



PROJETO DE GRADUAÇÃO 2

**ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DE PEÇAS
IMPRESSAS DE ARAME ER70S-6 OBTIDAS
ATRAVÉS DE MANUFATURA ADITIVA POR
DEPOSIÇÃO A ARCO VIA PROCESSO GMAW-
CMT**

Catarina Claudino Fernandes de Oliveira

Brasília-DF, 28 de Setembro de 2022.

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

FACULDADE DE TECNOLOGIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
Faculdade de Tecnologia
Departamento de Engenharia Mecânica

PROJETO DE GRADUAÇÃO 2

ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DE PEÇAS IMPRESSAS DE ARAME ER70S-6 OBTIDAS ATRAVÉS DE MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO VIA PROCESSO GMAW- CMT

Catarina Claudino Fernandes de Oliveira

Projeto de graduação submetido ao Departamento de Engenharia Mecânica como requisito parcial para obtenção do grau de Engenheira Mecânica.

Banca Examinadora

Prof. Dr. Maksym Ziberov, ENM/FT-UnB (*Orientador*)

Prof. Dr. Alysson Martins Almeida Silva, ENM/FT-UnB (*Coorientador*)

Profa. Dra. Déborah de Oliveira, ENM/FT-UnB (*Examinadora interna*)

Prof. Dr. Guilherme Caribé de Carvalho, ENM/FT-UnB (*Examinador interno*)

FICHA CATALOGRÁFICA

OO48a

Oliveira, Catarina Claudino Fernandes de

ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DE PEÇAS IMPRESSAS DE ARAME ER70S-6 OBTIDAS ATRAVÉS DE MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO VIA PROCESSO GMAW-CMT / Catarina Claudino Fernandes de Oliveira; orientador Maksym Ziberov; co-orientador Alysson Martins Almeida Silva. -- Brasília, 2022. 91 p.

Monografia (Graduação - Engenharia Mecânica) -- Universidade de Brasília, 2022.

1. Manufatura Aditiva. 2. MADA. 3. CMT. 4. ER70S-6. 5. Microestrutura. I. Ziberov, Maksym, orient. II. Silva, Alysson Martins Almeida, co-orient. III. Título.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

OLIVEIRA, C.C.F. (2022). *ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DE PEÇAS IMPRESSAS DE ARAME ER70S-6 OBTIDAS ATRAVÉS DE MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO VIA PROCESSO GMAW-CMT*. Projeto de Graduação, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 83 p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTORA: Catarina Claudino Fernandes de Oliveira

TÍTULO: ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DE PEÇAS IMPRESSAS DE ARAME ER70S-6 OBTIDAS ATRAVÉS DE MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO VIA PROCESSO GMAW-CMT.

GRAU: Engenharia Mecânica ANO: 2022

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias deste Trabalho de Graduação e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desse Trabalho de Graduação pode ser reproduzida sem autorização por escrito da autora.

Catarina Claudino Fernandes de Oliveira
Depto. de Engenharia Mecânica (ENM) – FT
Universidade de Brasília (UnB)
Campus Darcy Ribeiro
CEP 70919-970 – Brasília – DF – Brasil

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus pais, Carlos e Carmen, por sempre acreditarem e apoiarem meus sonhos, e aos meus melhores amigos, Amanda, Anne, Bhia, Leo Oliveira, Leo Santos e Marcella, por sempre segurarem a minha mão na vida e na graduação.

Catarina Claudino Fernandes de Oliveira

Agradecimentos

Agradeço primeiramente aos meus pais por todas as oportunidades, cuidados e incentivos. Agradeço também ao meu orientador Prof. Maksym Ziberov e ao coorientador Prof. Alysso Martins por toda paciência, aprendizado e acolhimento desde minha chegada à Faculdade de Tecnologia. Aos técnicos Ivan Banho de A. Reis, Edson Lucas de Almeida, ao mestrando André Novelino e ao Laboratório de Metalografia e à Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília, minha eterna gratidão por todo ensinamento, ajuda, recursos e companhia para realizar este trabalho. Ao meu pequeno grupo de amigos da engenharia mecânica, muito obrigada pela parceria e rede de apoio para chegar até aqui. A todos que fizeram parte da minha vida universitária e contribuíram para que eu acreditasse em mim e não desistisse: muito obrigada, a conquista é nossa.

Catarina Claudino Fernandes de Oliveira

RESUMO

A manufatura aditiva de metais tem apresentado grande potencial para diferentes setores industriais como o aeronáutico e o automotivo, devido a possibilidade de produzir componentes com geometrias complexas, de maior aproveitamento de material e melhor custo-benefício. Para isso, a fim de assegurar que as peças finais atendam as propriedades mecânicas esperadas para um determinado material, o estudo microestrutural das camadas depositadas se faz imprescindível para analisar e prever: a influência da microestrutura nessas propriedades, a eficácia de tratamentos térmicos, possíveis falhas no material impresso e viabilidade de otimização do próprio processo de fabricação. Dessa forma, o presente trabalho tem como objetivo analisar a microestrutura de amostras de 10, 20 e 100 camadas impressas pelo processo GMAW, especificamente, via transferência metálica a frio (*Cold Metal Transfer*, CMT), do arame ER70S-6 e correlacionar qualitativa e quantitativamente com os valores de microdureza Vickers aferidos. Na etapa experimental, as paredes de 10, 20 e 100 camadas, cujas estratégias de deposição são semelhantes, passaram por uma análise dimensional quanto a tendência ao espessamento das camadas ao longo das seções transversais. Como resultados, notou-se que a peça de 10 camadas possui a seção transversal mais uniforme, com diferença de valores nas casas decimais, na peça de 20 camadas observou-se que da menor para a maior espessura aferida, há um aumento de 30,75% e para a peça de 100 camadas, também foi observado a tendência ao espessamento, neste caso, com aumento de 40,74% entre a menor e maior medida de espessura. Na análise metalográfica, as três amostras apresentaram microestrutura composta por ferrita e perlita, contudo, a amostra de 10 camadas apresentou maior refinamento dos grãos o que justifica a microdureza média de 182,95 HV. Grãos agulhados e grosseiros predominaram nas zonas intermediárias das amostras de 20 e 100 camadas, o que contribuiu para que os menores valores de microdureza fossem aferidos nestas áreas, e reduziram as microdurezas médias para 165,33 HV e 144,77 HV, respectivamente. No entanto, nas zonas inferiores de ambas as amostras, notou-se ser a área com maior refinamento dos grãos, explicado pela temperatura significativamente inferior do substrato no momento da deposição, e portanto, maior taxa de resfriamento. Nas zonas superiores também houve refinamento de grãos, contudo, em proporções visualmente menores, ao passo que, nestas áreas, foram obtidos os maiores valores de microdureza nas três peças.

Palavras-chave: Manufatura aditiva. MADA. CMT. ER70S-6. Microestrutura.

ABSTRACT

Additive manufacturing of metals has shown great potential for different industrial sectors such as aeronautics and automotive, due to the possibility of producing components with complex geometries, with greater use of material and better cost-benefit. For this, in order to ensure that the final parts meet the expected mechanical properties for a given material, the microstructural study of the deposited layers is essential to analyze and predict: the influence of the microstructure on these properties, the effectiveness of heat treatments, possible failures in the printed material and feasibility of optimizing the manufacturing process itself. Thus, the present work aims to analyze the microstructure of samples of 10, 20 and 100 layers printed by GMAW process, specifically, by Cold Metal Transfer (GMAW-CMT), of the ER70S-6 wire and to correlate qualitatively and quantitatively with the Vickers microhardness values measured. In the experimental stage, the walls of 10, 20 and 100 layers, whose deposition strategies are similar, underwent a dimensional analysis regarding the tendency of the layers to thicken along the cross-sections. As a result, it was noted that the 10-layer workpiece has a more uniform cross-section, with a difference in values in decimal places, in the 20-layer workpiece it was observed that from the smallest to the largest measured thickness, there is an increase of 30,75% and for the workpiece with 100 layers, a tendency to thickening was also observed, in this case, with an increase of 40,74% between the smallest and largest thickness measurements. In the metallographic analysis, the three samples showed a microstructure composed of ferrite and pearlite, however, the 10-layer sample showed greater grain refinement, which justifies the average microhardness of 182,95 HV. Needled and coarse grains predominated in the intermediate zones of the 20 and 100 layer samples, which contributed to the lowest microhardness values being measured in these areas, and reduced the average microhardness to 165,33 HV and 144,77 HV, respectively. However, in the lower zones of both samples, it was observed to be the area with the greatest refinement of the grains, explained by the significantly lower temperature of the substrate at the time of deposition, and therefore, a higher cooling rate. In the upper zones there was grain refinement, however, in visually smaller proportions, also in these areas, the highest values of microhardness were obtained in the three workpieces.

Keywords: Additive Manufacturing. WAAM. CMT. ER70S-6. Microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Distribuição da adoção de manufatura aditiva pela indústria em 2018 (Adaptado de VAFADAR et al., 2021).....	5
Figura 2 – Esquemático de deposição via arco elétrico (SUMIG, 2018).....	5
Figura 3 – Valores de Emissão da Variante MIG-CMT (FRONIUS, 2017).	6
Figura 4 – Pinça de freio Bugatti impressa em titânio na SLM 500 (IMPRESSORAS 3D, 2019).....	7
Figura 5 – Peça de reposição da Porsche Classic produzida via manufatura aditiva (METAL AM, 2018).	7
Figura 6 – Origem dos Atuais Processos de Soldagem (WEMAN, 2005).	9
Figura 7 – Principais Processos de Soldagem a Arco (Adaptado de MARQUES et al, 2009, p.22).....	11
Figura 8 – Esquemático da soldagem MIG/MAG (Adaptado de NERIS, 2012).....	12
Figura 9 – Formato da corrente pulsada (Adaptado de PRAVEEN et al, 2006).	13
Figura 10 – Diferentes status de penetração de soldagem pulsada (BAI et al, 2017).....	14
Figura 11 – Comparação da seção transversal de soldagens mecanizadas sob mesmos parâmetros em: A – MIG convencional e B – MIG-CMT (DUTRA et al, 2013).....	14
Figura 12 – Fases da transferência de metal pelo método CMT (Adaptado de FRONIUS, 2017).....	15
Figura 13 – Formato de ondas de corrente e tensão de um processo CMT (Adaptado de SELVI et al, 2018).	16
Figura 14 – Cordões de Solda (a) Processo CMT e (b) Processo Pulsado (PICKIN et al, 2010).....	16
Figura 15 – Peça metálica impressa com suporte (LWT SISTEMAS, 2019).....	17
Figura 16 – Protótipo de um bloco do motor em alumínio 6061 para empresa FORD (EXONE, 2021).....	18
Figura 17 – Lâmina de turbina danificada (A) e reparada (B, C) por direct energy deposition (Adaptado de WILSON et al, 2014).....	19
Figura 18 – Fusão a laser do pó metálico (ALEXANDREA, 2019).....	19
Figura 19 – Processo de manufatura aditiva por sheet lamination (Adaptado de MANUFACTURING GUIDE, 2021).	19

Figura 20 – Suporte para sensor do trem de pouso do Airbus. (Adaptado de LIEBHERR, 2019).....	20
Figura 21 - Esquemático de deposição a arco por (a) MIG/MAG, (b) TIG e (c) PAW (Adaptado de DING, 2015).....	22
Figura 22 - Representação da Manufatura Aditiva por deposição a arco (Adaptado de MCANDREW et al. 2018).....	22
Figura 23 – Componente metálico fabricado a partir de deposição de material via processo CMT (Adaptado de FRONIUS, 2019).	23
Figura 24 – Representação das microestruturas para uma liga ferro-carbono com uma composição hipoeutetoide conforme ela é resfriada desde a região da fase austenita até abaixo da temperatura eutetoide (CALLISTER, 2016, p. 309).	26
Figura 25 – Ligas Hipoeutetoides, (a) Aço com aproximadamente 0,1%, (b) com cerca de 0,3% C e (c) com 0,7 % de carbono resfriado lentamente (Adaptado de COLPARET, 2008, p.112-115).	26
Figura 26 - a) Micrografia em baixa ampliação da amostra impressa, b) Alta ampliação do centro da poça de fusão e c) Ampliação do limite entre a poça de fusão e a ZTA (Nemani et al., 2020).....	27
Figura 27 - Macroestrutura (imagens à esquerda) da parte superior (a) e inferior (b) da seção transversal amostra e microestruturas (imagens à direita) das áreas demarcadas em vermelho (ALDALUR et al., 2020).	28
Figura 28 – Microestrutura de ambas as estratégias nos planos YZ e XY (Adaptado de ALDALUR et al., 2020b).....	29
Figura 29 – Direção das amostras extraídas (WAQAS et al., 2018).....	30
Figura 30 – Microestrutura através de microscópio óptico, (a) 200 μm ; (b) 50 μm (WAQAS et al., 2018).....	31
Figura 31 – Vista frontal da amostra fraturada (WAQAS et al., 2018).	31
Figura 32 – Microestrutura da liga impressa ER70S-6: (a-b) Plano XY e (c-d) Plano XZ (RON et al., 2019).	32
Figura 33 – Microestrutura da liga ST-37: (a) Microscópio óptico e (b) Microscópio eletrônico de varredura (RON et al., 2019).	32
Figura 34 – Microestrutura da seção transversal da liga de magnésio AZ80M, (GUO et al., 2021).....	33
Figura 35 - Difratoograma para zona superior, intermediária e substrato (GUO et al., 2021).	33
Figura 36 – Morfologia e seções transversais (Adaptado de NING, 2020).	34

Figura 37 – Resistência a tração das amostras submetidas ao processo CMT com tratamento térmico e sem (SELVI et al., 2018).....	36
Figura 38 - Método de deposição das amostras.	37
Figura 39 - Fluxograma de atividades.....	39
Figura 40 - Mapeamento de medições das amostras.....	40
Figura 41 - Microscópio Confocal Olympus (Olympus, 2007).	41
Figura 42 - Áreas para retirada de imagens nas amostras.	41
Figura 43 - Equipamento DuraScan para medição de microdureza Vickers (EMCO TEST, 2022).....	42
Figura 44 - Método adotado para medição de microdureza ao longo da seção transversal. ...	42
Figura 45 - Amostra A imediatamente após o desmolde.	43
Figura 46 - Amostra A após desbaste.	43
Figura 47 - Amostra B após polimento.	44
Figura 48 - Amostra A imediatamente após ataque.	44
Figura 49 - Amostra B com microestrutura revelada.	45
Figura 50 - Comparação gráfica “espessura vs altura” e representação em CAD das amostras C, B e A.	48
Figura 51 - Microestrutura da amostra A com lente 50x em a) Perfil, b) Zona superior, c) Zona Inferior.	49
Figura 52 - Microestrutura da amostra A com lente 50x em a) Perfil, b) Zona Intermediária 1, c) Zona Intermediária 2.	49
Figura 53 - Microestrutura da amostra B com lente 20x em a) Perfil, b) Zona superior e c) Zona Inferior.	50
Figura 54 - Microestrutura da amostra B com lente 20x em a) Perfil, b) Zona intermediária e d) Zona de transição.	51
Figura 55 - Microestrutura da amostra C com lente 20x em a) Perfil, b) Zona Superior, c) Zona Intermediária, d) Zona de Transição e e) Zona Inferior.....	52
Figura 56 – A) Microdureza Vickers para amostra A, B) Perfil e C) Microdureza média.	53
Figura 57 - A) Microdureza Vickers para amostra B, B) Perfil e C) Microdureza média.	55
Figura 58 - A) Microdureza Vickers para amostra C, B) Perfil e C) Microdureza média.	57
Figura 59 - Comparação entre a microdureza Vickers média total para as três amostras.	59

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Empresa VS Componentes Fabricados por Manufatura Aditiva (Adaptado de ALGARDH, 2017; BRAMM, 2017; GOMES e BARBOSA, 2020).....	21
Tabela 2 - Especificações arame ER70S-6 em % (Adaptado de ALDALUR et al., 2020b). .	29
Tabela 3 - Resultados dos ensaios Charpy (energia de impacto absorvida) e dureza Brinell (Adaptado de WAQAS et al., 2018).	31
Tabela 4 – Parâmetros do processo CMT para cada amostra do metal base com um único passe, (Adaptado de NING et al., 2020).	34
Tabela 5 - Comparação dos resultados das amostras (ZHANG et al., 2019).....	35
Tabela 6 - Composição química do arame AWS A5.18 – ER70S-6 (Böhler Welding, 2022).	37
Tabela 7 - Propriedades mecânicas típicas do material para Ar + 18% CO ₂ , como gás de proteção (Böhler Welding, 2022).....	37
Tabela 8 - Parâmetros de deposição dos três objetos de estudo (Novelino, 2021).	38
Tabela 9 - Média das medições para amostra A.....	45
Tabela 10 - Média das medições para amostra B.	46
Tabela 11 - Média das medições para amostra C.	46
Tabela 12 - Microdureza Vickers por faixa em relação à distância do substrato para amostra A.	53
Tabela 13 - Microdureza Vickers média horizontal, vertical e total para amostra A.....	54
Tabela 14 - Microdureza Vickers por faixa em relação à distância do substrato para amostra B.	54
Tabela 15 - Microdureza Vickers média horizontal, vertical e total para amostra B.....	55
Tabela 16 - Microdureza Vickers por faixa em relação à distância do substrato para amostra C.	56
Tabela 17 - Microdureza Vickers média horizontal, vertical e total para amostra C.....	58
Tabela 18 - Comparação entre as amostras para ponto em comum.	60
Tabela 19 - Divisão por ano das fontes de pesquisa.....	62
Tabela 20 - Divisão por categorias das fontes de pesquisa.	62

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

SIGLAS E SÍMBOLOS

η – Eficiência

μm – Micrômetro

2D – 2 Dimensões

3D – 3 Dimensões

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

ANAC – Agência Nacional de Aviação Civil

Ar – Argônio

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

AWS – *American Welding Society*

CAD – *Computer Aided Design*

CMT – *Cold Metal Transfer*

CMT-ADV – *Cold Metal Transfer Advanced*

CMT-P – *Cold Metal Transfer Pulse*

CMT-PADV – *Cold Metal Transfer Pulse-Advanced*

CNC – *Computer Numerical Controlled*

CO₂ – Dióxido de Carbono

DRX – Difração por Raio-X

GMAW – *Gas Metal Arc Welding*

GTAW – *Gas Tungsten Arc Welding*

MA – Manufatura Aditiva

MADA – Manufatura Aditiva por Deposição a Arco

MAG – *Metal Active Gas*

MIG – *Metal Inert Gas*

NASA – *National Aeronautics and Space Administration*

PAW – *Plasma Arc Welding*

SAE – *Society of Automotive Engineers*

STL – *Standard Triangle Language / Standard Tessellation Language*

TIG – *Tungsten Inert Gas*

WAAM – *Wire and Arc Additive Manufacturing*

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	5
1.1 MOTIVAÇÃO	7
1.2 JUSTIFICATIVA	8
1.3 OBJETIVO.....	8
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	9
2.1 PROCESSOS DE SOLDAGEM.....	9
2.1.1 PROCESSOS DE SOLDAGEM A ARCO APLICADOS NA INDÚSTRIA	10
2.1.2 PROCESSOS DE SOLDAGEM GMAW	11
2.1.3 MIG/MAG PULSADO	12
2.1.4 PROCESSO CMT	14
2.2 MANUFATURA ADITIVA.....	16
2.2.1 BINDER JETTING	18
2.2.2 DIRECT ENERGY DEPOSITION	18
2.2.3 POWDER BED FUSION.....	19
2.2.4 SHEET LAMINATION	19
2.2.5 MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO	21
2.2.6 MANUFATURA ADITIVA VIA CMT	22
2.3 INFLUÊNCIAS DA MICROESTRUTURA NAS PROPRIEDADES	
MECÂNICAS.....	24
2.3.1 LIGAS FERRO-CARBONO COM COMPOSIÇÃO HIPOEUTETOIDES...	25
2.3.2 MICROESTRUTURA EM MATERIAL IMPRESSO	27
2.3.3 TRATAMENTO TÉRMICO	35
3 METODOLOGIA	37
3.1 CARACTERIZAÇÃO DOS OBJETOS DE ESTUDO	37
3.2 ETAPAS EXPERIMENTAIS.....	38
3.2.1 ANÁLISE DIMENSIONAL DAS AMOSTRAS.....	40
3.2.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	40
3.2.3 ENSAIO METALOGRÁFICO	41
3.2.4 ENSAIO DE MICRODUREZA	42

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	43
4.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	43
4.2 ANÁLISE DIMENSIONAL DAS AMOSTRAS.....	45
4.3 ANÁLISE METALOGRÁFICA	48
4.3.1 10 Camadas (Amostra A)	48
4.3.2 20 Camadas (Amostra B)	50
4.3.3 100 Camadas (Amostra C)	51
4.4 ANÁLISE DE MICRODUREZA.....	53
4.4.1 10 Camadas (Amostra A)	53
4.4.2 20 Camadas (Amostra B)	54
4.4.3 100 Camadas (Amostra C)	56
5 CONCLUSÕES	61
5.1 TRABALHOS FUTUROS.....	61
7 REFERÊNCIAS	62
ANEXO A	70
APÊNDICE A	71
APÊNDICE B	73

1 INTRODUÇÃO

A manufatura aditiva (MA), como é utilizada hoje pela engenharia, trata-se da união de projetos modelados em CAD (*Computer-Aided Designs*) com máquinas de fabricação mecânica que juntos são capazes de construir componentes funcionais através da adição sucessiva de camadas de um material de interesse orientada por informações computacionais pré-estabelecidas para diferentes técnicas e processos (WILTGEN, 2019). Vafadar et al. (2021) apresenta na figura 1 a distribuição da manufatura aditiva pelas principais indústrias segundo a receita de 2018.

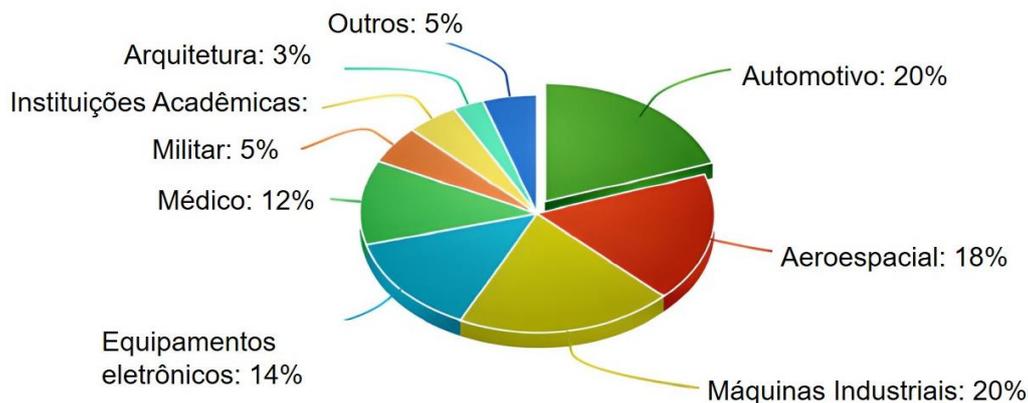


Figura 1 – Distribuição da adoção de manufatura aditiva pela indústria em 2018 (Adaptado de VAFADAR et al., 2021).

A seleção do processo a ser utilizado depende amplamente do material escolhido e da geometria a ser fabricada. Para componentes de grandes dimensões, exigem-se maiores taxas de deposição que podem ser alcançadas pelos processos de deposição a arco elétrico, cujo esquemático é possível visualizar na figura 2, especificamente pelo processo MIG/MAG (também conhecido como GMAW, *Gas Metal Arc Welding*), que apresenta vantagens competitivas por possuir maior eficiência energética e abrangente deposição de material com maior rapidez (JHAVAR et al., 2014). O que vai de acordo com Suryakumar et al. (2011) que compara a manufatura aditiva por laser e feixe de elétrons, que possui a taxa de deposição entre 2 e 10 g/min, em contraste a valores superiores a 130g/min alcançados pelos processos a arco.

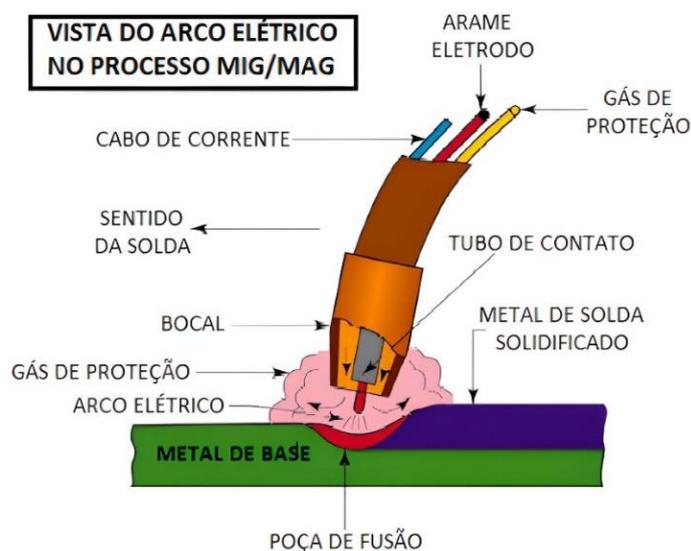


Figura 2 – Esquemático de deposição via arco elétrico (SUMIG, 2018).

Diante do exposto, dentre as quatro categorias que caracterizam a manufatura aditiva de metais, de acordo com a norma ASTM 52900 (ASTM, 2015), é o termo *Direct Energy Deposition* que engloba os métodos de deposição que utilizam energia térmica concentrada para fundir o material de adição à medida em que é depositadas. Dessa forma, para que seja possível fundir um material metálico, normalmente, se faz necessária a utilização de potentes fontes de energia, como é o caso da utilização do arco elétrico cuja tecnologia e técnicas são frutos dos processos de soldagem.

São os procedimentos de soldagem os responsáveis por disseminar as informações necessárias quanto ao comportamento dos materiais metálicos e suas ligas, das propriedades mecânicas e dos parâmetros necessários para o rígido controle de processos que a manufatura aditiva exige, visto que pesquisas exclusivas sobre manufatura aditiva a arco e suas combinações ainda são escassas. Dito isso, grande parte das pesquisas disponíveis estudam esta vertente para aços, alumínio, níquel e ligas de titânio que possui aplicações no mercado aeronáutico e biomédico. Ligas de níquel também são utilizadas no setor aeronáutico e de energia, ocorrendo em casos onde há necessidade de grandes trabalhos de construção e de reparos de componentes metálicos (ALBERTI et al., 2014).

O processo de deposição a arco elétrico MIG/MAG (*Metal Inert Gas / Metal Active Gas*) é o encarregado de unir materiais metálicos entre um metais base a partir de um consumível em forma de arame, também chamado de eletrodo não revestido. O arame é continuamente abastecido pela tocha do equipamento, em conjunto a uma atmosfera de proteção gasosa, e aquecido pelo arco elétrico resultando na fusão dos materiais. Um de seus métodos de transferência metálica trata-se da por curto-circuito, caracterizada por uma sequência de curtos-circuitos causados entre a extremidade do arame e o metal de base.

Com base nesta tecnologia, o processo CMT (*Cold Metal Transfer*) é uma variante do processo MIG que utiliza um mecanismo de recuo da alimentação do arame ao mesmo tempo em que a transferência por circuito é iniciada, suportando a soltura de pingos durante o recuo, contribuindo para a estabilidade do arco voltaico e evitando respingos além de se destacar pelo baixíssimo aporte térmico. Esta tecnologia foi desenvolvida pela empresa austríaca Fronius em 2004 e possui aplicações, hoje, nos setores de óleo e gás por meio de passes raiz em tubulações e revestimentos, na indústria naval para união de estruturas e indústrias em geral que necessitem unir materiais dissimilares e especiais como duplex e superduplex (FRONIUS, 2017).

O avanço sustentável é uma grande motivação para o investimento em tecnologias de manufatura aditiva. Conforme infográfico da figura 3 (FRONIUS, 2017), o processo CMT em comparação com deposição via arco voltaico convencional e pulsado, é o que menos emite zinco e resíduos de cobre para a atmosfera.

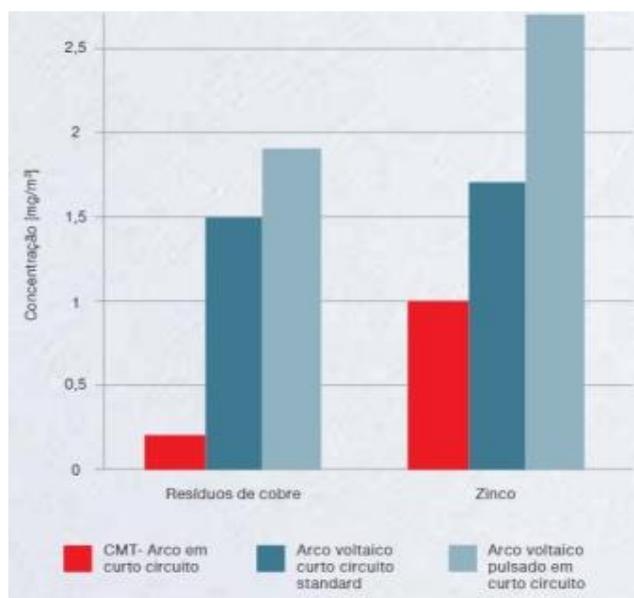


Figura 3 – Valores de Emissão da Variante MIG-CMT (FRONIUS, 2017).

