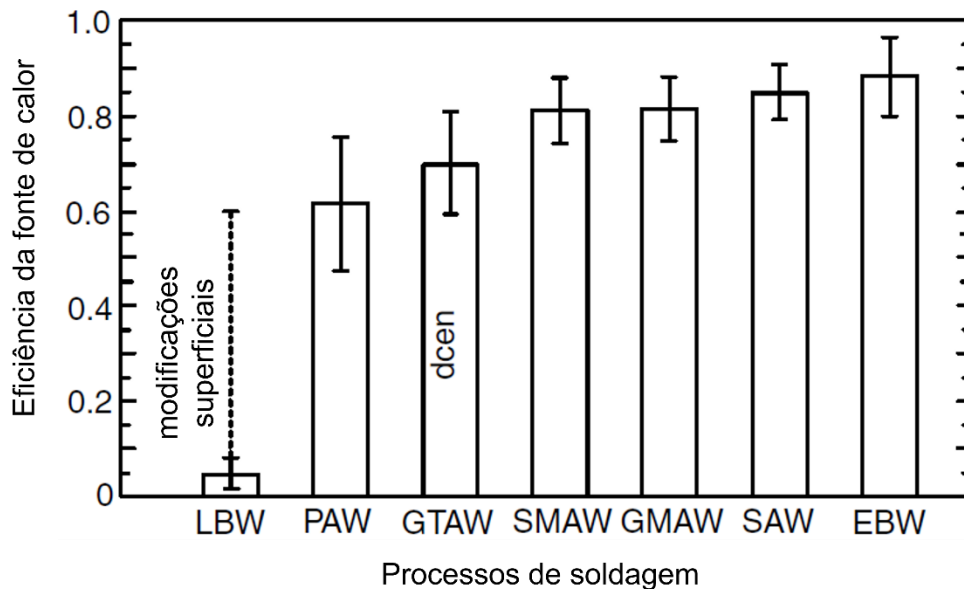


Figura 23: Eficiência da fonte de calor nos processos de soldagem (KOU, 2003).

3.7.1. Energia de Deposição⁵

A energia de deposição pode ser caracterizada como a quantidade de calor fornecida por unidade de comprimento e está associada às características do arco elétrico, e à mudança da polaridade ou tipo de corrente elétrica (corrente contínua e pulsada).

Para determinar a energia de deposição no processo de soldagem com corrente contínua pode-se utilizar a Equação 9.

$$H = \frac{60 \cdot U \cdot I}{v} \quad (9)$$

Onde:

H = Energia de deposição (J/cm)

U = Tensão de soldagem (V)

I = Corrente de soldagem (A)

v = Velocidade de soldagem (cm/min)

A energia de deposição no processo de soldagem com corrente contínua pulsado deve considerar a intensidade da corrente de pico e a corrente de base, levando em consideração o tempo de permanência em cada corrente, e, para determinar a energia, pode-se utilizar a Equação 10.

$$H = \frac{60 \cdot U \cdot (I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b)}{v(t_p + t_b)} \quad (10)$$

⁵ Termo similar ao inglês "heat input" para a soldagem. Esse mesmo termo foi adotado na MA relativa à energia de deposição de cada camada.

Onde:

U = Tensão de soldagem (V)

v = Velocidade de soldagem (cm/min)

I_p = Corrente de pico (A)

I_b = Corrente de base (A)

t_p = Tempo na corrente de pico (s)

t_b = Tempo na corrente de base (s)

Os valores estabelecidos para a análise da energia de deposição com pulsação supõem uma forma de onda quadrada. Este formato de onda acaba sendo alterado, conforme o aumento da frequência de pulsação. Para reduzir a dispersão nos resultados, para processos de soldagem pulsados, pode-se considerar a análise da energia de deposição por meio da potência média instantânea, conforme Equação 11, que contempla a variação da tensão e da corrente de soldagem em função do tempo.

$$H = \frac{1}{vT} \int_0^T UI dt \quad (11)$$

Onde:

H = Energia de deposição (J/cm)

U = Tensão de soldagem (V)

I = Corrente de soldagem (A)

v = Velocidade de soldagem (cm/s)

De acordo com o processo de soldagem empregado podem ocorrer mudanças significativas entre a potência do arco e a energia de deposição transferida para a poça de fusão. Este efeito pode ser agravado de acordo com o processo de soldagem adotado como, por exemplo, para condições em que a soldagem é com processo pulsado. Desse modo, para contemplar a energia deposição transferida, apresentada na Equação 12, é

desejável um maior controle dos parâmetros; recomenda-se a soldagem mecanizada ou automatizada.

$$H_L = \eta H \quad (12)$$

Onde:

H_L = Energia líquida de deposição (J/cm)

η = Eficiência do processo de soldagem

O rendimento adotado na soldagem deve contemplar o mecanismo de transferência de calor no processo. Para os processos de soldagem onde ocorre a transferência de massa para a poça de fusão, podem ocorrer variações significativas, de acordo com a transferência metálica atuante, uma vez que cada tipo de transferência metálica possui uma faixa de tensão e corrente determinadas. Para o processo de soldagem GTAW, esse controle é mais fácil na soldagem com adição, uma vez que o arame é fundido na borda da poça de fusão. O arame pode ser adicionado manualmente ou mecanicamente. Na soldagem GTAW com adição mecanizada a eficiência do processo pode atingir até 80%. No caso de a alimentação de arame ser manual o valor adotado é, em média, de 60% (KOU, 2003; WAINER; BRANDI; MELLO, 2004). As variações na eficiência do processo não foram calculadas, portanto foi adotado o valor de eficiência de $\eta = 1$.

3.7.2. Ciclos térmicos

Os ciclos térmicos, conforme Figura 24, são ferramentas essenciais para o entendimento do comportamento do material durante a solidificação da liga. Ela influencia em cada camada, e pode representar uma mudança nas propriedades mecânicas, químicas e físicas do material, bem como a morfologia e a fração volumétrica das fases presentes no estado sólido (HUANG; LOGÉ, 2016). O ciclo térmico representa a distribuição de temperatura em torno da fonte de calor em movimento em função do tempo, em uma dada distância da zona de ligação (ROSENTHAL, 1941).

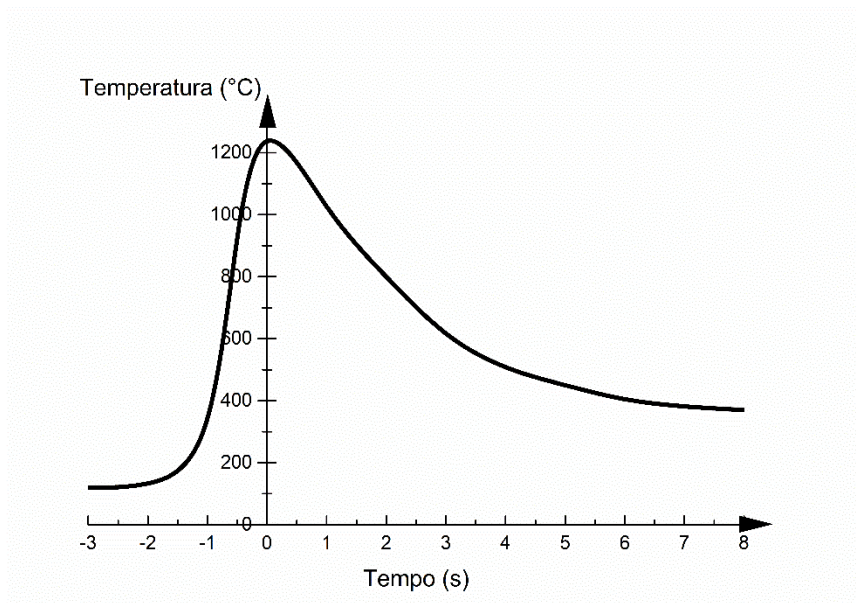


Figura 24: Ciclo térmico da zona afetada pelo calor para uma dada distância da zona de ligação. Adaptado de (ROSENTHAL, 1941).

No ano de 1941, foi publicado por Rosenthal o primeiro trabalho envolvendo o modelamento matemático para o entendimento do fluxo de calor no material. Foi possível estabelecer o fluxo de energia via calor para um escoamento bidimensional e tridimensional no material. Esses modelos se tornaram tão relevantes, que ainda se aplicam atualmente, com algumas modificações.

Estudos realizados na manufatura aditiva indicam que a taxa de resfriamento é um parâmetro capaz de atribuir mudanças microestruturais e, também, influenciar na obtenção de geometrias complexas (FARSHIDIANFAR; KHAJEPOUR; GERLICH, 2016; JEONG et al., 2022; SPRAGUE; MAZUMDER; MISRA, 2022). De acordo com (BAETA NEVES, 2022), a variação na taxa de resfriamento contribui diretamente na formação de camadas mais bem orientadas, utilizando a técnica de resfriamento ativo por quase imersão (RAQI). Neste modelo parte do componente formado é mantido submerso em água reduzindo o tempo de solidificação e conseqüentemente aumentando a taxa de resfriamento (BAETA NEVES, 2022).

A atribuição de métodos que ofereçam um melhor entendimento para a análise da taxa de resfriamento na manufatura aditiva tem gerado estudos significativos. Jeong, em

sua pesquisa, elaborou o desenvolvimento de um modelo de termometria aplicando a teoria de Planck, para obtenção de resultados com base em fotodiodo (JEONG et al., 2022).

De acordo com o estudo da taxa de resfriamento, elaborado por Cruz Neto, o fator de eficiência do processo de soldagem pode causar uma variação significativa no valor da energia líquida transferida para o material sólido. Em sua metodologia foram elaborados modelos matemáticos, possibilitando a comparação entre os modelos gerados por Grong, apresentando uma comparação significativa nas taxas de resfriamento calculadas. De acordo com seu estudo, em uma condição de escoamento de calor bidimensional, podem ser identificados variações de aproximadamente 5%. Um fator importante a se destacar são as perdas calculadas a partir de seus ensaios que identificaram uma diferença de aproximadamente 16% em relação a eficiência térmica bruta e a eficiência líquida, sendo de grande relevância para esses resultados os efeitos de convecção e radiação através de superfícies livres (CRUZ NETO, 2018).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Materiais

Para a manufatura aditiva será utilizado o processo de soldagem GTAW com e sem pulsação de corrente elétrica, em corrente contínua e onda quadrada, sem e com uso de diferentes frequências de pulsação, variando entre 100 e 10 kHz. O gás de proteção utilizado foi o argônio comercialmente puro. As deposições utilizaram arames maciços ER308LSi, com diâmetro de 1,2mm e alimentado com um alimentador de arame. Sua composição química pode ser verificada na Tabela 5.

Tabela 5: Composição química consumível AISI 308LSi

AISI 308L	%C	%Mn	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%N	%Cu
Especificado AWS A5.9	0,03 max	1,0 -2,5	0,03 max	9,0 – 11,0	19,5 – 22,0	0,75 max.	----	0,75 max.
Valores obtidos	0,01	1,87	0,75	8,55	19,95	0,16	----	0,17

Para este trabalho foi utilizada uma chapa de aço AISI 304 como substrato e com dimensões 210x124x24mm. A composição química do substrato foi desconsiderada, visto que ele não tem influência na diluição das camadas depositadas analisadas. As propriedades mecânicas dos materiais constam na Tabela 6.

Tabela 6: Valores típicos de referência dos ensaios mecânicos

Resultados Típicos	Limite de escoamento (MPa)	Limite de Resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)
AISI 308L	455	635	46

4.2. Parâmetros da manufatura aditiva

Para este trabalho foi escolhido o processo de soldagem GTAW, que permite maior controle da energia de deposição, além do controle na deposição do consumível para a poça de fusão, favorecendo o estudo a partir da solidificação da camada depositada. Para as principais condições estudadas foram adotados alguns parâmetros em comum que estão descritos na Tabela 7.

Tabela 7: Parâmetros de deposição

AISI 308 L SI	Corrente média calculada (A)	Corrente média obtida (A)	Tensão Média (V)
0 Hz	190	190,78	11,19
100 Hz	142,5	143,27	11,41
1 kHz		145,13	11,29
10 kHz		164,36	11,26

Altura do arco (mm)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Velocidade de alimentação do arame (m/min.)	Ângulo de afiação do eletrodo de tungstênio	Vazão do gás (L/min.)
6	5	1,9	45°	18

Com a finalidade de estudar a variação da frequência de pulsação no comportamento do material e as alterações da sua microestrutura, foram utilizadas quatro condições de deposição, sendo a condição de partida sem variação de frequência de pulsação e com corrente contínua e três outras com variação de frequência de pulsação. O comprimento da camada depositada foi de 180 mm, com altura variando entre 35 e 40 mm, estas foram obtidas com a deposição de 15 camadas cuja geometria é mostrada, esquematicamente, na Figura 25.

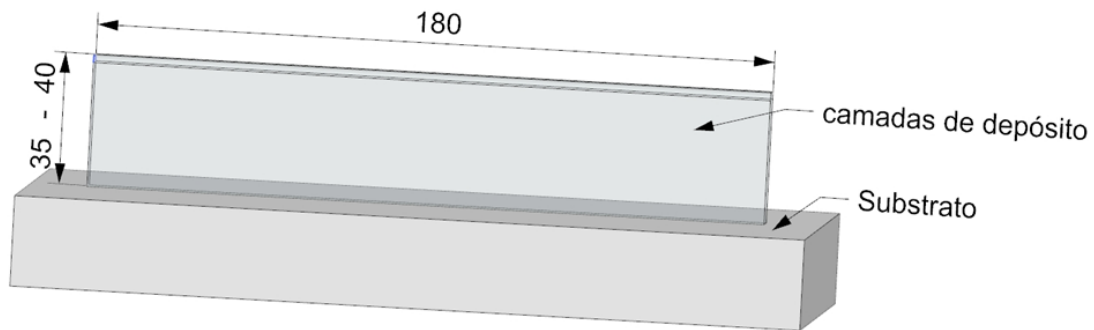


Figura 25: Dimensão para deposição programada

Os parâmetros de deposição que utilizaram frequência de pulsação foram calculados com base na corrente de pico. A corrente de base foi determinada com intensidade de 50% do valor adotado para a corrente de pico. O tempo nas correntes de pico e de base foram mantidos constantes. A energia de deposição foi calculada pela Equação 11, apresentada no item 3.7.1.

A deposição foi realizada de forma mecanizada, que permitiu o controle da tocha GTAW e da alimentação de arame. Seu controle é realizado por meio de comandos numéricos computadorizados e sua trajetória é realizada com velocidade constante, a velocidade de deposição. Os parâmetros adotados para a frequência de pulsação podem ser observados na Tabela 8.

Tabela 8: Parâmetros de frequência para o cálculo da energia de deposição de material.

Frequência de Pulsação (Hz)	Tempo Base t_b (s)	Tempo Pico t_p (s)	Corrente Base I_b (A)	Corrente Pico I_p (A)	Corrente média (A)
0	-	-	-	-	190
100	0,01	0,01	95	190	142,5
1000	0,001	0,001	95	190	142,5
10000	0,0001	0,0001	95	190	142,5

A preparação dos experimentos seguiu a elaboração de um sistema de deslocamento com comandos numéricos computadorizados retratado na Figura 26, com as seguintes restrições de trajetória: X=500mm; Y=700mm; e Z= 220mm, por ajuste mecânico, e 70mm programável.

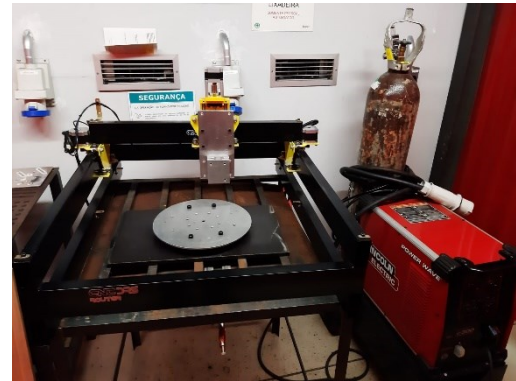
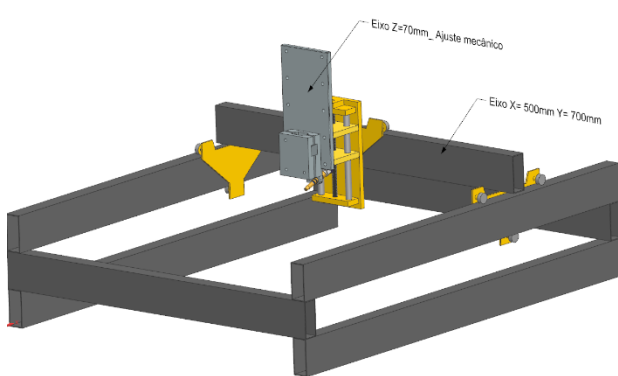


Figura 26: Dispositivo de deslocamento com comando numérico computadorizado (CNC)

Para a elaboração da deposição foram utilizados os seguintes equipamentos: Fonte Magic Wave Fronius (A) para o controle do arco; Fonte Lincoln Electric Power Wave C300 (B) para alimentação do arame, que é integrado ao dispositivo de deslocamento; (C) e controlado por comando numérico computadorizado. Sua disposição pode ser vista na Figura 27.

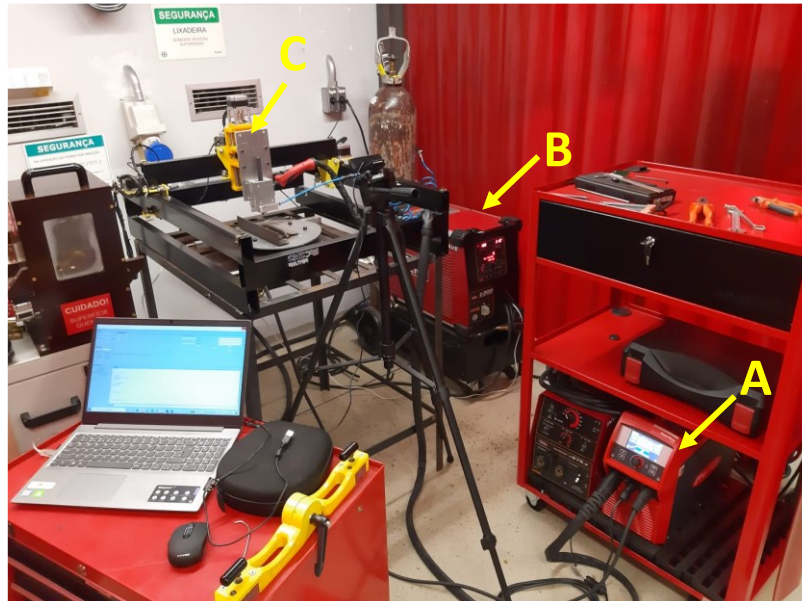


Figura 27: Interligação dos equipamentos

Além disto, foi fabricada a base conectada ao dispositivo de movimentação para fixação da tocha e alimentação de arame, mantendo o alinhamento da tocha a 90° em relação à mesa e a alimentação de arame a 22° em relação à poça de fusão. Ambos estão mostrados na Figura 28.



Figura 28: Base para fixação da tocha e alimentação de arame.

Considerando que a deposição de ligas de aços inoxidáveis precisa de proteção contra a ação de oxidação, e o calor gerado para formação de novas camadas pode acentuar a oxidação da região vizinha e da própria camada, foi desenvolvido um suporte para alimentação auxiliar de gás de proteção, conforme Figura 29.

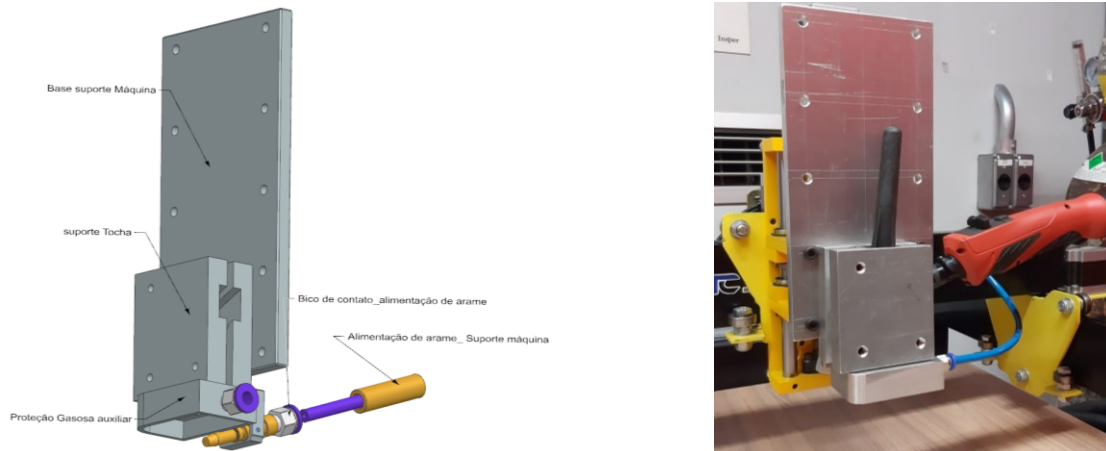


Figura 29: Suporte para proteção gasosa auxiliar

A distorção é um fator agravante em função do número de camadas e dos ciclos térmicos envolvidos, tornando-se necessária uma base robusta de um aço ABNT 1045 para sustentação do substrato a ser utilizado nesta aplicação, cujas dimensões podem ser verificadas na Figura 30.

Foi inserida, entre o substrato e a base de fixação, uma chapa de alumínio 5056, aumentando a transferência de calor por condução entre os materiais.

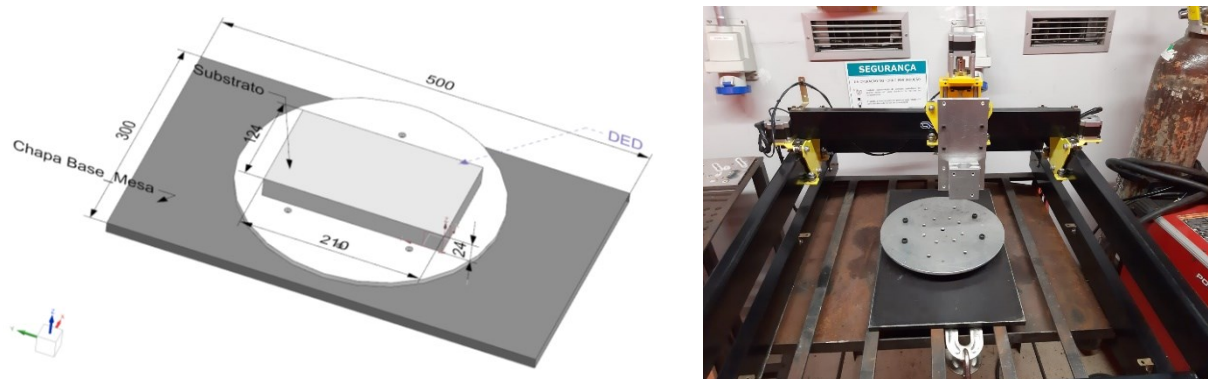


Figura 30: Base para apoio do substrato

4.3. Caracterização microestrutural

4.3.1. Microscopia óptica

A preparação do corpo de prova iniciou-se em uma serra fita horizontal para extração do substrato e sua redução foi realizada em um cut-off, ambas com refrigeração durante a etapa de corte. O lixamento foi realizado de forma manual e com fluxo contínuo de água, respeitando a granulometria da lixa na seguinte ordem: 180; 320; 600 e 1200 mesh. Após essa etapa, inicia-se o polimento com pasta de diamante com 3 e 1 μ m.

Para caracterização e análise da fração volumétrica de fases presentes na microestrutura foi realizada a análise com microscópio óptico, conforme mostra a Figura 31. Para revelação da microestrutura foi utilizado o ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% e 2V para o aço inoxidável AISI 308L, e com o reagente Kalling por imersão com 5s. Para determinar a fração volumétrica de ferrita foi utilizado o software ImagemJ®, efetuando o processamento da imagem gerada em escala de cores, facilitando a distinção das fases e menor dispersão dos valores obtidos, contabilizando a fração volumétrica de ferrita em função da área total da imagem.