A partir do apresentado neste item é perceptível o potencial que a manufatura aditiva possui para liderar e transformar cadeias de produção, como tem investido a empresa Bugatti, figura 4, em pinças de freio de titânio, produzida com 2213 camadas, em 45 horas, com peso de 2,9 kg e testada em 2019.



Figura 4 – Pinça de freio Bugatti impressa em titânio na SLM 500 (IMPRESSORAS 3D, 2019).

E para aprimorar cadeias de reposição, como ocorre para a empresa Porsche conforme figura 5, e de manutenção, sejam em baixa ou alta escala, combinada ou não aos demais métodos de usinagem.



Figura 5 – Peça de reposição da Porsche Classic produzida via manufatura aditiva (METAL AM, 2018).

1.1 MOTIVAÇÃO

Conforme abordado na introdução, são os processos de deposição os responsáveis por fornecer as especificações técnicas para as tecnologias de manufatura por adição de material, especialmente, por deposição a arco. Por isso, este trabalho possui a motivação em estudar e analisar o aproveitamento, da melhor forma possível, dos recursos e conhecimentos técnicos utilizados e reconhecidos pela tecnologia de deposição por processo MIG/MAG, em sua variação CMT, e do arame ER70S-6, reconhecido por sua composição e propriedades, para a manufatura aditiva.

Dessa forma, através da análise microestrutural deste material depositado pelo processo CMT convencional, será possível avaliar suas vantagens e desvantagens para a manufatura aditiva e assim permitir a promoção de métodos para aperfeiçoamento da técnica. Assim como fornecer informações atualizadas a respeito deste segmento da manufatura aditiva, especialmente quanto

ao uso do arame ER70S-6, para a comunidade científica e técnica, auxiliando o desenvolvimento de novos trabalhos na área e contribuindo para informar a respeito da versatilidade quanto ao uso do material e das tecnologias associadas ao processo de soldagem.

1.2 JUSTIFICATIVA

Singh (2017), aborda que um dos principais desafios da manufatura aditiva de metais está em uma produção que possa desenvolver componentes finais sem falhas ou defeitos e com propriedades mecânicas, metalúrgicas e físicas satisfatórias que atendam aos requisitos de projetos de engenharia. Dessa forma, a manufatura aditiva por deposição a arco é um processo com grande potencial econômico quanto ao custo benefício em comparação a outros processos de fabricação por adição de material como por Feixe de Elétrons e por fusão direta de metal a laser (*Direkt Metall Laser Schmelzen*) e também em relação a alguns métodos de fabricação convencionais, segundo Cunningham et al. (2017).

Além disso, a sucessiva deposição de camadas por manufatura aditiva a arco para a construção de um componente metálico pode possuir consequências térmicas diferentes em comparação aos efeitos térmicos presentes em métodos de fabricação convencionais, diante disso, há a possibilidade das propriedades mecânicas de materiais após o uso da manufatura aditiva em geral diferirem das propriedades do mesmo material submetido a, por exemplo, processos convencionais de usinagem (BEESE, 2018).

Portanto, o estudo da microestrutura de peças fabricadas pela MADA torna-se imprescindível para não somente compreender as propriedades mecânicas das novas estruturas, mas também para solucionar atuais carências do mercado e desenvolver novos mecanismos e tecnologias que atendam, de forma cada vez mais personalizada, cadeias de produção baseadas em conceitos de sustentabilidade e ao mesmo tempo na produtividade.

1.3 OBJETIVO

O foco deste trabalho é, a partir de peças impressas por deposição a arco do arame ER70S-6 utilizando, especificamente, o processo *Cold Metal Transfer* (CMT) convencional, analisar os efeitos do processo de deposição na microestrutura ao longo das camadas depositadas. Como objetivo principal, está a realização do ensaio metalográfico de amostras de 10, 20 e de 100 camadas para identificar quais microconstituintes configuram as fases presentes nas respectivas microestruturas e avaliar possíveis modificações microestruturais nas zonas de recristalização.

Como objetivo secundário, tem-se a realização do ensaio de microdureza Vickers a fim de correlacionar os valores encontrados para esta propriedade, ao longo das paredes depositadas e nas zonas de recristalização, à microestrutura das respectivas amostras e analisar sua influência. Dessa forma, ao final dos experimentos, será possível identificar os efeitos causados pelo processo de deposição a arco via CMT do arame ER70S-6 na respectiva microestrutura e, com os resultados, contribuir para que a manufatura aditiva continue impactando diferentes setores da indústria através da atualização e aperfeiçoamento das técnicas e de estudos científicos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 PROCESSOS DE SOLDAGEM

O processo de soldagem se distingue dos demais devido a versatilidade de atividades às quais pode ser empregado. A adesão dos metais e suas ligas, por exemplo, para duas ou mais peças, realiza-se por meio da fusão de ambas e da deposição de material sobre uma superfície, visando à recuperação de peças desgastadas ou para a formação de um revestimento com objetivo específico e características especiais (MACHADO, 1996, p. 2).

Contudo, somente no final do século XIX que o acesso às diferentes tecnologias de soldagem, próximas do que são hoje, se tornaram indispensáveis no que diz respeito aos processos de união para a fabricação de estruturas e equipamentos acompanhando o então novo formato em chapa do aço. E então, a partir da eclosão da Primeira Guerra Mundial, a soldagem consolidou-se como processo de fabricação, atraindo as indústrias devido a sua capacidade em atender de forma eficaz um grande leque de metais e ligas comerciais, nos diversos segmentos industriais de forma economicamente viável e ainda sob condições de trabalho controladas como uma fábrica ou adversas como estruturas marítimas ou elevadas (MARQUES, 2009, p. 24).

Dessa forma, ao intensificar a produção fabril, a necessidade em melhorar os processamentos foi um fator essencial para os novos métodos de soldagem que contribuíram de forma significativa para a elaboração de linhas de produção com qualidade, agilidade e reprodutibilidade (GONÇALVES et al, 2014).

A soldagem como é conhecida hoje ainda é uma construção de variados métodos para que se possam alcançar parâmetros satisfatórios para diferentes contextos, materiais e finalidades. A partir da figura 6 é possível visualizar como a tecnologia moderna para a união de metais multiplicou-se a partir da globalização, da convergência do conhecimento e de seu contínuo aperfeiçoamento.

Processo de soldagem	Abrev.	Inventor	Ano	Instituto	País
Soldagem por resistência		Elihu Thomson	1886-1900	Thomson Electric Welding	EUA
Soldagem oxicom bustível	OAW	Edmund Fouché, Charles Picard	1900		França
Soldagem aluminotermia	TW	Goldschmidt	1900	Goldschmidt AG	Alemanha
Soldagem a arco manual	MMA, SMAW	Oscar Kjellberg	1907	ESAB	Suécia
Soldagem por eletroescória	ESW	N. Bernardos	1908		Rússia
		R.K. Hopkins	1940		EUA
Soldagem plasma	PAW	Schonner, R.M. Gage	1950	Paton Welding Institute	UcrSSR
			1909	Basf	Alemanha
Soldagem TIG	TIG, GTAW	C.L. Coffin,	1953		EUA
			1920		EUA
Soldagem a arco com arame tubular	FCAW	H.M. Hobart e P.K. Devers	1941		EUA
		Stoody	1926		EUA
Soldagem de pinos (Stud Welding)			1930	New York Navy Yard	EUA
Soldagem MIG	MIG, GMAW	H.M. Hobart e P.K. Devers	1930	Airco & Battelle	
			1948	Memorial Institute	EUA
Soldagem a arco submerso	SAW	Robinoff	1930	National Cube Co.	EUA
Soldagem MAG	MAG, GMAW	Lyubavskii e Novoshilov	1953		USSR
Corte laser		Peter Houldcroft	1966	BWRA (TWI)	Inglaterra
Soldagem a laser	LBW	Martin Adams	1970		Inglaterra
Soldagem por fricção	FSW	Wayne Thomas e outros	1991	TWI	Inglaterra

Figura 6 – Origem dos Atuais Processos de Soldagem (WEMAN, 2005).

Quando se fala em digitalização da manufatura, que é o princípio da indústria 4.0, a automação do processo de soldagem e a tão presente utilização de robôs possuem como consequência direta melhorias na qualidade, garante reprodutibilidade, e assegura tempos de ciclo mais reduzidos o que auxilia ativamente na melhoria do controle da produção (GONÇALVES et al, 2014).

Com o objetivo de disseminar os benefícios da robotização, por meio da revista Mecatrônica Atual, Felizardo e Bracarense (2007) exemplificam a praticabilidade da utilização de um sistema robótico para soldagem orbital de tubulações:

“Qualidade: o controle dos parâmetros de soldagem durante o processo produz uma maior homogeneidade ao longo de todo o comprimento do cordão de solda ao redor do tubo, independentemente da posição de soldagem; Repetibilidade: o robô sempre produz soldas similares, aumentando a reprodutibilidade do processo; Economia: redução do retrabalho através do aumento da qualidade; Redução do tempo de trabalho: a possibilidade de otimização dos parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de soldagem, stick-out e ângulo da tocha) permitindo obter soldas de qualidade e cordões bastante longos, aumentando o tempo de arco aberto ininterruptamente.”(FELIZARDO; BRACARENSE, 2007, p. 23).

A possibilidade de assegurar que os parâmetros ideais sejam sempre utilizados é um fator significativo no que se refere à qualidade final de uma peça, tornando o processo de automação extremamente vantajoso, uma vez que um robô possui a capacidade de executar um mesmo processo muitas vezes durante longos períodos em ambientes com temperaturas nocivas para o trabalhador ou, como por exemplo, no caso da soldagem a arco submerso, ambiente que exige maiores esforços físicos, sem oferecer risco direto à integridade física do operador que passa a possuir a oportunidade de supervisionar o processo em local seguro e remoto, por meio de um sistema com telemetria capaz de fornecer dados simultâneos com precisões que influenciam plenamente para a qualidade do cordão. Visto que o grau de liberdade de um braço robótico proporciona uma grande versatilidade e assegura uma articulação essencialmente importante para o processo de soldagem industrial moderno, garantindo a uniformidade do deslocamento da tocha que uma produção em escala exige. (GONÇALVES et al, 2014).

2.1.1 PROCESSOS DE SOLDAGEM A ARCO APLICADOS NA INDÚSTRIA

Atribui-se a primeira observação do arco elétrico em condições controladas a Sir Humphrey Davy, no início do século XIX e o termo arco foi aplicado a este fenômeno em função de sua forma característica resultante da convecção dos gases quentes gerados pelo mesmo (FISCHER, 2011, p. 29).

O arco elétrico nada mais é do que uma forma especial de descarga de eletricidade entre dois eletrodos sustentados através de um gás ou vapor ionizado a alta temperatura, no qual, o eletrodo com polo positivo corresponde ao ânodo e o eletrodo com polo negativo ao cátodo, proporcionando a diferença de potencial (MACHADO, 1996, p. 24).

Por se tratar da fonte de calor mais utilizada na soldagem por fusão de materiais metálicos, o arco elétrico apresenta uma combinação ideal de características no que diz respeito à concentração adequada de energia para fusão localizada do metal base, sua facilidade de controle, o baixo custo relativo do equipamento e a segurança em relação aos riscos à saúde de seus operadores. Comparando as vantagens e limitações, observa-se que os processos de soldagem a arco possuem grande importância industrial na atualidade o que é possível visualizar na fabricação dos mais variados componentes e estruturas metálicas e em manutenções responsáveis pela recuperação de peças danificadas e/ou desgastadas (MARQUES et al, 2009, p. 51).

Para Marques et al (2009, p.21) os processos de soldagem a arco, cuja fonte de energia utilizada é o arco elétrico, têm sido os de maior importância industrial na atualidade. O material fundido possui tendência de reação em relação aos gases da atmosfera, por isso a maioria dos

processos de soldagem por fusão necessita da utilização de algum meio de proteção para minimizar essas reações. Dessa forma, a Figura 7 descreve as principais características dos processos de soldagem a arco mais explorados pela indústria.

PROCESSO DE SOLDAGEM	FONTE DE CALOR	TIPO DE CORRENTE E POLARIDADE	AGENTE PROTETOR	CARACTERÍSTICAS	APLICAÇÕES
ARCO SUBMERSO	ARCO ELÉTRICO	CONTÍNUA OU ALTERNADA. ELETRODO +	ESCÓRIA	AUTOMÁTICA/MECANIZADA OU SEMIAUTOMÁTICA. O ARCO ARDE SOB UMA CAMADA DE FLUXO GRANULAR.	SOLDAGEM DE AÇOS CARBONO, BAIXA E ALTA LIGA. ESPESSURA \geq 10MM. POSIÇÃO PLANA OU HORIZONTAL DE PEÇAS ESTRUTURAIS, TANQUES, VASOS DE PRESSÃO ETC.
ELETRODO REVESTIDO	ARCO ELÉTRICO	CONTÍNUA OU ALTERNADA. ELETRODO + OU -	ESCÓRIA E GASES GERADOS	MANUAL. VARETA METÁLICA RECOBERTA POR CAMADA DE FLUXO.	SOLDAGEM DE QUASE TODOS OS METAIS, EXCETO COBRE PURO, METAIS PRECIOSOS, REATIVOS E DE BAIXO PONTO DE FUSÃO. USADO NA SOLDAGEM EM GERAL.
ARAME TUBULAR	ARCO ELÉTRICO	CONTÍNUA. ELETRODO +	ESCÓRIA E GASES GERADOS OU FORNECIDOS POR FONTE EXTERNA. EM GERAL CO ₂	AUTOMÁTICO OU SEMIAUTOMÁTICO. O FLUXO ESTÁ CONTIDO DENTRO DE UM ARAME TUBULAR DE PEQUENO DIÂMETRO.	SOLDAGEM DE AÇOS CARBONO, BAIXA E ALTA LIGA, COM ESPESSURA \geq 1MM. SOLDAGEM DE CHAPAS, TUBOS ETC.
MIG/MAG	ARCO ELÉTRICO	CONTÍNUA. ELETRODO +	ARGÔNIO OU HÉLIO, ARGÔNIO + O ₂ , ARGÔNIO + CO ₂ , CO ₂	AUTOMÁTICA/MECANIZADA OU SEMIAUTOMÁTICA. O ARAME É SÓLIDO.	SOLDAGEM DE AÇOS CARBONO, BAIXA E ALTA LIGA, NÃO FERROSAS, COM ESPESSURA \geq 1MM. SOLDAGEM DE TUBOS, CHAPAS ETC. QUALQUER POSIÇÃO.
TIG	ARCO ELÉTRICO	CONTÍNUA OU ALTERNADA. ELETRODO -	ARGÔNIO, HÉLIO OU ARGÔNIO + HIDROGÊNIO	MANUAL OU AUTOMÁTICA. O ARAME É ADICIONADO SEPARADAMENTE. ELETRODO NÃO CONSUMÍVEL DE TUNGSTÊNIO. O ARCO É CONSTRITO POR UM BOCAL.	SOLDAGEM DE TODOS OS METAIS, EXCETO ZN, BE E SUAS LIGAS, ESPESSURA ENTRE 1 E 6MM. SOLDAGEM DE NÃO FERROSOS E AÇOS INOX. PASSE DE RAIZ DE SOLDAS EM TUBULAÇÕES.
PLASMA	ARCO ELÉTRICO	CONTÍNUA. ELETRODO -	ARGÔNIO, HÉLIO OU MISTURAS DESTES.	MANUAL OU AUTOMÁTICA. ELETRODO NÃO CONSUMÍVEL DE TUNGSTÊNIO. O ARAME É ADICIONADO SEPARADAMENTE.	TODOS OS METAIS IMPORTANTES EM ENGENHARIA, EXCETO ZN, BE E SUAS LIGAS, COM ESPESSURA DE ATÉ 1,5MM. PASSES DE RAIZ.

Figura 7 – Principais Processos de Soldagem a Arco (Adaptado de MARQUES et al, 2009, p.22).

2.1.2 PROCESSOS DE SOLDAGEM GMAW

No processo GMAW: MIG (*Metal Inert Gas*) e MAG (*Metal Active Gas*), a soldagem realizada pelo arco elétrico ocorre entre um arame maciço nu, continuamente alimentado, e a peça base, sua proteção e da poça de fusão é realizada por um gás que flui pelo bocal, concentricamente com o arame. Os gases, chamados inertes, utilizados geralmente são o argônio e o hélio ou utilizam-se os denominados ativos, ou oxidantes, como o dióxido de carbono, sua combinação com argônio (CO₂+ argônio) ou O₂+ argônio entre outras combinações desses três gases. Devido a tecnologia adquirida pela indústria 4.0, trata-se de um processo adequado para a robotização

visto que sua operação pode ser automática ou semiautomática, possibilitando a soldagem de ligas ferrosas e não ferrosas. Sua automação é eficaz devido ao fato de que esse processo, quando adequadamente ajustado, permite que a solda ocorra em todas as posições, possui ótima estabilidade quanto ao arco, o que produz baixa quantidade de escória devido ao não envolvimento de fluxo, permitindo, em determinadas ocasiões, que haja passes sucessivamente depositados sem a necessidade de limpeza prévia (MARQUES et al, 2009, p. 233).

Na figura 8 é possível visualizar a esquematização de um processo tradicional MIG/MAG como é denominado no Brasil.

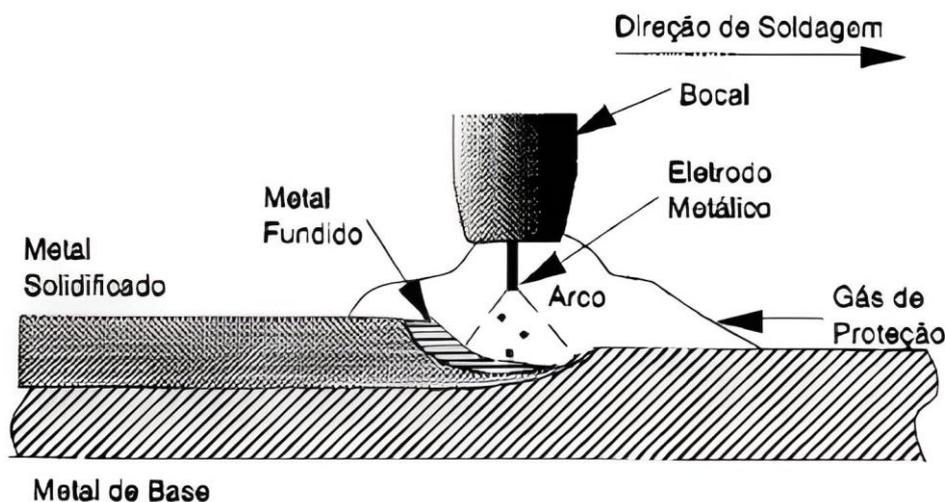


Figura 8 – Esquemático da soldagem MIG/MAG (Adaptado de NERIS, 2012).

Diante disso, a corrente contínua é o tipo de corrente mais usada no processo de MIG/MAG com um eletrodo consumível conectado ao ânodo da máquina e a peça do metal base no cátodo. Neste caso, a interação da densidade de corrente com o campo magnético produzido pela corrente elétrica do processo provoca a típica forma cônica ou de sino do arco como observado na figura 8, tanto para polaridades direta quanto para reversa. O transporte da eletricidade dentro do gás ionizado ocorre exclusivamente quando a quantidade das cargas elétricas (elétrons e íons) for suficiente, devido a mobilidade dos elétrons, estes são os responsáveis pela maior parte do transporte da corrente. A emissão dos elétrons acontece no cátodo e diversos mecanismos podem operar e ser responsáveis para seu trânsito, por isso, pela diferença de potencial, os elétrons são acelerados para o ânodo. Dessa forma, a relação entre tensão e corrente a partir de um comprimento constante de arco é conhecida como característica estática, já a curva característica no processo é uma função do comprimento do arco, composição do gás de proteção e material do eletrodo (FISCHER, 2011, p. 29).

Para o alumínio e suas ligas os processos de soldagem mais utilizados na indústria são o gás inerte de tungstênio (TIG) e a própria MIG/MAG. Contudo, na fabricação de carrocerias para o setor automotivo, o segundo processo está entre as tecnologias de junção mais significativas para o material citado (BRUMM et al, 2015).

Depende-se do ajuste das faixas de potência para gerar diferentes tipos de arco a partir dos níveis de potência ascendentes, então essas variações podem ser denominadas como curto, transitório, spray, longo ou arco de rotação. No entanto, os processos MIG/MAG em geral com arco curto, produzem respingos, e a partir do controle da corrente, modulação e tensão corretas e por meio das modernas fontes de energia, que podem ser controladas por computador em decorrência da tecnologia 4.0, se faz possível realizar essa soldagem, hoje, com o mínimo de respingos possíveis (BRUMM et al, 2015).

2.1.3 MIG/MAG PULSADO

No que diz respeito às derivações do processo do tipo MIG/MAG, Praveen et al. (2006) aborda modificações do método MIG/MAG como o MIG/MAG pulsado. A metodologia pulsada

é amplamente utilizada no processo de soldagem a arco elétrico para a junção de chapas finas, especialmente de alumínio, a corrente utilizada é contínua e varia periodicamente entre os valores de base e os de pico e seguindo os demais parâmetros de um processo MIG/MAG comum conforme é ilustrado na Figura 9 (PRAVEEN et al, 2006).

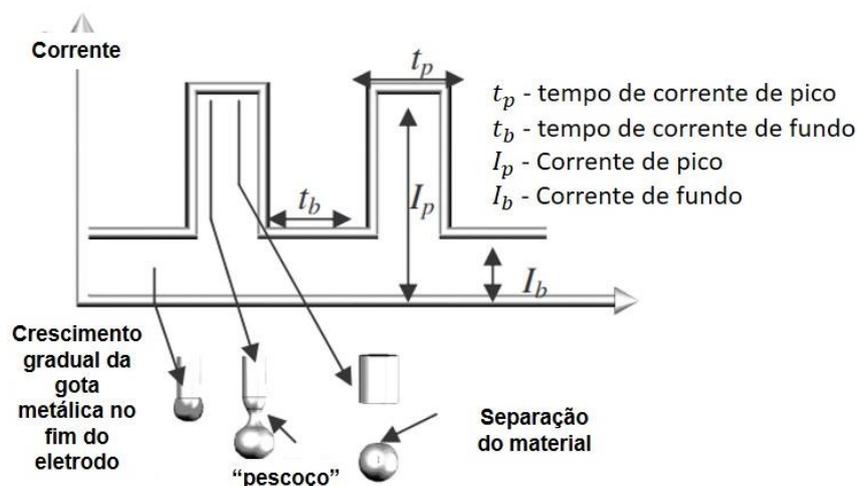


Figura 9 – Formato da corrente pulsada (Adaptado de PRAVEEN et al, 2006).

O desenvolvimento da tecnologia de arco pulsado se deu no início da década de 60 na Inglaterra pelo Instituto de Soldagem (TWI- *The Welding Institute*) com a finalidade de soldar alumínio com gás de proteção de argônio, o objetivo era alterar a corrente com uma frequência determinada entre dois níveis durante o processo. Um nível de alta energia na faixa de corrente para transferência do metal por spray e um nível de baixa energia como transferência por curto-circuito, para o controle da energia durante o processo para provocar uma transferência controlada sem respingos. Portanto, a finalidade era transferir, a partir de cada pulso da corrente, uma gota de metal fundido do eletrodo para a poça de fusão, ação também conhecida como UGPP – uma gota por pulso (FISCHER, 2011, p. 45). As vantagens do processo são exemplificadas como (ANDERSON, 1996):

- Aplicável numa larga faixa de potência de soldagem, para chapas finas e grossas;
- Soldagem e brasagem de vários materiais como, por exemplo: aço comum, aço inoxidável e alumínio;
- Transferência do metal sem curto-circuito e sem formação de respingos;
- Alta qualidade das propriedades mecânicas e das características visuais da solda;
- Possibilidade de reduzir a energia dentro do processo em comparação com arco spray;
- Aumento da velocidade de soldagem em comparação com transferência por curto-circuito e globular;
- Aplicação de arames com maior diâmetro na soldagem de chapas finas.

Por outro lado, quanto às limitações, a tecnologia de transferência pulsada não pôde ser aplicada na indústria, por causa da dificuldade do ajuste da grande quantidade de parâmetros de soldagem. Em especial, a complexidade do método, o número dos parâmetros, o alto custo do equipamento (máquina e tocha de soldagem) e a necessidade de tochas refrigeradas a água para aguentar grandes ciclos de trabalho, além da até então dissociação com a tecnologia sinérgica, contribuíram para seu uso tardio em ambientes fabris (FISCHER, 2011, p. 47).

Estudos sobre a penetração da solda para os processos MIG/MAG ainda são escassos, por isso, Bai et al (2017), por meio de tecnologias de sensoriamento tem estudado formas de julgar e controlar o início da penetração para o modo P-GMAW a partir do uso dos sinais elétricos, como os parâmetros de tensão e corrente, que são facilmente obtidos e manipulados. Na Figura 10 é possível visualizar os diferentes status de penetração do estudo já publicado.

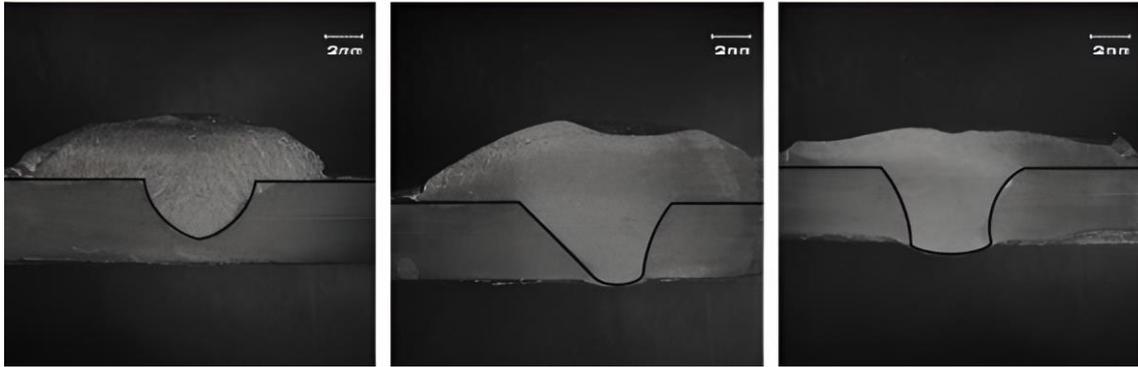


Figura 10 – Diferentes status de penetração de soldagem pulsada (BAI et al, 2017).

Algoritmos têm sido associados a esta linha sinérgica básica para compensar fatores como mudanças em resistência elétrica e a não-linearidade da relação entre frequência de pulso e tamanho da poça de solda. Fabricantes de sistemas de controle de formas de onda adaptaram estas linhas, formas de pulso e algoritmos de suporte para melhorar ainda mais o desempenho do processo pulsado. Embora, na prática, os princípios subjacentes sejam bem estabelecidos, a otimização do método pode ainda envolver a determinação de muitos parâmetros individuais e os detalhes permanecem, muitas vezes, específicos de fábrica para cada equipamento o que dificulta avanços para a tecnologia. (NORRISH, 2017).

2.1.4 PROCESSO CMT

A soldagem via CMT é um processo de soldagem MIG modificado com base no processo de transferência por curto-circuito desenvolvido pela Fronius, na Áustria em 2004. Este processo difere do processo de soldagem MIG/MAG pelo tipo de método de corte por gota mecânica não encontrada anteriormente como é possível observar na nas seções transversais da figura 11. Este método proporciona um controle de deposição de material e baixo aporte térmico ao incorporar um inovador sistema de alimentação de arame acoplado a um controle digital de alta velocidade. A taxa de alimentação do arame e a fase de ciclo são controladas para gerar energia suficiente para fundir tanto o material de base quanto a gota de deposição. Existem duas características principais do processo CMT:

- O ponto de curto-circuito com baixa corrente correspondente a uma baixa entrada de calor;
- A ocorrência do curto-circuito de forma controlada e estável.

É relatado que o modo de desprendimento de gotas do processo CMT é sem o auxílio da força eletromagnética comparada ao processo MIG convencional, portanto, o respingo tende a diminuir. Aponta-se então que o método é especialmente adequado para soldagem de chapas finas de ligas de alumínio devido ao baixo aporte de calor e à ínfima deformação. Novos estudos concentram-se na aplicação para união de diferentes ligas devido ao baixo aporte de calor, o que restringe a formação de frágeis compostos intermetálicos (SELVI et al, 2018).

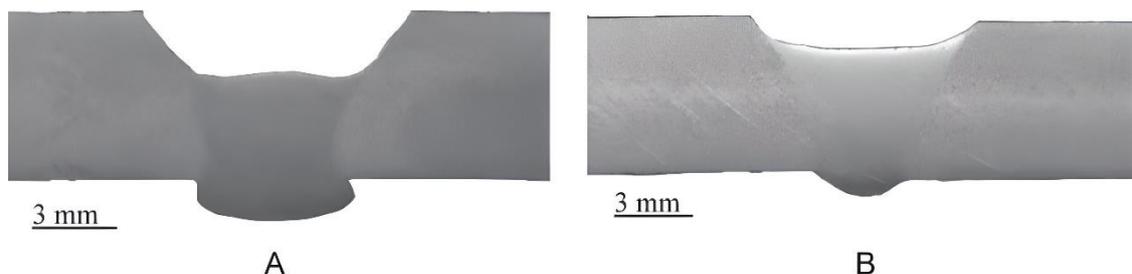


Figura 11 – Comparação da seção transversal de soldagens mecanizadas sob mesmos parâmetros em: A – MIG convencional e B – MIG-CMT (DUTRA et al, 2013).

No processo CMT, quando a gota na ponta do fio do eletrodo faz contato com a poça de fusão, o controle digital do processo faz com que o fio se retraia promovendo a transferência de gotículas que é descrita na Figura 12. Durante a transferência de metal, a corrente cai para quase zero para que a geração de respingos seja evitada. Assim que é concluída a transferência de metal, o arco é reacendido e o fio é alimentado mais uma vez com o refluxo da corrente de solda. Um ciclo típico de sinal elétrico de soldagem “a frio”, em comparação ao processo MIG/MAG tradicional, pode ser definido no período necessário para depositar uma gota de eletrodo fundido na poça da solda (SELVI et al, 2018).

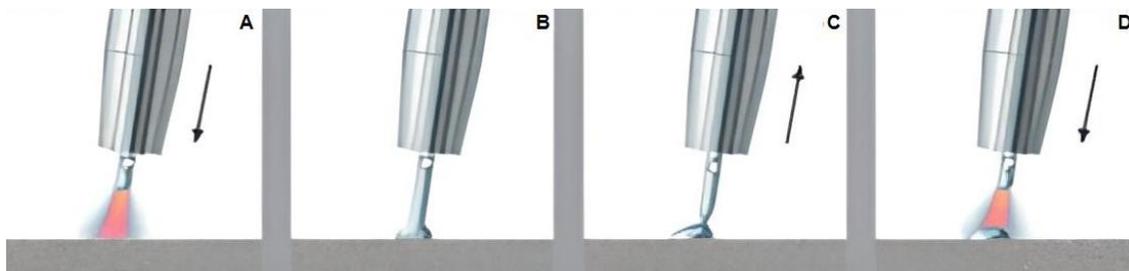


Figura 12– Fases da transferência de metal pelo método CMT (Adaptado de FRONIUS, 2017).

Durante a fase de tocha, representada no passo A da Figura 12, o material depositado é movido para o “banho de solda”. E então no passo B durante a imersão do material adicionado, o arco voltaico é interrompido e a corrente de soldagem é reduzida. Em C há o movimento de recolhimento do arame o que auxilia na soltura de pingos durante o curto-circuito e a corrente é mantida baixa durante a interrupção do processo. Por fim, em D o movimento do arame é invertido e o processo inicia-se novamente (FRONIUS, 2017).

Um típico ciclo de sinal elétrico da solda de curto-circuito é dividido em três fases e define-se como o período necessário para se depositar uma gota do eletrodo derretido na poça de solda. As três etapas são descritas como:

- I. Corrente de Pico: Esta é uma tensão de arco constante que responde a um alto pulso de corrente causando facilmente a ignição do arco de solda e depois aquece o eletrodo de arame para formar gotículas.
- II. Corrente de Fundo: A fase corresponde à corrente de alívio. A corrente é diminuída para evitar a transferência globular da pequena gota de líquido formada na ponta do fio. Esta fase continua até que ocorra um curto-circuito.
- III. Curto-Circuito: Nesta fase, a tensão do arco é reduzida. Ao mesmo tempo, há o sinal de retorno para o alimentador do arame, o que dá ao arame uma força de tração traseira, aliada a tensão superficial na poça. Esta fase auxilia no rompimento do metal líquido e na transferência de material para a poça de fusão.

Dessa forma a análise da forma de onda de corrente e tensão se faz essencial para o estudo da distribuição de energia das diferentes fases do processo de transferência das gotículas como é possível observar no gráfico com os formatos de onda da Figura 13 (SELVI et al, 2018).

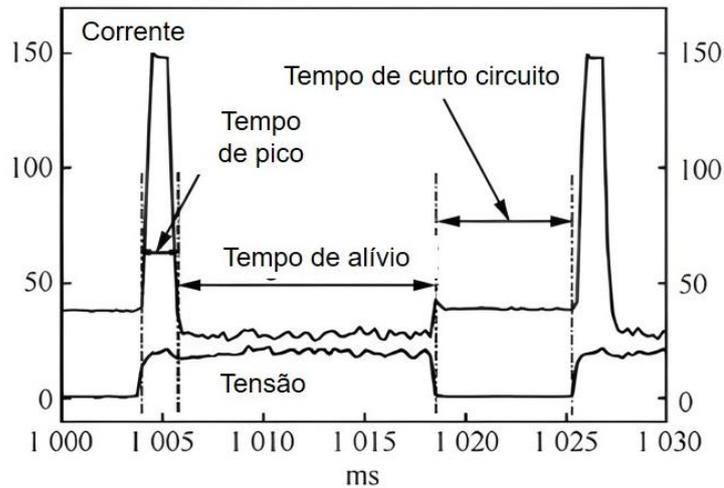


Figura 13 – Formato de ondas de corrente e tensão de um processo CMT (Adaptado de SELVI et al, 2018).

No entanto, uma comparação entre os processos CMT e pulsado foi realizada por Pickin et al (2010) em um ensaio com ambos os processos numa placa de Al-2024 gerando os cordões da Figura 14. Diferenças significativas na deposição são evidentes para ambos os processos visto que as soldas CMT apresentaram uma diluição cada vez menor, ao passo que há o aumento da altura de reforço a cada passe sucessivo de solda. Em contraste, os resultados da solda por pulso mostraram uma maior quantidade de diluição uniforme da solda, indicando uma desvantagem do CMT convencional, contudo com uma altura reduzida, ao contrário da figura 14a (PICKIN et al, 2010).

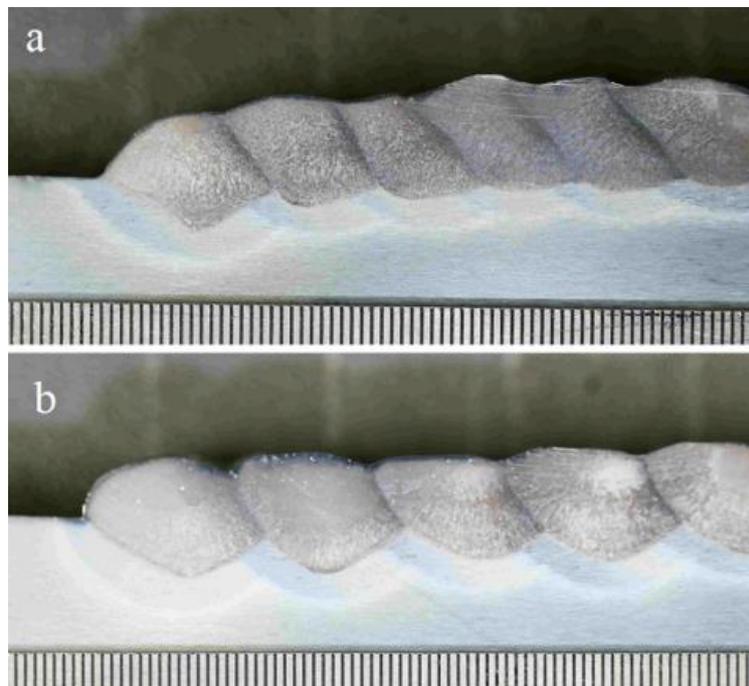


Figura 14 – Cordões de Solda (a) Processo CMT e (b) Processo Pulsado (PICKIN et al, 2010).

2.2 MANUFATURA ADITIVA

Um novo princípio de processo de fabricação vem ganhando força desde o final dos anos 1980, a manufatura aditiva (MA) trata do uso de tecnologia para a produção de componentes a partir da adição sucessiva de diversos tipos de material em forma de camadas, com informações obtidas a partir de uma representação geométrica computacional 3D do componente, o sistema

CAD (*Computer-Aided Design*). Enquanto que por processos convencionais a produção de uma única peça de geometria considerada complexa, se faz, em sua maioria, necessária a utilização de diferentes máquinas, ferramenta específico e de divergentes processos de usinagem e de acabamento até se alcançar o produto final esperado, a manufatura aditiva permite, principalmente, a redução do número de etapas e de processos numa linha de produção, assegura a economia de material, e auxilia na reprodutibilidade desde pequenas a grandes quantidades (RODRIGUES et al, 2016).

A manufatura aditiva via impressão 3D possibilita para a indústria, de forma rápida e acessível, a fabricação de peças dos mais variados tipos de materiais como cerâmicas, ligas metálicas, metais e polímeros. A acessibilidade ocorre devido à facilidade em controlar os parâmetros do método assim como das máquinas que atendem quaisquer modelagens e códigos computacionais advindos de um CAD, além disso, a economia de matéria prima e o alívio de peso decorrentes da restrita inserção de material para confecção da peça proposta é um fator decisivo para os setores aeronáutico, aeroespacial e automotivo assim como seu posterior custo benefício (GOMES & BARBOSA, 2020).

A relação de forma mais direta entre a modelagem 3D em software e a produção é uma das grandes vantagens no que diz respeito à produção realizada por adição de material (RODRIGUES et al., 2019). Normalmente para este método a estratégia inicial baseia-se em transformar o componente 3D obtido no CAD em um componente 2D através do fatiamento que consiste na sua divisão em camadas para se realizar a deposição (DING; PAN, 2014).

No entanto, a complexidade da geometria do componente pode influenciar nesse processo de fatiamento o tornando menos simplificado e então faz-se necessário uma análise mais aprofundada e um planejamento mais refinado do fatiamento do modelo em questão. Segundo Singh et al (2009), a escolha correta da orientação do componente sobre a “cama” do maquinário, pode facilitar a deposição e contribuir para a otimização do trajeto. Depois de determinada a posição do componente, analisa-se o projeto computacional para determinar o volume que pode ser depositado em certa direção, e caso não seja possível completar o depósito em uma só direção, buscam-se mais direções de deposição. No entanto, existem casos em que não há uma posição viável para deposição, e para este contexto utiliza-se um suporte, que consiste em desenhar a peça juntamente com uma base de sacrifício, que posteriormente será retirada, com o objetivo de viabilizar sua fabricação como a Figura 15 permite visualizar.



Figura 15 – Peça metálica impressa com suporte (LWT SISTEMAS, 2019).

Para Karapatis et al (1998), todo componente fabricado a partir da manufatura aditiva baseia-se nas seguintes etapas:

1. Elaboração do modelo da peça a ser produzida em ambiente virtual, concebido por algum software CAD, representando-o numa superfície sólida em 3D;
2. Converte-se o formato da modelagem para um formato reconhecido pelas impressoras, (o formato padrão de reconhecido pelas tecnologias de manufatura aditiva é o STL, *Standard Tessellation Language* ou *Standard Triangulation Language*), onde a superfície da futura peça é fatiada, contendo informações para a deposição de cada camada;

3. Para máquinas com software próprio, estipula-se a quantidade de peças a imprimir, assim como se determina o tamanho correto, orientação e posicionamento para então o arquivo da peça ser enviado a estes softwares;
4. Configurar os parâmetros da impressora e fonte de manufatura aditiva como a altura das camadas, bico ou tocha, velocidade e etc, devem ser escolhidos antes de iniciar a impressão;
5. O arquivo final após passar pelo software próprio é encaminhado à impressora, dando início da deposição da peça;
6. Após a completa construção da peça, esta deve ser removida da mesa cuidadosamente;
7. Inicia-se o acabamento final com a remoção dos resíduos provenientes do material utilizado para fabricar a peça e para algumas necessidades pré-determinadas, um tratamento adicional é necessário, através da aplicação de substâncias ou procedimentos térmicos específicos na superfície da peça.

No que diz respeito à impressão de componentes por MA, a norma ISO/ASTM 52900 (ISO ASTM, 2015) da *American Society for Testing and Materials* é a responsável por restringir o método a sete categorias distintas, contudo, para metais e suas ligas são somente aplicáveis quatro: Binder Jetting, Direct Energy Deposition, Power Bed Fusion e Sheet Lamination.

2.2.1 BINDER JETTING

Ocorre em temperatura ambiente, no qual o pó de metal é impresso, camada por camada, utilizando-se um agente aglutinante que faz a ligação de uma camada na outra, permitindo a impressão tridimensional com pós processamento por Infiltração ou Sinterização. Este método contribui com peças finais com custo de fabricação reduzido e alta capacidade de reprodução, um exemplo está na figura 16 referente a parceira da empresa FORD com a empresa de manufatura aditiva ExOne para prototipar e patentear inovações para o setor (ISO ASTM 52900, 2015).

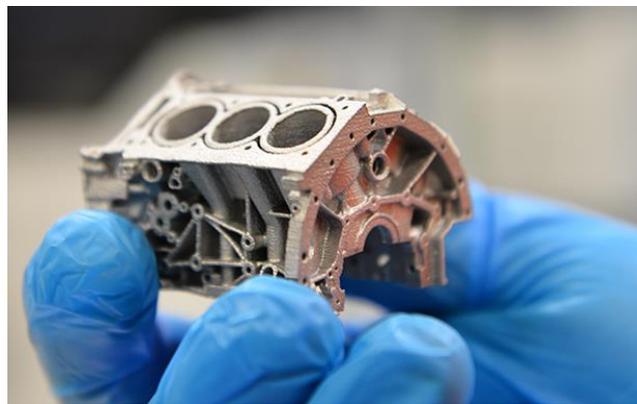


Figura 16 – Protótipo de um bloco do motor em alumínio 6061 para empresa FORD (EXONE, 2021).

2.2.2 DIRECT ENERGY DEPOSITION

Formada por um braço multi-eixo que, através do bocal, funde o material metálico e o deposita sobre uma superfície, a técnica de revestimento consiste em utilizar um pó metálico, que é fundido por um feixe de laser ou uma tocha de plasma com o objetivo de reparar peças ou adicionar metal a peças fabricadas como é possível visualizar na Figura 17. Enquanto a de soldagem utiliza arames metálicos em vez de pó, que é derretido e se liga às camadas anteriores através do processo de soldagem, utilizada para componentes que exigem resistência estrutural, pois produz peças com alta resistência e há grande diversidade quanto aos materiais que podem ser empregados (ISO ASTM 52900, 2015).

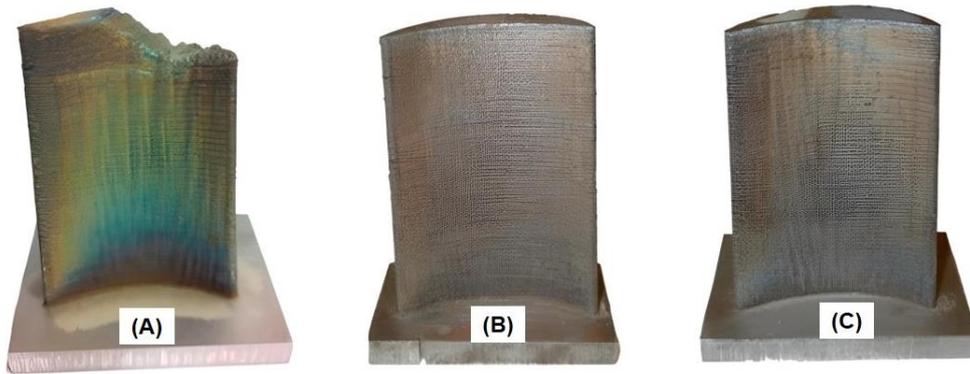


Figura 17 – Lâmina de turbina danificada (A) e reparada (B, C) por *direct energy deposition* (Adaptado de WILSON et al, 2014).

2.2.3 POWDER BED FUSION

Utiliza um feixe a laser para fundir regiões que se encontram em um “leito” com pó metálico, essa tecnologia é utilizada em produções de peças complexas e em lotes pequenos, cuja necessidade é a precisão dimensional, especialmente para áreas aeroespaciais, e na indústria automobilística para veículos de competição. Na Figura 18 é possível visualizar a ação do laser fundindo o pó metálico no formato da peça pretendida.

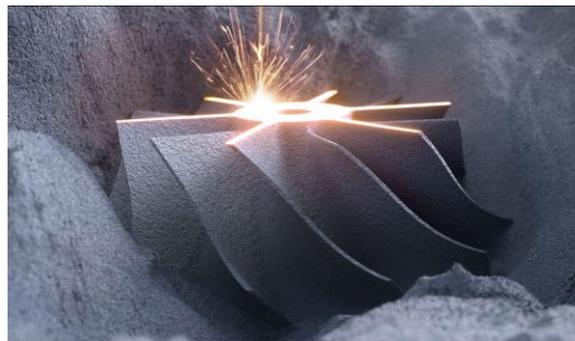


Figura 18 – Fusão a laser do pó metálico (ALEXANDREA, 2019).

2.2.4 SHEET LAMINATION

Possui como destaque a técnica de manufatura aditiva ultrassônica, a qual utiliza “folhas” de metal para a fabricação de componentes, conforme figura 19. A união entre as “folhas metálicas” é feita através de soldagem ultrassônica (ISO ASTM 52900, 2015), o que proporciona o baixo custo e a minimiza reações químicas, contudo, os componentes fabricados através da laminação não são aplicáveis em áreas estruturais, pois possuem baixa resistência estrutural.

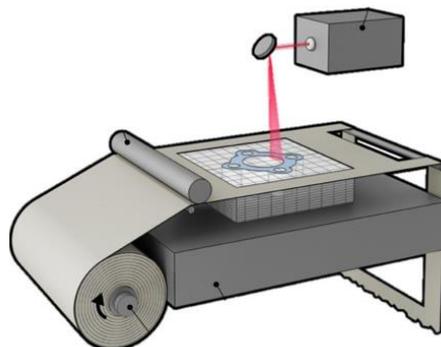


Figura 19 – Processo de manufatura aditiva por sheet lamination (Adaptado de MANUFACTURING GUIDE, 2021).

A seleção do processo a ser utilizado está fortemente interligada com a escolha do material uma vez que determinadas ligas podem apresentar maior ou menor facilidade de processamento. O acesso a essas características são fornecidos pelos estudos de soldagem visto que pesquisas exclusivas sobre manufatura aditiva, mesmo que seja um tópico em ascensão no mundo, ainda são escassas. Segundo a *European Powder Metallurgy Association*, entre os materiais metálicos já explorados pela técnica de manufatura aditiva estão as ligas de aço, alumínio, cobalto, níquel, titânio e metais preciosos (ALBERTI et al, 2014).

A geometria a ser fabricada também possui grande influência em relação à seleção do processo a ser utilizado na manufatura aditiva. Para um *design* complexo, como na figura 20, cujas taxas de deposição necessitam ser reduzidas, optam-se pelos processos a laser, feixe de elétrons e micro-plasma. Em contrapartida, para componentes com grandes dimensões indicam-se processos com maiores taxas de deposição como o de soldagem a arco (ALBERTI et al, 2014).

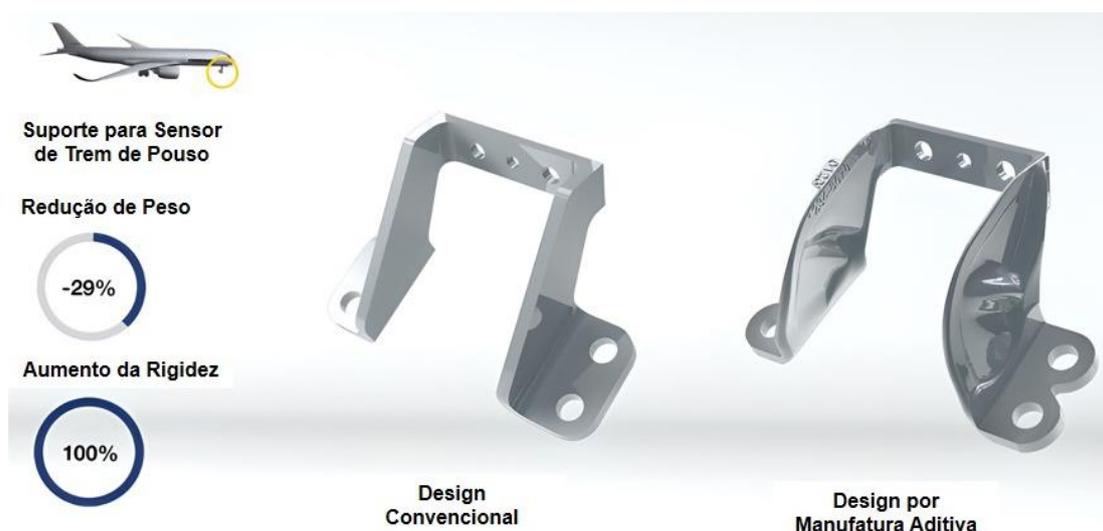


Figura 20 – Suporte para sensor do trem de pouso do Airbus. (Adaptado de LIEBHERR, 2019).

A Figura 20 permite a comparação entre o modelo de suporte desenvolvido de forma convencional e o modelo produzido por manufatura aditiva, indicando que essa mudança permitiu a redução de 29% de peso para o componente e aumento de 100% quanto à rigidez segundo a Liebherr-Aerospace com aprovação da fabricante europeia de aeronaves.

No entanto, para Gomes e Barbosa (2020), indústrias como a aeronáutica e automobilística dependem da solução de alguns desafios e protocolos para assegurar a implementação desta técnica em suas linhas de produção como:

1. Reprodutibilidade de qualidade dos componentes;
2. Protocolo para pós-processamento;
3. Remoção de quaisquer tensões residuais para a redução de fadiga;
4. Métodos de inspeção e ensaios não destrutivos;
5. Estudo e monitoramento das propriedades mecânicas dos materiais;
6. Projetos desenvolvidos exclusivamente para fabricação via manufatura aditiva, prevendo o fatiamento, por exemplo;
7. Certificação de matérias-primas (como eletrodos) e processos por parte da autoridade dos setores e seus respectivos órgãos fiscalizadores (ANAC, SAE).

A tabela 1 sintetiza como empresas de prestígio têm absorvido a técnica de manufatura aditiva para componentes essenciais de seus produtos e projetos a fim de aproveitar a otimização de grande parte dos fatores agregados a uma linha de produção.

Tabela 1 – Empresa VS Componentes Fabricados por Manufatura Aditiva (Adaptado de ALGARDH, 2017; BRAMM, 2017; GOMES e BARBOSA, 2020).

Empresa	Tipo de Componente
GE AVIATION	Bicos de combustível do motor Leap 1 ^a
Boeing	Peças em Ti6Al4V
Airbus	Parede divisória de aeronave
Comac	Longarina de asa
LiebherrAerospace	Válvulas hidráulicas
Honeywell	Componentes para motor

A indústria aeroespacial tem investido no uso de ligas metálicas diferentes das utilizadas em processos de fabricação tradicionais uma vez que muitas dessas ligas não são as mais adequadas para as aplicações em questão, além de possuírem desafios no processamento de manufatura aditiva devido a suscetibilidade à formação de trincas, porosidade, oxidação e outras propriedades indesejadas. Exemplos disso incluem estudos para a introdução de ligas de alumínio personalizadas, como 7A77, 6061-RAM2, AlSi10Mg, entre outras que oferecem alta resistência e fabricações bem-sucedidas em comparação com as que geram trincas (Altiparmak et al, 2021; Aboulkhair et al, 2019; Essop et al, 2019; Waller et al, 2019).

A NASA segundo Katsarelis (2019) reconhece a necessidade de ligas avançadas para MA e iniciou o desenvolvimento das ligas de cobre GRCop84 e GRCop-42 para uso em aplicações de alto fluxo de calor, além da liga superliga NASA HR-1 à base de ferro para uso em ambientes com hidrogênio em alta pressão.

2.2.5 MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO

A manufatura aditiva por deposição a arco (MADA) trata-se de um dos processos de *Direct Energy Deposition* devido a fabricação que integra as características da manufatura aditiva (adição de material), e da tradicional tecnologia de soldagem, dessa forma, seu processo de deposição utiliza matéria-prima na forma de arame e o arco elétrico como fonte de energia (HACKENHAAR, 2020).

O desenvolvimento de peças por WAAM (*Wire and Arc Additive Manufacturing*) é obtida a partir da sobreposição sucessiva de camadas de deposição do arame de metal fundido, sendo a fusão proporcionada pelo processo de soldagem a arco (KÖHLER et al, 2019). Este método é reconhecido por sua capacidade em fabricar componentes metálicos personalizados, em larga escala, com investimento de instalação relativamente baixo (DING et al. 2015) e por ser um dos métodos de manufatura aditiva mais eficientes segundo Williams et al. (2015).

Contudo, existem diferentes opções para arcos elétricos, como MIG/MAG que utiliza o arame como eletrodo consumível e o arco elétrico é formado entre o próprio eletrodo e o material de base, comumente de modo perpendicular, além disso, a transferência pode ocorrer por curto-circuito, globular, spray e spray pulsado (DING, 2011). Na figura 21a é possível visualizar um esquemático de deposição de material por MIG/MAG enquanto nas figuras 21b e 21c trata-se das deposições por TIG e PAW, respectivamente.

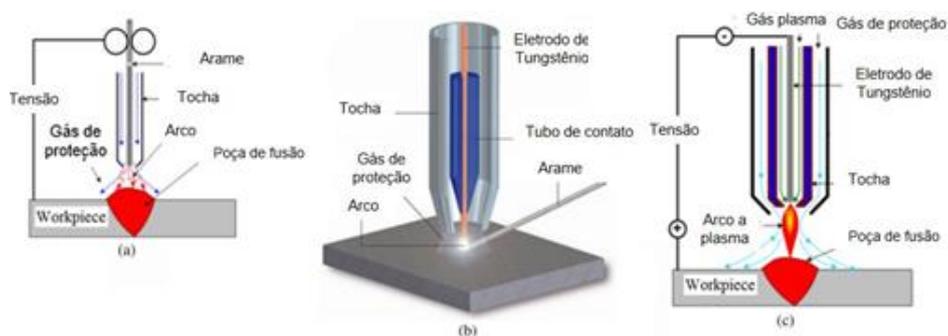


Figura 21- Esquemático de deposição a arco por (a) MIG/MAG, (b) TIG e (c) PAW (Adaptado de DING, 2015).

No entanto, ao comparar as demais deposições a arco com o processo MIG/MAG, cuja entrada de energia e alimentação de material através do eletrodo de arame consumível são simultâneas, em contrapartida, o eletrodo não consumível de tungstênio, que é utilizado por TIG e PAW e possuem a orientação da alimentação do arame variável, afetando a qualidade da deposição do material quanto a sua estrutura e sua precisão. Nesse sentido, o processamento por GMAW oferece maiores vantagens quanto a produtividade e ao grau de automação (KÖHLER et al, 2019).

Dessa forma, a manufatura aditiva por deposição a arco como do tipo TIG, figura 22, é realizada com a adição de um arame ou de determinadas combinações de eletrodos que satisfaçam as necessidades mecânicas do componente a ser fabricado por meio da sobreposição sucessiva de camadas até o resultado final esperado.

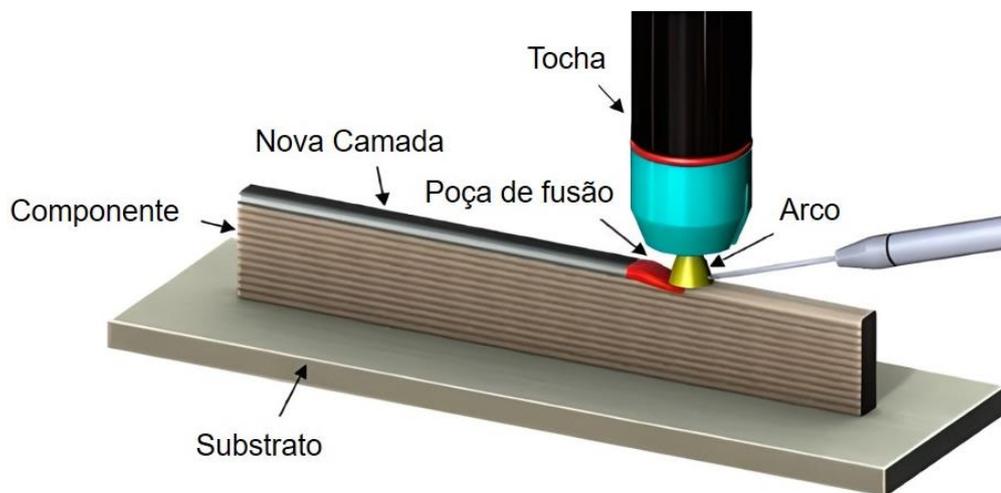


Figura 22 - Representação da Manufatura Aditiva por deposição a arco (Adaptado de MCANDREW et al. 2018).