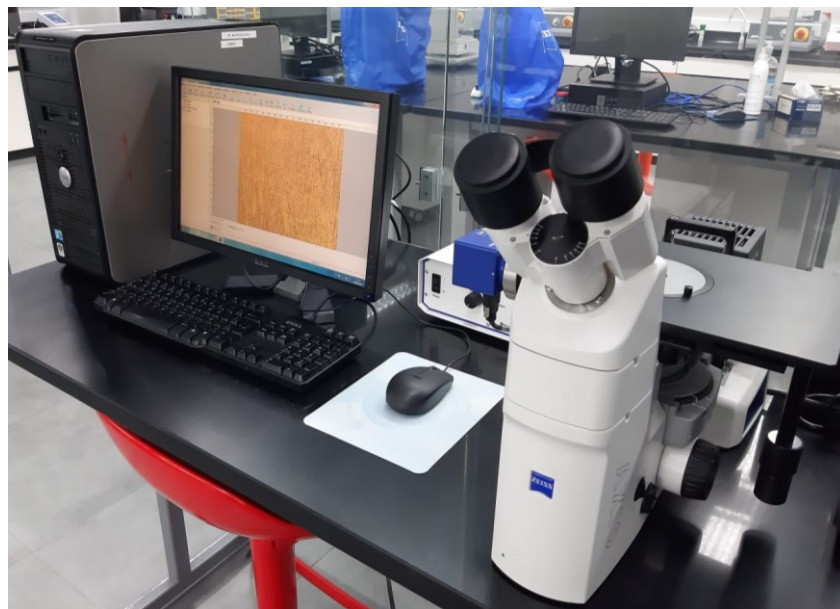


Figura 31: Microscópio óptico, Zeiss modelo Vert A1.

4.3.2. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A análise em microscopia eletrônica foi realizada para determinar a direção dos planos cristalinos e a direção de solidificação característica para as frequências de pulsação adotadas. Estas informações foram obtidas a partir das figuras de polo identificadas com uso da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD). A caracterização foi realizada em microscópio eletrônico de varredura com canhão de efeito de campo, FEG, modelo Inspect 50. As preparações dos corpos de prova seguem a ordem citada na preparação para análise em microscopia ótica, com exceção ao polimento final em uma solução com sílica coloidal com granulometria média de 0,05 μm .

A análise das amostras foi realizada em três pontos para cada camada, sendo selecionadas regiões a esquerda, centro e a direita da camada. Os parâmetros de ensaio foram determinados para (CFC), com amplitude de 227X e passo de 0,08 μm e os resultados foram analisados com uso do software OIM®.

4.4. Análise química

Para a análise química foi realizada a preparação de algumas camadas do depósito, indicadas, conforme recomendado em norma AWS A5.1. Considerando a quinta camada como referência para a análise da composição química, desprezando o efeito da diluição entre o substrato e a camada depositada.

Considerando o mecanismo de solidificação e o processo de obtenção escolhido para a formação das camadas do depósito na MA, foi produzido uma almofada soldada (pad) com os parâmetros adotados para soldagem sem pulsação. Sua composição química pode ser visualizada na Tabela 5; e a macrografia representada na Figura 32 indica a região de análise no corpo de prova.



Figura 32: Representação da “almofada” do aço inoxidável austenítico AISI 308L.

Para evitar o efeito da diluição do substrato no metal depositado, foi realizada a preparação e algumas camadas do depósito, indicadas na Figura 33, conforme recomendado em norma AWS A5.1. Considerando a quinta camada como referência para a análise da composição química, desprezando o efeito da diluição entre o substrato e a camada depositada.

AISI 308LSi

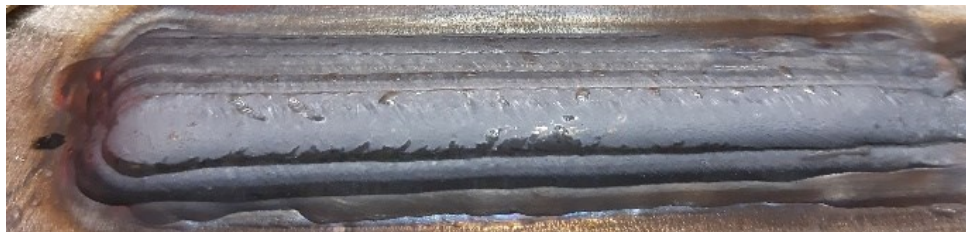


Figura 33: Amostras preparadas para análise química

4.4.1. Espectrometria de massa

O ensaio por espectrometria de massa, que consiste em criar íons moleculares e isolá-los de acordo com sua massa, foi realizado para caracterização quantitativa e qualitativa da composição química do material de modo a quantificar os elementos presentes em sua composição, e em especial a fração percentual de Cromo e Níquel.

4.4.1. Fluorescência de raios X por energia dispersiva (FRX)

A análise por fluorescência de raios X, foi realizada com o espectrômetro da marca: Malvern Panalytical e modelo: Epsilon 1, permitindo a análise direta sobre as superfícies das amostras preparadas e já embutidas, com este método é identificar a região de análise e manter a integridade da amostra. Porém, é considerada complementar aos ensaios por espectrometria de massa, que por sua vez permite identificar a fração percentual de carbono, o que supre a restrição da análise por esta técnica.

4.5. Determinação dos ciclos térmicos

O monitoramento dos ciclos térmicos foi realizado por medição direta, com termopares tipo K, soldados à peça com o uso de uma fonte de soldagem capacitiva, conforme a Figura 34, com controle de intensidade de energia, possibilitando reduzir as interferências na leitura e formar um bom contato entre o termopar e a peça, realizando-se uma preparação prévia da superfície para a soldagem dos termopares.



Figura 34: Fonte de soldagem Capacitiva marca: VMV e modelo: Ew800

A leitura de temperatura foi realizada mantendo a distância e posicionamento similares em todas as condições de ensaio aplicadas, considerando a 5ª camada de depósito como ponto selecionado para aquisição dos ciclos térmicos, conforme Figura 35.

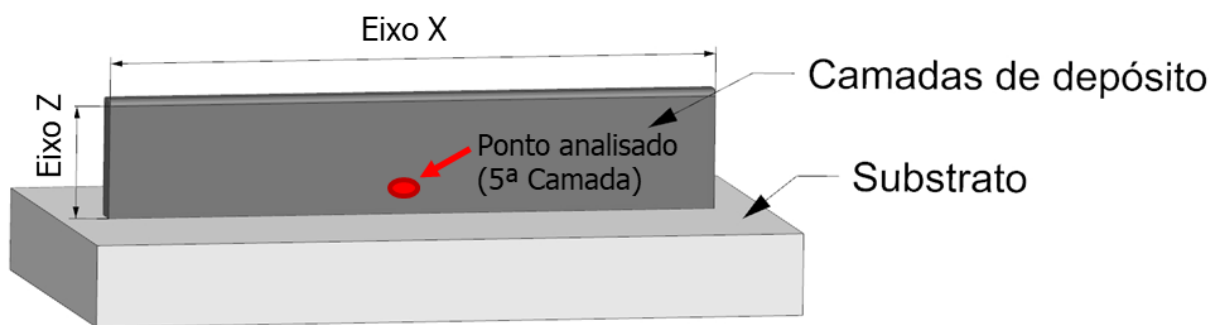


Figura 35: Ponto selecionado para análise dos ciclos térmicos.

A análise e aquisição dos ciclos térmicos foi realizada de forma direta, com uso de data logger KEYSIGHT, modelo 34972A, possibilitando a aquisição de temperatura com 24 canais, representados na Figura 36. Para a análise do ciclo térmico foi mantida a posição do termopar, discutido anteriormente e, os intervalos de leitura visaram manter as variações constantes entre cada nova camada efetuada, de forma a controlar a temperatura de pré-aquecimento e as variações em função do depósito da camada.

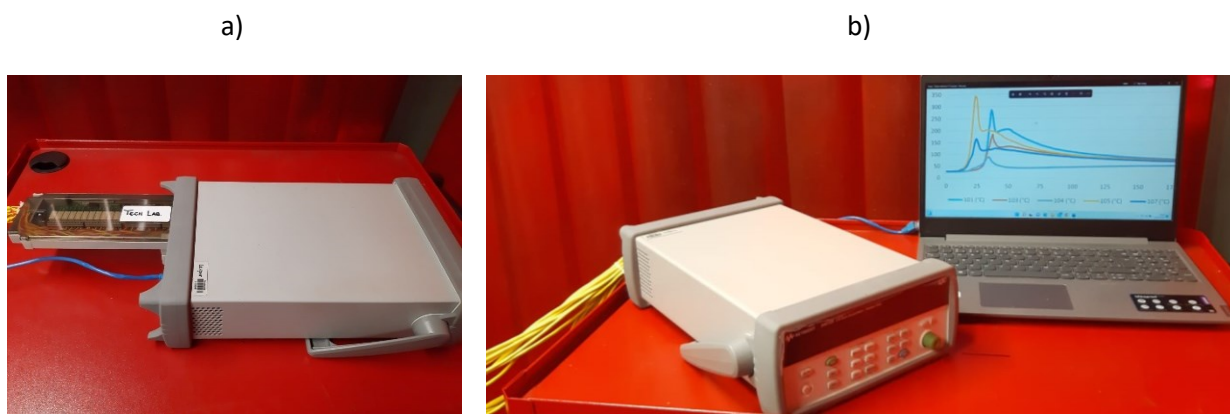


Figura 36: Sistema de aquisição de temperatura KEYSIGHT: a) representação da disposição e instalação dos termopares; b) representação das curvas de tempo e temperatura monitoradas pelo equipamento.

Para a análise dos ciclos térmicos, o tempo de aquisição e o intervalo de leitura são essenciais para uma melhor compreensão dos fenômenos envolvidos na solidificação. Desta forma, pode-se determinar a taxa de resfriamento na região de interesse. Segundo a literatura, as variações na taxa de resfriamento podem alterar o comportamento da liga, e as transformações de fase. Esta, por sua vez, pode ser alterada pela cinética envolvida na solidificação. Os primeiros estudos foram iniciados por Rosenthal, que

determinaram métodos teóricos para análise de transferência de calor com uso de um modelo matemático (PORTER; EASTERLING, 2009; ROSENTHAL, 1941).

4.6. Análise dos parâmetros da manufatura aditiva

A energia de deposição empregada no processo para a formação das camadas tem influência direta no controle da camada depositada, influenciando diretamente na qualidade do produto. O método que consiste na leitura da tensão e corrente de soldagem durante a deposição da camada, foi utilizado para sua análise e pode resultar em variações significativas, sendo mencionada uma diferença que representa um erro por meio comparativo entre modelos teóricos e experimentais em valores superiores a 30%. (BOSWORTH M.R., 1991).

Alguns estudos relacionam uma grande dispersão nos resultados. Porém, de acordo com os estudos, percebe-se que a resolução do equipamento pode representar uma grande dispersão nos resultados obtidos, justificando os altos valores encontrados. Sendo este um tema de grande discussão, foi utilizado um osciloscópio da marca HANTEK, modelo 6022BE, com uma frequência de 20 MHz e pinça para leitura da tensão com mesma frequência, para análise da tensão é conectada aos polos positivo e negativo ligados à tocha e à peça de trabalho. Para aquisição da corrente foi utilizada uma garra amperimétrica com uma resolução de 200 kHz, ambas representadas na Figura 37.

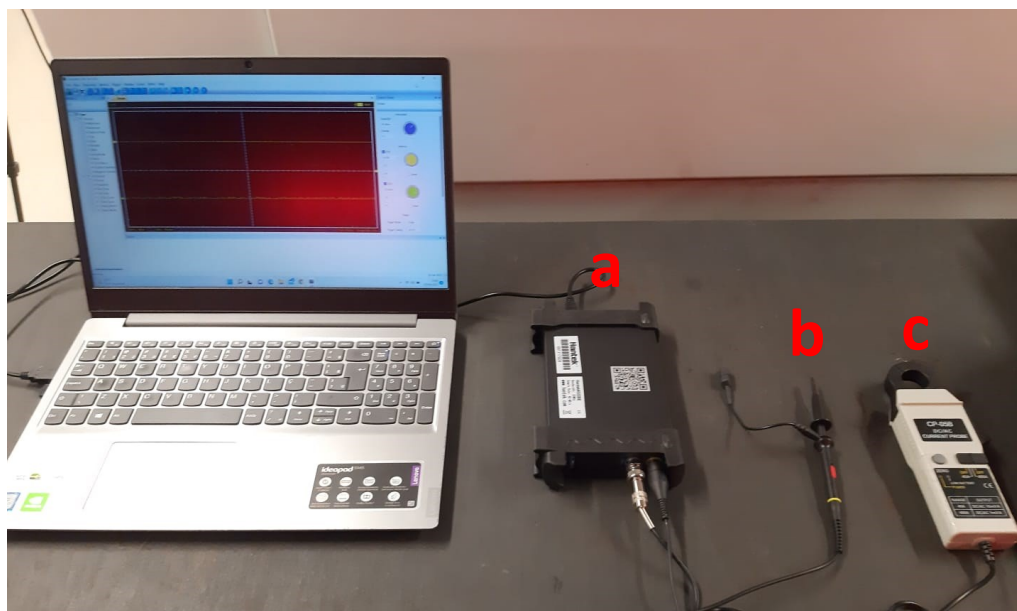


Figura 37: Sistema de leitura de tensão e corrente, a) osciloscópio Hantek conectado à porta USB do computador; b) Pinça para leitura de tensão; c) Garra amperimétrica.

A leitura da tensão e corrente foi efetuada de forma direta e o intervalo foi alterado de acordo com a frequência de trabalho, permitindo obter um maior refino da curva para análise e comparação do comportamento em cada condição estudada, permitindo uma nova avaliação da diferença percentual entre o modelo teórico e o experimental.

4.7. Análise da taxa de resfriamento a partir do espaçamento entre os braços dendríticos secundários

A caracterização do espaçamento entre os braços dendríticos secundários foi realizado com microscopia óptica, com microscópio Zeiss modelo Vert A1, com imagens obtidas com aumento de 200X. Para determinar a distância entre os braços dendríticos secundários, foi utilizado o software de tratamento de dados Zeiss Zen Blue 3.3®, com imagens obtidas com aumento de 200X.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Parâmetros da manufatura aditiva

Os parâmetros do processo geram mudanças no comportamento do material durante a solidificação, sendo de grande importância o estudo da curva tensão e corrente versus tempo, para a análise da imprimabilidade dos aços inoxidáveis, determinando-se a energia média instantânea entre camadas.

Utilizou-se o arco elétrico para deposição direta do metal de adição como fonte de calor, e, para a formação das camadas, é essencial a análise do comportamento das curvas tensão e corrente em função do tempo. Neste caso, a resolução do instrumento é de grande importância para a obtenção dos resultados. Muitos trabalhos contemplam o uso de corrente contínua e baixa frequência de pulsação, e, para aplicações com alta frequência de pulsação, o uso do valor teórico, segundo (BOSWORTH M.R., 1991), pode representar uma diferença superior a 30%.

A curva tensão e corrente obtida de modo direto por meio de osciloscópio e uma garra amperimétrica com alta resolução permitiu a comparação dos efeitos da frequência de pulsação na energia de deposição. Conforme a Figura 38, tem-se uma variação entre a corrente e tensão, o que pode justificar altos valores representados nos estudos realizados por Bosworth. Para este estudo, foi considerada a potência média instantânea, contemplando as discussões e justificando a importância de resolução do equipamento para este estudo.

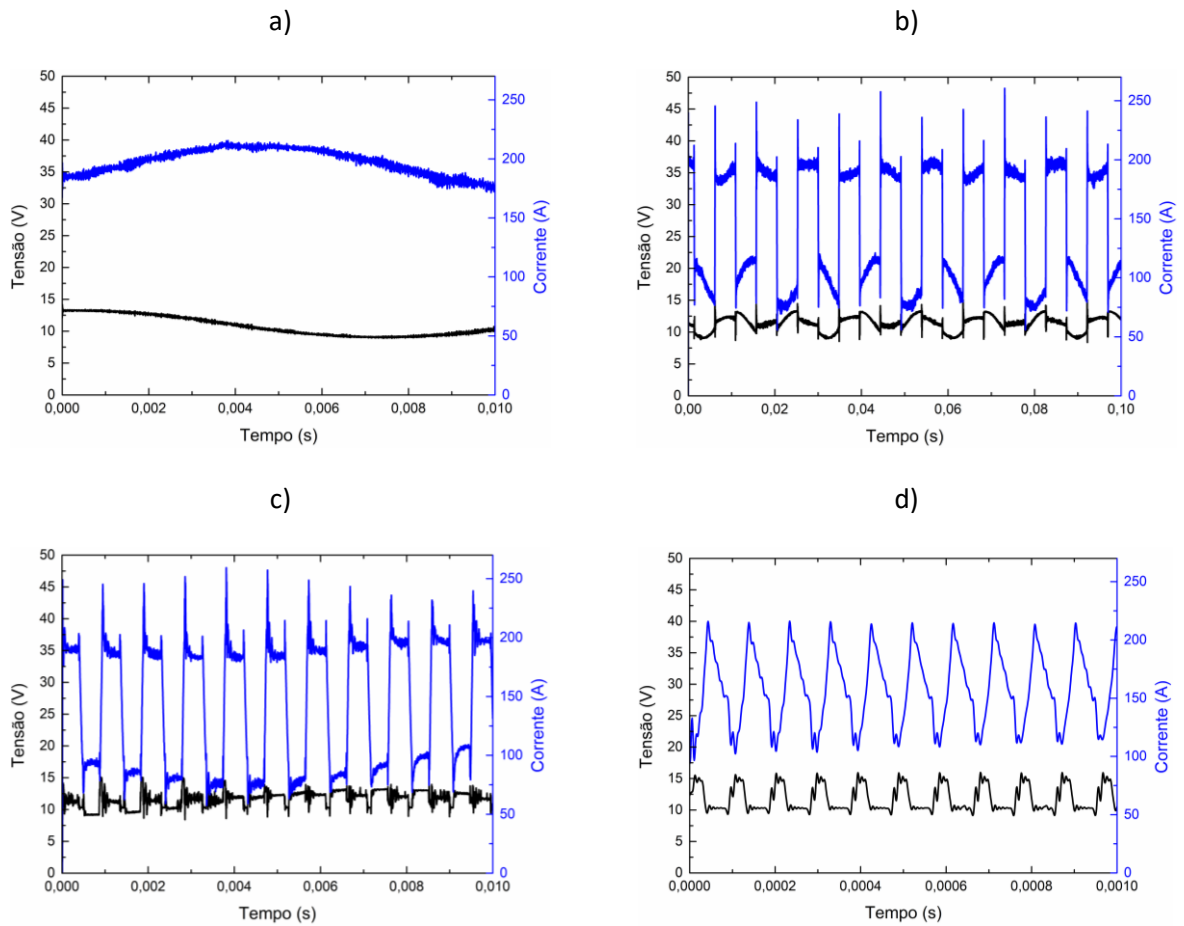


Figura 38: Representação da curva Tensão (preto) e Corrente (azul), condição a) Sem pulsação; b) com frequência de 100 Hz; c) Frequência de 1 kHz e d) com frequência de 10 kHz.

À medida que se aumentou a frequência de pulsação, observou-se a variação da corrente de trabalho. O comportamento da curva pode influenciar na energia transferida para o material. E, para a frequência de pulsação de 10 kHz, o formato de onda pode não ser corretamente representado por fatores justificados anteriormente. Estes formatos permitem relacionar, de forma direta, as temperaturas de pico atingidas para cada condição, para um melhor entendimento do ciclo de resfriamento do material.

Com as curvas da tensão e da corrente, calculou-se a potência média instantânea. Tomando como base a condição sem pulsação, e comparando com 100 Hz, isso representa uma redução de 23,4% na energia de deposição; comparando com 1 kHz, essa redução é de 23,2% na energia de deposição; para condição com 10 kHz, esse valor reduz para 13,3%, o que justifica a mudança na taxa de resfriamento no material.

A variação da frequência de pulsação tem forte impacto na energia de deposição cedida ao material para a formação da camada. É necessário alcançar a temperatura de fusão do material para a formação da poça de fusão, possibilitando a formação da nova camada de depósito. Na Figura 39, pode-se comparar a energia de deposição fornecida ao material de acordo com a frequência de pulsação adotada.

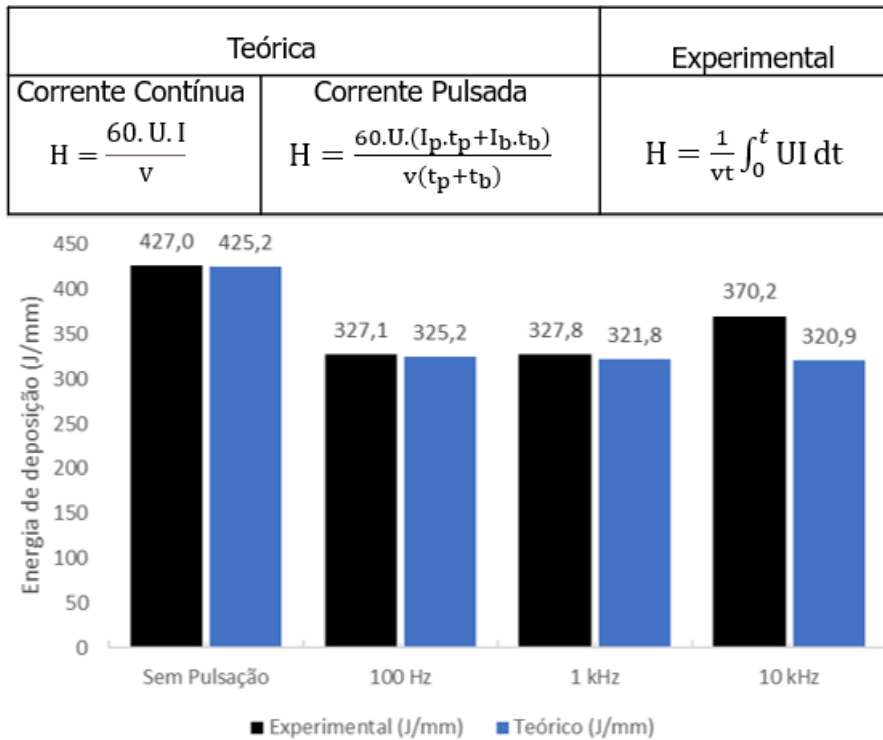


Figura 39: Comparação da energia de deposição teórico - Experimental

Para conhecer o impacto do processo de fabricação no material foi elaborado o gráfico apresentado na figura 39, possibilitando a comparação da energia teórico e experimental, a partir dos métodos descritos em literatura já mencionada e representadas nas equações utilizadas para o cálculo da energia teórica e experimental, utilizando-se o valor teórico em azul, para a energia teórica e a obtida experimentalmente da potência média instantânea, em preto. Assim, foi apresentada a comparação entre os métodos de determinação da energia de deposição, conforme detalhado na Figura 40. Também foi possível estabelecer uma correlação entre o método utilizado para aquisição dos dados nos ensaios, evitando-se erros conforme a escolha do cálculo da energia de soldagem Segundo (SALDANHA DO NASCIMENTO; DE ANDRADE BATISTA; SCOTTI, 2006) essa

diferença entre energias de soldagem pode ser aumentada com a frequência de pulsação, a corrente de soldagem e o formato de onda da corrente de soldagem.

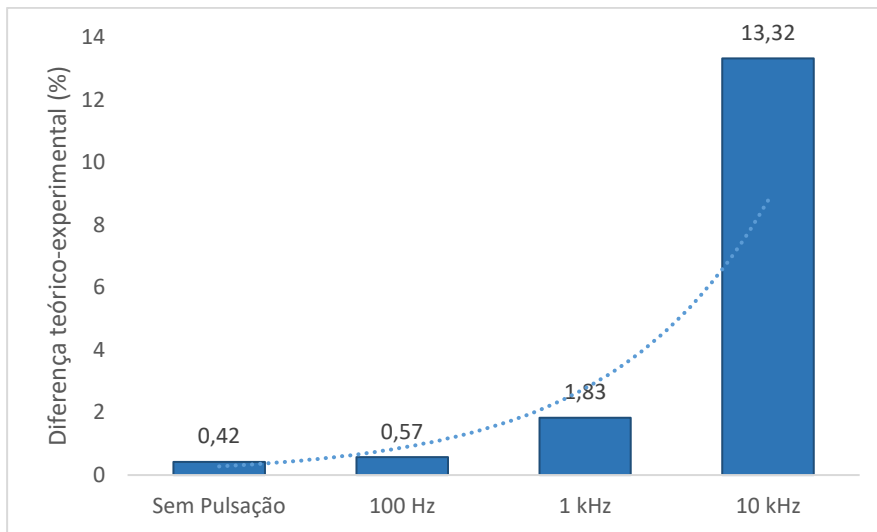


Figura 40: Comparação teórico-experimental da variação da energia de deposição.

A comparação entre os resultados pode confirmar a conclusão de Nascimento (SALDANHA DO NASCIMENTO; DE ANDRADE BATISTA; SCOTTI, 2006). A variação no formato da onda de tensão e corrente em função da frequência de pulsação pode ser responsável por essa diferença entre os métodos de cálculo da energia de deposição. Vale destacar que a resolução do instrumento de análise pode influenciar nesta comparação. A resolução do equipamento de medida pode ter introduzido um erro adicional. Para a resolução do equipamento; para frequência de 10 kHz, teve-se uma resposta de leitura dentro de 5% da restrição da resolução do equipamento. Já para a frequência de 1 kHz, esse valor é de 0,5%.

5.2. Caracterização Microestrutural

5.2.1. Análise macrográfica.

A morfologia da camada depositada tem grande influência dos parâmetros adotados no processo. Sendo considerada somente a variação da frequência de pulsação, obteve-se uma mudança em seu comportamento, o que melhor pode ser explicado pela caracterização da sua macroestrutura, que foi realizada utilizando a composição de 4 imagens obtidas em lupa estereoscópica Carl Zeiss.

A energia de deposição é o parâmetro que é afetado diretamente pela variação da frequência de pulsação, tendo como referência a microestrutura da amostra preparada sem uso da frequência de pulsação. A Figura 41 mostra o seu comportamento, e, para melhor entendimento, visa definir algumas restrições, tais como: largura da camada; altura média entre camadas e a sobreposição entre cada camada, de modo a verificar a coesão do depósito de cada camada.

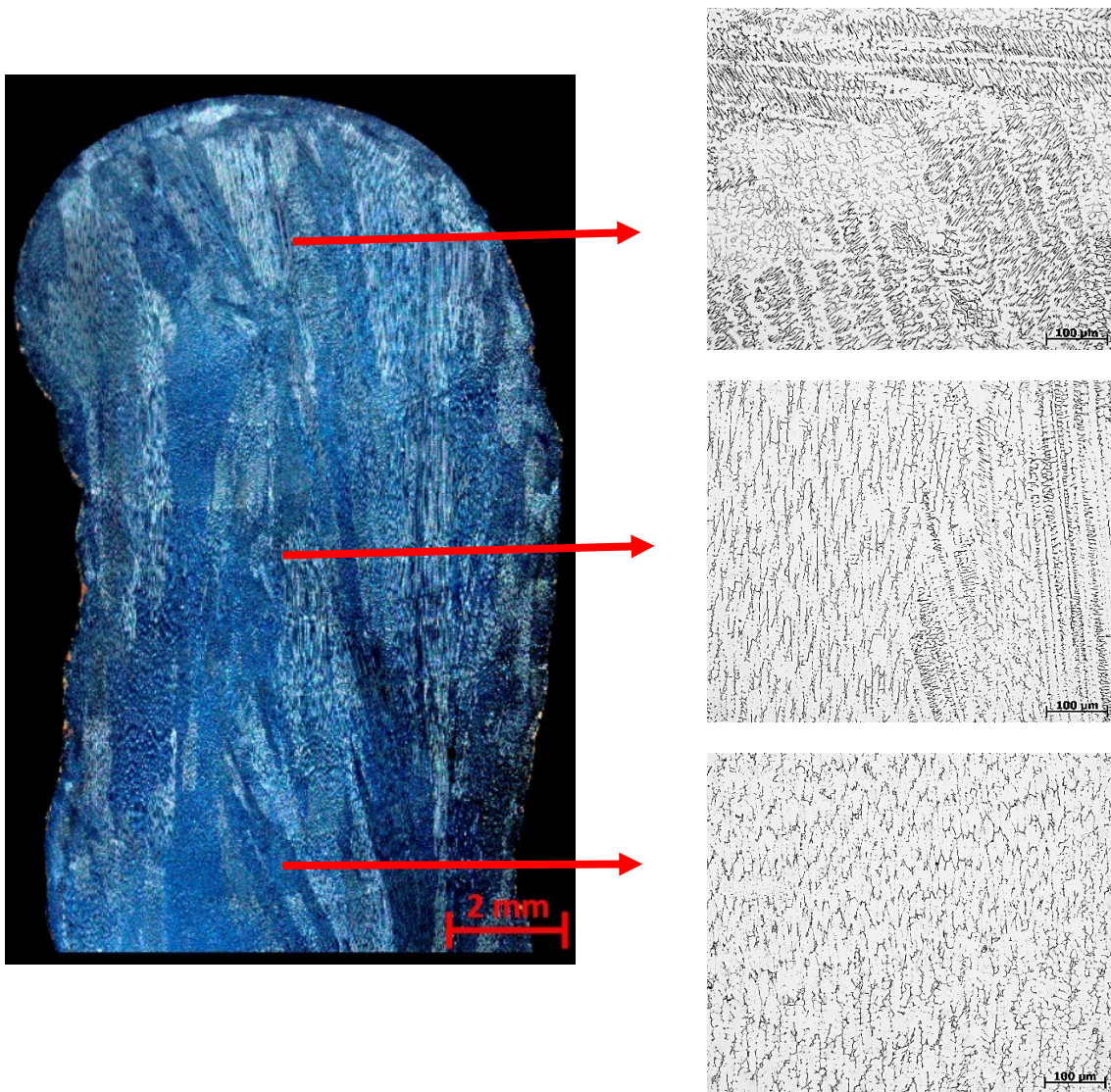


Figura 41: Microestrutura da amostra sem frequência de pulsação. Indicação em destaque representa o local de análise da microestrutura com ampliação em 200 X, representada à direita.

A microestrutura permite um melhor entendimento do comportamento do material durante sua solidificação e, de acordo com análise, sua morfologia segue um crescimento

de grão epitaxial, mantendo como característica a orientação e o contorno do grão 64 anterior, orientados no sentido da extração de calor. Além disso, as variações de frequência de pulsação pode fornecer compreensão para as mudanças microestruturais e, conseqüentemente, alterar a morfologia e a fração volumétrica das fases presentes (ferrita e austenita). A Figura 42 apresenta alterações na topologia, além da morfologia e da fração volumétrica das fases presentes, para frequência de pulsação de 100 Hz.

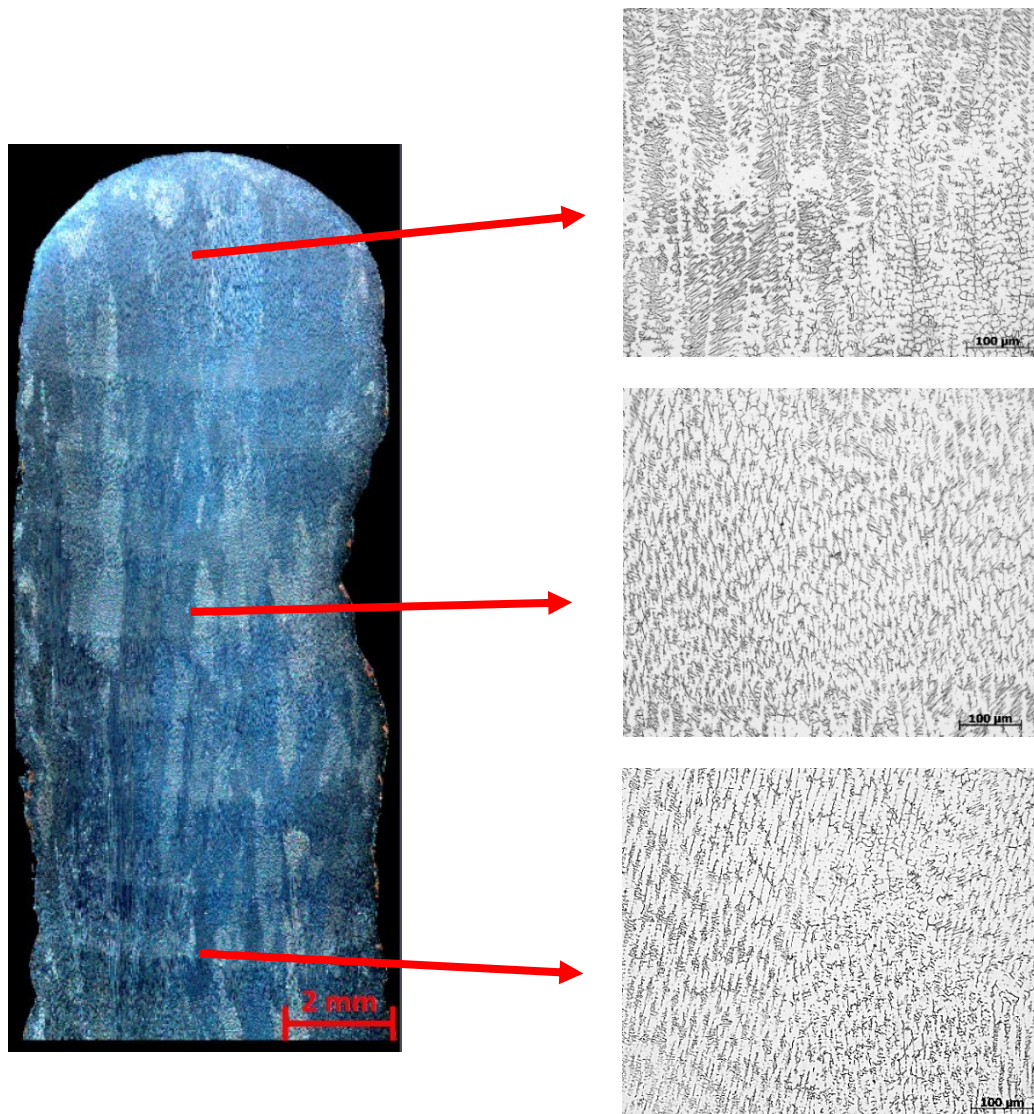


Figura 42: Microestrutura da amostra com frequência de pulsação de 100 Hz. Indicação em destaque representa o local de análise da microestrutura com ampliação em 200 X, representada à direita.

A característica da microestrutura do material segue orientação do sentido da fonte de calor imposta para a formação da camada. O crescimento de grão segue a orientação

da camada anterior, mantendo o crescimento epitaxial. Porém, sua microestrutura característica e fração volumétrica apresentam uma forte mudança em relação ao parâmetro de base, o que pode ser visto na microestrutura que apresenta um maior refino. Além disso, sua morfologia se mantém regular ao longo de toda parede e a presença de ferrita vermicular é mantida para as camadas mais distantes da fonte de calor.

Considerando os efeitos da baixa frequência de pulsação, tem-se importantes mudanças na microestrutura do material. De modo a compreender o impacto deste parâmetro no material, foi adotado o uso de altas frequências de pulsação, conforme mostram as Figura 43 e Figura 44. Com a frequência de pulsação da corrente que resultou na redução da energia de deposição, observa-se as mudanças na topologia da camada, o que permite ampliar o entendimento desta técnica no comportamento do material fabricado por MA para obtenção de um melhor desempenho do material.

A variação da frequência de pulsação permitiu a observação de características distintas na morfologia da camada, resultando em mudanças na sua largura e variações na altura. Além disso, um aspecto notável foi o alinhamento entre as camadas, o qual foi significativamente afetado nas amostras preparadas com alta frequência de pulsação (1 kHz e 10 kHz). Esse efeito pode ser explicado pela agitação da poça de fusão, evidenciando uma descontinuidade no alinhamento quando comparado com a condição de baixa frequência de pulsação (100 Hz).

Para preparar as paredes, o alinhamento da tocha de soldagem foi feito diretamente no sistema de movimentação da tocha. É possível que a morfologia da camada depositada tenha contribuído para o desalinhamento durante a solidificação. Esse efeito poderia ser atenuado através de usinagem para regularizar cada camada de depósito, evitando assim o desalinhamento durante a solidificação. No entanto, é importante notar que na Manufatura Aditiva é esperada a formação de camadas com excesso de material, que deve ser ajustado por meio de usinagem para obter o produto desejado.

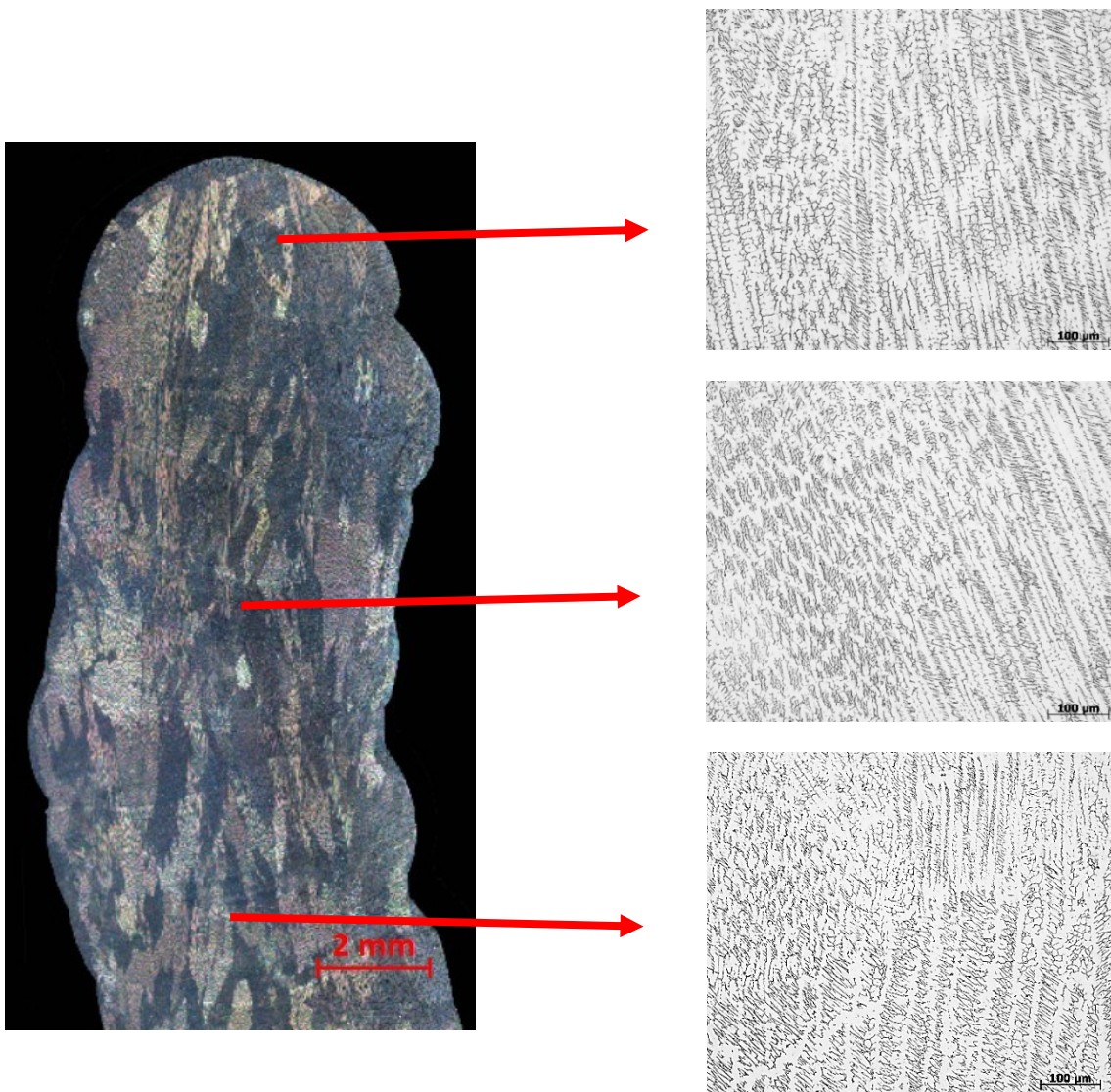


Figura 43: Microestrutura da amostra com frequência de pulsação de 1 kHz. Indicação em destaque representa o local de análise da microestrutura com ampliação em 200 X, representada à direita.

O efeito da frequência de pulsação de 1 kHz manteve o comportamento característico para a macroestrutura, mudando a morfologia da sua microestrutura em relação às condições anteriores, o que implica em formação preferencial da ferrita acicular, com uma distribuição uniforme em toda a largura da camada. Por outro lado, apresenta um menor refino se comparada à condição com 100 Hz, aumentando a dimensão dos braços dendríticos.

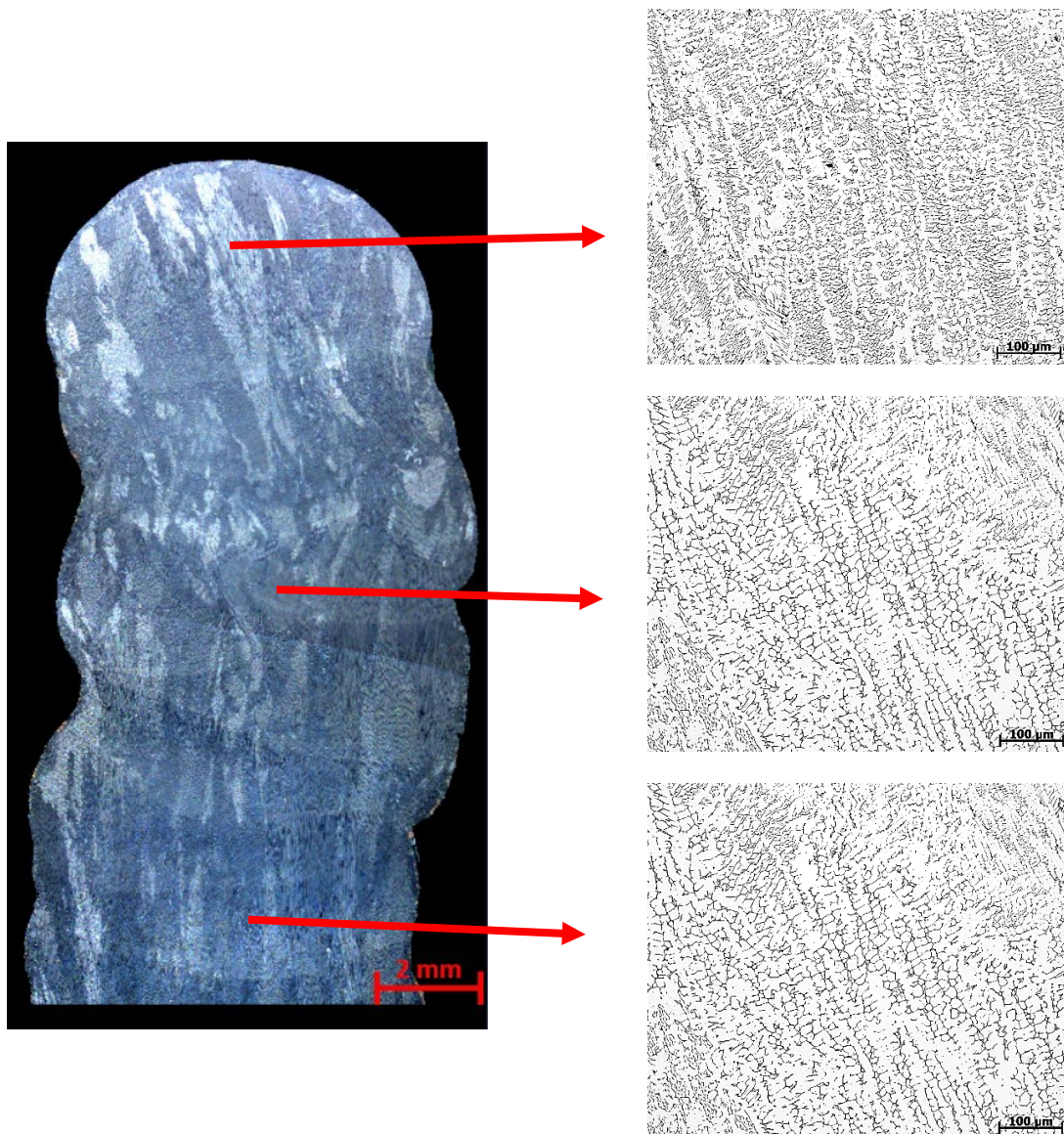


Figura 44: Microestrutura da amostra com frequência de pulsação de 10 kHz. Indicação em destaque representa o local de análise da microestrutura com ampliação em 200 X, representada à direita.

Para a aplicação da camada de depósito com frequência de pulsação de 10 kHz a solidificação continua seguindo a direção de extração de calor. Sua microestrutura apresenta mudanças significativas e sua fração volumétrica reduz inclusive para regiões mais distantes da fonte de calor. O efeito de coalescimento, durante a solidificação, é mais pronunciado e as variações dos parâmetros indicam uma queda na taxa de resfriamento, fornecendo condição para o engrossamento do braço dendrítico.

Na condição com 10 kHz, a ferrita presente para as condições próximas à fonte de calor é acicular, mantendo sua característica para regiões mais distantes, e, à medida que se fica mais distantes da fonte de calor, obteve-se uma mudança de sua morfologia, que resulta na conversão da ferrita em austenita, o que poderá promover a redução de ferrita residual; e sua variação representou as mudanças da taxa de sobreposição da camada e largura da parede, analisando a 15ª camada de depósito, que são descritas na Tabela 9.

Tabela 9: Dados de sobreposição e largura média da camada de depósito para o aço AISI 308L-Si.

AISI 308L - Si				
Dados\Amostras	Sem Pulsação	100 Hz	1 kHz	10 kHz
Sobreposição da camada (%)	32,45	29,25	30,09	30,10
Largura média (mm)	8,6	6,7	6,8	7,6

Embora a variação de frequência represente mudanças significativas no material, temos uma sobreposição da camada com pouca variação para as amostras que se utilizaram de frequência de pulsação entre as condições estudadas, o que pode justificar o a altura do arco constante para a região de análise, considerando o ponto médio da distância percorrida para a formação da parede. Porém, sua largura média foi fortemente alterada em função da frequência de pulsação, resultando em uma parede com maior largura para maiores energias de deposição transferidas pelo arco elétrico.

5.2.1. Microscopia Óptica

Uma das evidências mais relevantes para compreender o efeito da frequência de pulsação no material é determinar sua microestrutura característica, possibilitando, assim, determinar ou restringir aplicações deste material em serviço. Discutida por Fredriksson e por Suutala e Moisio, a transição na solidificação determinará a microestrutura final, sendo ela diretamente relacionada à velocidade de resfriamento. Para análise da microestrutura foram selecionadas imagens da última camada formada – “15ª camada” –, conforme Figura 45, sendo esta a mais próxima da fonte de calor, o que favorece o entendimento dos ciclos térmicos no material.