2.2.6 MANUFATURA ADITIVA VIA CMT

A tecnologia CMT ou transferência metálica a frio, no português, trata-se de uma adaptação do processo de soldagem MIG/MAG desenvolvida pela empresa Fronius (FRONIUS, 2017) cuja patente foi registrada em 2004. O processo CMT utiliza o controle da transferência por curto-circuito e possui um destacamento da gota facilitado através da retração do arame quando o curto-circuito é detectado, o que é sua principal diferença e inovação em relação a outros métodos de manufatura aditiva. Tal retração permite que, sem aumento de corrente, a gota se destaque da poça de fusão, similar ao que ocorre na transferência por curto-circuito convencional, promovendo menor quantidade de calor aportada (SELVI et al. 2018).

A estabilidade térmica do arco elétrico também é assegurada devido à capacidade de detecção do comprimento do arco elétrico e seu ajuste mecânico o que minimiza a ocorrência de respingos, e torna o processo menos suscetível a irregularidades na superfície visto que a transferência metálica é possibilitada de ocorrer a uma constante frequência e sob mesma energia elétrica (KAH et al, 2013).

Na figura 23 é possível verificar o aspecto de um componente de metal fabricado pela deposição via CMT e a qualidade da peça final após passar por usinagem. Em (A) observa-se a sobreposição das camadas depositadas pelo processo CMT, (B) demonstra a diferença entre o componente com acabamento via usinagem e sem e em (C) vê-se a peça em sua versão final.

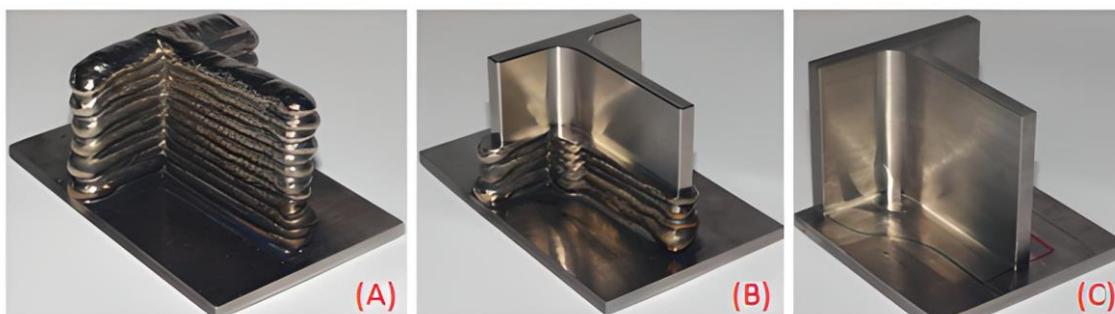


Figura 23 – Componente metálico fabricado a partir de deposição de material via processo CMT (Adaptado de FRONIUS, 2019).

O processo CMT convencional recebe o nome de transferência de metal frio pois atua em ciclos quentes e frios (em altas e baixas correntes e tensões) e para manufatura aditiva é considerado o método mais bem sucedido para alumínio, por exemplo, uma vez que é capaz de eliminar significativamente os poros da solda além de promover intenso refinamento microestrutural, contribuindo para a minimização de respingos e assegurar um bom aspecto superficial. Seus benefícios são promovidos pelo controle do comprimento de arco e pela transferência metálica através da regulagem da alimentação de arame o que contribui para o objetivo de depositar componentes com qualidade superficial que necessite de menor intervenção possível de métodos de acabamento, dessa forma, assim como exposto no item 2.1.4, Derekar (2018) descreve os quatro estágios do seu processamento considerado cíclico:

1ª Etapa - Queima do Arco: estágio quente (com arco estabelecido com altos valores de corrente e tensão. Forma-se uma gota metálica na extremidade do arame).

2ª Etapa - Arco em Colapso: estágio frio, nesta fase ocorre a redução do comprimento de arco através do aumento da alimentação de arame, extinguindo o arco.

3ª Etapa - Curto-Circuito: estágio frio, uma vez que praticamente nenhum aquecimento por resistência é observado nesta fase devido ao curto período de curto circuito, e pela manutenção de baixos valores de corrente nesta fase.

4ª Etapa – Recuperação do Arco: novo estágio quente, com a corrente e a tensão sendo elevadas novamente, reiniciando o ciclo.

No que diz respeito a variantes do processo CMT, a transferência de metal tradicional foi desenvolvida com outras tecnologias promovendo combinações inovadoras como:

- a. Com inversão de polaridade para o caso do CMT *Advanced* (CMT-ADV);
- b. Com ciclos pulsados, denominado CMT *Pulse* (CMT-P);
- c. Com inversão de polaridade com ciclos pulsados no processo CMT *Pulse Advanced* (CMT-PADV).

Segundo Pickin (2006), nas variantes CMT-P e CMT-PADV os ciclos do CMT convencional são alternados com ciclos pulsados de alta corrente, promovendo uma solda com maior energia aportada, contribuindo para peças de maiores espessuras do que quando o CMT convencional é utilizado. Maiores taxas de deposição conseguem ser atingidas, o que permite a redução do tempo da manufatura de um componente e com a tecnologia pulsada as limitações do convencional são superadas sem perder a estabilidade do arco elétrico.

Já em CMT-ADV e CMT-PADV, conforme Marques (2017), as versões que acrescentam o nome *Advanced* utilizam a inversão da polaridade com o objetivo de reduzir ainda mais o aporte térmico à peça enquanto em modo *Advanced Pulse*, por aplicar um modo pulsado durante a polaridade positiva e o curto-circuito durante a polaridade negativa que influencia no aumento da taxa de fusão.

Entre as vantagens deste método tem-se que seu fator eficiência térmica corresponde a $\eta = 0,9$ em comparação aos processos TIG e MIG/MAG convencionais que possuem $\eta = 0,6$ e $\eta = 0,8$, respectivamente, assim como Sequeira Almeida e Williams (2010) também afirmam que a taxa de deposição do processo pode ser superior a 3 kg/h o que sugere alta deposição. MARTINA

et al (2012) indica que, em comparação ao exercido por TIG e PAW, a quantidade de camadas em uma parede é menor visto que o *Cold Metal Transfer* proporciona deposições com maior altura. Para a manufatura aditiva, a operação do método CMT também possibilita uma deposição com qualidade mesmo em cenários de acessibilidade limitante como em posições não planas, para deposições inclinadas que podem variar entre 0° a 180° e para a inclinação da própria tocha na faixa de 0° a 50° conforme Kazanas et al. (2012).

No que diz respeito às limitações, MARTINA et al. (2012) aborda a tênue diferença de eficiência de deposição do material de 80% em contraste aos demais métodos que giram em torno de 85 e 98%. Tal qual também se têm a capacidade reduzida de fusão do metal de base, o crescimento linear da corrente e o limite de velocidade de alimentação do arame ressaltado por Sequeira almeida e Williams (2010).

Para ligas de alumínio, Cong et al. (2014) e Gu et al. (2016) aplicaram o processo CMT para a fabricação de componentes em manufatura aditiva e observaram que além do resultado ser satisfatório, o possível problema de porosidade associado pode ser ajustado ao escolher cuidadosamente o modelo CMT ou adicionando o processo de laminação a frio por interpasses.

Quanto às aplicações, é possível citar o uso do método CMT para controle de viscosidade da poça de fusão o que permite a redução da porosidade (AHSAN et al., 2016), para a exploração do baixo aporte térmico que permite o aumento da taxa de resfriamento da poça de fusão que tem como consequência o refinamento da microestrutura favorecido segundo Daniels (2015), sua utilização para passes de raiz (MARTINELLO SAVI, 2014) e, principalmente, para aços inoxidáveis, ligas de alumínio, materiais dissimilares e aços carbono (PICKIN, 2006; DUTRA et al. 2013; PARDAL et al., 2016).

2.3 INFLUÊNCIAS DA MICROESTRUTURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Para se analisar a microestrutura de um material, se faz necessário compreender que a estrutura de um material metálico depende das fases e suas transformações que ocorrem durante a solidificação. Fases cristalinas (repetição de átomos regularmente arrançados) são formadas, no entanto, durante as formações, normalmente, os cristais formados possuem orientações diferentes, caracterizando num grão, e o encontro entre grãos estabelece o contorno de grão, tornando o material policristalino (COLPAERT, 2008, p. 26 e 27).

Colpaert (2008, p. 34) cita que quase todas as propriedades mecânicas dependem do tamanho do grão e por isso, sua estimativa é um dos pontos mais importantes quando se tem como objetivo a análise metalográfica quantitativa. Dessa forma, com o valor médio entre as interseções lineares de uma amostra de grãos, é possível estimar o respectivo tamanho a partir de um número (G) estabelecido pela norma ASTM E112 (2013).

Ademais, no que diz respeito à escolha de materiais metálicos com objetivos estruturais e de componentes mecânicos, seja para oleodutos e plataformas de petróleo até para asas de avião e gaiolas de veículos de competição, a análise de cada microestrutura é fundamental para se garantir o sucesso de um projeto independente de sua finalidade. Ramirez (2008) utiliza o aço de alta resistência como exemplo para explicitar a importância do estudo sobre um material. A utilização desse aço em específico possui muitas vantagens quanto às demandas da sociedade, desde seu baixo peso, baixos custos de fabricação, fácil manuseio e transporte. Contudo, do ponto de vista da engenharia e ciência dos materiais, a principal motivação para seu uso e análise está relacionado às propriedades e capacidades relacionadas resistência, tenacidade e soldabilidade. O controle das propriedades mecânicas e o estudo de suas respectivas microestruturas assim como posterior tratamento térmico é fundamental para se prever comportamento e possíveis falhas, o que o torna uma ferramenta indispensável e obrigatória para a segurança e eficácia de qualquer produção.

Para Linnert (1994, p. 136), a deposição de material por processo de soldagem em componentes quaisquer ou em um elemento estrutural precisa determinar suas propriedades mecânicas com clareza. Essas características, em geral, tendem a ser especificadas por normas ou códigos para elementos e contextos específicos e devem ser avaliados através da execução de testes de corpos de prova, que são regulamentados por normas e fiscalizados por órgãos

responsáveis. Segundo Linnert, entre as principais propriedades mecânicas que devem ser avaliadas para um cordão estão:

- Resistência à tração

Obtida a partir do ensaio de tração que consiste na aplicação de uma força num corpo sólido promovendo uma deformação do material na direção do esforço que tende a esticá-lo ou alongá-lo. Este ensaio permite que sejam adquiridas informações como limite de resistência, de escoamento, estrição e entre outros (DIETER, 1988, p. 278).

- Dureza

Como afirmado por Linnert (1994, p. 149) a dureza de um metal é comumente relacionada à resistência à deformação, principalmente por penetração. Sabe-se que a dureza por penetração é o método mais utilizado e citado nas especificações técnicas de materiais e componentes na indústria, os ensaios de dureza por penetração mais utilizados são: Brinell, Rockwell, Vickers, Knoop e Meyer.

- Tenacidade

Trata-se da capacidade de absorver energia de deformação plástica até o momento da fratura, podendo ser medida através do ensaio de impacto charpy a partir da resistência à fratura na presença de uma incisão e em acomodar as cargas internas pela deformação plástica. A tenacidade aparece como um fator influente na aprovação ou reprovação de procedimentos de soldagem uma vez que esta propriedade está diretamente relacionada à microestrutura dos metais segundo Maurouço (2014, p.12).

A tenacidade de um metal de solda depende basicamente da microestrutura, suas características físicas que podem ser observadas num microscópio, do tamanho de grão e da quantidade e tipo de impurezas. No entanto os fatores microestrutura e impurezas estão fortemente interligados à composição química do metal de adição, já o tamanho de grão relaciona-se ao ciclo térmico imposto ao metal de solda, analogamente, a microestrutura e impurezas também estão relacionadas ao ciclo térmico o qual o metal de solda é imposto (MODENESI, 2010).

No que diz respeito a um componente soldado, antes que um metal seja determinado para uma aplicação específica, as propriedades físicas e mecânicas do metal de base e do metal de solda devem ser avaliadas para assegurar a segurança e eficácia da junta a ser soldada (FORTES, 2005). Selvamani (2021), por exemplo, desenvolveu um artigo no qual realiza, a partir do processo CMT, soldagem em uma liga de alumínio (AA6061 T-6) em 220 J/mm, a fim de se observar a microestrutura e corrosão para o processo citado visto que é uma excelente liga para a indústria aeronáutica, automotiva e naval. A nível macro, não são observados defeitos como respingos, poros, trincas, orifícios ou vazios nas articulações. Já no quesito micro, os grãos visualizados possuem bom tamanho ao comparar o processo CMT com outros métodos de solda e notou-se que a superfície em modo dúctil apresenta formato de “cone” com grãos alongados o que contribuiu para a melhora da ductilidade e da resistência cuja média encontrada está em 240 MPa.

2.3.1 LIGAS FERRO-CARBONO COM COMPOSIÇÃO HIPOEUTETOIDES

Segundo o Callister (2016, p. 309-310), aços carbono ou ligas com quantidade de carbono entre 0,022% e 0,76% denominam-se hipoeutetoides. A figura 24, trata-se de uma representação das microestruturas que uma liga hipoeutetoide, com baixíssima concentração de carbono, possui ao longo de seu resfriamento partindo de uma região de fase austenita (γ), é a partir da temperatura aproximada de 775°C (ponto d), que há a formação de pequenos grãos ferríticos (fase α) que crescem nos contornos dos grãos originais na fase γ em coexistência. Seguindo a linha MO, localizada na fronteira, a queda da austenita é significativa, dessa forma, o resfriamento entre os pontos d-e produz maior proporção de ferrita, seguindo para a temperatura imediatamente abaixo da eutetóide (T_e , inferior a aproximadamente 730°C), ponto f, a fase γ transforma-se integralmente em perlita, envolvida por uma fase matriz de ferrita que, teoricamente, em nada se altera ao passar pela temperatura eutetoide, esta que foi formada na fase de coexistência $\alpha + \gamma$.

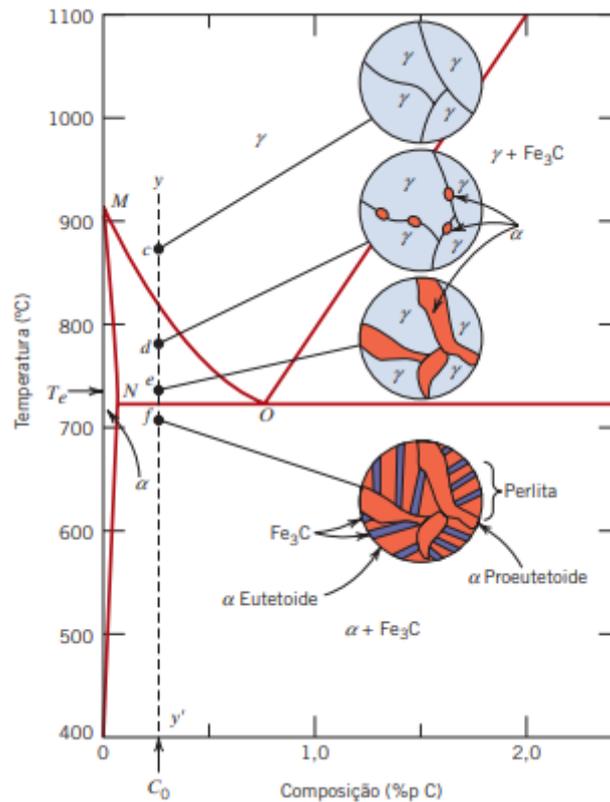


Figura 24 – Representação das microestruturas para uma liga ferro-carbono com uma composição hipoeutetóide conforme ela é resfriada desde a região da fase austenita até abaixo da temperatura eutetóide (CALLISTER, 2016, p. 309).

Como exemplo da microestrutura característica encontrada para ligas hipoeutetóides, a figura 25 ilustra a composição ferrita-perlita para aços com diferentes teores de carbono, imagens reunidas por Colpaert (2008, p.112-115). Em 25a, trata-se de aço com cerca de 0,1% de carbono após resfriamento lento, os grãos escuros correspondem a perlita e os claros, a ferrita. A figura 25b representa aço com 0,3 % de carbono e a figura 25c, representa aço com 0,7% de carbono.

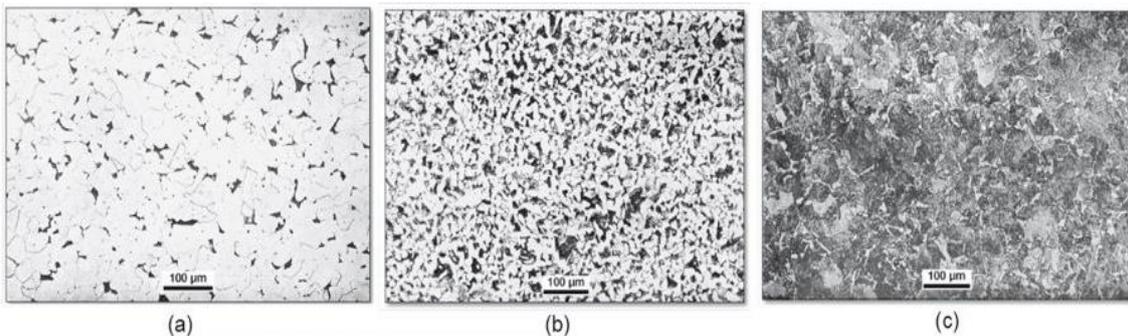


Figura 25 – Ligas Hipoeutetóides, (a) Aço com aproximadamente 0,1%, (b) com cerca de 0,3% C e (c) com 0,7 % de carbono resfriado lentamente (Adaptado de COLPARET, 2008, p.112-115).

Nota-se que conforme a porcentagem de carbono aumenta, há a diminuição da quantidade de ferrita presente e o aumento da proporção de perlita, para 0,1% de carbono, a quantidade de perlita é mínima, enquanto que para 0,3% observa-se a tendência ao equilíbrio das concentrações, enquanto que para 0,7%, valor próximo ao limite para classificação em liga hipoeutetóide, a quantidade ferrita tornou-se mínima.

2.3.2 MICROESTRUTURA EM MATERIAL IMPRESSO

Em uma deposição do arame ER70S-6 com altura total de 150mm, comprimento de 135mm e com parâmetros de deposição semelhantes aos estudados no presente projeto, Nemani et al. (2020) avaliam a microestrutura do material após a deposição e sua influência em propriedades mecânicas como microdureza *Vickers* para uma carga de 0,3kgf e na curva de tensão-deformação. A figura 26a ressalta a transição do centro da poça de fusão até a zona termicamente afetada, identificando pequeno volume de perlita laminar (P) formada, especialmente, nos contornos de grãos de ferrita poligonal (PF) como é apontado na figura 26b. Já a figura 26c representa o limite da poça de fusão, que, em maior ampliação comparada com a figura 26a, identifica a presença de ferrita acicular (AF) e bainita (B), constituintes que os autores justificam devido à mais rápida taxa de resfriamento entre os encontros das camadas depositadas em relação ao centro do material fundido.

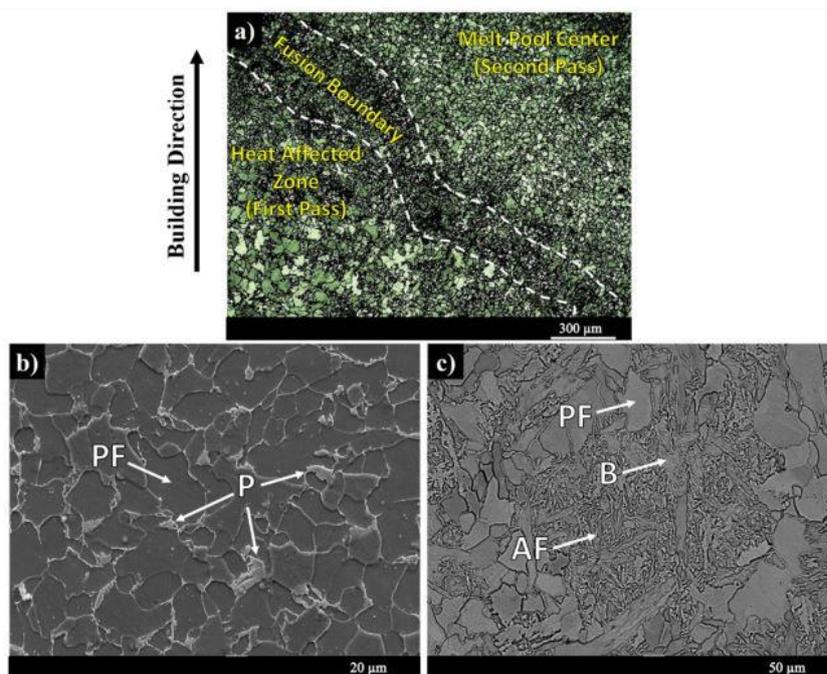


Figura 26 - a) Micrografia em baixa ampliação da amostra impressa, b) Alta ampliação do centro da poça de fusão e c) Ampliação do limite entre a poça de fusão e a ZTA (Nemani et al., 2020).

Contudo, Nemani et al. (2020), ressaltam que a proporção de ferrita acicular e bainita não possuem influência significativa nas propriedades mecânicas em comparação com a predominância ferrítica e perlítica das amostras, cuja zonas termicamente afetadas consistem em grãos de ferrita poligonal mais grosseiros em contraste ao interior das poças de fusão, e este engrossamento dos grãos é fundamentado, segundo os autores, pelo ciclo térmico em conjunto a novas deposições prevendo que nestas áreas ocorra a redução de dureza e resistência mecânica. Diante do exposto, o menor valor de microdureza *Vickers* ($150\text{ HV} \pm 1\text{ HV}$) foi aferido na ZTA cuja microestrutura corresponde aos grãos grosseiros de ferrita poligonal enquanto que o maior valor ($175\text{ HV} \pm 2\text{ HV}$) está associado a presença de ferrita acicular e bainita, associadas ao limite da poça de fusão. Contudo, ao longo dos corpos de prova retirados da amostra, onde há a predominância de ferrita poligonal e perlita, resultou em uma microdureza de $160\text{ HV} \pm 2\text{ HV}$, os autores também indentificam o comportamento dúctil dos corpos de prova através do teste de tração que alcançou aproximadamente 500 MPa.

Aldalur et al. (2020), analisou a microestrutura e o efeito do ciclo térmico nas propriedades mecânicas do arame ER70S-6 de 1,2mm, depositado com 70mm de altura, 220mm de comprimento e via WAAM com parâmetros de deposição superiores aos utilizados neste trabalho. A figura 27a e 27b correspondem, respectivamente, às seções transversais das camadas sobrepostas superiores e inferiores da amostras, indicando, macroscopicamente, uma

microestrutura heterogênea com a presença de ferrita poligonal e ferrita acicular. Os autores identificam, na figura 27a.1, uma vez que esta área não sofreu com o efeito térmico de uma próxima camada, uma mistura de ferrita acicular e bainita (regiões escurecidas) e ferrita alotriomórfica (regiões mais claras). Ao longo da seção, há a intercalação de ferrita poligonal (figura 27a.3 e 27b.2) e ferrita acicular/bainita (figura 27b.1), justificada pela falta de uniformidade de energia de entrada associada a este tipo de estratégia de deposição, visto que as áreas com ferrita poligonal recebem influência do efeito térmico que permeia o ambiente, ao contrário da ferrita acicular.

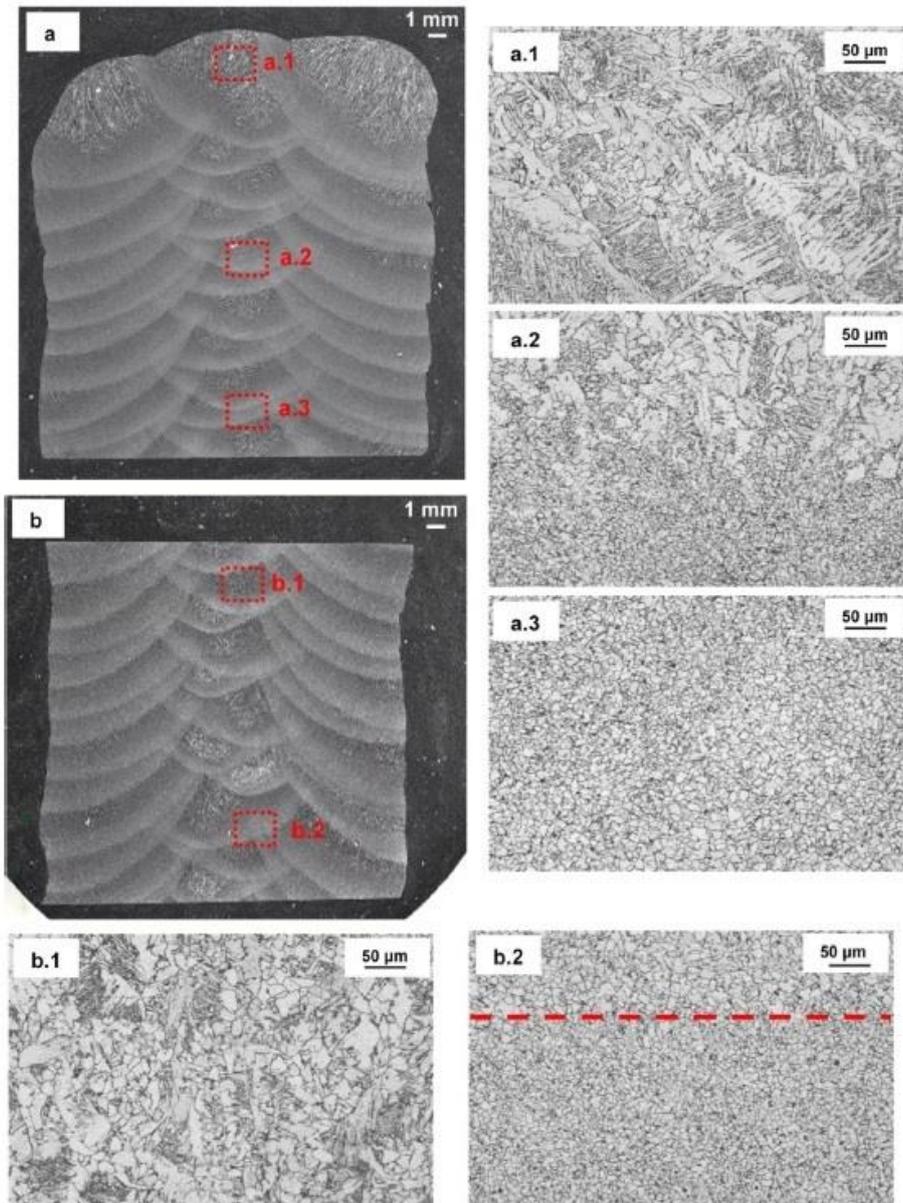


Figura 27- Macroestrutura (imagens à esquerda) da parte superior (a) e inferior (b) da seção transversal amostra e microestruturas (imagens à direita) das áreas demarcadas em vermelho (ALDALUR et al., 2020).

Já na figura 27a.3 e 27b.2 também foi observada perlita nos contornos de grão da ferrita poligonal (regiões pretas), enquanto que na figura 27a.2 é possível visualizar a transição entre ferrita acicular e poligonal. Quanto ao refinamento dos grãos, são identificados grãos menores na zona inferior, e maiores na superior, com tamanhos de 12 e 10, respectivamente e a distribuição da microdureza aferiu, em média, para o topo, 163 HV, 146 HV para o centro/meio e 144 HV para a área inferior da amostra.

O estudo realizado por ALDALUR et al. (2020b) investigou os efeitos na microestrutura de duas estratégias de deposição: a) oscilatória e b) sobreposição de camadas. O consumível ER70S-6 é de uso comum em processos industriais voltados para os setores automotivo, naval, agrícola, tubulações e caldeirarias pesadas. É especificado pela AWS A5.18 e a tabela 2 especifica a composição química do arame de 1,2 mm de diâmetro utilizado no experimento.

Tabela 2 - Especificações arame ER70S-6 em % (Adaptado de ALDALUR et al., 2020b).

Mo	Mn	Si	Cu	Ti	Ni	C	Cr	S	Zr	P	Fe
0,005	1,64	0,94	0,02	0,004	0,02	0,06	0,02	0,016	0,002	0,013	Bal.

Uma amostra para cada estratégia de deposição foi produzida: trajetória de sobreposição convencional (*Overlapped Wall*) e trajetória com oscilações (*Oscillated Wall*). Em ambas as paredes depositadas as amostras recolhidas foram referentes às zonas centrais dos planos YZ e XY conforme figura 28A. As figuras 28B e 28D apresentam a microestrutura da deposição via trajetória com oscilações e as figuras 28C e 28E apresentam a microestrutura da deposição via trajetória de sobreposição (ALDALUR et al., 2020b).