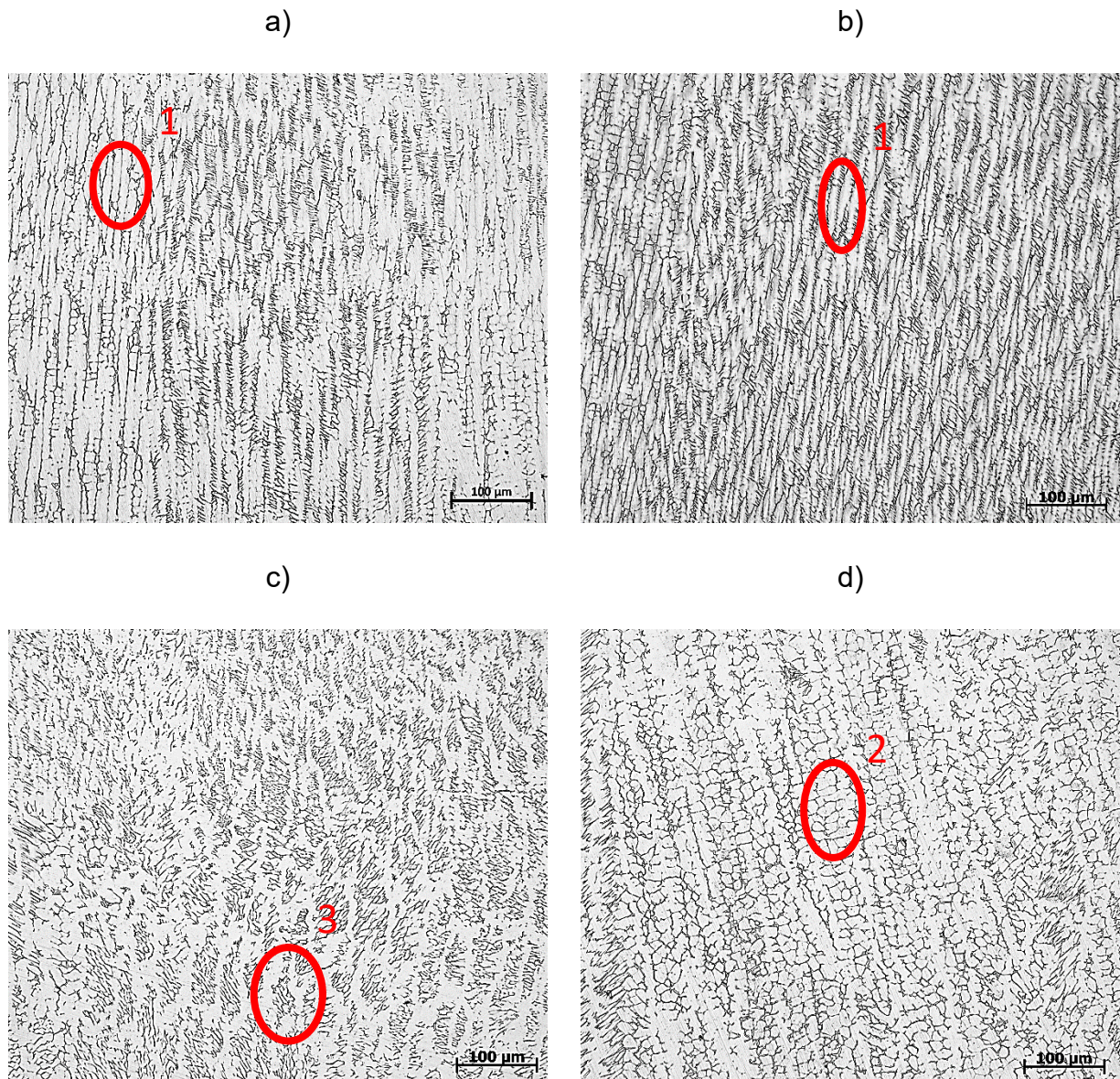


Figura 45: Microestrutura com ampliação em 200 X do aço AISI 308L Si. a) sem pulsação; b) 100Hz; c) 1kHz e d) 10 kHz.

A variação adotada nos parâmetros do processo atribuiu uma mudança significativa na formação de fase e em sua morfologia. Na formação da camada sem o uso da frequência de pulsação, a elevada energia de deposição foi responsável por uma microestrutura com maior incidência da ferrita vermicular “1” e maior distância entre estas fases. Para a amostra com 100 Hz é possível observar uma estrutura com menor distanciamento entre a ferrita, porém, ainda mantém como morfologia ferrita vermicular (1). Para

a amostra com alta frequência de pulsação (1 kHz), observa-se uma menor distância entre as fases, porém sua morfologia muda para ferrita acicular (3), aparecendo evidências de regiões de coalescimento. Fator que também se observa na amostra com frequência de 10 kHz, com maior espaçamento entre os braços de dendrita presente e maior concentração de austenita (2). Mecanismos que são fortemente influenciados pelo gradiente térmico no metal base. Quanto menor o gradiente de temperatura, maior a taxa de resfriamento para as condições que adotaram o uso das condições 0; 100 e 10 kHz de pulsação para a deposição da camada. Além disso, o aumento da frequência de pulsação aumenta a velocidade dos vórtices presentes na poça de fusão líquida, minimizando as variações localizadas de composição química, tornando a poça de fusão mais homogênea, com relação à sua composição química, dependendo da viscosidade da poça de fusão líquida.

Adotando como referência a secção transversal do material para representar a formação de fase presente, pode haver variações que não representam o comportamento do material. Mesmo que a solidificação siga um comportamento unidirecional para formação do grão, torna-se necessário obter uma perspectiva tridimensional da microestrutura que é representada na Figura 46, Figura 47, Figura 48 e Figura 49.

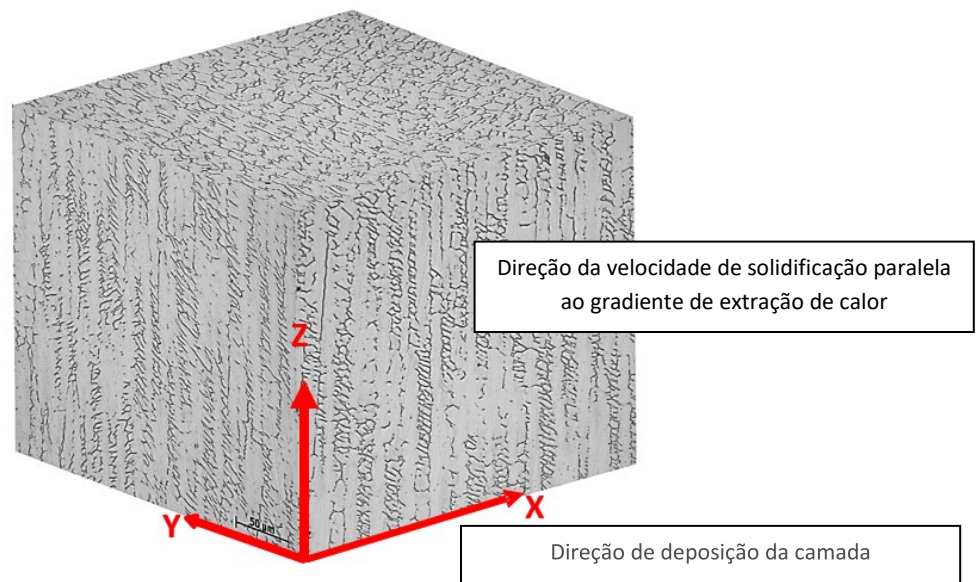


Figura 46: Representação tridimensional da microestrutura com ampliação em 500 X do aço AISI 308L Si, sem pulsação. Eixo Z indica altura e o eixo X indica o sentido de deslocamento da fonte.

Nesta representação, temos a microestrutura característica e sua projeção em três planos de corte: nas seções de corte frontal e lateral, a ferrita segue uma orientação vermicular alinhada à fonte de calor, orientada ao sentido de solidificação do material.

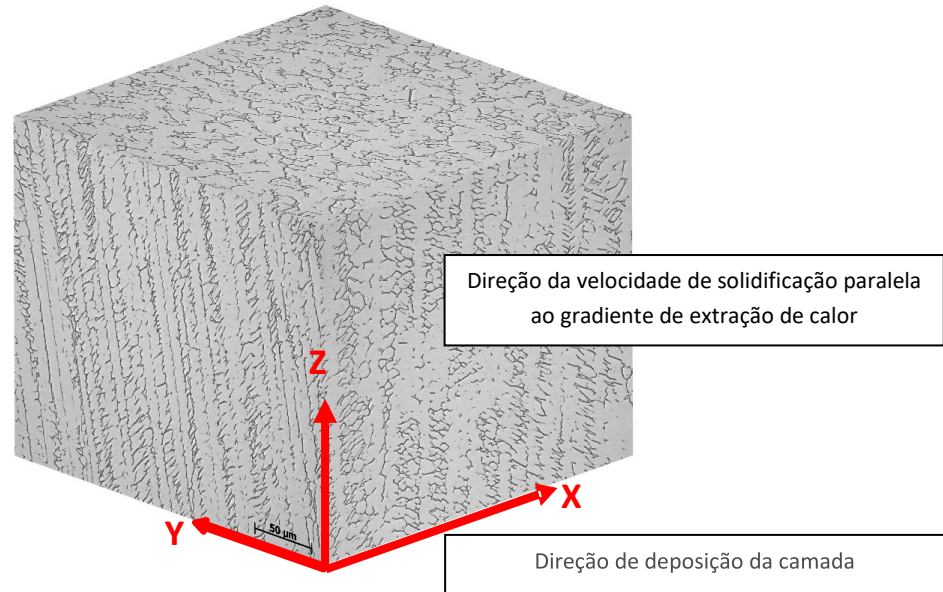


Figura 47: Representação tridimensional da microestrutura com ampliação em 500 X do aço AISI 308L Si, 100 Hz. Eixo Z indica altura e o eixo X indica o sentido de deslocamento da fonte.

A projeção tridimensional da amostra preparada com a frequência de pulsação de 100 Hz possibilita observar a orientação da ferrita, neste caso, o refino da microestrutura é superior ao orientado na amostra preparada sem variação de frequência. Porém, sua formação apresenta ferrita vermicular e ferrita acicular.

A queda da frequência de pulsação tem uma forte ligação com a energia de deposição transferida no processo, sendo este impactado diretamente pelo ciclo de pulsação no arco elétrico. Em comparação com valores obtidos por sistema de aquisição nos ensaios, este valor é 21% menor se comparado à condição sem frequência de pulsação.

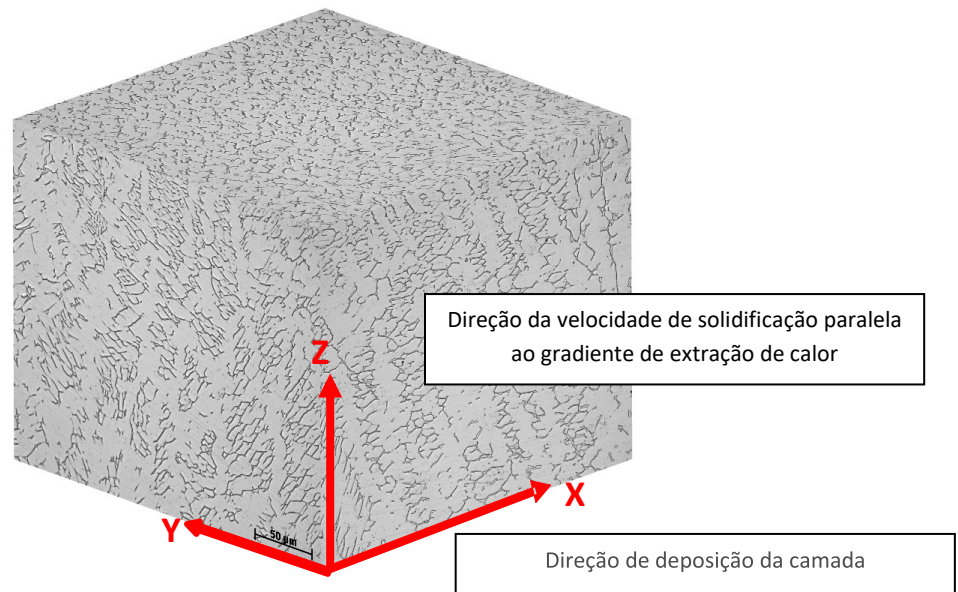


Figura 48: Representação tridimensional da microestrutura com ampliação em 500 X do aço AISI 308L Si, 1 kHz. Eixo Z indica altura e o eixo X indica o sentido de deslocamento da fonte.

A microestrutura característica para a condição com frequência de pulsação de 1 kHz possibilita observar o início da formação da ferrita acicular, e, com isso, um refino similar ao obtido com a frequência de 100Hz. Esta morfologia pode representar mudanças no comportamento do material quanto ao desempenho mecânico e de resistência à corrosão.

A partir das variações na morfologia observadas entre as amostras analisadas, é evidente a influência da frequência de pulsação da corrente, a qual se reflete em mudanças na condição de solidificação entre as amostras estudadas. Embora a corrente de pico adotada seja a mesma para todas as amostras, a energia de deposição média apresenta variações devido ao tempo da corrente de pico e corrente de base, dependendo da frequência de pulsação da corrente utilizada. Além disso, é importante notar que as perdas do processo, que podem resultar em variações na eficiência entre as condições estudadas, não foram consideradas.

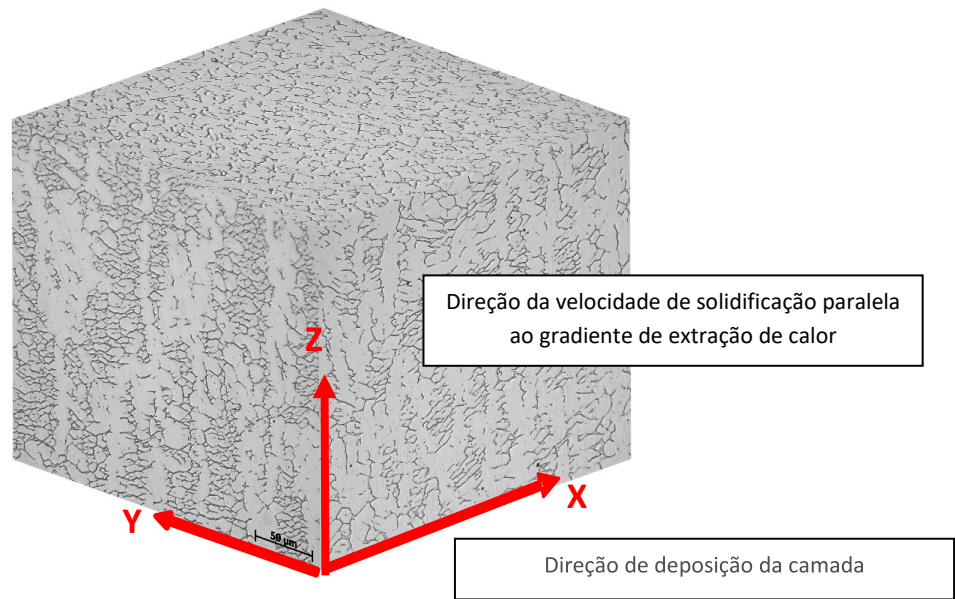


Figura 49: Representação tridimensional da microestrutura com ampliação em 500 X do aço AISI 308L Si, 10 kHz. Eixo Z indica altura e o eixo X indica o sentido de deslocamento da fonte.

Para o corpo-de-prova com o uso da frequência de pulsação de 10 kHz, a distância entre as fases presentes aumenta, tornando mais evidente o coalescimento. Além disto, outro importante fator é a morfologia presente na estrutura que tende a ser acicular e com orientação regular, o que pode tornar esta uma importante característica para compreensão do comportamento da taxa de resfriamento em função da frequência de pulsação, que será estudada a partir dos espaçamentos dendríticos secundários.

5.2.2. Fração volumétrica de fases

A fração volumétrica permite relacionar as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do material em função de sua morfologia, e, para isto, identificamos a fração percentual de ferrita representada na Figura 50, fornecendo estimativas das variações para a 4^a, 8^a e 15^a camada. Essencialmente esta é uma condição que foi estudada para o aço inoxidável AISI 308LSi, tendo este o seu desempenho afetado diretamente em função da morfologia e fração volumétrica de ferrita.

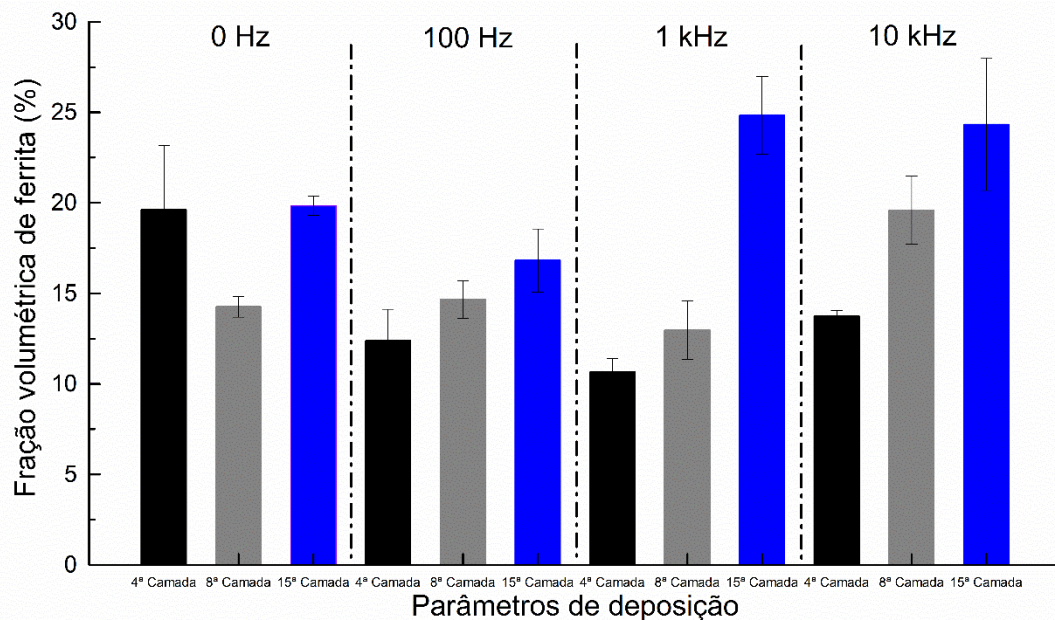


Figura 50: Gráfico da fração volumétrica de ferrita para o aço AISI 308LSi em função da frequência de pulsação e para diferentes camadas.

A análise dos resultados é obtida de imagens com ampliação em microscopia óptica com 200 X de ampliação e, utilizando três imagens para cada região analisada. Os ciclos térmicos envolvidos no processo contribuem diretamente para a mudança microestrutural e, de acordo com literatura, a refusão da camada e a queda do gradiente térmico G pode promover mudanças na dissolução do soluto, tendo sua característica diretamente alterada em função da energia fornecida via calor (Hmet).

Para a formação da camada com corrente contínua e sem frequência de pulsação foi observada uma leve queda na região intermediária, porém, seu aumento foi acentuado em uma região mais distante da fonte de calor. Nas três condições seguintes é possível acompanhar um comportamento uniforme e uma queda gradativa durante a formação de novas camadas de depósito. A condição com 100 Hz de frequência de pulsação foi a que apresentou uma variação de aproximadamente 42% entre as regiões de análise. Já com o uso de uma frequência de pulsação de 1 kHz, essa queda representa aproximadamente 56%. Para frequência de 10 kHz, esse valor é de aproximadamente 23%, com uma distribuição mais regular, que é observada devido ao seu baixo desvio na última camada.

Para compreensão da dispersão ao longo do corpo de prova foi elaborada a quantificação de ferrita em cada camada formada a partir de ao menos 3 imagens por região, que somadas representam o total de 81 imagens analisadas em microscópio ótico com amplificação em 200 X, utilizando o software ImagemJ®, valores estes representados nas **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, considerando as regiões de análise à esquerda, no centro e à direita de cada camada, de modo a acompanhar a evolução do efeito da manufatura aditiva no componente. Para montagem da parede depositada foram adotadas em ambas as condições, 50 imagens com amplitude de 50X.

Na Figura 51 a), da amostra sem frequência de pulsação, é possível notar uma diminuição na fração volumétrica de ferrita em áreas mais afastadas da fonte de calor. Esse fenômeno permite a comparação das diferentes regiões de análise, o que possibilita determinar que a região central da amostra exibiu uma maior proporção de ferrita, influenciada pelo tempo de solidificação e pelas condições de fluxo de calor específicas dessa região. Além disso, as frações volumétricas foram quantificadas para as regiões à esquerda e à direita do leito depositado. Embora essas regiões apresentem variações significativas na fração volumétrica de ferrita devido à transferência de calor por convecção, elas podem ser submetidas a processos de usinagem para eliminar desalinhamentos na parede.

A avaliação da fração volumétrica englobou a totalidade da ferrita presente, reconhecendo que variações na morfologia podem surgir de acordo com as condições de resfriamento da amostra. Assim, procedeu-se à quantificação da fração volumétrica com base na morfologia da ferrita nas camadas 8ª a 15ª, resultando em uma média de 82,9% de ferrita vermicular para a condição sem variação na frequência de pulsação. Para identificar a morfologia presente, as imagens foram analisadas e a separação foi feita manualmente para cada condição. O processo de contabilização da fração volumétrica seguiu o mesmo padrão utilizado para a fração total de ferrita.

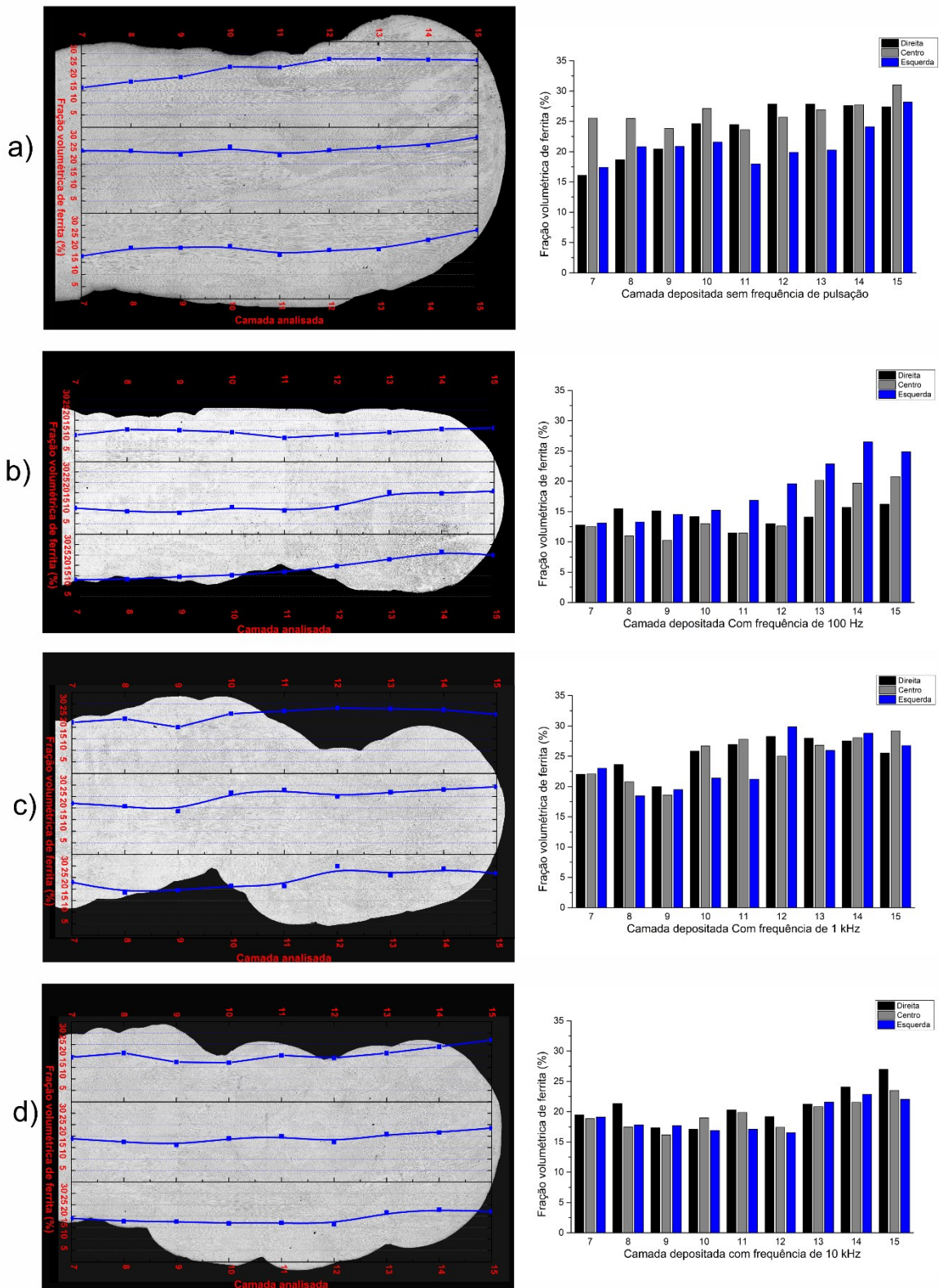


Figura 51:Fração volumétrica de ferrita para o aço AISI 308L Si, a) 0 Hz; b) 100 Hz; c) 1 kHz; d) 10 kHz.

Para a amostra preparada com o uso da frequência de pulsação de 100 Hz, Figura 51 b), obteve-se uma redução de aproximadamente 40% na fração volumétrica de ferrita. A partir da comparação do efeito do escoamento de calor, para compreender a formação de fase, é possível verificar um maior equilíbrio na fração volumétrica de ferrita entre as regiões de análise da mesma camada, sendo esse efeito mais pronunciado em regiões mais distantes da fonte de calor.

Apesar de exibir uma diminuição na fração volumétrica de ferrita, a morfologia predominante é a de ferrita vermicular, correspondendo a aproximadamente 85,2% da morfologia total de ferrita presente, resultando em um valor 2,7% superior à condição de base.

A amostra com uso de frequência de pulsação de 1 kHz, Figura 51 c), mostra o aumento da fração volumétrica de 43% comparada à amostra preparada com 100 Hz; e, em regiões mais distantes da fonte de calor, apresentou uma mudança significativa. Porém, é importante destacar uma menor variação entre as regiões da camada, o que representa uma solidificação mais uniforme. Este efeito, conforme discutido, pode ser gerado em função da agitação da poça de fusão provocado pela frequência de pulsação.

O efeito da alta frequência de pulsação possibilitou mudanças na morfologia de ferrita presente, comparado a condição de base a frequência de pulsação de 1 kHz permitiu a redução de 2,9% de ferrita vermicular, obtendo o valor médio de 80,4% da morfologia de ferrita presente.

A análise das amostras permite estabelecer uma relação direta da frequência de pulsação com a fração volumétrica de fase presente na microestrutura obtida, de forma a considerar o efeito da energia de deposição transferida para a poça de fusão. Porém, para o uso da frequência de pulsação com 10 kHz, Figura 51 d), a fração de ferrita reduz aproximadamente 13% se comparada à de 1 kHz, o que possibilita relacionar o efeito mecânico da agitação da poça de fusão com a frequência de pulsação, e, para maiores frequências, temos menor dispersão dessa fração nas regiões da camada formada.

Um fator crucial é a modificação significativa na morfologia da ferrita observada com o uso de frequências de pulsação mais elevadas. Isso resultou em uma diminuição

de 31,4% na presença de ferrita vermicular em comparação com a condição de base, alcançando assim um valor médio de 56,9% para a morfologia predominante, conforme mostra Figura 52.

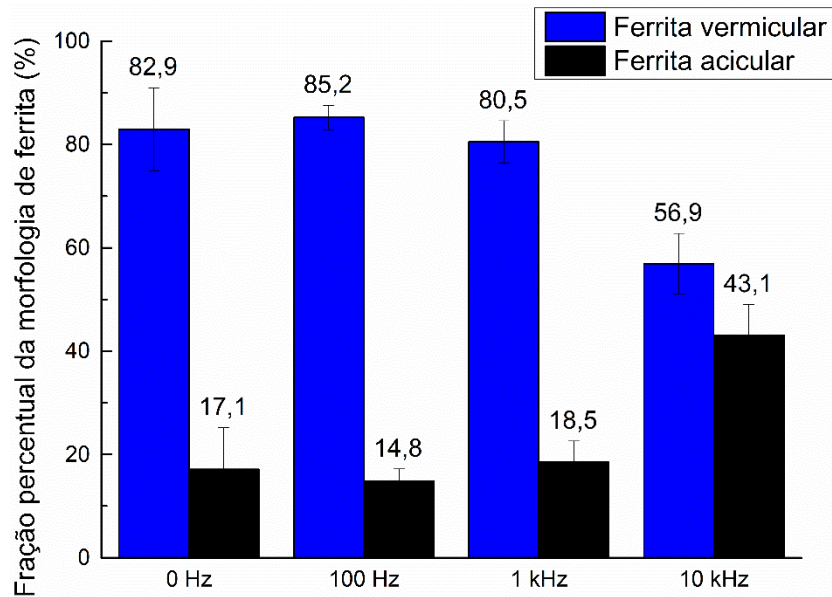


Figura 52: Fração volumétrica da ferrita em função de sua morfologia

A morfologia foi caracterizada em função das imagens utilizadas para contabilização da fração volumétrica de ferrita, a morfologia foi selecionada de forma manual e sua contabilização foi realizada com o software ImagemJ®. O controle da fração volumétrica da ferrita é desejado, e, embora haja métodos que possibilitem a previsão de formação dela, estes não contemplam a cinética envolvida na solidificação poça de fusão em função da frequência de pulsação adotada, nem a difusão de soluto para o metal base.

A análise de variância foi conduzida para comparar os parâmetros empregados nos experimentos, levando em consideração as variações das frações volumétricas de ferrita em cada camada e as frequências de pulsação empregadas nos ensaios (ARMSTRONG; EPERJESI; GILMARTIN, 2002). Os resultados desta análise estão apresentados na Tabela 10.

Tabela 10: Dados da análise de variância realizada com base nas frações volumétricas de ferritas pertencentes às camadas e frequências de pulsação usadas.

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Amostra	691,71	8,00	86,46	11,53	2,22E-10	2,77
Colunas	1363,09	3,00	454,36	60,57	1,18E-19	4,07
Interações	153,72	24,00	6,40	0,85	6,59E-01	2,06
Dentro	540,09	72,00	7,50			
Total	2748,62	107				

Para conduzir a análise de variância, utilizamos as frações volumétricas de ferrita da 7^a à 15^a camada depositada, empregando um modelo de fator duplo com repetição. Isso permite avaliar as variações na fração volumétrica de ferrita à medida que as camadas eram depositadas e examinar a correlação entre as diferentes frequências de pulsação de corrente utilizadas para a deposição das camadas na Manufatura Aditiva (MA).

Após realizar a análise ao nível de significância de 1%, verificou-se uma variação significativa entre as condições adotadas para cada camada. Para realizar essa comparação, utilizou-se o teste de Tukey, conforme demonstrado na Tabela 11. Por meio desse teste, foram determinadas as condições que apresentaram igualdade dentro do intervalo de significância estabelecido.

O uso do intervalo de significância de 1% foi decidido para minimizar as variações entre as condições investigadas, garantindo um alto nível de confiança nas conclusões dos testes. Isso permitiu uma comparação significativa entre as diferentes frequências de pulsação de corrente utilizadas.

Tabela 11: Comparação da fração volumétrica da ferrita entre as camadas feita pelo teste de Tukey.

TUKEY		
DMS - n		7,25
Parâmetros	Letra	Média
15ª Camada		
0 Hz	ac	28,87
100 Hz	b	20,65
1 kHz	a	27,16
10 kHz	abc	24,19
14ª Camada		
0 Hz	ac	26,49
100 Hz	ab	20,63
1 kHz	c	28,11
10 kHz	abc	22,82
13ª Camada		
0 Hz	ac	25,02
100 Hz	ab	19,03
1 kHz	c	26,91
10 kHz	abc	21,23
12ª Camada		
0 Hz	a	24,49
100 Hz	b	15,07
1 kHz	a	27,71
10 kHz	b	17,71
11ª Camada		
0 Hz	ac	22,04
100 Hz	b	13,26
1 kHz	c	25,32
10 kHz	abc	19,10
10ª Camada		
0 Hz	a	24,44
100 Hz	b	14,14
1 kHz	a	24,63
10 kHz	b	17,66
9ª Camada		
0 Hz	a	21,72
100 Hz	b	13,29
1 kHz	ab	19,35
10 kHz	ab	17,06
8ª Camada		
0 Hz	a	21,65
100 Hz	b	13,25
1 kHz	a	20,94
10 kHz	ab	18,87
7ª Camada		
0 Hz	a	19,69
100 Hz	b	12,82
1 kHz	a	22,37
10 kHz	a	19,15

Por meio da análise de variância e aplicação do teste de Tukey, foi possível identificar condições em que as amostras de 100 Hz e 10 kHz apresentam médias iguais, considerando a mínima diferença significativa. Contudo, na 7ª camada, existe uma única condição em que a amostra de 100 Hz difere das demais. Além disso, ao comparar a amostra preparada no modo convencional com as amostras de 1 kHz e 10 kHz, observou-se que elas são semelhantes entre a 13ª e a 15ª camadas. Entretanto, à medida que se analisa as camadas mais distantes da fonte de calor, esses resultados sofrem alterações.

Em resumo, a análise revelou que, em algumas camadas, as amostras de 100 Hz e 10 kHz são estatisticamente equivalentes, exceto na 7ª camada, onde há diferenças significativas. Além disso, a comparação das amostras preparadas em modos diferentes mostrou semelhanças entre a 13ª e a 15ª camadas, mas tais semelhanças diminuem nas camadas mais afastadas da fonte de calor.

De acordo com a análise é possível verificar uma mudança significativa na morfologia em função da frequência de pulsação adotada, sendo caracterizado a obtenção de maior fração de ferrita acicular para alta frequências de pulsação na amostra com 10 kHz. Estudos realizados (SUUTALA, 1983), indicam a mudança da morfologia em função da razão Cr e Ni equivalente, relacionando esta mudança ao modo de solidificação resultante desta razão.

5.3. Imprimabilidade

O estudo da imprimabilidade desta liga possibilita expandir seu entendimento para futuras aplicações, e o desenvolvimento de técnicas capazes de controlar essa característica é de grande relevância para o desenvolvimento de geometrias complexas e manutenção das propriedades dos materiais. São abordadas diversas estratégias para estimar a imprimabilidade dos materiais, que levam em consideração resultados experimentais que relacionam a topologia da camada e a sobreposição da camada anterior, além do desenvolvimento de equações que relacionam as propriedades dos materiais empregados na MA e os parâmetros da manufatura aditiva. Na Figura 53, tem-se o comportamento da imprimabilidade segundo o modelo matemático proposto (MUKHERJEE et al., 2016) para determinar a deformação térmica.

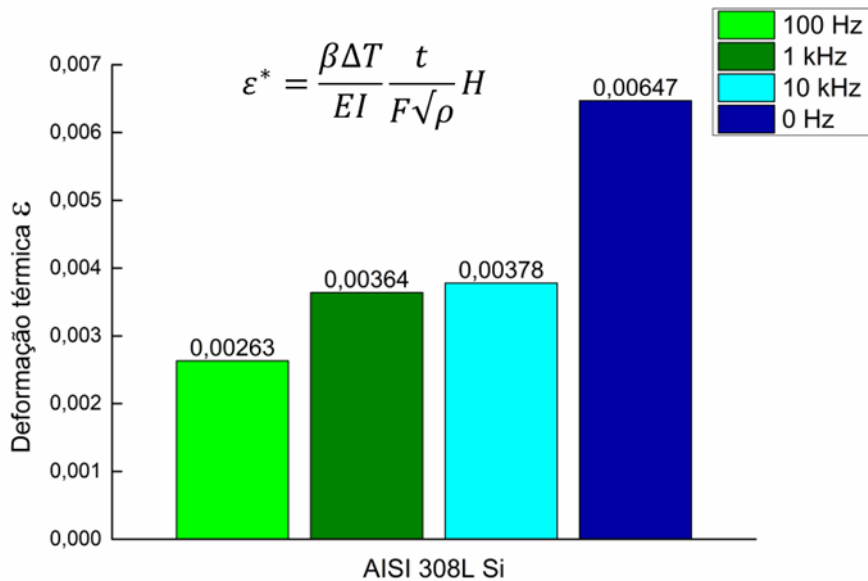


Figura 53: Deformação térmica em função da frequência de pulsação na manufatura aditiva do aço AISI 308L Si com o processo GTA.

A frequência de pulsação influencia fortemente na imprimabilidade desta liga, sendo considerada a redução da deformação térmica adimensional uma condição que contribui para o aumento da imprimabilidade. Neste modelo, é possível associar a condição de energia transferida para poça de fusão um fator importante; onde se nota que a redução da frequência de pulsação permite melhorar a imprimabilidade desta liga, porém é necessária a análise da morfologia da camada. De acordo com (DASS; MORIDI, 2019; JOHNSON et al., 2019) ela é responsável por determinar uma boa interação entre a camada existente e a nova camada depositada. Esses valores são mostrados na Tabela 12.

Tabela 12: Imprimabilidade avaliada com resultados experimentais avaliando a geometria da camada, para o aço AISI 308L Si.

Amostra\Parâmetro recomendado	Largura\Profundidade > 2,3	Sobreposição da camada (10% a 30%)
AISI 308L Si 0 Hz	2,7	32,45
AISI 308L Si 100 Hz	5,4	29,25
AISI 308L Si 1 kHz	3,1	30,00
AISI 308L Si 10 kHz	3,8	30,10

A partir da morfologia presente nas amostras obtidas, pode-se relacionar os parâmetros recomendados, estabelecendo condições de forma a um melhor entendimento da variação de frequência na imprimabilidade desta liga com o processo GTA. Essa relação estende os estudos para facilitar a elaboração de geometrias complexas na manufatura aditiva, contribuindo para uma boa interação entre as camadas depositadas. É importante destacar que embora a redução da frequência de pulsação para 100 Hz apresente valores significativos para uma boa imprimabilidade, caso sejam adotados valores de pulsação inferior, pode-se comprometer a sobreposição da camada, obtendo condições em que não haja a mordedura excessiva, conforme destacado em literatura (JOHNSON et al., 2019).

5.4. Ciclos térmicos

Considerando-se a energia de deposição fornecida uma importante informação para o entendimento dos fenômenos que envolvem a formação de cada nova camada depositada, foi realizada a aquisição dos ciclos térmicos, em um ponto mostrado na figura 35, considerando a progressão do processo em relação à altura de trabalho. Na Figura 54, observam-se os ciclos térmicos a partir da 7ª camada formada, e, à medida que se progride com a deposição, tem-se uma redução da temperatura de pico atingida, como era esperado. Porém, o comportamento da curva durante o resfriamento é constante, e, à medida que a fonte de calor fica distante, segundo (SINGH; PURDY; WEATHERLY, 1985), isso pode promover mudanças na estrutura cristalina do material e promover o aumento do tamanho de grão e mudanças de fases, para altas temperaturas.

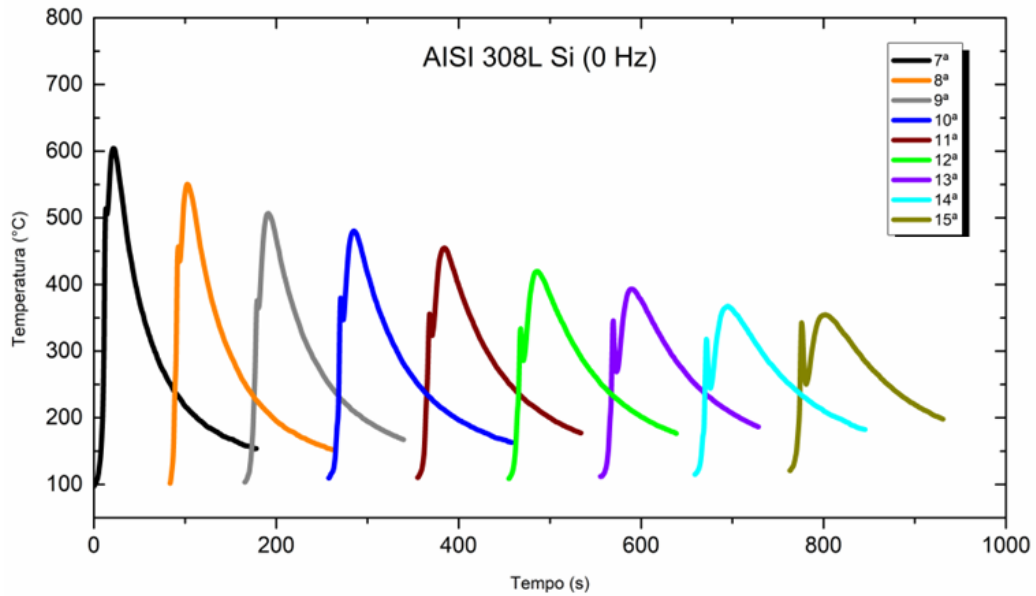


Figura 54: Ciclos térmicos para amostra do aço AISI 308L-Si sem pulsação.

De acordo com os ciclos térmicos é possível determinar as variações na temperatura de pico em função da energia de deposição para as novas camadas depositadas, o que resultou na queda da temperatura de pico média em 6,43% entre as camadas. Nesta condição tem-se uma forte influência para formação da ferrita vermicular, conforme Figura 46, e sua representação uniforme permite estabelecer uma execução da etapa experimental com uma boa estabilidade durante a preparação do corpo de prova. Porém, a variação da frequência de pulsação pode mudar o comportamento dos ciclos térmicos, como visualizado na Figura 55, fornecendo uma informação significativa para o entendimento do comportamento do material.

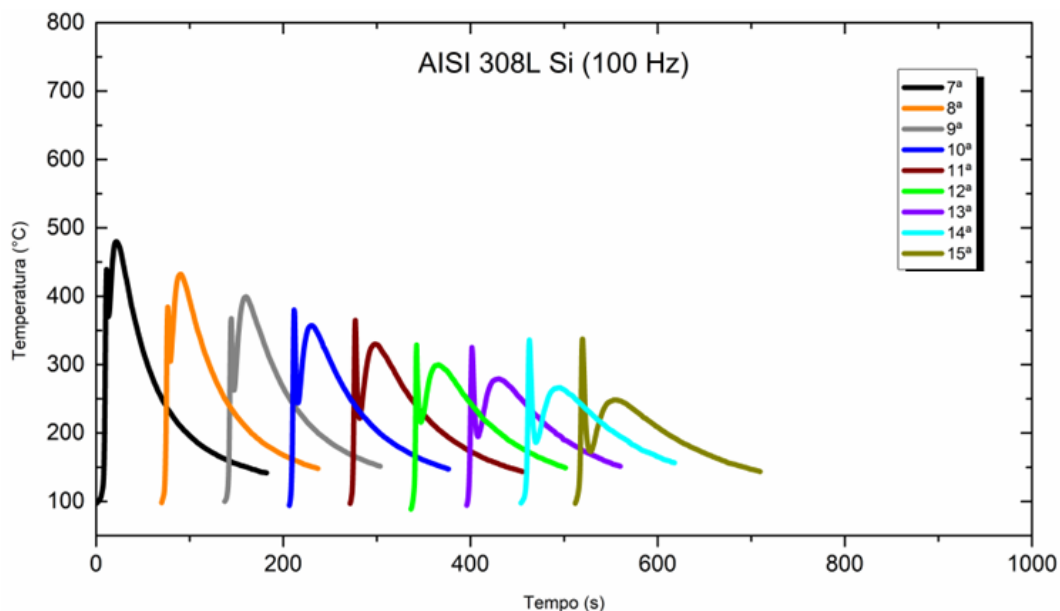


Figura 55: Ciclos térmicos para amostra do aço AISI 308L-Si com frequência de pulsação de 100 Hz.

A variação de frequência de pulsação altera o comportamento dos ciclos térmicos do material, e, para baixa frequência de pulsação, tem-se uma queda média na temperatura de pico de 4,2% entre camadas, o que proporciona um tempo de resfriamento menor e uma menor variação da temperatura, justificando o aumento do gradiente térmico G em função da redução da energia de deposição. Conforme discutido na literatura, pode ocorrer um refino da microestrutura e redução da distância entre a ferrita presente na amostra, o que, conforme a Figura 50, representou uma fração média de ferrita de aproximadamente 13% em regiões que estão mais distantes da fonte de calor.

O efeito da frequência de pulsação pode trazer um forte impacto na microestrutura, e no comportamento dos ciclos térmicos, podendo trazer alterações ainda não estudadas. Com o uso da frequência em 1kHz, tem-se os ciclos térmicos representados na Figura 56. Um dos impactos na mudança da curva é o efeito da alta frequência de pulsação, o que pode provocar interferência no sistema de aquisição de dados.

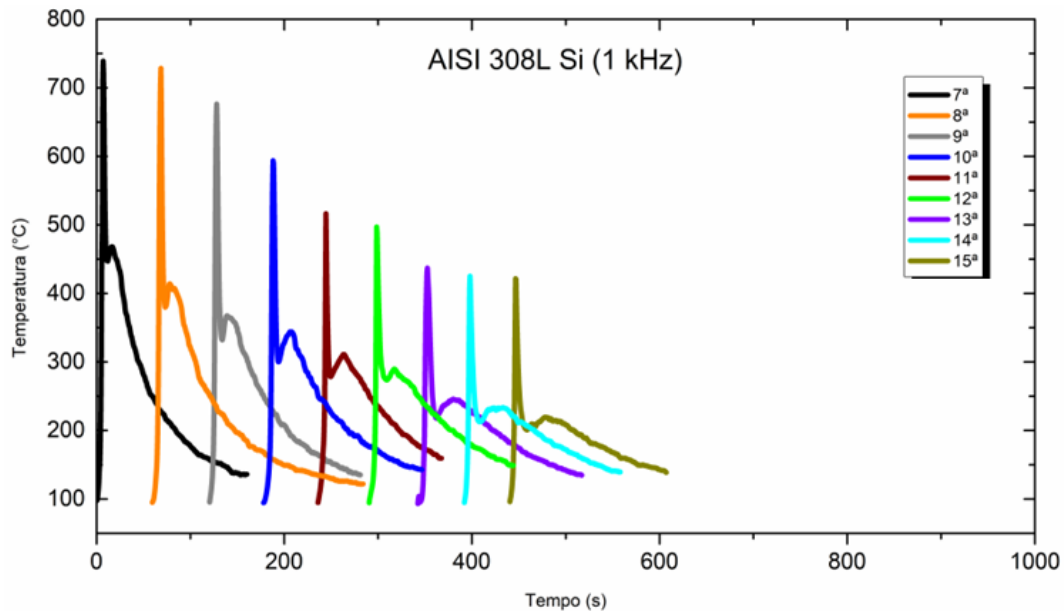


Figura 56: Ciclos térmicos para amostra do aço AISI 308L-Si com frequência de pulsação de 1 kHz.

A formação da camada com uso de altas frequências para este material promove alterações na fração volumétrica de ferrita e sua aplicação resultou em uma queda média da temperatura de pico entre as camadas de 6,65%, apresentando valor superior a condição sem pulsação. Comparado a condição inicial (0 Hz), essa variação da temperatura de pico provocou uma redução de aproximadamente 11% na fração volumétrica de ferrita. Outra condição relevante é a morfologia presente, que permitiu um refino da microestrutura e uma maior formação da ferrita acicular.

Ainda considerando o importante efeito na microestrutura, pode-se comparar os efeitos da alta frequência de pulsação com 10 kHz, conforme mostra a Figura 57. Neste caso, tem-se uma condição que pode favorecer a formação de uma camada com maior regularidade em função da morfologia e energia de deposição fornecidas para a formação da camada, fato significativo para o entendimento dessa técnica.

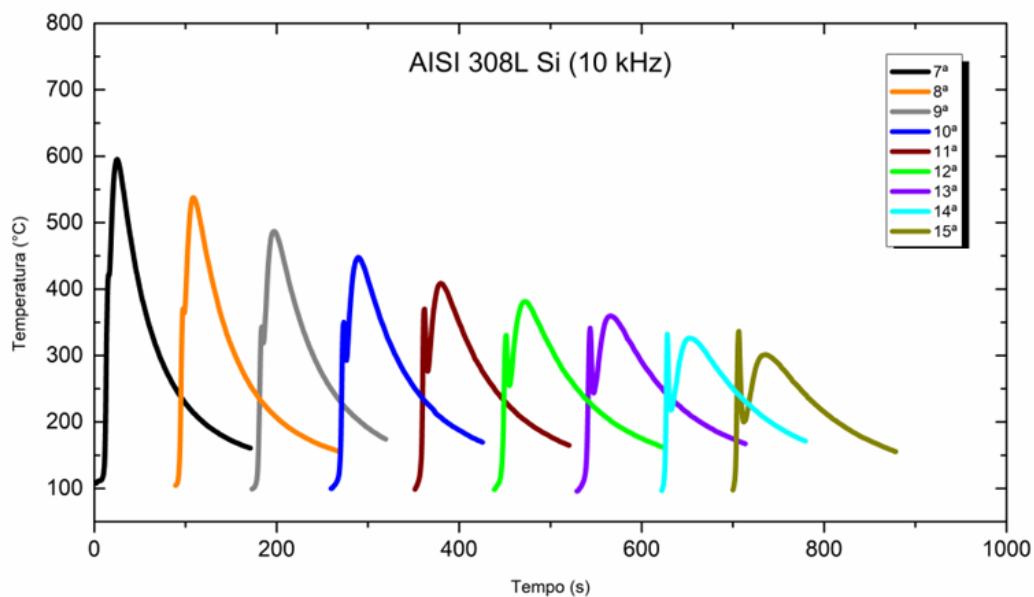


Figura 57: Ciclos térmicos para a amostra do aço AISI 308L-Si com frequência de pulsação de 10 kHz.

Para esta condição, a queda média da temperatura de pico entre camadas foi de aproximadamente 6,82%, resultando em maiores variações entre as camadas, e sua aplicação contribuiu para redução da fração volumétrica de ferrita em aproximadamente 14% entre as primeiras camadas 13^a a 15^a camada, e as camadas mais distantes da fonte de calor. Porém, apesar do menor refino da microestrutura presente, sua formação de ferrita acicular, conforme apresentado nos tópicos anteriores, é uma grande tendência para a aplicação desta técnica. Além disso, contribui diretamente para compreensão da morfologia da camada.