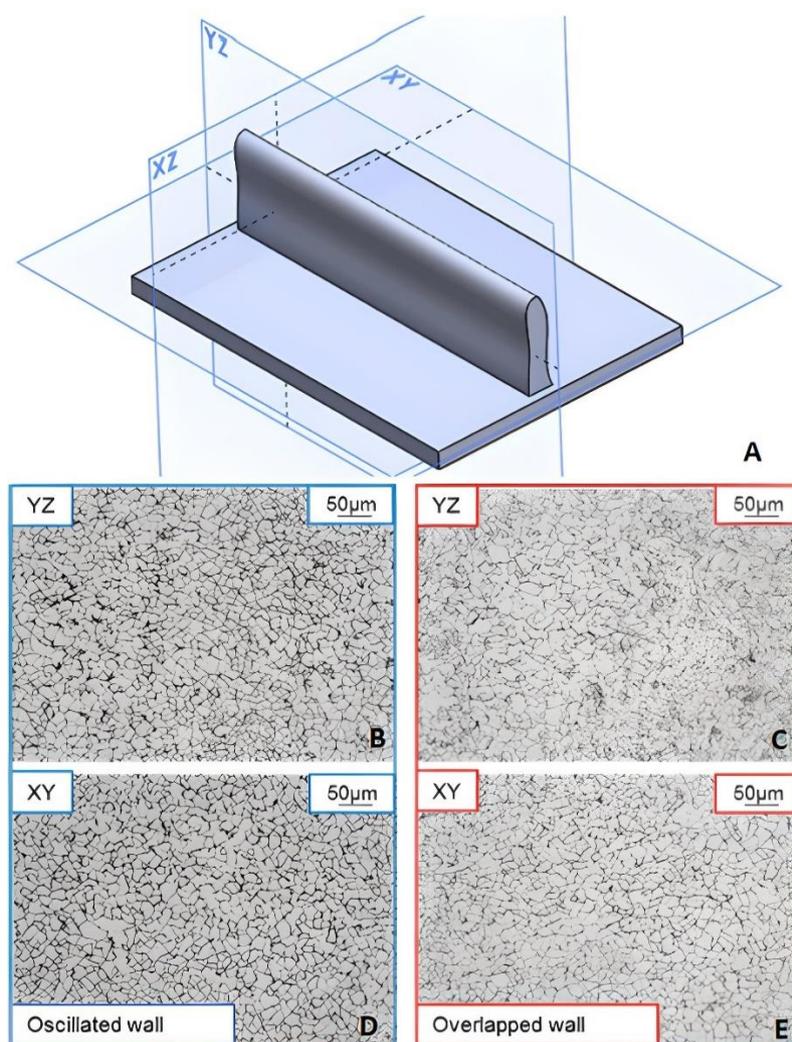


Figura 28 – Microestrutura de ambas as estratégias nos planos YZ e XY (Adaptado de ALDALUR et al., 2020b).

Os parâmetros utilizados para as respectivas deposições foram determinadas conforme estudo prévio realizado para se obter os melhores parâmetros para alta taxa de deposição do arame ER70S-6 via MADA (ALDALUR et al, 2020a). Ao final do experimento a microestrutura de ambas as deposições foram comparadas, e observou-se que, devido aos diferentes ciclos térmicos

decorrentes das diferenças de sequência de deposição e trajetória, as respectivas microestruturas são significativamente diferentes. A amostra de parede sobreposta apresentou microestrutura heterogênea a partir de áreas intercaladas de ferrita poligonal e ferrita acicular, (a última aparece nas camadas em que o calor da próxima camada não a afeta como no topo da parede). Devido à heterogeneidade, os maiores valores de dureza estão nesta estratégia mesmo que em ambas tenham resultados altos em suas respectivas áreas de ferrita acicular conforme analisado por Aldalur et al (2020b) através do ensaio de dureza Vickers realizado nas zonas superiores, intermediárias e inferiores das amostras.

Quanto à estratégia oscilatória, a parede produzida também apresentou ferrita acicular na última camada, contudo, ao longo das demais camadas foram visualizadas a ferrita poligonal de forma homogênea, isto é, o tamanho de seus grãos é maior em relação ao outro método devido ao acúmulo de calor sofrido. Diante disso, é observado que os valores de resistência à tração final e o limite de escoamento, conforme analisado pelo autor, são maiores para a parede sobreposta por causa do menor tamanho dos grãos obtidos, que também estima, com base nos resultados encontrados, que o uso desta estratégia de deposição pode ser um mecanismo para o fortalecimento de pequenos grãos, dessa forma, ALDALUR et al. (2020b) também observam que as propriedades mecânicas alcançadas em ambos os métodos são isotrópicas.

De forma semelhante, Waqas et al. (2018) realizaram uma pesquisa sobre a resistência ao impacto de componentes feitos por manufatura aditiva a base do processo MIG/MAG. O arame ER70S-6 foi utilizado para criar multicamadas de passagem única, e para a investigação das propriedades mecânicas foram preparadas 5 amostras paralelas e 5 amostras perpendiculares a direção de deposição, conforme figura 29, para a realização dos testes de dureza Brinell e para o teste de impacto Charpy.

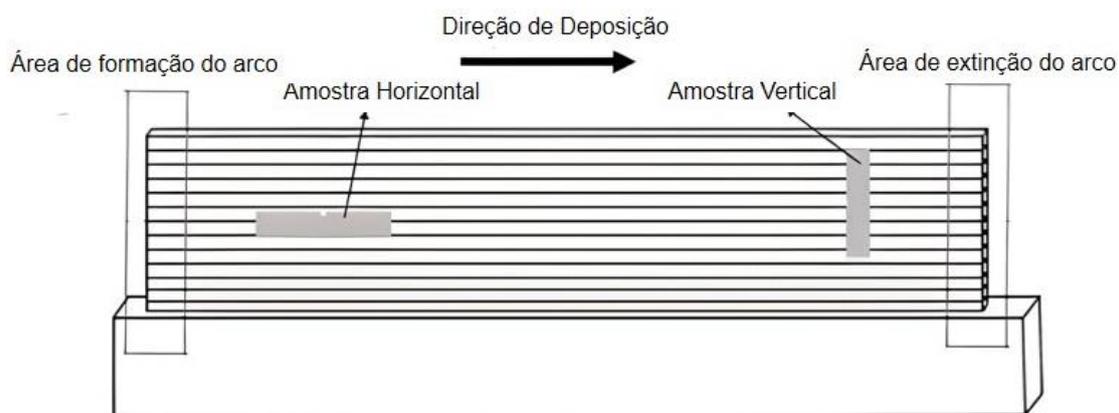


Figura 29 – Direção das amostras extraídas (WAQAS et al., 2018)

O teste de impacto Charpy, é realizado ao longo da direção de deposição e na direção perpendicular a ela a fim de analisar a tenacidade em diferentes direções. Bem como, para compreender a estrutura, a partir dos resultados encontrados para ambos os ensaios são correlacionados. Uma máquina automática de teste de impacto foi utilizada com uma capacidade máxima de 300 Joules de energia de absorção de impacto com uma velocidade de 5,2 m/s e pré elevação do martelo em 150° (WAQAS et al., 2018). Na tabela 3 é possível verificar os resultados encontrados para cada amostra em ambas as direções para os dois ensaios. A dureza *Brinell* (HB) foi aferida para as duas configurações obtendo valores médios de 148,8 HB e 149,2 HB, respectivamente, o que convertendo para dureza *Vickers*, representa cerca de 157 HV em ambos os casos.

Tabela 3 - Resultados dos ensaios Charpy (energia de impacto absorvida) e dureza Brinell (Adaptado de WAQAS et al., 2018).

Direção	Amostra	Energia de Impacto Absorvida (J)	Dureza Brinell (BHN)
Horizontal	H1	98,50	148
	H2	87,60	152
	H3	98,50	148
	H4	93,90	149
	H5	93,50	149
Vertical	V1	91,75	150
	V2	108,10	148
	V3	100,40	149
	V4	110,20	148
	V5	99,30	149

Os resultados das amostras indicaram, conforme análise de Waqas et al., (2018), certa homogeneidade das propriedades em ambas as direções sem qualquer tratamento térmico, possuindo diferenças dentro de 10% o que é pouco significativo mesmo que pudessem apresentar diferentes propriedades devido às variações de temperatura das camadas sucessivas assim como pela penetração das poças de fusão. Com o objetivo de reforçar a análise, foi realizado o ensaio metalográfico, conforme figura 30, na maior amostra em relação à altura de camada para observar uma possível transição na estrutura.

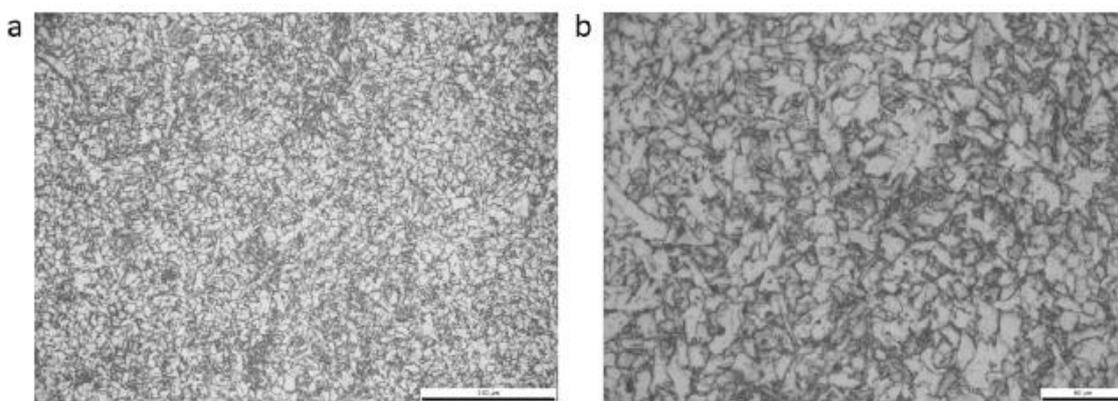


Figura 30 – Microestrutura através de microscópio óptico, (a) 200 μm; (b) 50 μm (WAQAS et al., 2018).

Foi possível compreender, para Waqas et al. (2018), que a microestrutura revela uniformidade da estrutura por toda a área de estágio estável, o que indica que propriedades uniformes são esperadas em ambas as direções de deposição. Já o número médio de tamanho de grão calculado de acordo com a ASTM E112-12, foi de 10,5. Enquanto o refinamento do grão é resultado do efeito pré-aquecimento e pós-aquecimento de cada camada sucessiva durante o processo e possuindo uma dureza média de 149 BNH. A fratura, realizada através de mecanismo de dobradiças em fechamento único seguido de separação conforme norma, pode ser visualizada na figura 31. Observou-se que o comportamento da fratura de todas as amostras foi similar a um plano inclinado de cisalhamento tanto para as amostras horizontais quanto verticais. Foi observado que as amostras possuem cisalhamento puro sem sinal de clivagem, isto é, fratura dúctil pura, ainda segundo ASTM E23-07a.



Figura 31 – Vista frontal da amostra fraturada (WAQAS et al., 2018).

A partir do método de constrição compulsiva via manufatura aditiva a arco (*compulsively constricted WAAM*), Ron et al. (2019) estudam o comportamento no ambiente de aço de baixo carbono produzido através da manufatura aditiva por deposição a arco. O aporte ocorre entre um arame ER70S-6 e um eletrodo de tungstênio em um bocal estreito cerâmico com o objetivo de reduzir a entrada de calor excessiva e melhorar a precisão do MIG/MAG convencional.

As propriedades mecânicas foram examinadas através de ensaio de tensão, medida de dureza e a microestrutura através de um microscópio eletrônico de varredura. A peça impressa de ER70S-6, em direções transversal e longitudinal, revelou uma típica microestrutura de aço de baixo carbono, isto é, quantidade reduzida de perlita secundária conforme materiais após processo de soldagem a arco, como é possível visualizar na figura 32 (RON et al. 2019).

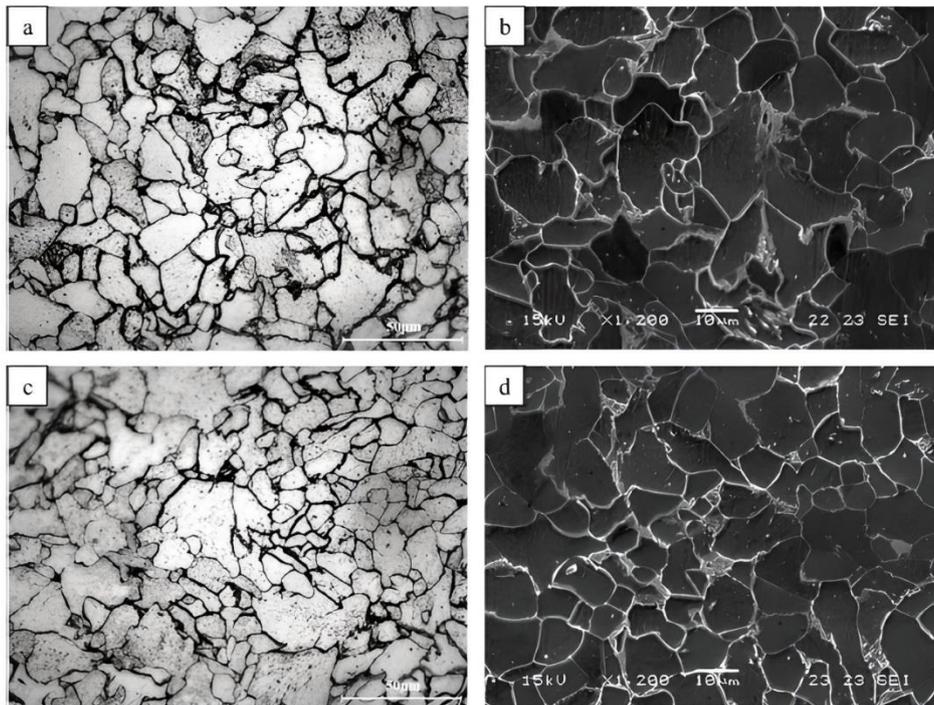


Figura 32 – Microestrutura da liga impressa ER70S-6: (a-b) Plano XY e (c-d) Plano XZ (RON et al., 2019).

Ron et al. (2019) optaram por utilizar uma liga ST-37 como microestrutura de referência que apresenta matriz ferrítica regular e pequena fase de perlita secundária, como é possível analisar na figura 33, também justificada pela rápida solidificação inerente ao processo MIG/MAG. Em relação a porosidade, ambas as ligas apresentaram quantidades semelhantes desse defeito.

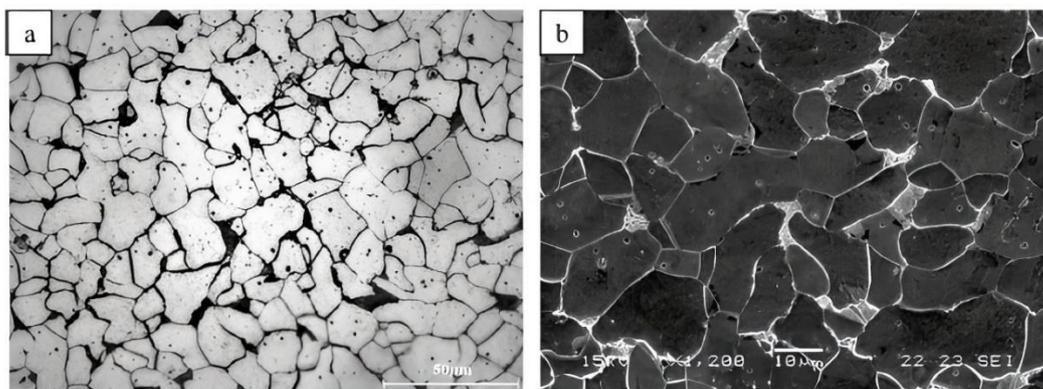


Figura 33 – Microestrutura da liga ST-37: (a) Microscópio óptico e (b) Microscópio eletrônico de varredura (RON et al., 2019).

Com a finalização do experimento e análise e discussão dos resultados, Ron et al. (2019) avaliou o desempenho da liga ER70S-6 quanto a corrosão em comparação com a liga ST-37 forjada. Compreendeu-se que ambos os materiais apresentaram resistência à corrosão sob tensão adequada e que o processo de manufatura aditiva não obteve efeito algum de deterioração na peça impressa em relação a referência adotada.

Por outro lado, no artigo realizado por Guo et al (2021) sobre manufatura aditiva por deposição a arco utilizando o método TIG, para uma liga de magnésio (AZ80M), notou-se que quando temperatura variou de 100 °C para 400 °C a fase α na microestrutura diminuiu em quase três vezes, influenciando na diminuição da dureza do componente. Este decréscimo foi associado à distribuição desigual dos grãos interlaminares na zona intermediária do material.

Nos resultados do estudo foi observado que, conforme figura 34, as microestruturas de diferentes regiões da mesma amostra, de 50 camadas, são consideravelmente diferentes pelo formato dos grãos e pela presença, como é possível visualizar, de defeitos como trincas, poros e fusões incompletas no material depositado.

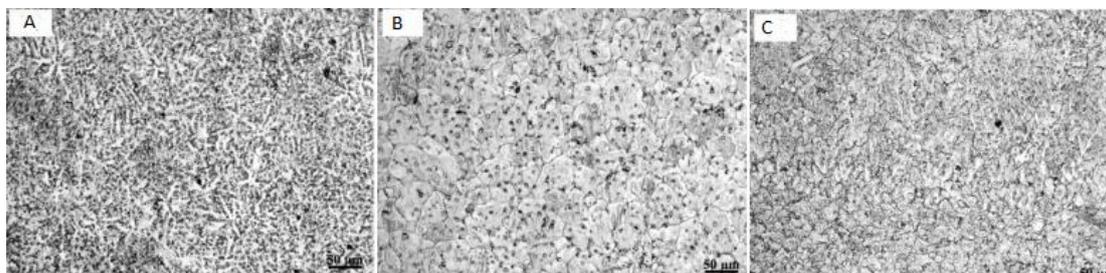


Figura 34 – Microestrutura da seção transversal da liga de magnésio AZ80M, (GUO et al., 2021).

Na zona superior da amostra (figura 34A) é visto que a área superior possui um número grande de cristais equiaxiais e dendríticos semelhante a microestrutura típica de um processo de soldagem ao mesmo tempo que uma segregação dendrítica pode ser analisada. Na zona intermediária, (figura 34B), onde é representada a maior parte da parede depositada ainda é composta de cristal equiaxial mas possui a segregação dendrítica menor se comparada a zona superior. Enquanto na zona inferior (figura 34C) demonstra um típico grão dendrítico colunar na zona inferior da parede depositada devido ao gradiente de temperatura entre o substrato e a poça de fusão.

GUO et al. (2021), de maneira complementar aos resultados do ensaio metalográfico, realizou o ensaio de difração de raio x (DRX) e no difratograma, figura 35, pôde identificar que a zona superior e intermediária possuem uma série de posições semelhantes de picos e que a composição da fase da amostra consistiu em α -Mg, β -Mg₁₇Al₁₂ e uma breve quantidade de Al₂Y.

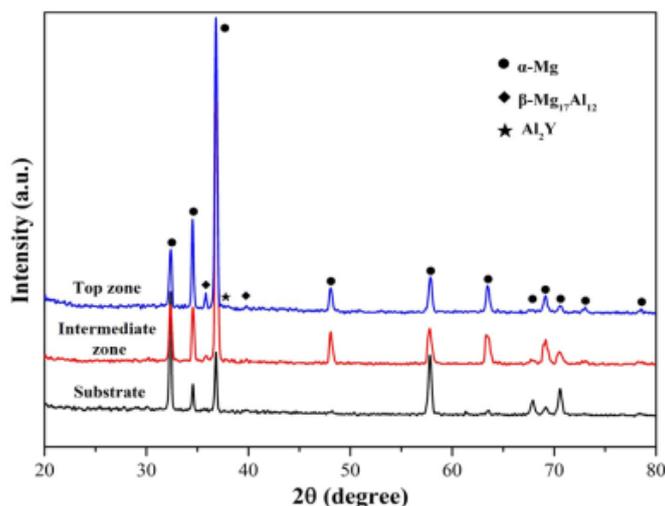


Figura 35 - Difratograma para zona superior, intermediária e substrato (GUO et al., 2021).

Para o setor industrial de transporte de óleo e gás para longas distâncias, a manutenção de oleodutos a partir da manufatura aditiva com baixo aporte térmico é crucial. Por isso Ning et al. (2020) executaram um estudo sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do aço X80 como metal base que é amplamente utilizado nesta indústria devido à resistência à corrosão, plasticidade, tenacidade e soldabilidade, e do arame EAMW 16MND5 de 1,2mm de diâmetro fornecido pela CNPC Tubular Goods Research, submetido ao processo CMT. Nas amostras produzidas foram realizados testes de microdureza Vickers, testes de impacto e testes de tração para comparar os resultados com um substrato de X80 comum. Os parâmetros aos quais as amostras foram produzidas podem ser visualizados na tabela 4.

Tabela 4 – Parâmetros do processo CMT para cada amostra do metal base com um único passe, (Adaptado de NING et al., 2020).

Amostra	Corrente (A)	Tensão (V)	Alimentação do Arame (m/min)	Varredura da tocha (m/min)
1	214	16,2	7	0,12
2	115	13,3	3	0,24
3	165	15,2	5	0,24
4	214	16,2	7	0,24
5	115	13,3	3	0,18
6	165	15,2	5	0,18
7	214	16,2	7	0,18
8	165	15,2	5	0,12
9	115	13,3	3	0,12

Observa-se que as amostras 1, 4 e 7 foram submetidas a mesma corrente, tensão e velocidade de alimentação do arame e diferentes valores de velocidade movimentação da tocha. O mesma configuração ocorre para o conjunto de amostras 2, 5 e 9 e para o conjunto 3, 6, 8. Na figura 36 é possível observar a superfície da morfologia e as seções transversais das amostras após um único passe sob nove diferentes configurações para a *Cold Metal Transfer*.

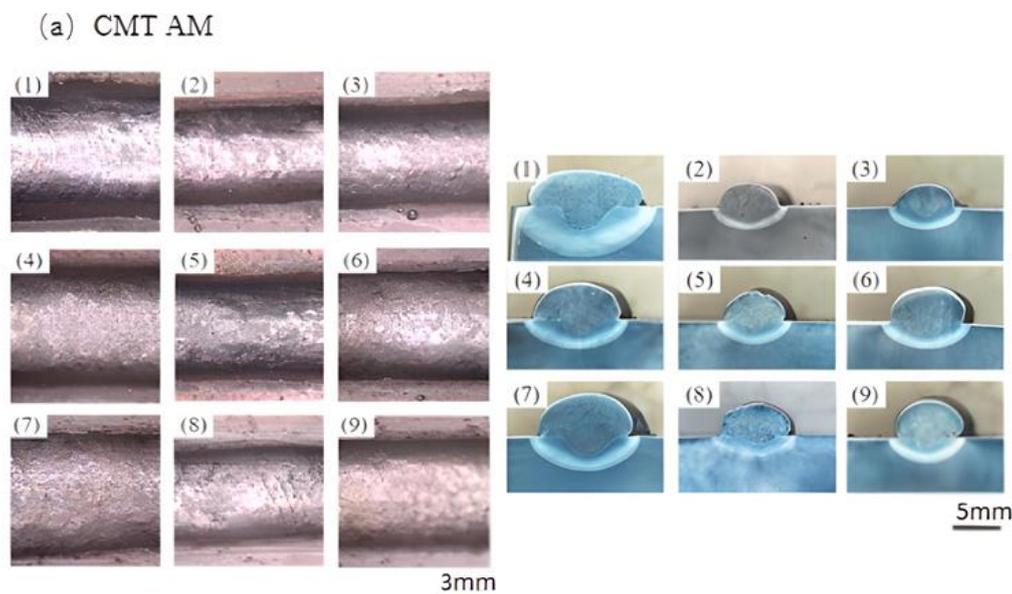


Figura 36 – Morfologia e seções transversais (Adaptado de NING, 2020).

Além de ter sido observado que as zonas termicamente afetadas não “amoleceram” após a aplicação do método CMT, os resultados obtidos, após análise de todas as amostras por Ning et al. (2020), foram expostos em porcentagens relacionadas aos valores encontrados para o substrato original, dessa forma, foi observado que, para microdureza foi obtido 119%, para energia de impacto alcançou-se 67%, o alongamento pós fratura possuiu 66% e a resistência média à tração também foi maior em comparação a do material original. Concluiu-se então que a amostra 3, cujos

parâmetros são: velocidade de varredura de 0,24 m/min, velocidade de alimentação do arame de 5 m/min, corrente de 165 A, e tensão de 15,2 V, é a que se apresentou ideal para a deposição via CMT.

2.3.3 TRATAMENTO TÉRMICO

No entanto, apenas o processo de união de metais, seja por soldagem ou pela adição sucessiva de materiais metálicos, não é suficiente para garantir um aspecto desejável na peça final. Variações nas propriedades mecânicas e na microestrutura do material estão diretamente relacionadas aos parâmetros de operação quanto à manufatura de um metal (SILVA, 2020, p.201). Dessa forma, o uso de processamento térmico em metais é uma ótima ferramenta quando se faz necessário que propriedades mecânicas sejam alteradas, principalmente para ligas comerciais, nas quais são alcançadas a recristalização e a decomposição da austenita, por exemplo, que são fenômenos bastante utilizados para esta finalidade (CALLISTER, 2016, p.477).

Entre os métodos mais populares na indústria está o recozimento que consiste em expor o material a uma temperatura elevada durante um prolongado período de tempo pré-determinado e em seguida é repousado para resfriar lentamente. Usualmente, é realizado com o objetivo de obter alívio de tensões, redução da dureza e aumento da ductilidade e tenacidade e/ou produzir uma microestrutura específica. Tensões residuais internas, para o caso de processos de soldagem, podem ocorrer devido a um resfriamento não uniforme após fabricação ou processamento em altas temperaturas, por isso a temperatura de recozimento tende a ser relativamente baixa para não interferir em trabalhos feitos a frio como no método CMT, por exemplo (CALLISTER, 2016, p.477).

Para o refinamento de grãos, Callister (2016, p.478-479) afirma que o tratamento mais apropriado se denomina normalização. Sua finalidade é diminuir o tamanho médio dos grãos de uma amostra, como de aços perlíticos, para torná-la mais tenaz por meio de seu aquecimento em cinquenta e cinco graus Celsius acima da temperatura crítica superior do material para transformá-lo completamente em austenita com, por fim, posterior resfriamento ao ar. Contudo, quando se fala em tratamento térmico para aços, sua eficácia está relacionada à produção de microestrutura predominantemente martensítica por toda seção transversal da peça e esse resultado é dependente da composição da liga, tamanho e geometria e natureza da têmpera a qual foi submetida.

Zhang et al. (2019) explora o processo CMT para manufatura aditiva ao estudar aços com alto teor de nitrogênio (*High Nitrogen Steels*) devido à combinação de baixo custo, alta resistência ao escoamento, resistência à corrosão e tenacidade. Foram analisadas 3 amostras submetidas aos mesmos parâmetros de entradas: recém fabricada, com tratamento térmico T2-1100 (curta duração de alta temperatura) e T2-1050 (longa duração de alta temperatura). Dendritos colunares de austenita e δ -ferrita predominaram na microestrutura da recém fabricada, enquanto que para T2-1050 apresentou aumento das resistências de escoamento e resistência à tração tanto para as amostras de deposição horizontal quanto vertical, Como é possível visualizar na tabela 5.

Tabela 5 - Comparação dos resultados das amostras (ZHANG et al., 2019).

Amostra	Condição	Posição	Escoamento (MPa)	Tração (MPa)
Recém Fabricada	Sem tratamento	HD	575.4 ± 9.61	860.6 ± 8.32
		VD	569.5 ± 12.48	851 ± 31.04
T2-1050	1050 °C p/ 5min	HD	675.1 ± 2.15	892.2 ± 7.8
		VD	679.8 ± 12.9	931.6 ± 1.7
T2-1100	1100 °C p/ 30 min	HD	442.2 ± 55.1	663.5 ± 63.59
		VD	483.2 ± 49.51	796.2 ± 81.84

Em contrapartida, para T2-1100 as propriedades citadas diminuíram para ambas direções de deposição comparadas tanto com as recém fabricadas quanto com as com tratamento térmico T2-1050. Além disso, é concluído que as anisotropias das resistências foram amplamente reduzidas neste material devido a matriz de austenita estável formada pelo processo CMT.

O estudo de Selvi et al. (2018) analisa o efeito do tratamento térmico pós processo CMT nas propriedades mecânicas e na microestrutura da liga de alumínio A6061 que contribuiu para a

diminuição dos grãos e uma distribuição mais uniforme dos precipitados. Devido à uniformização dos precipitados e redução dos grãos, é registrado um aumento de 3,8% para a resistência à tração, conforme figura 37, a dureza aumentou em 25,6% e foi alcançado um alongamento de 21,5% maior em comparação a não utilização de tratamento térmico.