A análise dos ciclos térmicos permitiu estabelecer comparações significativas e maior compreensão do seu impacto na microestrutura, topologia e comportamento do material. Os valores da taxa de resfriamento para as condições estudadas foram determinados com base nos resultados experimentais analisando-se o espaçamento entre os braços dendríticos secundários, conforme apresentado na Figura 58.

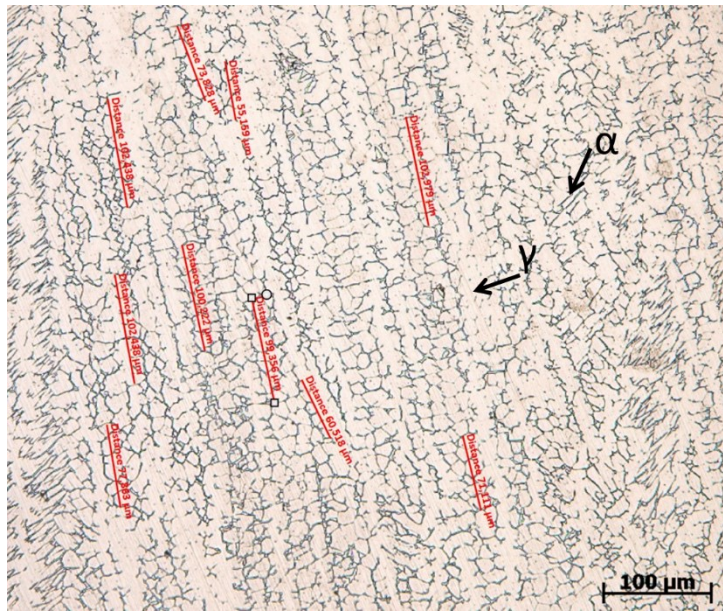


Figura 58: Análise do espaçamento entre os braços dendríticos secundários com software Zeiss Zen Blue®.

Para análise do espaçamento dos braços dendríticos secundários foram realizados ao menos 10 medidas por imagem, sendo utilizadas imagens com ampliação de 200X de aumento em microscópio óptico, adotando ao menos 15 imagens por amostra, contabilizando 150 espaçamentos por condição estudada.

As análises obtidas a partir do espaçamento dendrítico permitem uma correlação próxima com a taxa de resfriamento durante a solidificação, embora tenha o efeito dos ciclos térmicos para formação das novas camadas provocando a refusão de parte da camada abaixo. A técnica adotada para estimar o espaçamento dos braços dendríticos considera o refino ou mudança da morfologia dos braços dendríticos conforme discutido em literatura (MARTORANO; CAPOCCHI, 2000; VANDERSLUIS; RAVINDRAN, 2017). Esta técnica permite uma boa estimativa da taxa de resfriamento R . Seus valores são representados na Figura 59.

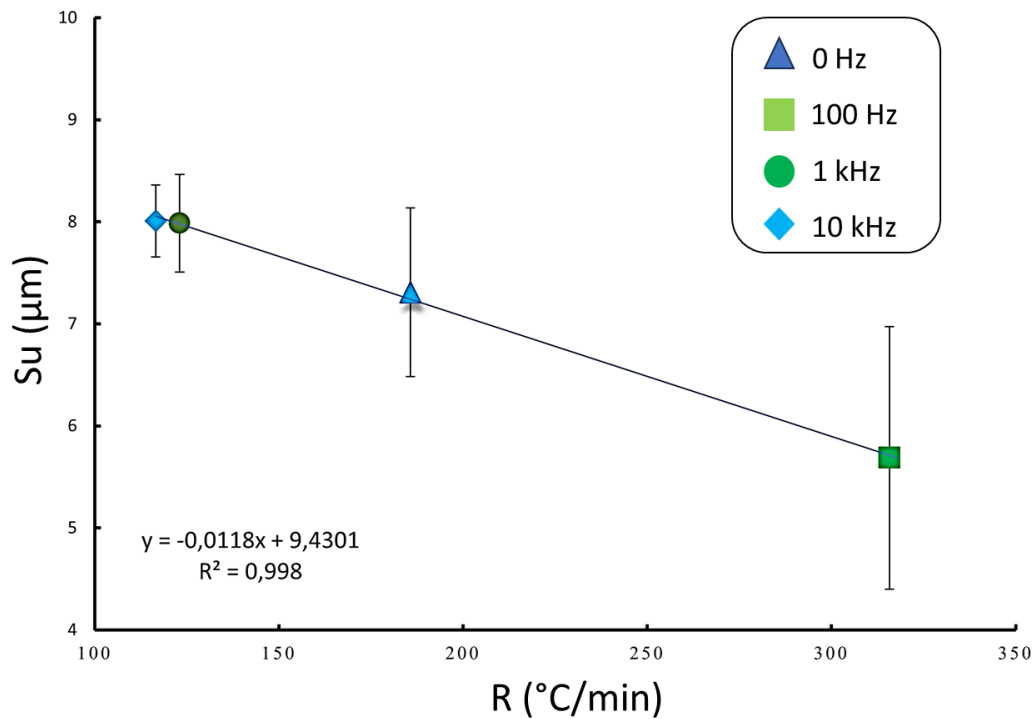


Figura 59: Medida do espaçamento entre os braços secundários (S_u) em função da taxa de resfriamento (R).

Com base nos parâmetros adotados nos experimentos, é viável estabelecer uma correlação entre a energia de deposição aplicada à poça de fusão e a variação na frequência utilizada nos ensaios. Este fenômeno está diretamente ligado à fração volumétrica de ferrita e justifica as alterações na morfologia observada nas condições de referência (0 Hz) e em baixa frequência de pulsação (100 Hz). Essas mudanças estão associadas ao desvio padrão derivado do espaçamento dos braços secundários.

A alteração na frequência de pulsação evidenciou uma notável variação na taxa de resfriamento durante o processo de solidificação. Essa variação pode ser atribuída a uma variação na energia de deposição e a agitação induzida na poça de fusão pela frequência de pulsação. Isso se refletiu na condição na frequência de 10 kHz, que resultou em uma taxa média de resfriamento de 116,5°C/min, em contraste com os 123°C/min observados ao adotar 1 kHz. Essa relação contradiz a influência da energia de deposição, uma vez que, na condição de referência (0 Hz), a energia aplicada foi superior, mas a taxa de resfriamento alcançada foi de 185,7°C/min. Essa discrepância pode estar

relacionada com os modos de transferência de calor, ou seja, à medida que a altura da camada depositada aumenta, aumenta a participação da convecção na velocidade de resfriamento em detrimento da condução. Isso representa um aumento de aproximadamente 37% em comparação com a condição de 10 kHz.

Por outro lado, em baixa frequência de pulsação (100 Hz), a taxa de resfriamento média foi significativamente elevada, atingindo 315,7°C/min, o que representa um aumento de 41% em relação à condição inicial (0 Hz).

A partir da taxa de resfriamento e das variações entre a temperatura de início e fim da solidificação, conhecidas a partir da curva de transformação de fases da liga, é possível determinar o tempo de solidificação local, apresentado na Figura 60, de forma a compreender a variação do espaçamento entre os braços secundários e a taxa de resfriamento.

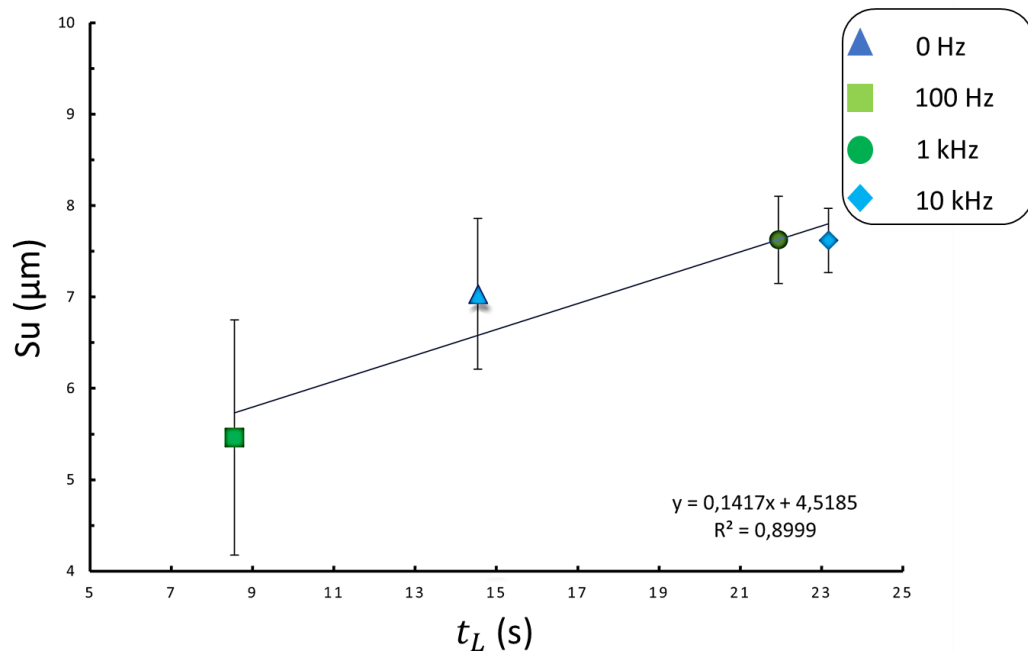


Figura 60: Medida do espaçamento entre os braços secundários (S_u) em função do tempo de solidificação local (t_L)

A avaliação do tempo de solidificação local possibilita estabelecer uma relação entre os tempos e as taxas de solidificação de solidificação nas condições examinadas,

92 que podem influenciar nas alterações da morfologia e da fração volumétrica das fases, conforme mostra a tabela 13

Tabela 13: Variação da taxa de solidificação e tempo de solidificação em função da frequência de pulsação da corrente de soldagem.

	Frequência de pulsação da corrente de soldagem			
	0 Hz	100 Hz	1 kHz	10 kHz
Taxa de solidificação (°C/min)	185,7	315,7	123,0	116,5
Tempo de solidificação (s)	14,5	8,5	21,9	23,9

Além disso, o efeito do super-resfriamento constitucional, de acordo com a literatura, pode propiciar mudanças na concentração de elementos de ligas nas fases presentes na microestrutura, a frente de solidificação. O super-resfriamento constitucional também depende do gradiente externo, que está relacionado com a energia de soldagem. Gradientes menores (G) produzem regiões super-resfriadas constitucionalmente maiores (M), conforme mostra a figura 13. O modelo adotado para definir o super-resfriamento constitucional despreza a difusão no estado sólido.

Com base na variação da frequência de pulsação, é possível observar a correlação com o tempo de solidificação local, derivado dos braços secundários das dendritas. O menor intervalo é evidenciado na condição de 100 Hz, aproximadamente 8,5 segundos, em contraste com a condição inicial (0 Hz), onde esse intervalo se estendeu a 14,5 segundos, resultando em uma variação de 70,5% no tempo de solidificação da liga.

No caso da condição com 1 kHz, o tempo de solidificação médio foi de 21,9 segundos, enquanto para 10 kHz foi de 23,2 segundos. Esses valores, quando comparados à condição inicial (0 Hz), representam um aumento médio no intervalo de tempo de solidificação de 33,7% para 1 kHz e 37,2% para 10 kHz

5.5. Solidificação

A análise de textura na manufatura aditiva é um parâmetro importante para determinar o efeito deste processo de fabricação nas propriedades químicas e mecânicas do componente, sendo relevante para o entendimento da textura com a direção do crescimento do grão e a direção da solidificação. Embora existam métodos adotados na manufatura aditiva para obtenção dessa textura, como a formação de camadas multidirecionais, esse efeito pode ser influenciado por outras técnicas. Neste caso, adotou-se a frequência de pulsação como parâmetro para entender a formação da textura no material e seu efeito, comparando-os à condição sem frequência de pulsação, apresentada na Figura 61.

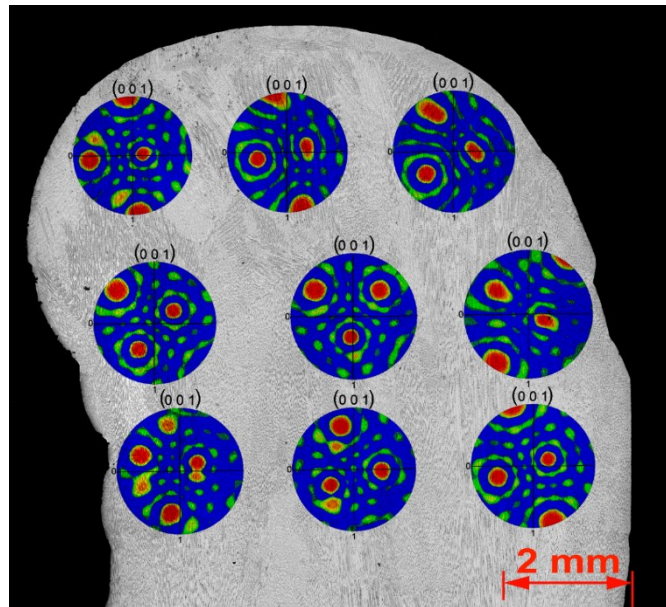


Figura 61: Figura de polo com orientação inicial do grão a 60° da amostra do aço AISI 308L Si (sem pulsação) das regiões à direita, centro e à esquerda da 13ª a 15ª camadas.

A figura de polo indica a tendência de formação de planos orientados à direção de extração de calor e tende a ter uma orientação segundo os planos (100), e direção [001], para a solidificação epitaxial. O crescimento competitivo também ocorre durante a deposição da camada. O crescimento é tanto maior quanto mais orientada a direção [100] está com relação ao gradiente de extração de calor. Sua intensidade sofre forte influência da direção de solidificação, o que pode corresponder as variações encontradas nas diferentes regiões da camada de depósito.

As variações são analisadas por microscopia eletrônica de varredura e com EBSD, observamos a intensidade dos planos para as direções de crescimento, estas representadas na Figura 62.

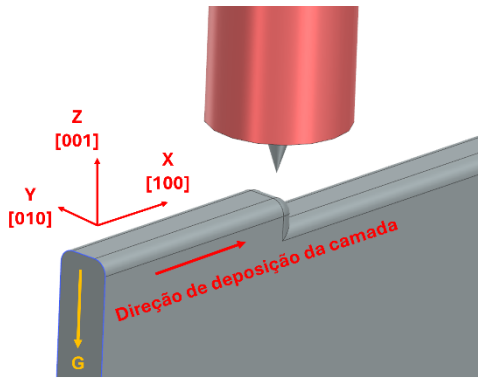


Figura 62: Representação esquemática da deposição da camada, direções dos planos cristalográficos e gradiente de temperatura "G".

Suas relações podem destacar o efeito do fluxo de calor distribuído ao longo da camada depositada, além do deslocamento da fonte que deve representar a progressão da camada de depósito orientada ao eixo X indicando a direção [100], a sobreposição das camadas de depósito é indicada pela direção Z [001] e a seção transversal é indicada pela direção Y [010].

Com base nas análises foram determinados os planos preferenciais para o crescimento de grão, considerando-se o efeito das camadas formadas e comparado sua orientação de acordo com a intensidade de planos orientados em direção a fonte de calor e suas variações com relação aos efeitos da convecção de calor para as bordas de cada camada. Além disso, a progressão da camada depositada e seu alinhamento podem influenciar na orientação das direções cristalográficas, conforme Figura 63.

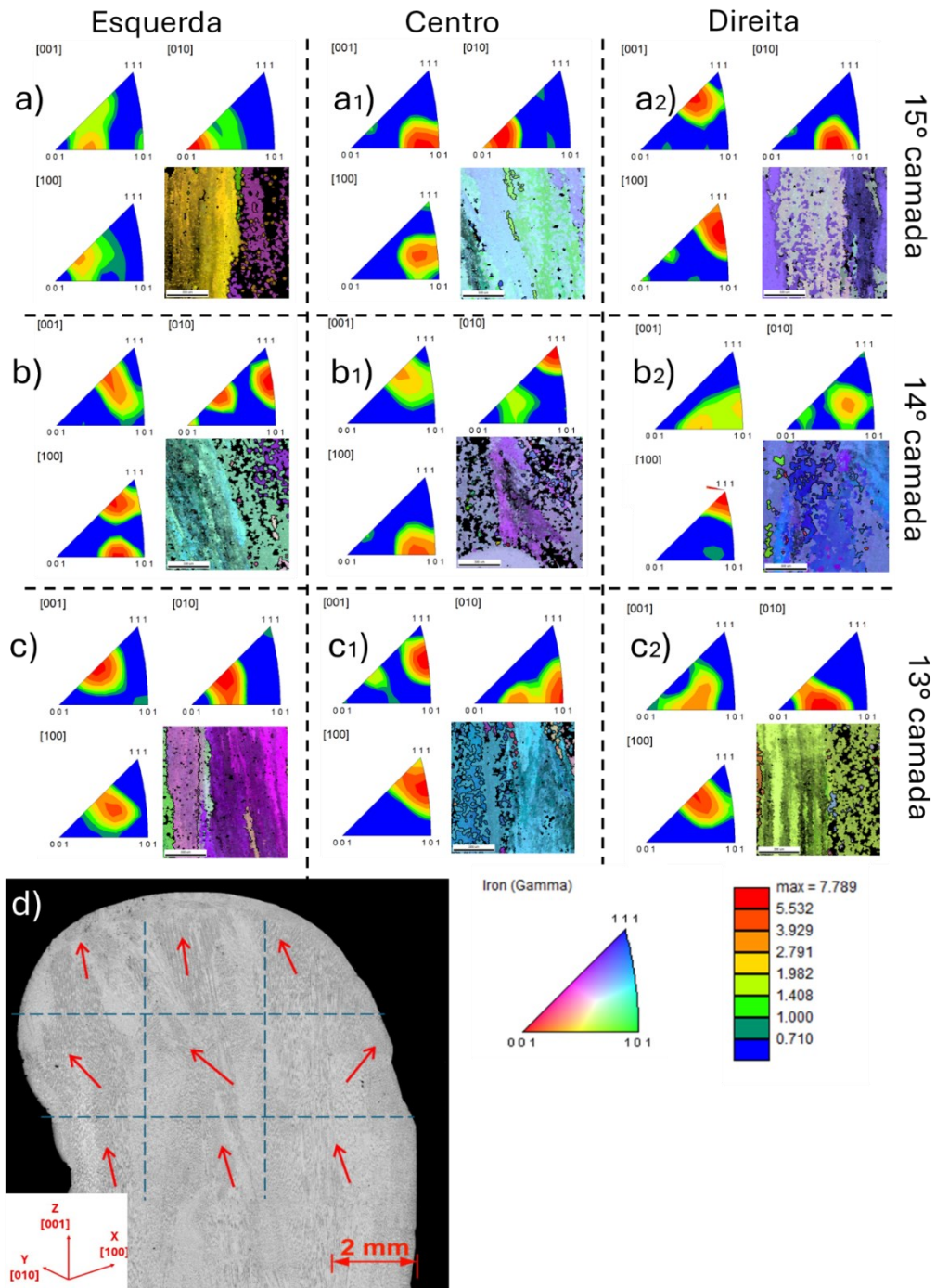


Figura 63: Representação da densidade de planos orientadas as direções Z [001]; X [100] e Y [010]. Análises realizadas em MEV com EBSD, nas regiões a esquerda, centro e a direita da 13ª camada (c); 14ª camada (b) e 15ª camada (a). (d) mostra a direção de solidificação da camada depositada para as regiões analisadas da amostra sem frequência de pulsação (0Hz).

A variação entre as camadas dos ângulos correspondentes, figura 63 d), permite estabelecer a correlação com a fonte de calor. Foram observadas variações superiores a 30° para a 14ª camada, que foi parcialmente sobreposta pela 15ª camada. Além disso, seu maior indicador pode ser relacionado ao alinhamento do cordão e o crescimento epitaxial e competitivo, fortemente influenciado nesta técnica. Além disso, as regiões analisadas permitem uma compreensão parcial dos fenômenos envolvidos durante a solidificação, sendo limitado pela área de análise reduzida para restrição do equipamento para varredura da área (MEV), possuindo pontos não indexados que resultam na redução da qualidade do mapeamento realizado.

Mantendo a direção da fonte de calor como referência, é possível observar o efeito da mudança de direção da solidificação na formação da 14ª camada, em especial nas extremidades da camada. De acordo com estudos (PADILHA; SICILIANO JR., 1995; VIANA; PAULA, 2003), este efeito pode ser fortemente influenciado pela solidificação direcional resultante da velocidade de resfriamento de 3,1°C/s. Além disso, o mecanismo de transferência de calor via convecção pode ter uma maior influência, podendo competir com mecanismo da transferência de calor via condução.

A análise da textura da amostra sem pulsação de frequência, conforme ilustrado nas figuras 63 a1), b1) e c1), revela informações relevantes sobre a estrutura das camadas depositadas. Ao examinarmos o centro de cada camada, podemos observar uma tendência à formação de planos, cuja orientação pode ser influenciada por diversos fatores, como alinhamento, gradientes de temperatura e intensidade de energia durante o processo de deposição.

Na 15ª camada, é claramente observada uma densidade de planos orientados na direção da fonte de calor [001]. Contudo, há uma orientação mais pronunciada na direção [010], indicando um gradiente térmico mais intenso nas laterais do cordão. Isso sugere que a fonte de calor na direção [100] apresenta um gradiente térmico menor. Na 13ª camada, é possível observar uma variação na densidade de planos, alternando entre as direções de construção da camada [100] e a direção de sobreposição da camada [001]. Essas variações indicam a influência da energia fornecida pelo arco elétrico e sua progressão durante o processo de deposição, que também é afetada pelo gradiente de

temperatura [001]. Tanto na camada 14 quanto na 13, devido ao efeito de reaquecimento, não há uma tendência de textura definida pela solidificação, variando conforme a mudança do gradiente térmico dominante. Apesar de haver uma fonte contínua de calor direcionada, a textura é afetada pelos diversos pontos de extração de calor circundantes.

Vale ressaltar que esta é condição adotada como base para os demais parâmetros estudados. Salientando-se que a baixa interação entre as camadas pode apresentar queda no desempenho do produto, possibilitando o destacamento entre camadas com menor energia de deposição associada. A análise de resultados a partir da frequência de pulsação para formação das camadas pode fornecer um novo entendimento do comportamento de componentes fabricados por esta técnica, desta maneira inicia-se a comparação com a frequência de 100 Hz, na Figura 64.

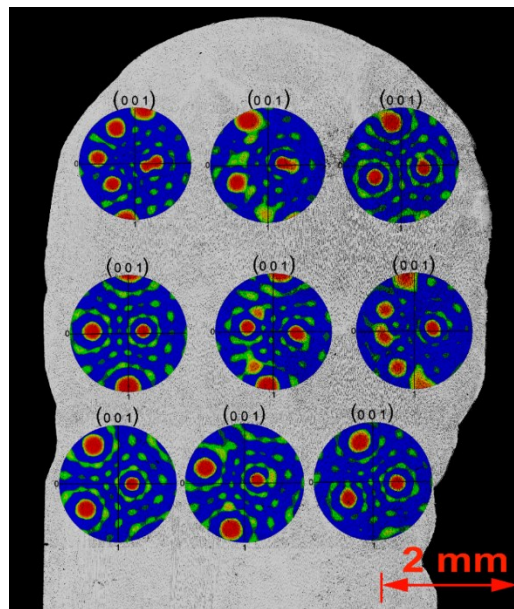


Figura 64: Figura de polo com orientação inicial do grão a 60° da amostra do aço AISI 308L Si (100 Hz) das regiões à direita, centro e à esquerda da 13ª a 15ª camadas.

Mantendo-se os parâmetros do processo e variando apenas a frequência de pulsação para 100 Hz, é destacado que, embora a redução da fração volumétrica ferrítica seja obtida com uma frequência de pulsação baixa, esse fenômeno pode ser capaz de alterar as condições de solidificação da camada e favorecer a orientação dos planos das camadas anteriores, conforme Figura 65.