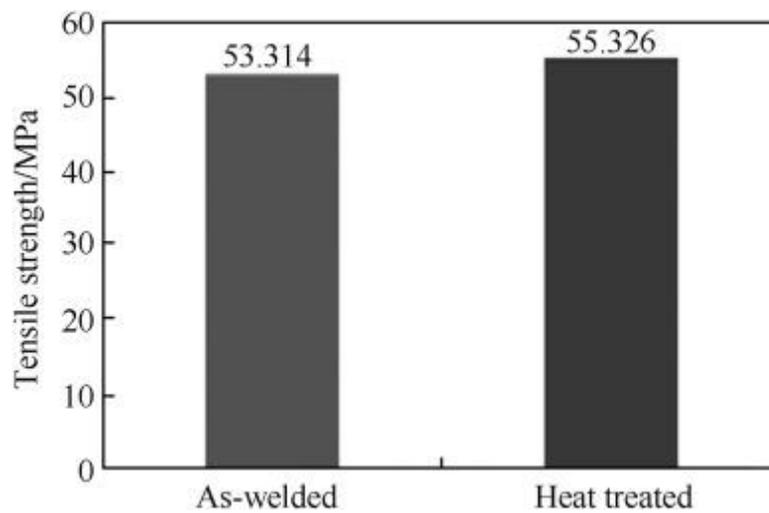


Figura 37 – Resistência a tração das amostras submetidas ao processo CMT com tratamento térmico e sem (SELVI et al., 2018).

3 METODOLOGIA

3.1 CARACTERIZAÇÃO DOS OBJETOS DE ESTUDO

Os objetos de estudo selecionados para este relatório tratam-se das deposições realizadas por Novelino (2021) em seu estudo sobre a geometria de cordões fabricados por manufatura aditiva por deposição a arco via processo CMT. Para as deposições, foi utilizado o arame ER70S-6 cuja classificação é prevista pela American Welding Society (AWS) na norma A5.18, já as especificações quanto composição química e propriedades mecânicas do material estão expostas nas tabelas 6 e 7 nas quais as informações foram retiradas da ficha técnica da Böhler Welding, fabricante do arame utilizado, anexo A.

Tabela 6 - Composição química do arame AWS A5.18 – ER70S-6 (Böhler Welding, 2022).

	C	Si	Mn
wt.-%	0,07	0,85	1,50

Tabela 7- Propriedades mecânicas típicas do material para Ar + 18% CO_2 , como gás de proteção (Böhler Welding, 2022).

Tensão de Ruptura (MPa)	Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)	Energia de Impacto KV J (30°C)
450 (≥ 420)	575 ($\geq 500-640$)	30 (≥ 20)	≥ 27

No entanto, os ensaios e análises se concentram para as deposições de 10, 20 e 100 camadas as quais, igualmente, possuem comprimento de 160 mm. As deposições do material ocorreram no formato bidirecional contínuo com passe fixo (distância da tocha para o início da deposição da próxima camada). Excepcionalmente, para a parede de 100 camadas, a velocidade de deslocamento da tocha é especificada quanto ao deslocamento horizontal e vertical, conforme figura 38. Este método, segundo Novelino (2021) e Pimenta (2022) é vantajoso quanto à velocidade do processo, porque apresenta-se mais rápido quando comparado com a deposição com arco interrompido com controle de temperatura de interpasse.

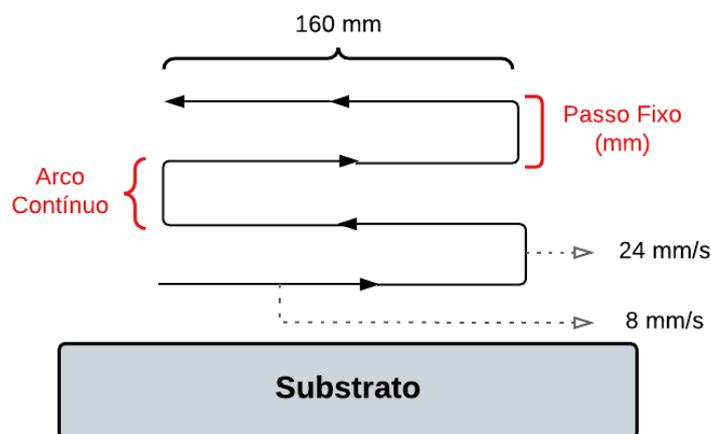


Figura 38 - Método de deposição das amostras.

Os parâmetros adotados para a deposição de cada objeto de estudo, segundo o método de deposição ilustrado na figura 38, são apresentados pela tabela 8. Nesta, é abordada a tensão que permite que a corrente elétrica mantenha-se em operação mesmo quando o eletrodo é afastado do metal base, e que também controla o comprimento do arco elétrico, e a velocidade em que a tocha percorre o material base durante a deposição, que possui influência direta na geometria do cordão depositado e na penetração do material assim como a velocidade de alimentação do arame. A deposição ocorrer em arco contínuo e deposição bidirecional e possuir passo fixo contribuem não

somente para a estabilidade do arco elétrico mas também contribuem para o melhor acabamento das peças finais.

Todas as variáveis citadas possuem interferência direta no grau de penetração da deposição e possuem relação com as diferentes microestruturas que um material metálico como o ER70S-6 possa vir a ter. Nota-se que, conforme tabela 8, apesar de todas as deposições ocorrerem bidirecionalmente e com arco contínuo, ambas as velocidades e a corrente implementadas para a amostra de 100 camadas são inferiores em relação as amostras de 10 e 20 camadas, contribuindo para um resfriamento mais lento. Além disso, para este relatório, a nomenclatura adotada para cada amostra, refere-se como amostra A para a parede de 10 camadas, amostra B para a parede de 20 camadas e amostra C para a parede com 100 camadas depositadas.

Tabela 8 - Parâmetros de deposição dos três objetos de estudo (Novelino, 2021).

	Amostra A	Amostra B	Amostra C
Passo Fixo (mm)	1,2	1	1,2
Corrente (A)	131	110	64
Tensão (V)	20,15	21,4	20,6
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	5,2	4,2	2,6
Velocidade de deslocamento da tocha (mm/s)	12	12	8,0 horizontal e 24,0 vertical
Deposição / arco	Bidirecional/Contínuo	Bidirecional/Contínuo	Bidirecional/Contínuo

3.2 ETAPAS EXPERIMENTAIS

Por se tratarem de três objetos de estudo e cada amostra possui apenas um único corpo de prova, um fluxograma de atividades, figura 39, foi desenvolvido com o objetivo de organizar e facilitar a compreensão dos processos e de como eles estão interligados. Nele, também se faz possível compreender em que etapas estavam previstos obstáculos e como proceder uma vez que algum erro fosse identificado, estabelecendo uma relação de início, meio e fim para a cadeia de processos.

Inicialmente, os objetos de estudo são selecionados a partir das paredes depositadas e estudadas por Novelino (2021), e então foram extraídos os corpos de prova referente às amostras A, B e C. A primeira coleta de dados se deu na análise dimensional visto que baseava-se nas medições de espessura das seções transversais, exigindo uma superfície e laterais livres para minimizar os erros associados. Em seguida, para dar início aos ensaios, especificamente para ensaio metalográfico e de microdureza, a preparação das amostras se faz imprescindível como etapa prévia para resultar numa revelação satisfatória da microestrutura. Antecipando possíveis falhas nas etapas de lixamento e polimento, que interferem diretamente na visualização microestrutural, foi estabelecido que, assim que o erro fosse identificado, as atividades recomeçavam na etapa de lixamento quantas vezes fossem necessárias.

Uma vez que a revelação atende ao esperado, o ensaio metalográfico deve ser realizado anterior ao ensaio de microdureza, mesmo que não se caracterize como ensaio destrutivo, devido a impressão que o indentador deixa na superfície da amostra, pode prejudicar as imagens coletadas na metalografia. Por fim, coletam-se os resultados e realiza-se análise os correlacionando para obter as conclusões.

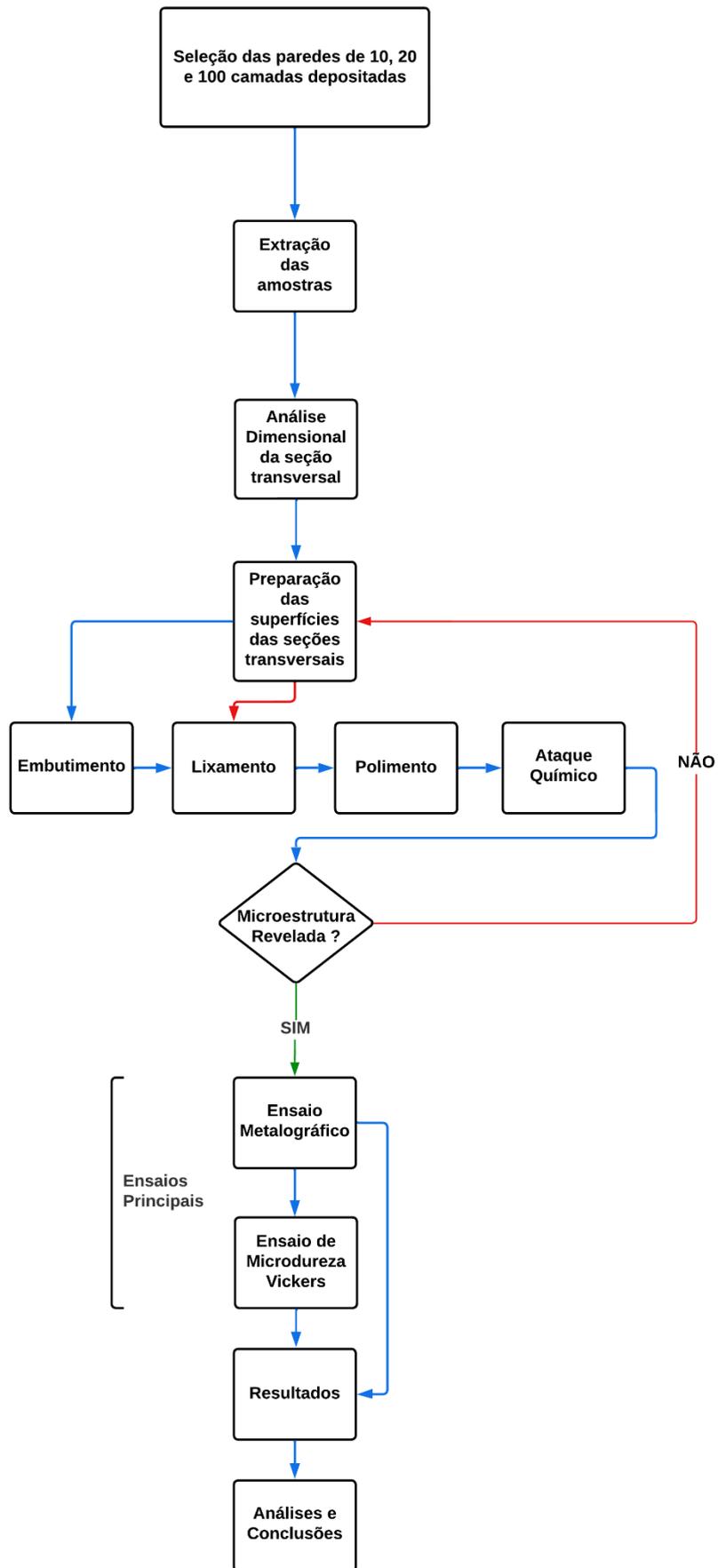


Figura 39 - Fluxograma de atividades.

3.2.1 ANÁLISE DIMENSIONAL DAS AMOSTRAS

Para a análise dimensional, a etapa de extração dos corpos prova, que normalmente encontra-se em preparação de amostras, foi antecipada para que fosse possível realizar medições referentes à espessura da deposição e à altura do número total de camadas nas seções transversais de cada amostra. As medições foram realizadas com um paquímetro eletrônico, com resolução de 0,1mm e acurácia de $\pm 0,1$ mm conforme especificações no verso do equipamento.

Para cada altura, foram coletadas cinco medições e então calculada a média e o desvio padrão, com grau de confiabilidade de 99,70% ($\sigma * 3$), com duas casas decimais. Já para a espessura, também foram realizadas cinco medições partindo da altura do substrato (metal base) e então a cada 2mm até a altura final, conforme figura 40. A partir das dimensões analisadas se fez possível estabelecer os melhores percursos para realizar as impressões da microdureza e as análises da microestrutura.

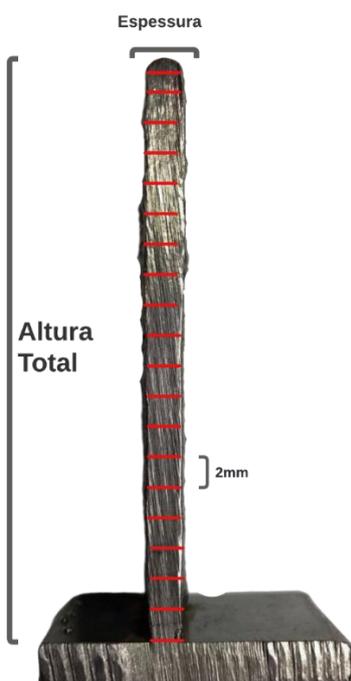


Figura 40 - Mapeamento de medições das amostras.

3.2.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Como exposto no fluxograma da figura 39, a preparação da superfície das seções transversais das amostras possui 5 etapas, respeitando as normas NBR 13284 (ABNT, 1995) baseada na norma ASTM E-3 (ASTM, 1995), com atualização em 2017 pela E3-11 (ASTM, 2017). Dessa forma, diante do fluxograma de preparação das amostras, as etapas possuem o objetivo de:

- 1ª Etapa – Extração: escolha e separação da área a ser analisada nas amostras depositadas.
- 2ª Etapa – Embutimento a frio: revestimento da amostra para facilitar manuseio nas demais etapas.
- 3ª Etapa – Lixamento: lixamento sucessivo a base de água para minimizar falhas decorrentes da extração e da própria superfície do material.
- 4ª Etapa – Polimento: através de pasta abrasiva, obtenção de uma superfície sem falhas e superficialmente espelhada.
- 5ª Etapa – Ataque Químico: revelação da microestrutura por meio de reação química entre os componentes do material e o ácido nítrico.

3.2.3 ENSAIO METALOGRÁFICO

Uma vez que a preparação das amostras resultou na revelação da microestrutura, imagens foram geradas com o auxílio do microscópio confocal *Olympus Confocal Microscope LEXT OLS3100*, figura 41, com lentes objetivas de 5x, 10x, 20x e 50x e escaneamento a laser. Com este equipamento, foi possível obter o perfil da seção transversal completa de cada amostra, além do uso de outras ferramentas do próprio software do microscópio que permite medições como o tamanho dos grãos presentes na microestrutura.



Figura 41 - Microscópio Confocal Olympus (Olympus, 2007).

Como a microestrutura tende a ser diferente ao passo que mais camadas são depositadas, somente uma imagem da seção transversal completa não fornece informações suficientes para análise microestrutural. Por isso, a partir do escaneamento total, mais imagens foram geradas, separadamente, das áreas superior (camadas do topo), intermediária (camadas do meio e/ou zonas de transição de microestrutura) e inferior (camadas próximas ao substrato), como na figura 42.

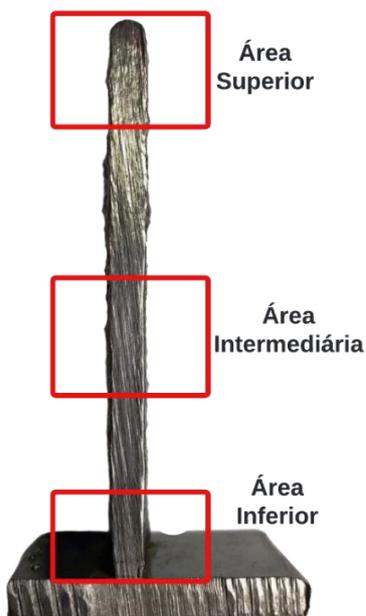


Figura 42 - Áreas para retirada de imagens nas amostras.

Quanto a análise quantitativa, com o auxílio do próprio software LEXT, a partir das imagens coletadas das amostras, e dos parâmetros presentes nas normas ASTM E112 (ASTM, 2013) e ASTM E1382 (ASTM, 2015), técnica que permite o cálculo da área média dos grãos interceptados por um plano amostral, calculou-se o número G correspondente ao tamanho ASTM dos grãos das áreas indicadas na figura 42 e a distância entre as interseções dos grãos presentes no plano amostral.

3.2.4 ENSAIO DE MICRODUREZA

O ensaio de microdureza *Vickers* é realizado com o objetivo de, ao quantificar uma propriedade mecânica, relacioná-la com a microestrutura da respectiva área na qual foi aferida, para isso, foi utilizado o equipamento DuraScan da EMCO TEST com lentes de aproximação de 10x e 40x, figura 43. Os parâmetros para o ensaio foram retirados da NBR ISO 6507-1 (ABNT ISO, 2019) para obtenção da microdureza *Vickers* para materiais metálicos, diante disso, foi utilizado um indentador de diamante piramidal de base quadrada e ângulo entre faces de 136° , a velocidade admissível para o indentador foi de $\leq 0,200$ mm/s com duração de 7s para penetração e a carga escolhida aplicada foi de 0,5 kgf.



Figura 43 - Equipamento DuraScan para medição de microdureza Vickers (EMCO TEST, 2022).

Optou-se por realizar três faixas de impressão do indentador: faixa lateral esquerda, faixa central e faixa lateral direita, a distância horizontal entre cada indentação foi cerca de 2mm e da mesma forma para a distância vertical, com exceção das primeiras medições que estão a 0,9mm do substrato e 0,3mm. Estes deslocamentos foram escolhidos com base das medidas obtidas na subseção de análise dimensional e são ilustradas na figura 44.

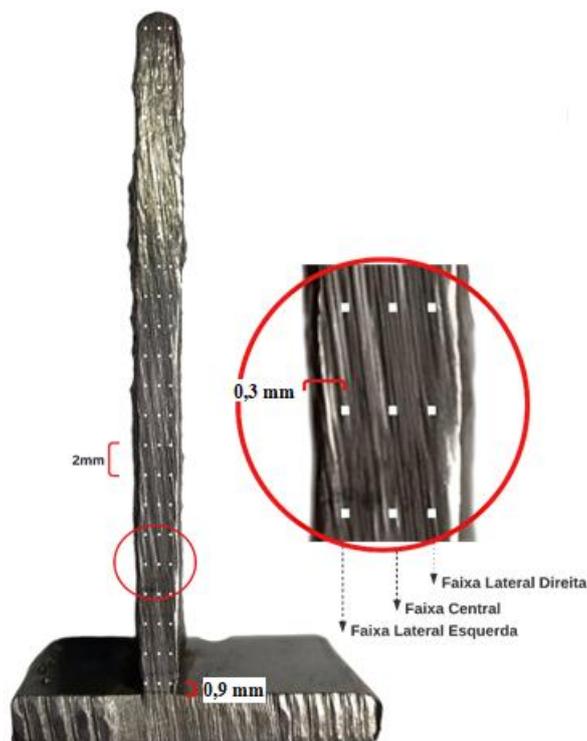


Figura 44 - Método adotado para medição de microdureza ao longo da seção transversal.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Como apresentado na seção 3.2.2, a preparação das amostras segue, obrigatoriamente, as etapas descritas pelas normas NBR 13284 (ABNT, 1995) e ASTM E-3 (ASTM, 1995), e diante do exposto no fluxograma da figura 37, os resultados obtidos para cada etapa consistiram em:

1ª Etapa – Extração: Realizou-se um corte transversal, como o da figura 40, com serra fita horizontal e lubrificação em óleo solúvel com o objetivo de evitar qualquer tipo de meio abrasivo que pudesse afetar a microestrutura das amostras.

2ª Etapa – Embutimento a frio: Cada amostra foi alocada com a respectiva seção transversal sobre uma superfície plana e lisa em um molde vazado. Foi utilizada uma resina de poliéster polimerização rápida da marca Crystal sob uma proporção de 100ml para 1 ml de catalisador, o tempo de cura foi de 24 horas para o desmolde, como ocorreu para a amostra A na figura 45.



Figura 45 - Amostra A imediatamente após o desmolde.

3ª Etapa – Desbaste: Tratou-se do uso de lixas d'água em equipamento rotativo com baixa velocidade e fluxo contínuo de água sobre as lixas. Foram utilizadas, necessariamente nesta ordem, as lixas de granulometria: 220, 400, 600, 1000, 1200 e 1500. Cada amostra foi mantida sob desbaste em sentido horário, 90°, de rotação por 5 minutos, depois realocada para sentido anti-horário, 180°, por mais 5 minutos ininterruptos, e então foi repetido mais 5 minutos para cada sentido de rotação, 270° e 360° em relação a primeira posição, antes de reiniciar o lixamento com a próxima lixa. O resultado após cada lixa pode ser visualizado na figura 46.

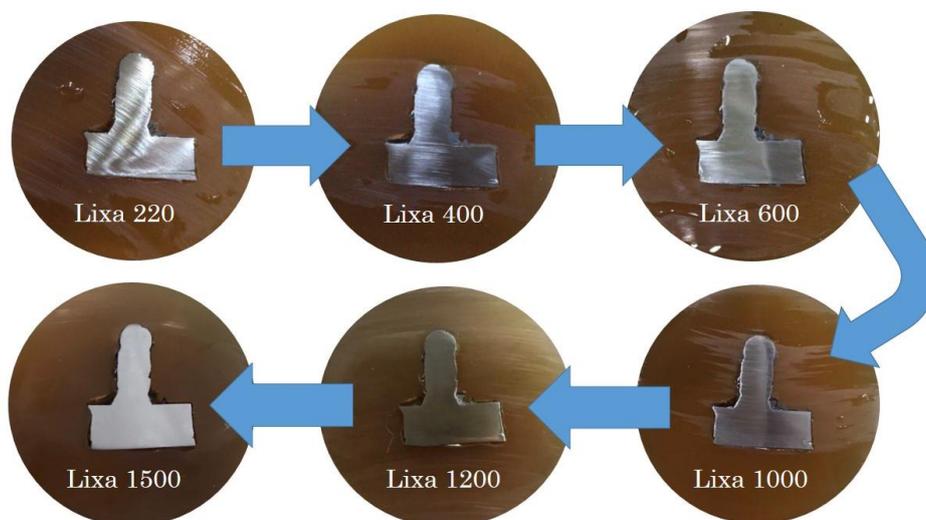


Figura 46 - Amostra A após desbaste.

4ª Etapa – Polimento: Foi utilizado óxido de alumínio “alumina” de 1µm (grau 4) em disco de feltro também em equipamento rotativo com baixa velocidade. E de forma semelhante a etapa 3, cada amostra foi mantida em sentido horário e anti-horário por 5 minutos de forma alternada para obter uma superfície sem falhas e superficialmente espelhada como na figura 47. Antes da próxima etapa, a amostra foi limpa em água corrente e álcool comercial para evitar possíveis oxidações devido ao acúmulo de água nos poros do material e nas áreas entre a resina e a amostra. Especificamente para a amostra B, o substrato foi removido para que o material depositado coubesse no molde disponível.

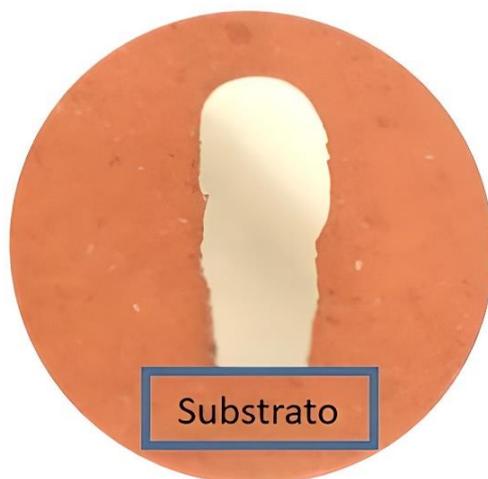


Figura 47 - Amostra B após polimento.

5ª Etapa – Ataque Químico: Para a revelação da microestrutura, a última etapa consistiu em duas submersões consecutivas das amostras em ácido nítrico “Nital” de 10%, (90 ml de álcool etílico e 10 ml de ácido nítrico concentrado, entre 2s e 3s de tempo de ataque. Obtida a superfície superficialmente fosca, figura 48, as amostras foram imediatamente lavadas em água corrente, secadas com álcool e submetidas a corrente de ar.



Figura 48 - Amostra A imediatamente após ataque.

Finalizada a preparação da superfície com o ataque químico e limpeza final, com o passar de alguns minutos, visto que o reagente químico continua agindo sobre a superfície, foi possível visualizar macroscopicamente a microestrutura revelada, como apresenta a figura 49 para a amostra B. Dessa forma, já é possível prever as áreas que possuem diferentes configurações microestruturais, zonas de transição e diferença entre o formato e tamanho dos grãos.



Figura 49 - Amostra B com microestrutura revelada.

4.2 ANÁLISE DIMENSIONAL DAS AMOSTRAS

Análises dimensionais foram realizadas por Novelino (2021) para estas amostras, no entanto, anteriormente aos cortes que apresentam a seção transversal das paredes depositadas e ao longo da deposição e a mesma estratégia foi adotada no estudo de Pimenta (2022). As medições foram aferidas na vista superior das camadas do topo das amostras e, simultaneamente, ao longo da deposição, e devido a fusão continuada do material, respingos, e entre outras falhas que podem ocorrer durante a deposição do material, analisar a peça final em sua superfície externa pode contribuir para que os dados coletados não sejam precisos e não forneça informações reais quanto as áreas efetivas do componente.

Dessa forma, com o objetivo de aumentar a precisão das medições e realizar uma análise dimensional que informe dados que contribuam para o conhecimento das áreas efetivas de um material depositado via processo CMT. A partir da seção transversal das amostras A, B e C, as alturas totais e espessuras foram aferidas e as tabelas presentes no apêndice A informam, detalhadamente, todas as medições realizadas para cada amostra.

As tabelas 9, 10 e 11, apresentam os valores médios para as alturas e espessuras das amostras A, B e C, respectivamente. A amostra A, ao longo de sua seção transversal, obteve mínima diferença quanto a espessura, obtendo o menor valor médio na altura 12mm e maior valor médio na altura 0mm, e como os valores possuíram diferença nas casas decimais, cerca de 7,17% de redução, não é possível avaliar tendência ao espessamento para 10 camadas depositadas visto que as camadas superiores apresentam menores valores comparadas com as camadas iniciais, como demonstra a tabela 9. Também é observado que o desvio padrão apresentou pouca diferença ao decorrer da altura o que pode indicar uniformidade nas extremidades da superfície da seção transversal.

Tabela 9 - Média das medições para amostra A.

Altura (mm)		
Média	Desvio Padrão	
12,28	0,25	
Espessura (mm)		
Distância do substrato (mm)	Média	Desvio Padrão
0	5,58	0,25
2	5,32	0,25
4	5,26	0,27
6	5,24	0,34
8	5,22	0,25
10	5,28	0,25
12	5,18	0,25

A amostra B obteve menor espessura média na altura 0mm e maior espessura média na altura 14mm, e de forma oposta à amostra A, entre as alturas 0 e 10mm, a seção transversal apresentou aumento da espessura, cerca de 30,75%, o que indica significativa tendência ao espessamento nas camadas superiores como é possível visualizar na tabela 10. Na altura 18mm, próxima a altura média final, há pequena redução da espessura, contudo, justificada devido ao formato arredondado característico de uma camada depositada individualmente. Assim como na amostra A, o desvio padrão permaneceu na maior parte das alturas, semelhante.

Tabela 10 - Média das medições para amostra B.

Altura (mm)		
Média		Desvio Padrão
18,22		0,25
Espessura (mm)		
Distância do substrato (mm)	Média	Desvio Padrão
0	5,18	0,25
2	5,34	0,16
4	5,52	0,25
6	6,14	0,27
8	6,32	0,25
10	7,08	0,39
12	7,22	0,25
14	7,48	0,25
16	7,32	0,25
18	6,46	0,34

A amostra C, tabela 11, também apresenta desvio padrão semelhante ao longo das distâncias aferidas, no entanto, apresentou a menor espessura média dentre as três, presente na altura 0mm e maior espessura média na altura de 74mm, com aproximadamente 40,74% de aumento. Contudo, quando comparada a diferença entre a espessura mínima com as espessuras obtidas nas alturas de 12mm e 18mm que, analogamente, representariam as 10 e 20 camadas, respectivamente, é obtida as porcentagens de 22,89% e 28,09% de aumento de espessura. Estes valores indicam que o espessamento para 100 camadas ocorre de forma gradual conforme a adição de novas deposições, e que com o maior número de ciclos térmicos, maior é a tendência ao espessamento das camadas superiores em comparação as camadas inferiores, próximas ao substrato.

Tabela 11 - Média das medições para amostra C.

Altura (mm)					
Média			Desvio Padrão		
86,94			0,34		
Espessura (mm)					
Distância do substrato (mm)	Média	Desvio Padrão	Distância do substrato (mm)	Média	Desvio Padrão
0	3,84	0,34	44	5,86	0,16
2	4,12	0,25	46	5,78	0,33
4	4,42	0,25	48	5,76	0,16
6	4,62	0,25	50	5,74	0,16
8	4,68	0,25	52	5,84	0,16
10	4,90	0,21	54	5,90	0,21
12	4,98	0,25	56	6,10	0,21
14	5,00	0,21	58	5,94	0,16
16	5,38	0,25	60	6,02	0,33
18	5,34	0,16	62	6,22	0,25

Continuação tabela 11 - Média das medições para amostra C.

20	5,50	0,30	64	6,00	0,21
22	5,46	0,34	66	5,84	0,34
24	5,20	0,21	68	6,04	0,27
26	5,48	0,13	70	5,98	0,25
28	5,22	0,25	72	6,26	0,54
30	5,50	0,21	74	6,48	0,25
32	5,44	0,16	76	6,08	0,39
34	5,66	0,16	78	5,90	0,47
36	5,58	0,13	80	5,90	0,21
38	5,46	0,16	82	5,60	0,30
40	5,42	0,25	84	5,48	0,13
42	5,24	0,16			

Com os valores para as espessuras médias e as alturas, foi possível representar por meio de CAD (através do software Fusion 360) uma versão simetricamente ideal quanto a deposição, no entanto, a versão real das deposições está sujeita a certa instabilidade de deposição, devido ao aporte térmico e o gradiente de temperatura, o que pode ocasionar em maior região ocupada pela poça de penetração gerando cordões mais largos, o que explica a melhor proporção entre a primeira e a última camada da amostra A.

Já a amostra B, também sujeita às mesmas condições, possui o diferencial do menor tempo de resfriamento entre a primeira camada e a última, isto é, para a amostra de 20 camadas presume-se que as deposições iniciais tiveram menos tempo para resfriamento entre as camadas intermediárias e superiores, contribuindo para maior fusão entre estas camadas promovendo maior penetração do material e então seções mais grossas. Já a amostra C utilizou menor velocidade de deslocamento da tocha em relação as amostras A e B, o que pode ter contribuído para aumentar o tempo de resfriamento entre sucessivas deposições, que possuíram mais ciclos térmicos, o que pode explicar o gradual espessamento e maior diferença entre menor e maior espessura.

Com o gráfico plotado a partir das espessuras médias, desvios padrão e da distância do substrato, figura 50, foi possível comparar o comportamento das três amostras e observar tendência ao espessamento das camadas superiores mais próximas ao topo em relação às camadas inferiores mais próximas ao substrato. É possível visualizar na linha azul, amostra A, que a espessura possui maior uniformidade ao longo de sua altura e também maiores espessuras quando comparada com as zonas inferiores das amostras B e C. No entanto, é a amostra B que apresentou maior espessura média, que pode ser justificada pela maior penetração do material o que também prejudicou sua altura efetiva uma vez que possui altura próxima à amostra A mesmo que tenha o dobro de camadas depositadas. A linha verde, amostra C, apresenta menor discrepância quanto as espessuras medidas ao longo das camadas em comparação à amostra B, o que é um indicativo positivo para deposições de grandes dimensões, que mesmo com as camadas iniciais mais finas, apresenta pequena diferença de espessura ao longo das camadas intermediárias.

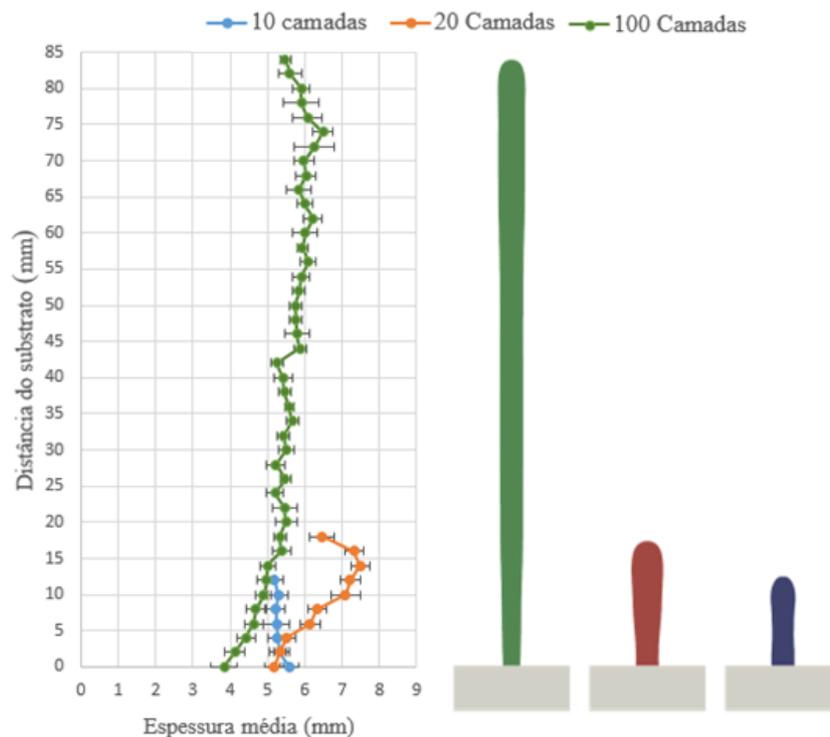


Figura 50 - Comparação gráfica “espessura vs altura” e representação em CAD das amostras C, B e A.

4.3 ANÁLISE METALOGRÁFICA

Como as três amostras de mesmo material foram submetidas a parâmetros de deposição semelhantes, após a revelação a partir do ataque químico, foi possível identificar diferentes microestruturas em regiões distintas em cada uma das amostras por se tratar de um aço hipoeutetóide (baixíssimo carbono), por análise visual ao comparar com estudos de outros autores. Diante disso, os subitens 4.3.1, 4.3.2 e 4.3.3 apresentam as imagens, com maior resolução e proximidade, coletadas das zonas superior, inferior, intermediária e de transição. Maior detalhamentos das imagens apresentadas neste item, verificar Apêndice B.

4.3.1 10 Camadas (Amostra A)

Para a amostra A, foi utilizada a lente de 50x uma vez que a lente de 20x (utilizada nas amostras B e C) não apresentou informações visualmente satisfatórias para análise microestrutural. No perfil da seção transversal da amostra A é identificada uma microestrutura mais escurecida em comparação às outras amostras analisadas, em sua zona superior, representada pela figura 51b, há a presença de poucos poros e a microestrutura não apresenta contornos de grão evidentes, com grãos, segundo a norma ASTM E112 (ASTM, 2013), de tamanho 10,74. As regiões mais escuras correspondem a grãos refinados de perlita que coexistem com as regiões mais claras, referentes aos grãos de ferrita. Como as regiões mais claras apresentam aspecto de “agulhas”, é identificada a presença, em baixa quantidade, de bainita, em maior quantidade na zona superior, do que na zona inferior. Na zona inferior, figura 51c, os grãos possuem tamanho aproximado de 11,4 e há a maior presença de perlita em uma estrutura próxima a laminar, visto que foi possível observar em ambas as figuras, 51b e 51c, os grãos seguindo a direção do fluxo de calor, de cima para baixo. Por análise comparativa, a presença de bainita é esperada para a amostra como um todo.

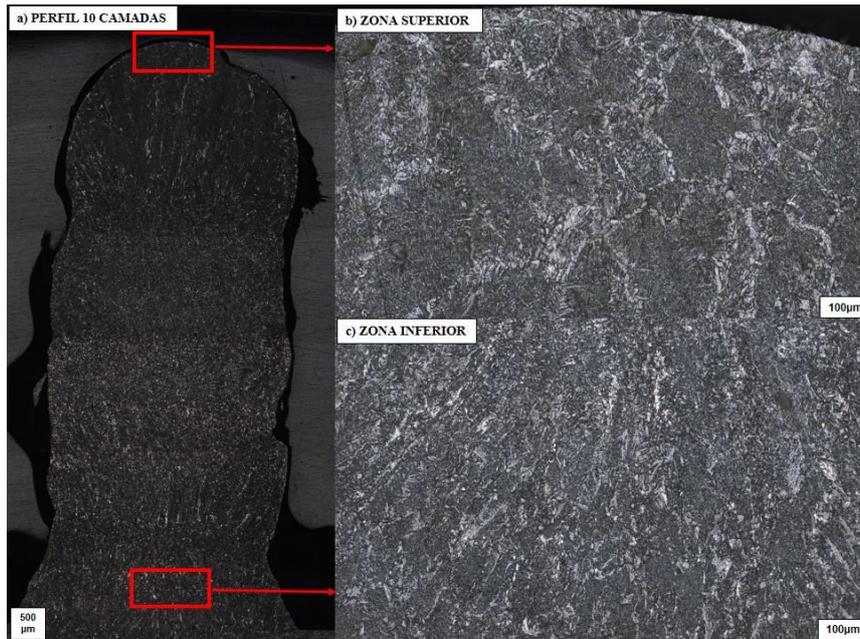


Figura 51 - Microestrutura da amostra A com lente 50x em a) Perfil, b) Zona superior, c) Zona Inferior.

Por outro lado, a figura 52b, a zona intermediária 1 (maior proximidade à zona superior), apresentou microestrutura semelhante à da zona inferior, com grão de tamanho 10,9, figura 51c, maior presença de perlita e ainda menor quantidade de ferrita e não há mais formatos de agulha o que sugere que não há mais bainita nesta região, além disso, poros também são encontrados nesta região. Já na figura 52c, a zona intermediária 2 (maior proximidade à zona inferior), possui regiões mais claras em relação a microestrutura presente na figura 52b, ainda que mais refinados quando comparados com as figuras 51b e 51c, tamanho 11,26 indicando a presença de ferrita, com poucos grãos agulhados que indicariam a bainita. Quando comparada com as microestruturas das amostras B e C, a transição (figuras 52b e 52c) entre microestruturas é tênue e pouco significativa.

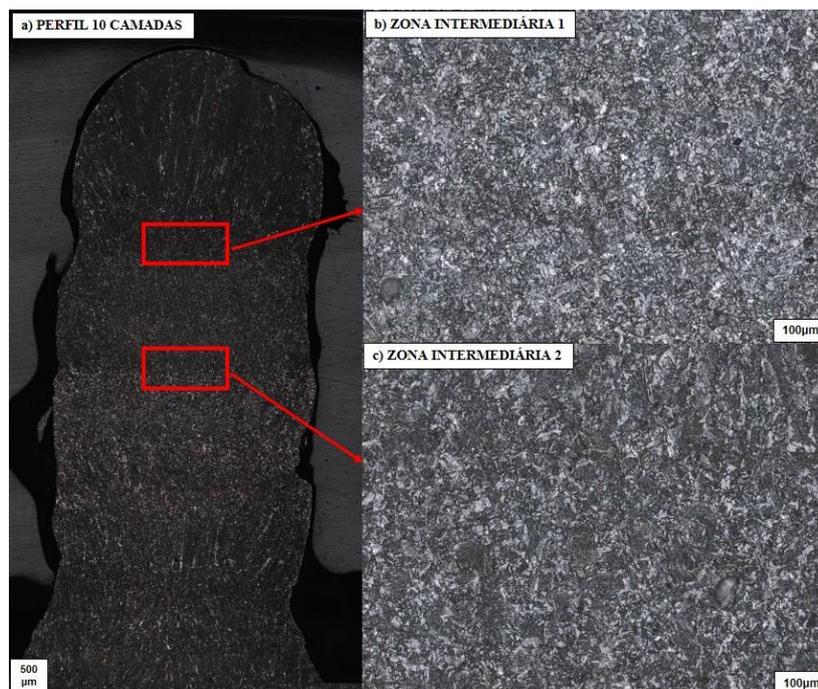


Figura 52 - Microestrutura da amostra A com lente 50x em a) Perfil, b) Zona Intermediária 1, c) Zona Intermediária 2.

4.3.2 20 Camadas (Amostra B)

O refinamento dos grãos equiaxiais ferríticos aciculares são predominantes na zona inferior, figura 53c, da amostra B, tamanho 9,15, provavelmente, devido a temperatura do metal base no momento da deposição que contribuiu para que os grãos encontrassem condições de nucleação. No entanto, também é possível supor a presença de bainita no topo da amostra, o que também é esperado devido ao rápido resfriamento associado a ausência de novos ciclos térmicos e ao contato contínuo com ar em temperatura ambiente, como a literatura específica. Na zona superior também é encontrada uma microestrutura com grãos ainda alongados, tamanho 8,17, cujo caráter colunar é inerente aos sucessivos ciclos térmicos consequentes das múltiplas camadas depositadas, maior presença de ferrita em relação a perlita caracterizou a microestrutura da figura 53b.

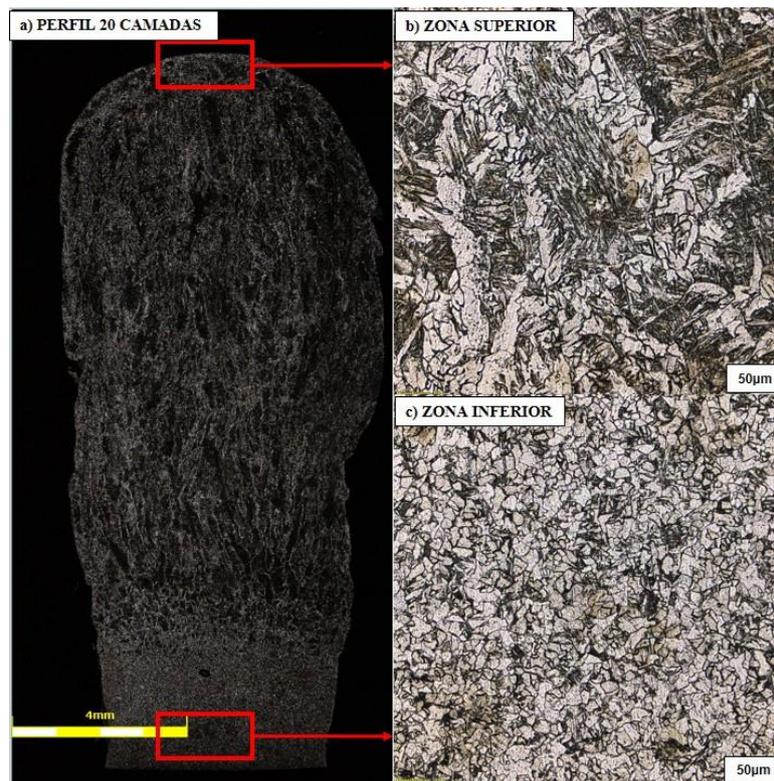


Figura 53 - Microestrutura da amostra B com lente 20x em a) Perfil, b) Zona superior e c) Zona Inferior.

Na zona intermediária, figura 54b, que consiste na maior área da amostra, a microestrutura é apresentada em ferrita poligonal (alongada nos contornos dos grãos), em maior quantidade, contornando a perlita em sua estrutura laminar, cujo tamanho dos grãos é cerca de 7,95. Já a figura 54c ilustra o exato ponto de transição colunar/equiaxial, com grãos de 8,36, da microestrutura que, seguindo o sentido de solidificação, encontraram condição de crescimento em meio ao material em fusão à frente da delimitação colunar de crescimento, predominantemente ferrítica com encontro de ferrita poligonal com ferrita acicular. Nota-se que ao contrário da amostra A, a amostra B apresentou zona de transição com demarcação evidente, com maior proximidade ao metal base, e dividindo a amostra em duas microestruturas características. Ainda nesta comparação, a amostra B apresenta maior quantidade de defeitos após a solidificação como poros e inclusões que está associada ao fluxo do gás de proteção e a menor corrente de soldagem e menor tempo de resfriamento influenciado pela temperatura inferior do metal base no momento da deposição, o que indica maior tamanho dos poros nesta região.

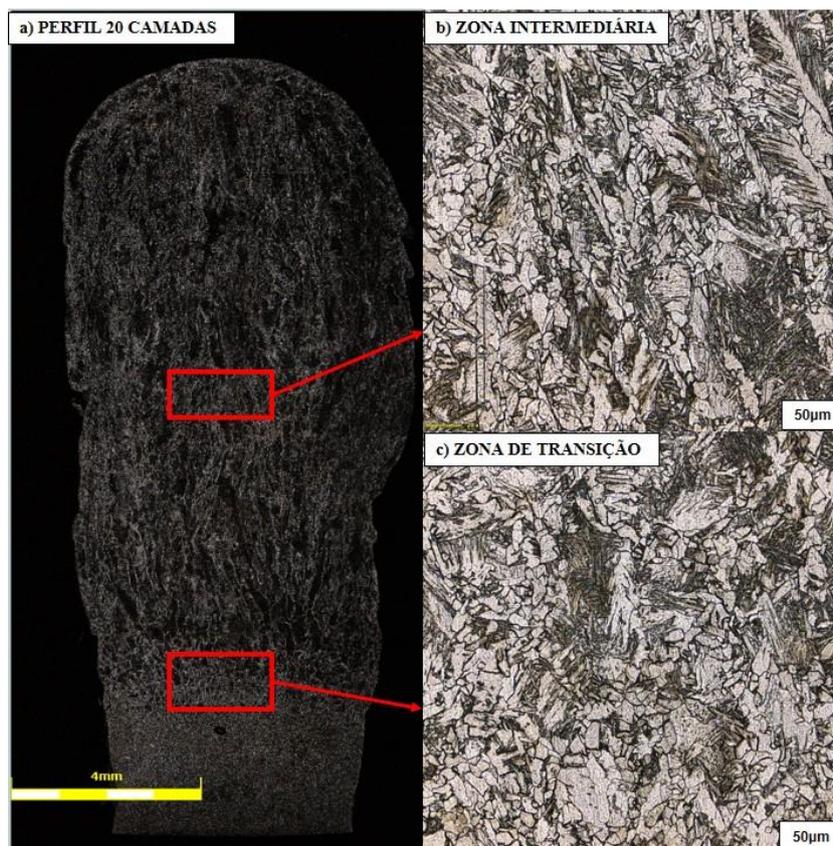


Figura 54 - Microestrutura da amostra B com lente 20x em a) Perfil, b) Zona intermediária e d) Zona de transição.

4.3.3 100 Camadas (Amostra C)

A figura 55 apresenta quatro diferentes configurações microestruturais para a amostra de 100 camadas. É perceptível em seu perfil, figura 55a, que há uma zona de transição de microestruturas significativamente delimitada a uma altura maior em relação a zona de transição encontrada para a amostra B. No entanto, da mesma forma, em sua zona inferior, figura 55e, são observados grãos equiaxiais perlíticos em maior quantidade em comparação aos grãos ferríticos aciculares, isto é, grãos refinados (ASTM 9,86) em relação ao restante da amostra, a tendência ao refinamento também é percebida no topo da última camada presente na zona superior, figura 55b, mesmo apresentando grãos ferríticos mais grossos, tamanho médio de ASTM 7,93, quando comparado com as zonas inferior e de transição, e também é suspeita a presença de bainita nesta área conforme comparações com a literatura.

Em comparação as amostras A e B, as quantidades de poros e inclusões aumentaram, especialmente na zona inferior, o que é justificado pelo menor tempo de resfriamento em decorrência da menor corrente, e das velocidades de deslocamento e alimentação do arame.

Grãos grosseiros (ASTM 6,95) são predominantes na zona intermediária, figura 55c, da amostra C, essa microestrutura é a que possui maior área como é possível visualizar no perfil completo da seção transversal, figura 55a, assim como na amostra B que os possui em menor tamanho. Quanto aos componentes microestruturais, a maior quantidade de grão do tipo ferrita poligonal (regiões mais claras alongadas nos contornos de grão), contornando perlita são facilmente percebidas.

Na zona de transição, cuja delimitação é significativa com grãos de tamanho 7,17, evidencia-se a transformação dos grãos alongados para grãos mais refinados em direções aleatórias com maior presença de perlita refinada (regiões mais escurecidas), ademais, o início da transição ocorre a altura superior que as alturas totais das amostras A e B.

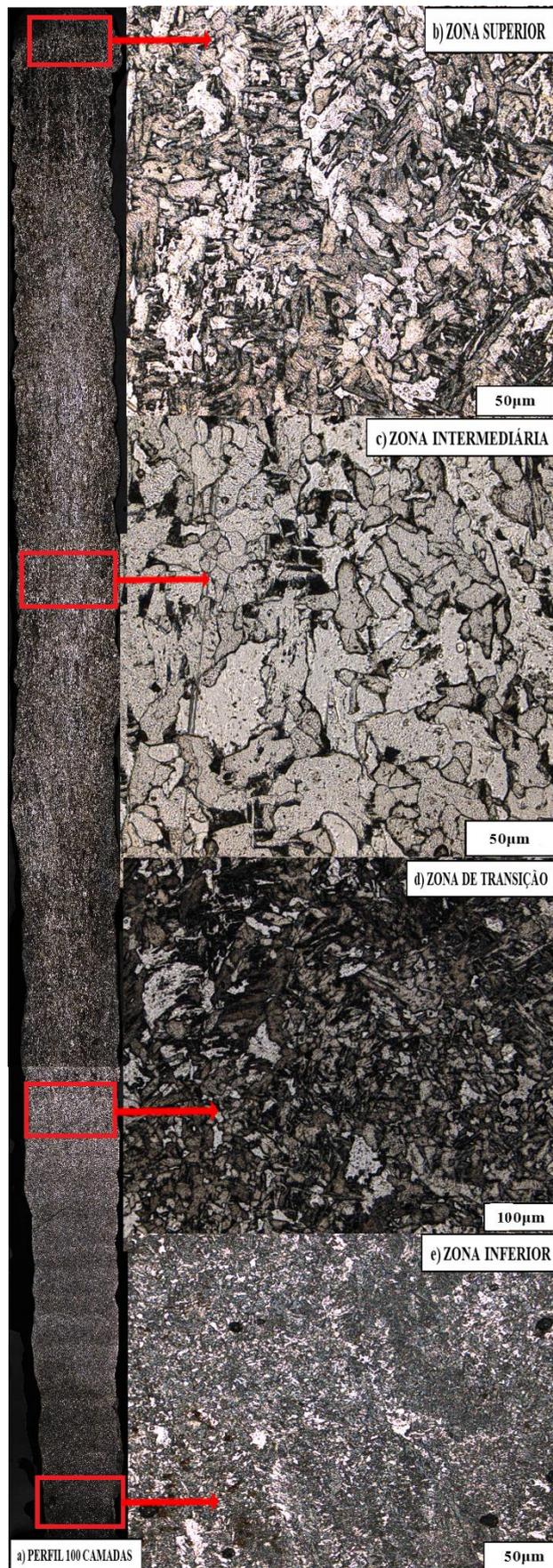


Figura 55 - Microestrutura da amostra C com lente 20x em a) Perfil, b) Zona Superior, c) Zona Intermediária, d) Zona de Transição e e) Zona Inferior.

4.4 ANÁLISE DE MICRODUREZA

O objetivo da análise desta propriedade mecânica é relacioná-la às microestruturas encontradas ao longo das camadas depositadas, diante disso, a microdureza Vickers foi coletada em relação as distâncias do substrato e nas direções centrais e laterais direita e esquerda, para valores detalhados e todas as medições aferidas, verificar Apêndice A.

4.4.1 10 Camadas (Amostra A)

A tabela 12 reúne os valores de microdureza Vickers para as três faixas em diferentes alturas, apresentando o maior valor na altura de 12mm (214 HV) na lateral direita e menor valor na altura de 4,9mm (160 HV) na lateral direita. Baixos valores de microdureza eram esperados por se tratar de um material com baixo teor de carbono. No entanto a amostra A apresentou valores consideravelmente menores na altura de 6,9mm, cuja localização está na zona intermediária da microestrutura que, área com grãos ligeiramente maiores em comparação as demais áreas que diferem um pouco das zonas inferior e, especialmente, superior que apresenta os maiores valores de microdureza, sugerindo a presença de bainita junto à ferrita.

Tabela 12 - Microdureza Vickers por faixa em relação à distância do substrato para amostra A.

Microdureza Vickers (HV)			
Distância do substrato (mm)	Lateral esquerda	Central	Lateral direita
0,9	177	180	178
2,9	192	180	180
4,9	174	175	160
6,9	164	165	162
8,9	175	172	190
10,9	195	192	203
12,0	204	210	214

Com os dados da tabela 12 foi plotado o gráfico da figura 56A que ilustra o perfil de microdureza Vickers da amostra A. É possível perceber que, exceto pela microdureza aferida na altura 2,9mm, a faixa central e lateral esquerda possuem comportamento semelhante, enquanto que a faixa lateral direita apresenta valores discrepantes em 4,9mm, 8,9mm e 10,9mm.

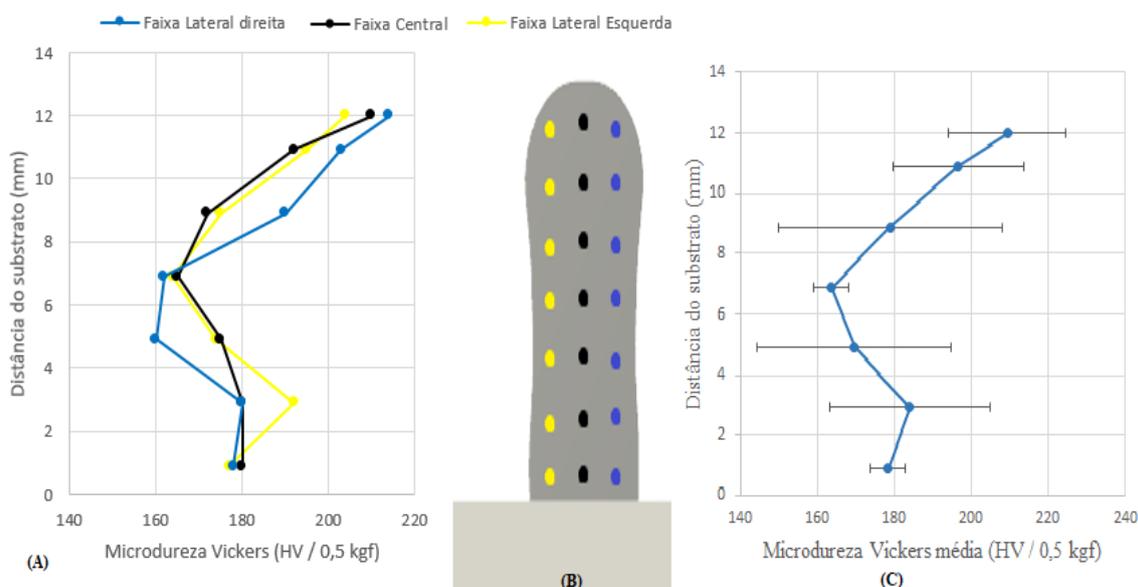


Figura 56 – A) Microdureza Vickers para amostra A, B) Perfil e C) Microdureza média.

Para refinar a análise, a tabela 13 apresenta um comparativo da microdureza obtendo valores médios para cada altura, para melhor relacioná-los com as configurações microestruturais encontradas ao longo da seção transversal. Obteve-se a microdureza média por faixa, para associar com parâmetros e contextos de deposição e por fim, obteve-se a média total para, a partir da associação de todos os fatores, comparar o valor entre os três objetos de estudo.

Quanto a média horizontal, visualizável na figura 56C notou-se menores valores nas alturas de 4,9mm e 6,9mm que estão localizadas na zona intermediária da amostra A. Para a microdureza média vertical, os valores encontrados para cada faixa não apresentaram diferença significativa, mesmo que a faixa lateral direita tenha apresentado maior valor, enquanto que para a média total, a microdureza apresentou valor semelhante aos encontrados para as faixas laterais e central e ao valor encontrado na área inferior da amostra cuja microestrutura é predominantemente perlítica laminar.

Tabela 13 - Microdureza Vickers média horizontal, vertical e total para amostra A.

Microdureza Vickers Média Horizontal		
Distância do substrato (mm)	Média (HV)	Desvio Padrão
0,90	178,33	4,58
2,90	184,00	20,78
4,90	169,67	25,16
6,90	163,67	4,58
8,90	179,00	28,93
10,90	196,67	17,06
12,00	209,33	15,10
Microdureza Vickers Média Vertical		
Faixa Analisada	Média (HV)	Desvio Padrão
Lateral Esquerda	183,00	42,57
Central	182,00	44,67
Lateral Direita	183,86	60,11
Microdureza Vickers Média Total		
Média (HV)		Desvio Padrão
182,95		47,24

Conforme a média de microdureza *Vickers* por altura e relacionando-a com as microestruturas encontradas para a amostra A, observou-se que os menores valores foram aferidos na zona intermediária 2, a qual é caracterizada pela maior presença de ferrita poligonal coexistindo com perlita laminar em contraste com os maiores valores que localizaram-se nas zonas superiores que possuem microestrutura com grande semelhante, contudo, com a presença de bainita.

4.4.2 20 Camadas (Amostra B)

Para a amostra B, a tabela 14 sintetiza os valores de microdureza *Vickers* para a mesma disposição da amostra A, mas apresenta o maior valor (183 HV) na altura de 16,9mm para a lateral esquerda e menor valor (150 HV) na altura de 2,9mm na faixa central e na altura de 14,9 na lateral direita.

Tabela 14 - Microdureza Vickers por faixa em relação à distância do substrato para amostra B.

Microdureza Vickers (HV)			
Distância do substrato (mm)	Lateral Esquerda	Central	Lateral Direita
0,9	157	175	162
2,9	162	150	168
4,9	173	166	171
6,9	153	159	164

Continuação tabela 14 - Microdureza Vickers por faixa em relação à distância do substrato para amostra B.