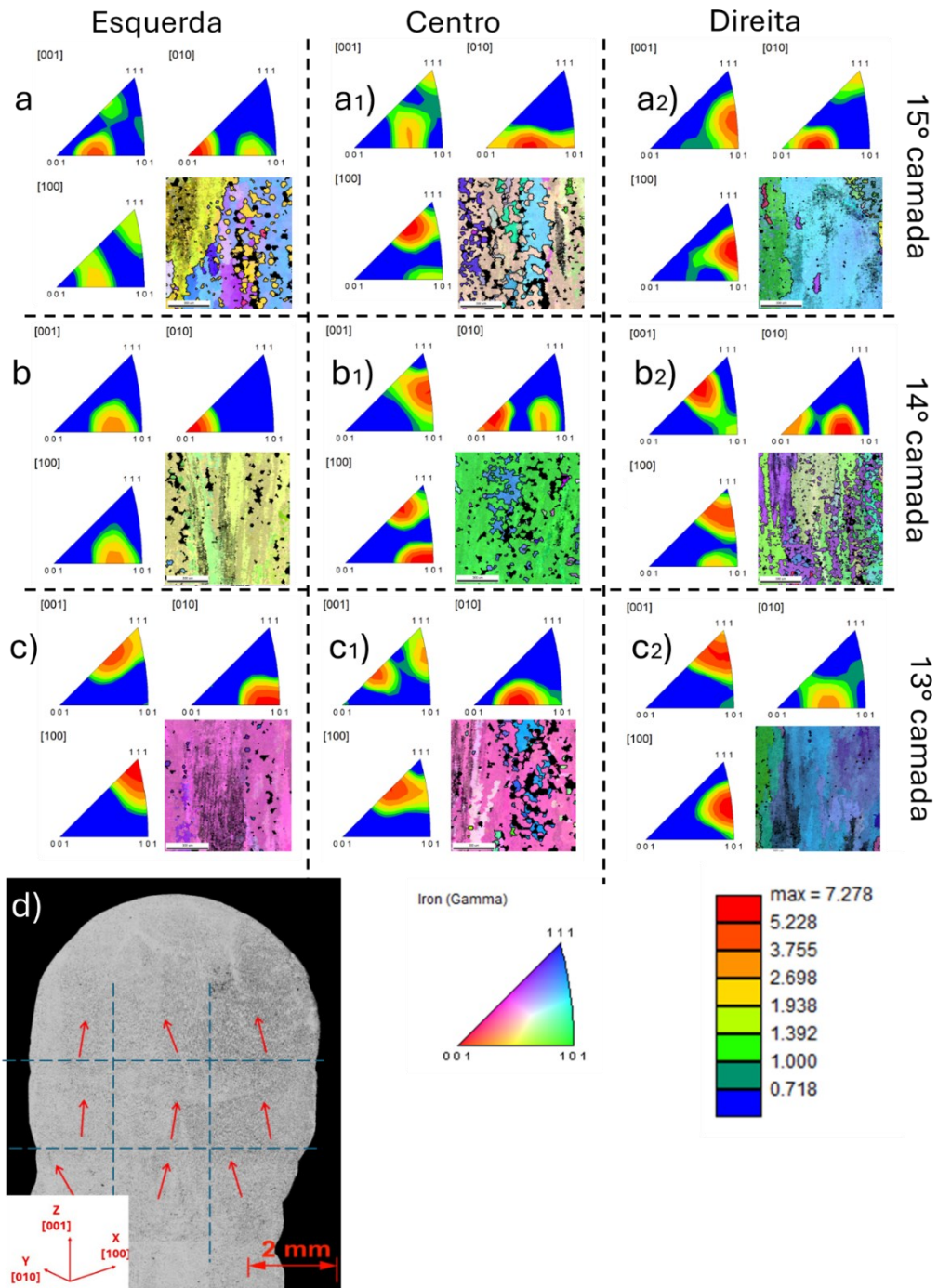


Figura 65: Representação da densidade de planos orientadas as direções Z [001]; X [100] e Y [010]. Análises realizadas em MEV com EBSD, nas regiões a esquerda, centro e a direita da 13ª camada (c); 14ª camada (b) e 15ª camada (a). (d) mostra a direção de solidificação da camada depositada para as regiões analisadas da amostra com frequência de pulsação de (100 Hz).

A análise das direções de solidificação obtidos com a frequência de 100 Hz possibilita observar o efeito da variação na energia de deposição fornecida, como consequência a queda de energia de deposição resultou em uma orientação fortemente direcionada a fonte de calor. Além disso, a variação na espessura da camada resultou no aumento da taxa de resfriamento em 41,2%, obtendo assim as direções de orientações mostradas na Figura 65 d).

Com a redução da frequência de pulsação, o volume de metal de adição foi mantido constante, enquanto a diminuição da espessura da parede resultou em um tempo de resfriamento de 5,2°C/s. Embora essas variações tenham sido observadas, a análise em EBSD mostra uma tendência semelhante àquela sem pulsação. No entanto, as camadas 13ª e 14ª seguem uma tendência de orientação na direção da construção, resultando em uma orientação específica das direções. Na 15ª camada, o gradiente térmico atuante nas bordas representa as maiores intensidades, como ilustrado nas figuras 65 a), a1) e a2). Esse efeito pode ser ajustado em áreas onde houve reaquecimento da camada, conforme representado nas figuras 65 b), b1), b2), c), c1) e c2).

Esses elementos, combinados com o aumento da velocidade de solidificação da camada, direcionaram os planos na direção [010], influenciados pelos efeitos da convecção que resultam em perdas de calor nas bordas das camadas.

As áreas no centro das camadas exibem condições distintas daquelas encontradas na condição inicial (0 Hz), permitindo a formação de planos orientados tanto na direção de construção [100] quanto na direção [010]. Esta última pode ser atribuída ao efeito da energia fornecida durante a deposição da camada e seu deslocamento na direção [100], além das maiores velocidades de solidificação devido à redução da energia de deposição com o uso da frequência de pulsação de corrente. Isso torna mais evidentes as perdas de calor por convecção nas bordas das camadas, justificando os planos orientados na direção [010].

Para condições com aplicação de alta frequência de pulsação 1 kHz, conforme a Figura 66, esse efeito é pouco discutido, tornando esse um efeito relevante para o desenvolvimento deste trabalho. Como a intensidade da energia de deposição transferida

pode representar uma menor variação entre o modelo teórico e experimental do cálculo da energia de deposição, o efeito da agitação da poça de fusão pode alterar, significativamente, a orientação da direção de solidificação.

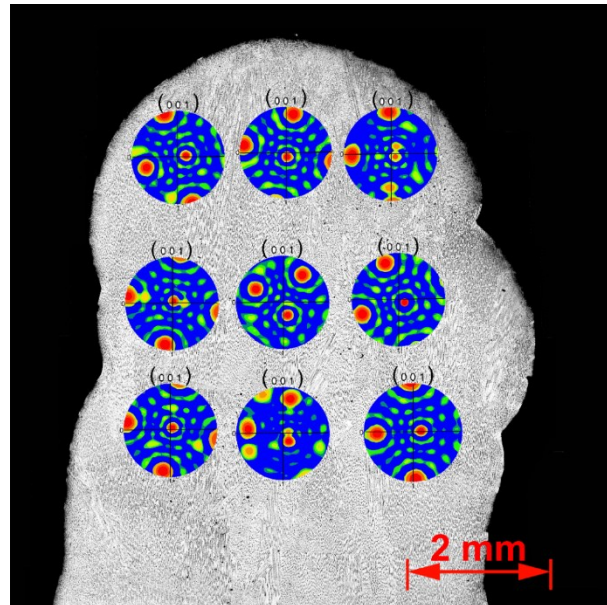


Figura 66: Figura de polo com orientação inicial do grão a 60° da amostra do aço AISI 308L Si (1 kHz) das regiões à direita, centro e à esquerda da 13ª a 15ª camadas.

As variações encontradas na taxa resfriamento discutidas anteriormente, estenderam o entendimento para as condições em que a variação da intensidade de energia de deposição contribui fortemente para a solidificação das camadas alinhadas a fonte de calor. Além disso, o alinhamento da camada e o volume de metal adicionado são parâmetros capaz de alterar diretamente a direção de solidificação.

O efeito da frequência de pulsação tem por característica promover a redução da energia depositada e como consequência da pulsação a agitação da poça de fusão, que deve apresentar características distintas quanto a velocidade de agitação em função da frequência pulsação adotada, estes fatores combinados foram determinantes para as orientações apresentadas na Figura 67.

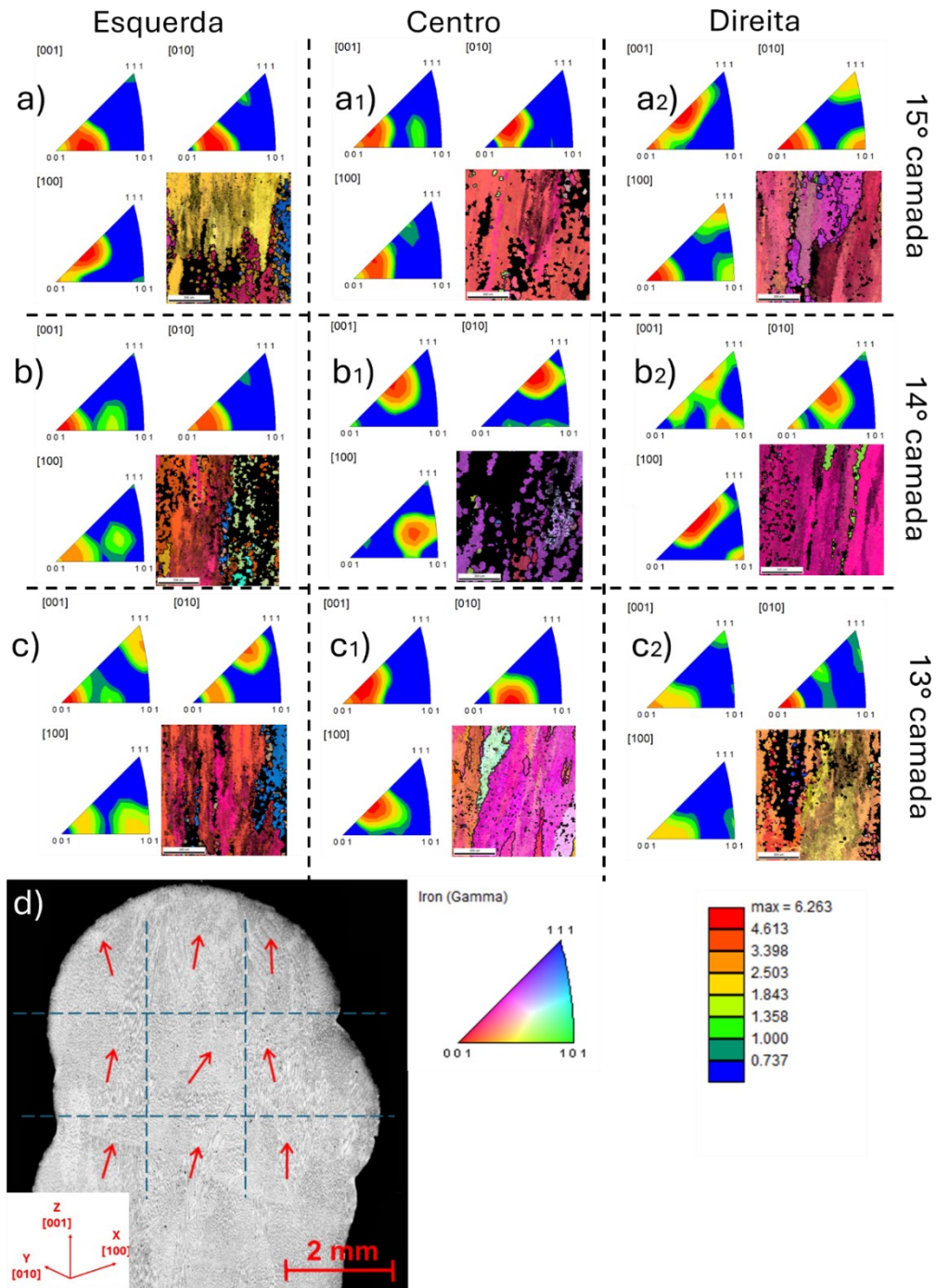


Figura 67: Representação da densidade de planos orientadas as direções Z [001]; X [100] e Y [010]. Análises realizadas em MEV com EBSD, nas regiões a esquerda, centro e a direita da 13ª camada (c); 14ª camada (b) e 15ª camada (a). (d) mostra a direção de solidificação da camada depositada para as regiões analisadas da amostra com frequência de pulsação de (1 kHz).

Os resultados obtidos para a condição com 1 kHz mostraram uma clara orientação em relação à fonte de calor, indicando uma variação média de 12,2 graus, figura 67 d). Embora tenha havido maiores desvios no alinhamento entre as camadas analisadas, em comparação com a condição sem pulsação.

Ao avaliar as direções da solidificação, é possível correlacionar a orientação obtida com os efeitos da solidificação da camada para essa condição específica. Além da redução na taxa de resfriamento, que foi cerca de 33,7% menor em comparação com a condição sem pulsação (com uma taxa de resfriamento de aproximadamente 2°C/s), a alta frequência de pulsação também contribuiu para o alinhamento da direção de solidificação da camada depositada.

O impacto da alta frequência de pulsação de corrente revelou a orientação dos planos cristalográficos em direção à fonte de calor [001]. Esse efeito é consistentemente observado na 15ª camada, conforme ilustrado nas figuras 67 a), a1) e a2), localizadas no centro e à esquerda de todas as camadas analisadas na figura 67, demonstrando o efeito da agitação da poça de fusão na solidificação da camada depositada. Além disso, a agitação da poça de fusão contribuiu para uma maior homogeneidade e reduziu a influência da convecção nas bordas das camadas depositadas.

Ao examinarmos as variações na 14ª camada, conforme mostrado na figura 67 b2), podemos observar a formação orientada na direção [100], que reflete a progressão da camada depositada e o deslocamento da fonte de calor. No entanto, a análise da 13ª camada, representada na figura 67 c2), revela uma variação na orientação em direção à [010], destacando-se pela mudança no alinhamento da 14ª camada. Isso indica uma sobreposição parcial da 13ª camada, que por sua vez possibilitou a alteração na orientação da densidade de planos formados. Os gradientes térmicos revelam que todas as camadas apresentam uma textura significativa tanto na direção [001] quanto na [100]. Isso indica que os gradientes térmicos alinham os planos conforme descrito na literatura (GRONG; BHADESHIA, 1997; MUKHERJEE et al., 2016; WEI; MAZUMDER; DEBROY, 2015).

Com a frequência de pulsação de corrente de (1 kHz) foi verificado maiores variações no alinhamento da camada, esta que é influenciada diretamente pela agitação do líquido fundido formando a camada depositada. No entanto, a agitação da poça permitiu maior regularidade dos planos cristalográficos o que pode contribuir para a textura na amostra.

Para a amostra preparada com a frequência de pulsação de 10 kHz, Figura 68, a figura de polo direta apresenta a formação de novos planos de alta intensidade que surgiram no mesmo quadrante.

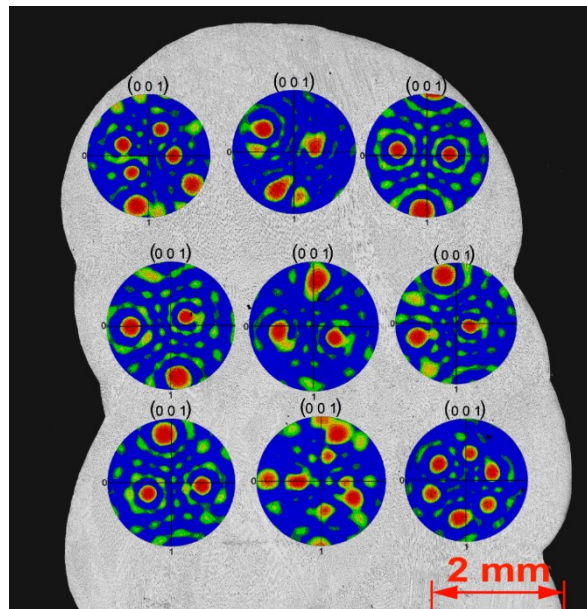


Figura 68: Figura de polo com orientação inicial do grão a 60° da amostra do aço AISI 308L Si (10 kHz) das regiões à direita, centro e à esquerda da 13ª a 15ª camadas.

A amostra preparada com frequência de pulsação de 10 kHz, resultou em uma menor diferença na energia de deposição das camadas entre a condição de base (0 Hz). Porém, a frequência de pulsação resultou na formação de novos planos de alta intensidade. Outro efeito importante é a orientação de solidificação, mostrado na Figura 69. Estas variações indicam mudanças relevantes nas condições de solidificação impostas pela agitação da poça de fusão, promovida pela alta frequência de pulsação da corrente.

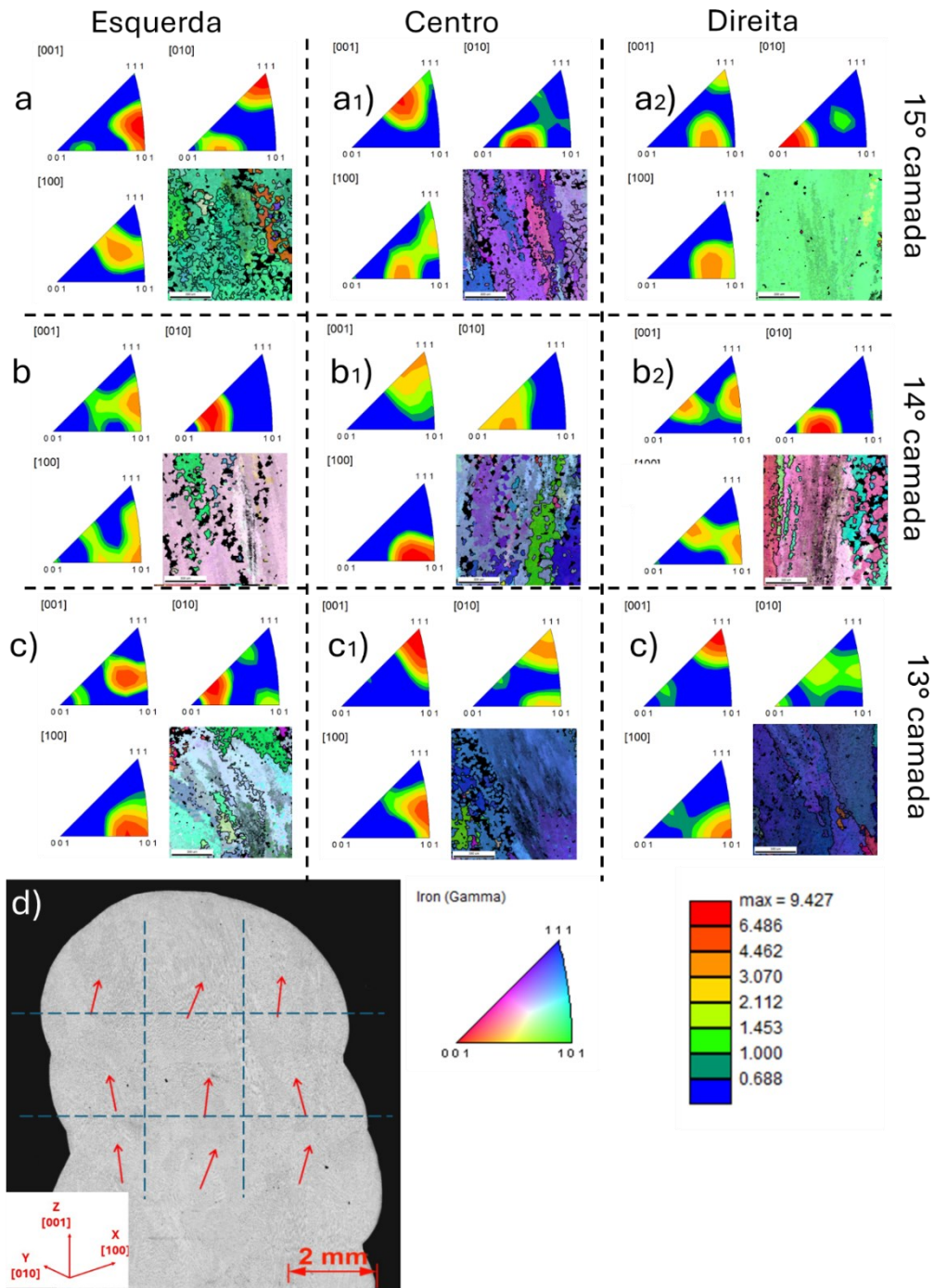


Figura 69: Representação da densidade de planos orientadas as direções Z [001]; X [100] e Y [010]. Análises realizadas em MEV com EBSD, nas regiões a esquerda, centro e a direita da 13ª camada (c); 14ª camada (b) e 15ª camada (a). (d) mostra a direção de solidificação da camada depositada para as regiões analisadas da amostra com frequência de pulsação de (10 kHz).

A variação da pulsação resultou em uma menor desorientação com a fonte de calor, para a condição com 10 kHz a variação média foi de 11,8 graus, mostrado na figura 69 d). Apesar de possibilitar um melhor alinhamento direcionado à fonte de calor, a frequência de pulsação contribuiu para a redução da energia entregue à poça de fusão de aproximadamente 13%. Esse efeito, combinado com a agitação da poça de fusão promove alterações na taxa de resfriamento e podem provocar mudança de orientação na direção de solidificação da camada.

Com a redução de energia foi obtida a redução da taxa de resfriamento em aproximadamente 37,2%, combinando com uma velocidade de resfriamento de 1,9 °C/s. Esta condição forneceu um melhor alinhamento da camada entre as condições com alta frequência, ressaltando o aumento da imprimabilidade com uso da frequência de pulsação.

Ao examinarmos a formação dos planos cristalográficos em suas respectivas camadas, observamos variações nas densidades de planos que diferem das demais frequências de pulsação estudadas. Essas variações são indicativas do aumento da agitação da poça de fusão na região analisada. Além disso, as densidades indicadas na 15ª camada Figura 69 a), a1), a2), b) e b2) mostram uma direção preferencial orientada para [010]. Essas regiões alcançam temperaturas mais elevadas e são mais propensas a influências devido à convecção. No entanto, as regiões mais distantes da borda e da fonte de calor apresentam mudanças de comportamento Figura 69 b1), c), c1 e c2). Essas regiões indicam uma forte relação dos planos com a direção de deposição da camada [100] e com a sobreposição da camada [001], sugerindo pouca influência da convecção do ar para regiões mais distantes da fonte de calor. Por outro lado, nesta condição a textura está mais direcionada para a direção de construção [001]. Isso mostra a intensificação do gradiente mais na linha de construção. No entanto, essa tendência se perde na camada 15, devido ao maior gradiente nas laterais.

Analisando a figura de polo direta é possível afirmar que a intensidade dos planos presentes variou com as condições de pulsação na formação das camadas, o que pode contribuir para a redução do crescimento competitivo. Este efeito estudado por Li (Li et al., 2021) permite estabelecer que o efeito da frequência de pulsação é determinante para a obtenção de propriedades significativas no material, sendo observada estrutura mais

compacta para o uso da frequência de pulsação com 10 kHz. Além da compactação dos grãos, a direção de solidificação, conforme Tabela 14, determina a formação dos planos orientados à direção de solidificação, contribuindo para a forte tendência do crescimento competitivo.

Tabela 14: variação da direção de solidificação orientados ao arco elétrico para as amostras do aço AISI308LSi, regiões de análise entre a 13ª e 15ª camada.

0 Hz	Esquerda	centro	Direita
15ª Camada (°)	9,7	15,3	28,2
14ª Camada (°)	41,2	44,5	32,5
13ª Camada (°)	11,2	16,5	21,1
100 Hz			
15ª Camada (°)	9,7	17,8	9,6
14ª Camada (°)	0,5	6,3	11,1
13ª Camada (°)	30,8	13,9	15,7
1 kHz			
15ª Camada (°)	15,6	9,7	2,9
14ª Camada (°)	11,9	26,0	11,1
13ª Camada (°)	12,2	17,4	3,3
10 kHz			
15ª Camada (°)	14,4	21,7	3,4
14ª Camada (°)	9,9	4,8	11,5
13ª Camada (°)	8,3	17,9	14,4

Os resultados representados mostram uma tendência na formação de planos orientados com a fonte de calor, resultando em um forte alinhamento à direção de referência (DL). A partir da frequência de pulsação adotada na manufatura aditiva, pode-se comparar os resultados obtidos com a frequência a técnicas de passes multidirecionais que foram discutidas em estudos com o uso desta técnica, mencionados em referências.

5.6. Comentários finais sobre o efeito da frequência de pulsação na microestrutura das camadas depositadas, na fração volumétrica da ferrita total e na imprimabilidade (deformação térmica ϵ^*).

5.6.1. Efeito da frequência de pulsação da corrente de soldagem na imprimabilidade (deformação térmica ϵ^*)

A Figura 70 (b), mostra o efeito da frequência de pulsação da corrente de soldagem na imprimabilidade (deformação térmica). É importante observar que a imprimabilidade e a energia de soldagem apresentam comportamentos bem parecidos. Quanto menor o valor da imprimabilidade, menos deformada fica a parede levantada por MA. Nesta figura, a imprimabilidade apresenta um mínimo para a frequência de 100 Hz. Nessa frequência, a energia de soldagem também atinge um mínimo. Supondo que o mecanismo de extração por convecção seja desprezível e que o mecanismo por condução seja dominante, a menor energia de soldagem produz uma maior velocidade de resfriamento. Essa condição vai produzir uma maior taxa de solidificação e, conseqüentemente, um tempo menor de solidificação, produzindo uma microestrutura refinada. Na realidade, a frequência de pulsação da corrente de soldagem produz uma microestrutura refinada, quando comparada com a camada deposita sem frequência de pulsação.

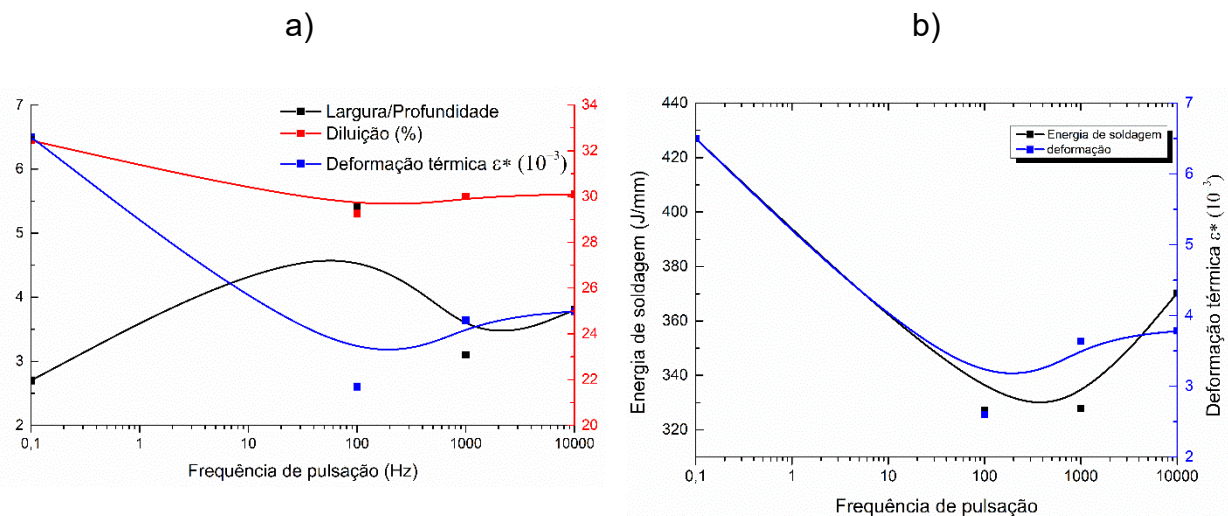


Figura 70: a) Análise da imprimabilidade em função dos modelos aplicados; b) Relação da imprimabilidade em função da energia de deposição

Analisando-se a printabilidade (deformação térmica) na figura (a) Figura 70, nota-se que ela também está associada com o formato do cordão. A razão entre a largura e a penetração da camada depositada também são uma maneira de se avaliar a printabilidade, em conjunto com a sobreposição do cordão. A razão deve ser superior a 2,3. E a

sobreposição entre 10 e 30%. O menor valor de imprimabilidade foi obtido para 100Hz, tanto para a energia de soldagem como para os parâmetros do formato da camada. Estes fatores combinados facilitam a execução da MA.

5.6.2 Efeito da frequência de pulsação da corrente de soldagem na microestrutura, na morfologia da ferrita das camadas depositadas e na direção de solidificação

A Figura 71 (a) apresenta o efeito da frequência de pulsação da corrente de soldagem na fração volumétrica da ferrita total. Nesta figura observa-se uma fração volumétrica mínima de ferrita para a frequência de 100Hz. O mesmo comportamento é observado para o espaçamento dos braços secundários da austenita. Este resultado está relacionado com o gradiente de temperatura, a taxa de solidificação e com o tempo de solidificação. A condição de 100Hz apresentou uma maior taxa de solidificação e um menos tempo de solidificação. Estas duas condições reduzem o espaçamento dos braços de dendrita, pelo aumento da taxa de nucleação, e a largura dos braços secundários das dendritas. As figuras 11 e 12 discutem este fato.

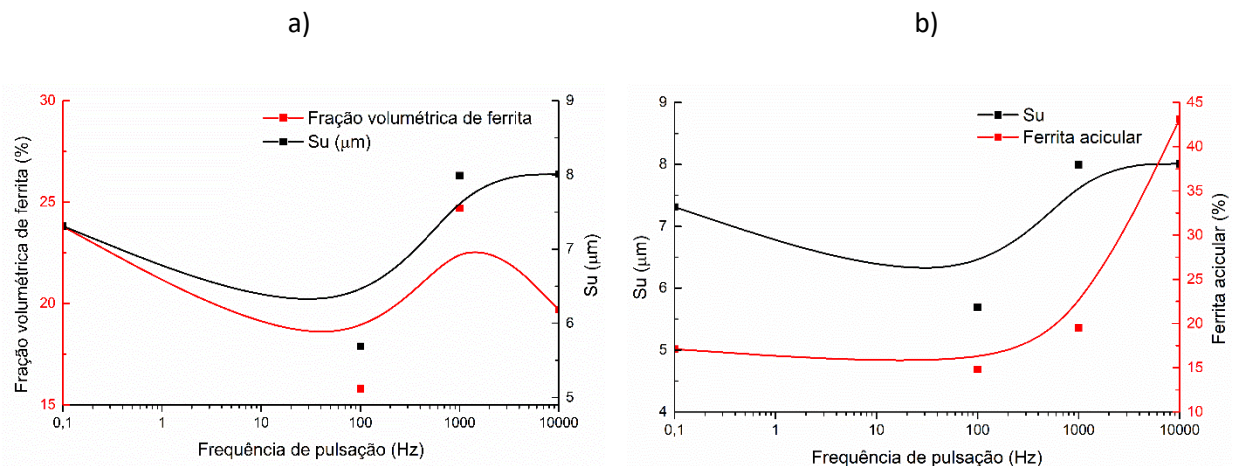


Figura 71: a) Espaçamento entre os braços dendríticos secundários em função da fração volumétrica de ferrita; b) Espaçamento entre os braços dendríticos secundários em função da fração de ferrita acicular.

Os resultados derivados da análise do espaçamento entre os braços dendríticos secundários validam as alterações na morfologia da ferrita na microestrutura. No caso da ferrita vermicular, observa-se um espaçamento reduzido entre os braços secundários, explicado pelo aumento da taxa de resfriamento. Entretanto, espaçamentos menores

entre os braços da dendrita possibilitaram a diminuição da fração volumétrica de ferrita na camada analisada.

A variação na frequência de pulsação causou mudanças significativas nos tempos de solidificação da amostra, influenciada pela agitação da poça de fusão. Estes dois efeitos desempenharam um papel crucial na fração e na morfologia da ferrita presente. O aumento no espaçamento entre os braços das dendritas secundárias está associado com a ferrita acicular. Frequências de pulsação mais elevadas resultam em um maior espaçamento entre os braços secundários, promovendo o surgimento da ferrita acicular. Ao se analisar as mudanças dos espaçamentos dos braços dendríticos (Su) pode-se encontrar a influência do espaçamento dos braços de dendrita na imprimabilidade obtida, conforme é apresentado na Figura 72.

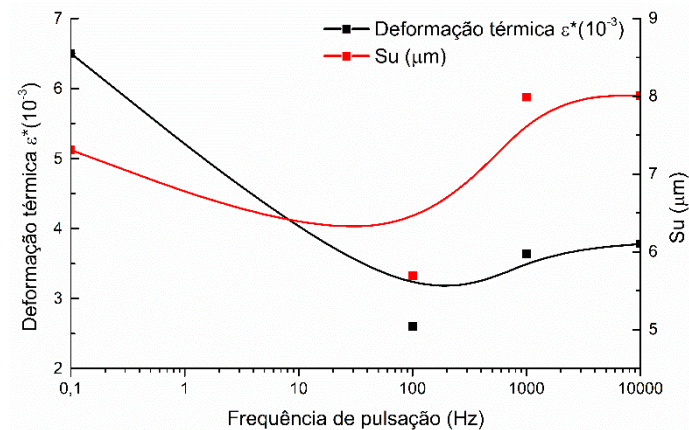


Figura 72: Espaçamento dos braços de dendrita secundário e deformação térmica

Os efeitos da frequência de pulsação provocaram alterações significativas na topologia da camada depositada durante a solidificação da liga. Apesar da condição com 100 Hz ter demonstrado resultados superiores em termos de imprimabilidade, de acordo com o espaçamento (Su), ela tende a gerar ferrita vermicular. Ao optar por frequências de pulsação mais elevadas, como 1 kHz e 10 kHz, nota-se um aumento no espaçamento dos braços de dendritas secundários, indicando mudanças na morfologia. Embora essas condições apresentem um desempenho inferior em termos de imprimabilidade em comparação com 100 Hz, elas resultam em um aumento de 46% e 42% na imprimabilidade, respectivamente, quando comparadas com 0 Hz.

O espaçamento dos braços de dendritas também está relacionado com a velocidade de resfriamento. Maiores velocidades de resfriamento, menor deformação térmica. Com base no espaçamento dos braços de dendritas, a maior imprimabilidade ocorre para a frequência de solidificação de 100 Hz.

6.3) Efeito da frequência de pulsação na direção de solidificação entre camadas depositadas

O complementar dos ângulos medidos estão relacionados com a direção de extração de calor entre camadas, admitindo-se a transferência de calor por condução. Esta direção é perpendicular ao substrato. Para reduzir o efeito da convecção foram utilizadas as direções no centro das camadas. Os valores dos ângulos medidos e a imprimabilidade estão apresentados na Figura 73. É importante salientar que o ângulo real é o complementar para 90°. Assim, os valores medidos maiores apresentam um ângulo menor com relação à direção de extração de calor, e conseqüente, uma tendência de crescimento competitivo mais rápido.

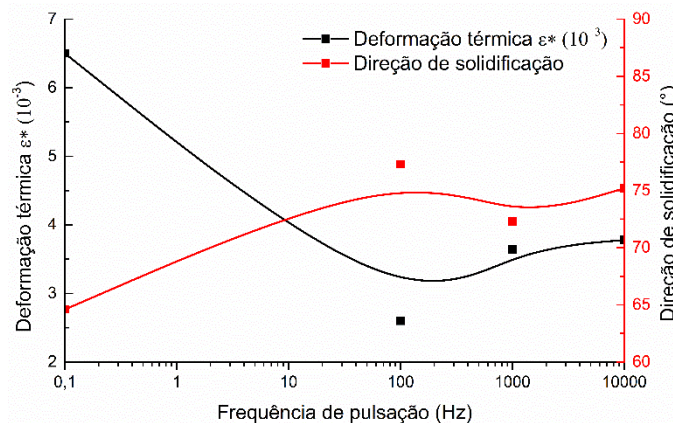


Figura 73: Gráfico da direção de solidificação x deformação térmica

De acordo com a figura 73, o menor ângulo ocorre para a frequência de 1000 Hz. Porém esta frequência apresenta uma imprimabilidade inferior que a frequência de 100 Hz. Esta imprecisão pode estar relacionada com a técnica de medida, que é feita em uma área. Pode acontecer de uma área possa ter se superposto à camada anterior.

6 CONCLUSÕES

Com base nos materiais e métodos utilizados, pode-se concluir que:

- A aplicação da variação de frequência de pulsação influenciou diretamente na fração volumétrica de ferrita e em sua morfologia.
- A frequência de pulsação entre 100Hz permitiu uma menor formação de ferrita para camadas formadas mais distantes da fonte de calor.
- A frequência de pulsação de 10kHz resulta em uma maior distância das ilhas de austenita e redução da fração volumétrica de ferrita para camadas mais distantes da fonte de calor.
- A direção de solidificação sofre uma forte influência devido à redução de energia fornecida para formação da camada, sendo fortemente alterada com aplicação da frequência de pulsação.
- O uso da frequência de pulsação com 10 kHz favorece a obtenção da ferrita acicular ao longo da camada, sendo fortemente influenciada pela agitação mecânica da poça de fusão e condições de resfriamento, que foi reduzida em 11%, comparada à condição sem pulsação.
- Condições de agitação da poça de fusão podem promover a mudança da textura do material, favorecendo o alinhamento para maiores frequências de pulsação.
- A formação de camadas de deposição com a frequência de 10 kHz permitiu a redução da energia de deposição em aproximadamente 13,3%, contribuindo para o aumento da imprimabilidade em aproximadamente 42%.
- Com a frequência de pulsação de 100 Hz foi encontrada a melhor relação entre a morfologia da camada e métodos propostos em literatura para avaliação da imprimabilidade, representando valores aproximadamente 60% melhores, comparados à condição sem frequência de pulsação.

SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

- Elaborar a avaliação da textura por meio da técnica de difração de raios-X.
- Para cada variação de frequência de pulsação estudada, avaliar a mudança na composição química e sua relação com a fração volumétrica de fases.
- Determinar as velocidades de resfriamento durante a solidificação para MA adotando o uso de outras técnicas.
- Encontrar a eficiência térmica para o DED-GTA e DED GTA pulsado na MA.
- Analisar o desempenho nos ensaios mecânicos do corpo de prova fabricado na MA por DED-GTA e DED-GTA pulsado.
- Analisar o desempenho nos ensaios de corrosão do corpo de prova fabricado na MA por DED-GTA e DED-GTA pulsado.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- ALAM, M. N. et al. High-angle Kikuchi patterns. **Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences**, v. 221, n. 1145, p. 224–242, 1954.
- ALBERTI, E. A.; SILVA, L. J. DA; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Manufatura Aditiva: o papel da soldagem nesta janela de oportunidade. **Soldagem & Inspeção**, v. 19, n. 2, p. 190–198, jun. 2014.
- ALEXANDER, B. H.; RHINES, F. N. Dendritic crystallization of alloys. **JOM**, v. 2, n. 10, p. 1267–1273, 1950.
- ARMSTRONG, R. A.; EPERJESI, F.; GILMARTIN, B. The application of analysis of variance (ANOVA) to different experimental designs in optometry. **Ophthalmic and Physiological Optics**, v. 22, n. 3, p. 248–256, 1 maio 2002.
- ASTM INTERNATIONAL. “ASTM F2792-12a - Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies,” Rapid Manuf. p. 10–12, 2013.
- AWS. **Welding Handbook - Welding Processes**. Miami: American Welding Society, 2004.
- BAETA NEVES, J. A. P. Influência da taxa de resfriamento sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço ER-70S6 depositado via Manufatura Aditiva por deposição ao Arco (MADA). 2022.
- BOSWORTH M.R. Effective Heat Input in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding With Solid Wire Electrodes. **Welding Research (AWS)**, p. 111–117, 1991.
- BRITTON, T. B. et al. Tutorial: Crystal orientations and EBSD - Or which way is up? **Materials Characterization**, v. 117, p. 113–126, 1 jul. 2016.
- BROWN, R. L. A review of: “STEELS: HEAT TREATMENT AND PROCESSING PRINCIPLES” by G. Krauss ASM International 497 pages, 1990. **MATERIAL AND MANUFACTURING PROCESS**, v. 6, n. 3, p. 569–570, 1991.
- CHO, J. Y.; CZERWINSKI, F.; SZPUNAR, J. A. The effect of reheating conditions and chemical composition on δ ferrite content in austenitic stainless steel slabs. **Journal of Materials Science**, v. 35, n. 8, p. 1997–2003, 2000.
- CRUZ NETO, R. M. A. **Taxa de resfriamento na soldagem: um novo entendimento**, 2018.
- CULLITY, B. D. **Elements of X Ray Diffraction**. Second Edition ed. [s.l.] Addison-Wesley, 1978.
- DASS, A.; MORIDI, A. State of the art in directed energy deposition: From additive manufacturing to materials design. **Coatings**, v. 9, n. 7, 2019.
- DEBROY, T. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 92, p. 112–224, 1 mar. 2018.

ENGLER, O.; JURA, J.; MATTHIES, S. Influence of number and arrangement of single orientation measurements on their statistical relevance. **Proc. 12th Int. Conf. on Textures of Materials**, p. 68–73, fev. 1999.

FARSHIDIANFAR, M. H.; KHAJEPOUR, A.; GERLICH, A. P. Effect of real-time cooling rate on microstructure in Laser Additive Manufacturing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 231, p. 468–478, 1 maio 2016.

FLEMINGS, M. C. **Solidification Processing**. [s.l.] McGraw-Hill, 1974.

FREDRIKSSON, H. The solidification sequence in an 18-8 stainless steel, investigated by directional solidification. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 3, n. 11, p. 2989–2997, 1972.

FREDRIKSSON, H. Solidification and casting of metals. **London: The Metals Society**, p. 131–138, 1979.

GARCIA, E. R.; BRANDI, S. Efeito da corrente de soldagem do processo tig pulsado autógeno na microestrutura da zona fundida dos aços inoxidáveis duplex UNS S32304 e UNS S32101. 2011.

GRONG, OYSTEIN; BHADESHIA, H. K. D. H. **Metallurgical Modelling of Welding 2nd. ed.** [s.l.] The Institute of Materials, 1997.

HAMMAR O.; SVENSSON U. Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steel. In: Solidification and casting of metals. **The Metals Society**, p. 401–410, 1979.

HUANG, K.; LOGÉ, R. E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. **Materials and Design**, v. 111, p. 548–574, 5 dez. 2016.

JEONG, J. et al. Cooling rate measurement in directed energy deposition using photodiode-based planck thermometry (PDPT). **Additive Manufacturing Letters**, v. 3, p. 100101, dez. 2022.

JOHNSON, L. et al. Assessing printability maps in additive manufacturing of metal alloys. **Acta Materialia**, v. 176, p. 199–210, 1 set. 2019.

KLAR E.; SMAL P.K.; AMERICAS OMG. **Powder Metallurgy Stainless Steels**. ASM Handbook 7 ed. [s.l.] ASM International, 1998.

KNAPP, G. L. et al. Building blocks for a digital twin of additive manufacturing. **Acta Materialia**, v. 135, p. 390–399, 15 ago. 2017.

KOU, S. **Welding Metallurgy 2nd. ed.** New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, 2003.

LANCASTER, J. **The Physics of Welding 2nd. ed.** [s.l.] International Institute of Welding, 1986.

LI, C. et al. Hierarchical layered and refined grain structure of Inconel 718 superalloy produced by rolling-assisted directed energy deposition. **Additive Manufacturing Letters**, v. 1, 2021.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. [s.l.] John Wiley & Sons, Inc., 2005.

MARTORANO, M. DE A. **Efeitos de algumas variáveis de processo na microsegregação da liga 'Cu'-8%'Sn'**, 1998.

MARTORANO, M. DE A.; CAPOCCHI, J. D. T. Dendrite structure control in directionally solidified bronze castings. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 13, n. 1, p. 49–57, 2000.

MAZUMDER, J. et al. Closed loop direct metal deposition: art to part. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 34, p. 397–414, 2000.

MAZUMDER, J. Design for metallic additive manufacturing machine with capability for “certify as you build”. **Procedia CIRP**, v. 36, p. 187–192, 2015.

MENEZES, L. T. **Avaliação da relação entre a energia gerada pelo arco e o calor absorvido pelo metal de base variando os parâmetros de soldagem TIG**, 2018.

MORTENSEN, A. On the rate of dendrite arm coarsening. **Metallurgical Transactions A**, v. 22, n. 2, p. 569–574, 1991.

MUKHERJEE, T. et al. Printability of alloys for additive manufacturing. **Scientific Reports**, v. 6, 22 jan. 2016.

MUKHERJEE, T. et al. Mitigation of thermal distortion during additive manufacturing. **Scripta Materialia**, v. 127, p. 79–83, 2017.

MUKHERJEE, T. et al. Heat and fluid flow in additive manufacturing – Part II: Powder bed fusion of stainless steel, and titanium, nickel and aluminum base alloys. **Computational Materials Science**, v. 150, p. 369–380, 1 jul. 2018.

NORRISH, J. **Advanced welding processes**. [s.l.] Institute of Materials, Minerals & Mining, 2006.

O'BRIEN, R. L. **Welding Handbook - Welding Processes**. 8. ed. Miami: American Welding Society, 1992. v. 2

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos - Microestrutura e Propriedades**. São Paulo: Hemus, 2004.

PADILHA, A. F.; SICILIANO JR., F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de grão e Textura**. 3. ed. [s.l.] Associação brasileira de Metalurgia e Materiais, 1995.

PEREIRA, O. J.; BEECH, J. Solidification technology in the foundry and cast house. **The Metals Society, London**, v. 315, 1980.

PHILIP D. HARVEY. **Engineering Properties of Steel**. [s.l.] ASM International, 1982.

- PINEDO, C. E. **Tratamentos Térmicos e superficiais dos aços**. [s.l.] Edgard Blücher, 2021.
- PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase transformations in metals and alloys**. 2. ed. London: Chapman & Hall, 2009.
- ROSENTHAL, D. Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting. **The Welding Journal**, 1941.
- SALDANHA DO NASCIMENTO, A.; DE ANDRADE BATISTA, M.; SCOTTI, A. Avaliação dos Métodos de Cálculo de Potência Elétrica em Soldagem a Arco. 2006.
- SAMES, W. J. et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. **International Materials Reviews**, v. 61, n. 5, p. 315–360, 3 jul. 2016.
- SAVAGE, W. F.; LIPPOLD, J. Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: Part 2-The Effect of Alloy Composition on Ferrite Morphology A transition in ferrite morphology occurs as a function of composition and weld cooling rate. 1979.
- SAVAGE, W. F.; LUNDIN, C. D.; ARONSON, H. Weld metal solidification mechanics. **Weld J.**, p. 175–181, 1965.
- SAVAGE, W. F.; NIPPES, E. F.; ERICKSON, J. S. Solidification Mechanisms in Fusion Welds. **Weld J.**, p. 213–221, 1976.
- SILVA, A. L. V. DA C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 3rd. ed. São Paulo: Blucher, 2010.
- SINGH, J.; PURDY, G. R.; WEATHERLY, G. C. Microstructural and Microchemical Aspects of the Solid-State Decomposition of Delta Ferrite in Austenitic Stainless Steels. **Metallurgical Transactions A**, p. 1963–1369, 1985.
- SPRAGUE, E.; MAZUMDER, J.; MISRA, A. Cooling rate and dendrite spacing control in direct metal deposition printed Cu-Fe alloys. **Journal of Laser Applications**, 2022.
- SURESH, M. V et al. Effect of pulse frequency in gas tungsten arc welding of powder metallurgical preforms. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, n. 4, p. 362–368, 1 ago. 2004.
- SUUTALA, N. Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 14, n. 1, p. 191–197, 1983.
- SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. Single-phase ferritic solidification mode in austenitic-ferritic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**, v. 10, n. 8, p. 1183–1190, 1979.
- SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**, v. 11, n. 5, p. 717–725, 1980.
- THIJS, L. et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. **Acta Materialia**, v. 61, n. 5, p. 1809–1819, mar. 2013.

VANDERSLUIS, E.; RAVINDRAN, C. Comparison of Measurement Methods for Secondary Dendrite Arm Spacing. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 6, n. 1, p. 89–94, 1 fev. 2017.

VIANA, C. S. DA C.; PAULA, A. DOS S. Textura de deformação. **Textura e Relações de Orientação**, p. 36–53, 2003.

VITEK, J. M.; DASGUPTA, A.; DAVID, S. A. Microstructural modification of austenitic stainless steels by rapid solidification. **Metallurgical Transactions A**, v. 14, n. 9, p. 1833–1841, 1983.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: Processos e Metalurgia**. 4. ed. [s.l.] Edgard Blucher LTDA, 2004.

WEI, H. L.; MAZUMDER, J.; DEBROY, T. Evolution of solidification texture during additive manufacturing. **Scientific Reports**, v. 5, 10 nov. 2015.