8,9	164	162	166
10,9	166	171	166
12,9	175	175	173
14,9	157	154	150
16,9	183	162	164
18	166	168	178

Na figura 57A é possível visualizar maior proximidade entre os valores aferidos para as três faixas da amostra, as flutuações expressivas entre os valores presentes sugerem-se estar associadas a proximidade de focos de porosidade. Na figura 57B é observado os valores médios conforme tabela 15, considerando o desvio padrão.

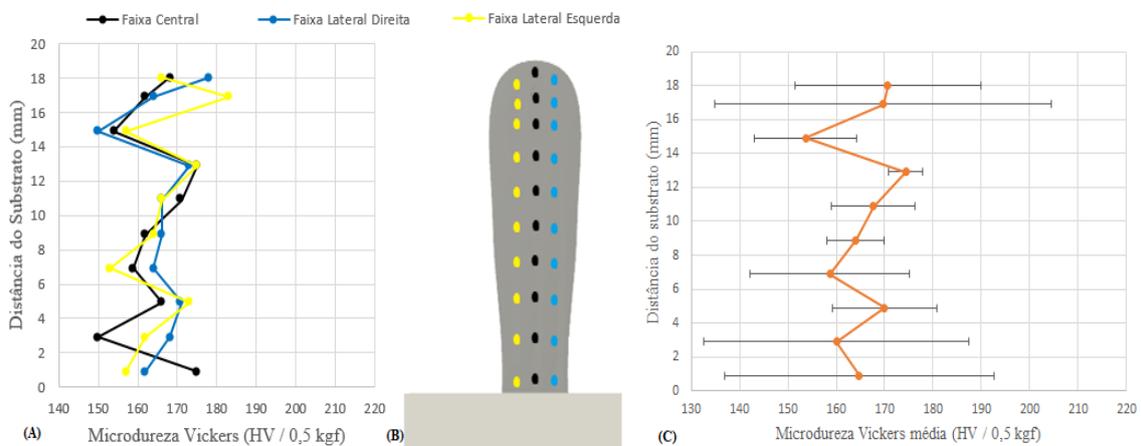


Figura 57 - A) Microdureza Vickers para amostra B, B) Perfil e C) Microdureza média.

Os maiores valores médios estão nas alturas de 4,9mm, 12,9mm e 18mm para a análise horizontal, para as microestruturas das zonas após a transição, intermediária e superior, respectivamente, conforme tabela 15. A análise microestrutural nessas alturas demonstrou predominância de grãos colunares ferríticos poligonais enquanto que na análise vertical, os valores também se apresentam semelhantes contudo com maior valor na faixa lateral direita assim como na amostra A, contudo, com inferiores. Já a média total correspondeu a um valor inferior quando comparada com o obtido para a amostra A, apresentando uma redução de 9,63% de microdureza Vickers.

Tabela 15 - Microdureza Vickers média horizontal, vertical e total para amostra B.

Microdureza Vickers Média Horizontal		
Distância do substrato (mm)	Média (HV)	Desvio Padrão
0,9	164,67	27,87
2,9	160,00	27,50
4,9	170,00	10,82
6,9	158,67	16,52
8,9	164,00	6,00
10,9	167,67	8,66
12,9	174,33	3,46
14,9	153,67	10,54
16,9	169,67	34,77
18	170,67	19,29

Continuação tabela 15 - Microdureza Vickers média horizontal, vertical e total para amostra B.

Microdureza Vickers Média Vertical		
Faixa Analisada	Média (HV)	Desvio Padrão
Faixa Lateral Esquerda	165,60	27,72
Faixa Central	164,20	25,29
Faixa Lateral Direita	166,20	22,40
Microdureza Vickers Média Total		
Média (HV)		Desvio Padrão
165,33		24,48

A redução dos valores encontrados para a zona inferior desta amostra, cuja microestrutura é constituída, em sua maioria, por grãos equiaxiais perlíticos, pode estar relacionada a maior presença de poros e inclusões nesta área que, comparada com a amostra A, aparecem com maior frequência. Enquanto que os maiores valores presentes nas camadas superiores mesmo em grãos maiores, sugerem a presença de bainita.

4.4.3 100 Camadas (Amostra C)

Além de se tratar de uma amostra com maior altura, a amostra C também apresentou maior quantidade de microestruturas distintas e, portanto, valores para microdureza diferenças significativas como a diferença entre o menor e o maior valor que foi de 31,67%, como é possível verificar na tabela 16, em contraste com a diferença de 15,73% para a amostra B e 25,23% para a amostra A. Além disso, em comparação com as amostras A e B, foi a que apresentou menor microdureza, 123 HV (na altura 16,9), que coincide com a zona de transição de grãos colunares com predominância perlítica.

Tabela 16 - Microdureza Vickers por faixa em relação à distância do substrato para amostra C.

MICRODUREZA VICKERS (HV)			
Distância do substrato (mm)	Lateral esquerda	Central	Lateral direita
0,9	175	179	178
2,9	159	158	159
4,9	150	150	154
6,9	147	151	155
8,9	149	149	147
10,9	142	136	135
12,9	147	135	144
14,9	137	132	140
16,9	130	123	144
18,9	126	130	147
20,9	140	133	140
22,9	144	126	153
24,9	140	141	147
26,9	132	121	140
28,9	127	129	144
30,9	144	133	155
32,9	129	130	142
34,9	135	130	155
36,9	137	132	140
38,9	134	125	145
40,9	135	129	151
42,9	135	130	145

Continuação tabela 16 - Microdureza Vickers por faixa em relação à distância do substrato para amostra C.

44,9	133	130	153
46,9	132	135	142
48,9	130	133	159
50,9	127	132	153
52,9	135	135	149
54,9	140	135	157
56,9	135	149	157
58,9	147	140	140
60,9	151	148	153
62,9	145	145	155
64,9	145	153	157
66,9	155	148	151
68,9	149	150	153
70,9	151	153	157
72,9	149	151	155
74,9	151	144	159
76,9	149	145	153
78,9	142	146	155
80,9	155	146	153
82,9	145	149	149
84,9	155	145	155
86	168	170	168

Na figura 58A é possível visualizar a semelhança de comportamento entre as três faixas até a altura 10mm cuja microestrutura é predominante ferrítica, com menor presença de perlita, e quando se encontram nas últimas camadas caracterizadas por grãos refinados, principalmente na área inferior, quando comparados com os colunares grosseiros ao longo da seção, que equilibram-se entre ferrita e perlita e os maiores valores no topo podem ser associados a possível presença de bainita.

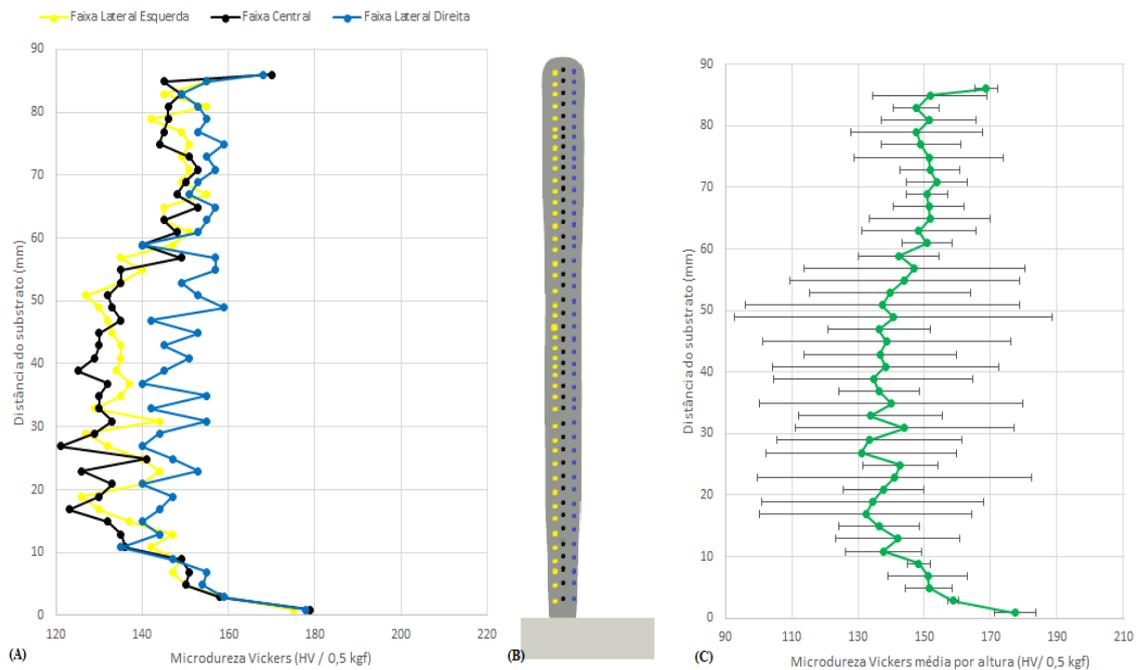


Figura 58 - A) Microdureza Vickers para amostra C, B) Perfil e C) Microdureza média.

A partir dos valores médios de microdureza para cada altura, descritos na tabela 17 e figura 58C compreende-se um contraste significativo da microdureza entre a primeira e última camadas aferidas, que apresentam valores mais altos e semelhantes com os encontrados para as amostras A e B com as demais camadas da amostra C, o que com certeza, está relacionado a numerosa quantidade de poros e inclusões presentes na superfície transversal analisada. Justificadas pelas velocidades e corrente elétrica associadas a esta deposição que, em particular, são inferiores as utilizadas para a deposição das amostras A e B.

Como nas amostras A e B, a amostra C apresentou maior valor médio de microdureza para a faixa lateral direita, contudo, um valor significativamente maior quando em comparação com as deposições de 10 e 20 camadas e maior que o valor médio total, este que apresentou redução de 20,86% em relação a amostra A e 12,44% em relação a amostra B.

Tabela 17 - Microdureza Vickers média horizontal, vertical e total para amostra C.

Microdureza Vickers média horizontal		
Distância do substrato (mm)	LE +C+LD	DP
0,9	177,33	6,24
2,9	158,67	1,73
4,9	151,33	6,93
6,9	151,00	12,00
8,9	148,33	3,46
10,9	137,67	11,36
12,9	142,00	18,73
14,9	136,33	12,12
16,9	132,33	32,08
18,9	134,33	33,45
20,9	137,67	12,12
22,9	141,00	41,24
24,9	142,67	11,36
26,9	131,00	28,62
28,9	133,33	27,87
30,9	144,00	33,00
32,9	133,67	21,70
34,9	140,00	39,69
36,9	136,33	12,12
38,9	134,67	30,05
40,9	138,33	34,12
42,9	136,67	22,91
44,9	138,67	37,51
46,9	136,33	15,39
48,9	140,67	47,84
50,9	137,33	41,39
52,9	139,67	24,25
54,9	144,00	34,60
56,9	147,00	33,41
58,9	142,33	12,12
60,9	150,67	7,55
62,9	148,33	17,32
64,9	151,67	18,33
66,9	151,33	10,54
68,9	150,67	6,24
70,9	153,67	9,17
72,9	151,67	9,17
74,9	151,33	22,52

Continuação tabela 17 - Microdureza Vickers média horizontal, vertical e total para amostra C.

76,9	149,00	12,00
78,9	147,67	19,97
80,9	151,33	14,18
82,9	147,67	6,93
84,9	151,67	17,32
86	168,67	3,46
Microdureza Vickers média vertical		
Faixa Analisada	Média (mm)	Desvio Padrão
Faixa Lateral Esquerda	142,80	32,22
Faixa Lateral Central	140,55	36,36
Faixa Lateral Direita	150,98	24,21
Microdureza Vickers média total		
Média (HV)	Desvio Padrão	
144,77	33,90	

Com a figura 59, se faz possível, ao colocar as microdurezas Vickers médias totais encontradas lado a lado, observar como a propriedade mecânica foi afetada pela microestrutura, isto é, ao passo que mais camadas foram depositadas, menores foram as médias totais em HV, não considerando as flutuações numéricas representadas pelas barras de erro. O que pode ser justificado pela maior presença de grãos colunares e maior presença de ferrita nas amostras de 20 e 100 camadas, assim como a possibilidade da presença de bainita.

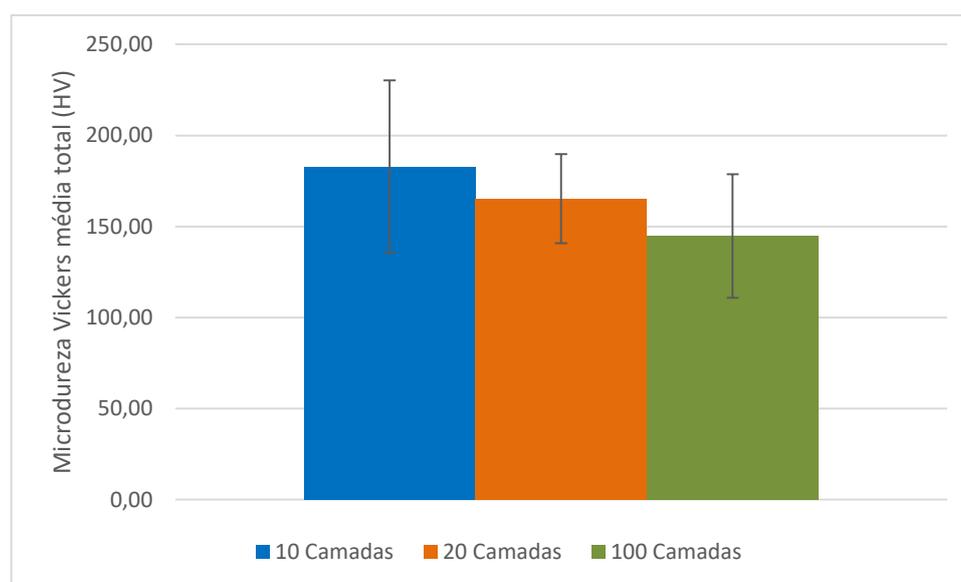


Figura 59 - Comparação entre a microdureza Vickers média total para as três amostras.

Ao escolher uma altura em comum, a partir das tabelas 17, 15 e 13, das três amostras se faz interessante observar como a dureza como propriedade mecânica e a microestrutura variam mesmo que as peças tenham sido depositadas com pouca diferença entre os parâmetros de deposição, no mesmo substrato e com reduzido tempo de diferença entre elas como é possível visualizar na tabela 18. Nota-se que a microestrutura presente na amostra de 10 e de 100 camadas diferem-se pela suposição da presença de bainita e pelo grau de refinamento do mesmo tipo de grão, contudo, mostrou-se o suficiente para o aumento em 29,99% para a propriedade mecânica.

Tabela 18 - Comparação entre as amostras para ponto em comum.

Amostra	Altura (mm)	Microestrutura	Microdureza média (HV / 0,5 kgf)	Tamanho ASTM do grão (G)
10 camadas	10,9	Grão refinado, equiaxial, predominantemente perlítico, com possível presença de bainita.	196,67	10,74
20 camadas	10,9	Grão colunar, agulhado, predominantemente ferrítico	167,67	7,95
100 camadas	10,9	Grão refinado, equiaxial, predominantemente perlítico.	137,67	9,86

A partir dos estudos abordados na seção 2.3 deste trabalho, é possível analisar se os resultados coletados dos ensaios estão de acordo com os estudos de aplicações atuais no mesmo material e/ou mesmo método. Conforme o esquemático apresentado por Callister (2016, p.309) para uma liga hipoeutetóide, as três amostras apresentam configuração microestrutural com predominância de ferrita e perlita, contudo, com diferentes proporções. Assim como no estudo, via processo GMAW-CMT, de Aldalur et al. (2020b) a amostra de 20 camadas apresentou grãos refinados ferríticos aciculares na área inferior e próxima ao topo da amostra, e microestrutura assemelhando-se a da figura 25a, quanto a proporção de ferrita (regiões claras) e perlita (regiões escuras), introduzida por Colpaert (2004), para ligas hipoeutetóides, cuja concentração de carbono é próxima de 0,1% e é a única amostra a possuir microdureza média próxima (165,33 HV) à aferida, 157 HV, no estudo de Waqas et al. (2018) que também utilizou o arame ER70S-6 e quanto a microdureza encontrada para a zona inferior (163 HV) no estudo de Aldalur et al.

A amostra de 100 camadas, apresentou maior proporção de ferrita nas áreas superiores, com microestrutura semelhante à da figura 25a (0,1% de carbono) e maior proporção de perlita nas camadas inferiores como a figura 25c (0,7% de carbono), e assim como abordado no estudo de Aldalur et al. (2020b), possui predominância de grãos colunares nas área intermediária e próxima ao topo, com ferrita poligonal, e também apresentou microdureza correspondente (144,77 HV, como média total) às zonas intermediárias e inferior do estudo, com cerca de 146 HV e 144 HV, respectivamente.

Por outro lado, a amostra de 10 camadas foi a que apresentou menor presença de ferrita acicular, com a microestrutura predominantemente escurecida, semelhante à figura 25c que corresponde a 0,7% de concentração de carbono. Análoga a microestrutura apresentada pelo estudo do mesmo material por Nemani et al. (2020) na figura 26, com microdureza média de 182,95 HV, próxima a encontrada nas camadas superiores pelos autores, 175 HV, justificado pela presença de bainita, e caracterizou-se pelos grãos refinados ao longo de toda a seção transversal como ocorre na microestrutura da figura 27 das amostras de analisadas por Aldalur et al. (2020b) mesmo que nela tenha maior presença de ferrita em comparação a predominância perlítica da amostra A.

Quanto aos tamanhos e formatos dos grãos, as três amostras estão de acordo com o que a literatura espera para a deposição a arco do arame ER70S-6, especialmente para os grãos refinados formados nas áreas inferiores das deposições, correspondendo a uma faixa entre os números G, 10 e 12. Para os grãos maiores, entre 9 e 6, são esperados para as zonas com aporte térmico elevado, isto é, maior acúmulo de calor devido a maior quantidade sobreposição de camadas, correspondendo às microestruturas de transição e das zonas intermediárias, como das amostras de 20 e 100 camadas. É justificado que os maiores grãos estejam nessa região visto que mesmo com o resfriamento, a concentração de calor nessas áreas permite que os grãos continuem crescendo.

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados coletados nos ensaios de metalografia e de microdureza vickers, foi possível analisar como três amostras de um mesmo material, ER70S-6, com números diferentes de camadas depositadas, apresentaram microestruturas divergentes em regiões semelhantes e o impacto destas configurações no comportamento de uma propriedade mecânica como a microdureza *Vickers* e, diante do exposto, observou-se:

1. Tendência ao aumento significativo da espessura das camadas superiores a partir da amostra de 20 camadas devido, provavelmente, ao menor aporte térmico em relação a diminuição da quantidade de camadas depositadas sucessivamente;
2. Maior proporção de perlita em relação à ferrita e maiores valores de microdureza Vickers na amostra de 10 camadas em comparação com as amostras de 20 e 100 camadas;
3. Maior quantidade de ferrita na amostra de 20 camadas, contudo, com valores inferiores de microdureza em relação a amostra de 10 camadas;
4. Para a amostra de 10 camadas, a menor quantidade de camadas e o resfriamento mais rápido da zona superior contribuiu para o aumento da microdureza nessa zona e a possibilidade da presença de bainita;
5. Para a amostra de 20 camadas, a maior presença de poros na zona inferior está provavelmente associada a diminuição das velocidades de deposição e de alimentação do arame, contribuindo para o escape de gases;
6. A amostra de 100 camadas apresentou menor microdureza entre as três amostras estudadas e é a que possui microestruturas com maior variedade em relação a tamanho de grãos e constituintes devido ao maior aporte térmico concentrado na zona intermediária;
7. 10 camadas não são suficientes para observar zona de transição com delimitação significativa, proporcionando microestrutura mais uniforme e afetando minimamente a microdureza ao longo das camadas depositadas;
8. Grãos equiaxiais surgiram nas zonas inferiores devido à presença de metal base com temperatura significativamente inferior, contribuindo para o resfriamento mais rápido e para a nucleação em meio ao material em fusão a frente dos grãos colunares;

5.1 TRABALHOS FUTUROS

Como proposta para trabalhos futuros, sugere-se a utilização de novos ensaios para o refinamento da análise microestrutural, como:

1. Utilização de câmera térmica para acompanhamento das temperaturas alcançadas durante a deposição do material para comparação com gráfico de solidificação e com as respectivas microestruturas reveladas;
2. Ensaio de difração de raio X para obter a composição de fases final do material;
3. Ensaio de microtomografia para avaliar a composição e a evolução da porosidade do material;
4. Análise microestrutural e de microdureza em amostra com 50 e 150 camadas para, com menor espaço entre as amostras, compreender se há redução da microdureza em comparação com a amostra de 100 camadas.

7 REFERÊNCIAS

Para a execução deste trabalho foram utilizadas 97 fontes de pesquisa que foram divididas por ano, na tabela 19 e subdivididas em categorias na tabela 20:

Tabela 19 - Divisão por ano das fontes de pesquisa.

Ano	1988-1999	2000-2009	2010-2016	2017	2018	2019	2020	2021
Qtde.	6	10	29	11	8	17	7	9
Porcent.	6,2 %	10,3 %	29,9 %	11,3 %	8,2 %	17,5 %	7,2 %	9,3 %

Tabela 20 - Divisão por categorias das fontes de pesquisa.

Fonte	Quantidade	Porcentagem
Artigos Científicos	55	56,7 %
Catálogos, Manuais, Apostilas/Revistas e Normas	13	13,4 %
Livros	10	10,3 %
Notícias e Sites.	14	14,4 %
Teses, Dissertações, TCCs	5	5,2 %

ABNT. NBR ISO 6507-1: Materiais metálicos - Ensaio de dureza Vickers - Parte 1: Método de ensaio. Rio de Janeiro, 2019.

ABNT. NBR ISO 6507-2: Materiais metálicos - Ensaio de dureza Vickers - Parte 2: Verificação e calibração de máquinas de ensaio. Rio de Janeiro, 2019.

ABNT. NBR ISO 6507-4: Materiais metálicos - Ensaio de dureza Vickers - Parte 4: Tabelas dos valores de dureza. Rio de Janeiro, 2019.

ABNT. NBR 11568: Materiais metálicos – Determinação do Tamanho de Grão. Agosto, 2016.

ABNT. NBR 13284: Preparação de Corpos de Prova para Análise Metalográfica. Abril, 1995.

ASTM. ASTM Standard E-1382-97: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis. ASTM International, West Conshohocken, PA, EUA (2015) Disponível em: DOI: 10.1520/E1382-97R15.

ASTM. ASTM Standard E-112. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. West Conshohocken: ASTM International, 2013.

ABOULKHAIR, N.T.; SIMONELLI, M.; PARRY, L.; ASHCROFT, I.; TUCK, C.; HAGUE, R. 3D Printing of Aluminium Alloys: Additive Manufacturing of Aluminium Alloys Using Selective Laser Melting. *Prog. Mater. Sci.* 106 (2019) 100578. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.100578>.

AHSAN, R.U.; KIM, Y. R.; ASHIRI, R.; CHO, Y.J.; JEONG, C.; PARK, Y. D. Cold Metal Transfer (CMT) GMAW of Zinc-Coated Steel. *Welding Journal*. v. 95, Apr. 2016.

ALBERTI E. A.; SILVA, L. J.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Manufatura Aditiva: O Papel da Soldagem nesta Janela de Oportunidade. *Soldag. Insp.* São Paulo, Vol. 19, Nº. 02, p.190-198, Abr/Jun 2014. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI1902.11>.

ALDALUR E, VEIGA F, SUÁREZ A, BILBAO J, LAMIKIZ A. Analysis Of The Wall Geometry With Different Strategies For High Deposition Wire Arc Additive Manufacturing Of Mild Steel. *Metals*. 2020a, 10, 892. <https://doi.org/10.3390/met10070892>.

ALDALUR, E.; VEIGA, F.; SUÁREZ, A.; BILBAO, J.; LAMIKIZ, A. High Deposition Wire Arc Additive Manufacturing of Mild Steel: Strategies and Heat Input Effect on Microstructure and Mechanical Properties. *Journal of Manufacturing Processes*. Volume 58, 2020b, Pages 615-626, ISSN 1526-6125. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.060>.

ALEXANDREA, P. The Complete Guide to Laser Powder Bed Fusion in 3D Printing. 2019. Disponível em: <https://www.3dnatives.com/en/direct-metal-laser-sintering100420174-2/#!>. Acesso em: 31 de ago. de 2021.

ALGARDH, J. State of the Art for Additive Manufacturing of Metals. *Metalliska Material*, 2017. Disponível em: https://www.metalliskamaterial.se/globalassets/3-forskning/rapporter/2016-03898---state-of-the-art-for-additive-manufacturing-of-metals-2_1.pdf. Acesso em: 28 de jul. de 2021.

ALTIPARMAK, S. C.; YARDLEY, V. A.; SHI, Z.; LIN, J. Challenges in Additive Manufacturing of High-Strength Aluminium Alloys and Current Developments in Hybrid Additive Manufacturing. *Int. J. Lightweight Mater. Manuf.* V. 4 (2). 2021. p. 246–261, <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2020.12.004>.

ANDERSON, P.; CARTER, G. Pulsed MIG - A Closer Look at Productivity, Spatter and Fume. *TWI Bulletin*. September/October 1996.

ASTM. ASTM F42/ISO TC 261 Develops Additive Manufacturing Standards. Disponível em: https://www.astm.org/COMMIT/F42_AMStandardsStructureAndPrimer.pdf. Acesso em: 27 de jul. de 2021.

BAI, P.; WANG, Z.; HU, S.; MA, S.; LIANG, Y. Sensing of the Weld Penetration at the Beginning of Pulsed Gas Metal Arc Welding. *Journal of Manufacturing Processes*. V. 28, Part 1, China, 2017, p.343-350, ISSN 1526-6125. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.07.002>.

BEESE, A.M. Microstructure And Mechanical Properties Of AM Builds. *Thermo- Mechanical Modeling Of Additive Manufacturing*. 1 Ed, 2018. ISBN 9780128118207. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-811820-7.00007-0>.

BUGATTI. Pinça de Freio Impressa em 3D para Produção em Série. Impressoras 3D, 2019. Disponível em: <https://www.impresoras3d.com/pt/Pin%C3%A7a-de-freio-bugatti-impressa-em-3d-para-produ%C3%A7%C3%A3o-em-s%C3%A9rie/>. Acesso em 27 de fev. de 2022.

BRAMM, U. First Ever 3D Printed Primary Flight Control Component from Liebherr – Aerospace Flown on an Airbus Aircraft. Alemanha, 2017. Disponível em: <https://www.liebherr.com/>. Acesso em: 28 de jul. de 2021.

BRUMM, S.; BÜRKNER, G. Gas Metal Arc Pulse Welding with Alternating Current for Lightweight Materials. *Materials Today: Proceedings*. Volume 2, Supplement 1, 2015, p. S179-S187. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2015.05.008>.

CALLISTER JR, W. D; RETHWISCH, D. G. Ciência e Engenharia de Materiais – Uma Introdução. 9. ed. 1014p. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

COLPAERT, H. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns, 4ª. ed. São Paulo, Edgard Blucher, 2008.

CONG, B.Q; DING, J.L; WILLIAMS, S. Effect of Arc Mode in Cold Metal Transfer Process on Porosity of Additively Manufactured Al-6.3%Cu Alloy. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* V. 76 (2014), p. 1593-1606. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007%2Fs00170-014-6346-x>. Acesso em: 07 de jan. de 2022.

CUNNINGHAM, C.R.; WIKSHALAND, S.; XU, F.; KEMAKOLAM, N.; SHOKRANI, A.; DHOKIA, V.; NEWMAN, S.T. Cost Modelling And Sensitivity Analysis Of Wire And Arc Additive Manufacturing. *Procedia Manuf.* 2017, 11, 650–657. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2017.07.163>

DAREKAR, K. S. A Review of Wire Arc Additive Manufacturing and Advances in Wire Arc Additive Manufacturing of Aluminium. *Materials Science and Technology*, p. 895-916, 2018. <https://doi.org/10.1080/02670836.2018.1455012>.

DIETER, G. E. Mechanical Metallurgy. McGraw-Hill Book Company. United Kingdom, 1988.

DING, D.; PAN, Z.; CUIURI, D.; LI, H. Wire-Feed Additive Manufacturing Of Metal Components: Technologies, Developments And Future Interests. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2015, 81, 465–481. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>

DING, D.; PAN, Z. S. A Tool-Path Generation Strategy for Wire and Arc Additive Manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. p. 173–183, 2014. <https://doi.org/10.1007/s00170-014-5808-5>.

DING, J. COLEGROVE, P. MEHNEN, J. GANGULY, S. SEQUEIRA ALMEIDA, S. P. M. WANG, F. WILLIAMS, S. Thermo-Mechanical Analysis Of Wire And Arc Additive Layer Manufacturing Process On Large Multi-Layer Parts. *Computational Materials Science*, Volume 50, Issue 12, 2011, Pages 3315-3322, ISSN 0927-0256, <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.06.023>.

DUTRA, J. C., SILVA, R. H. G., MARQUES, C. Características de Fusão e Potência de Soldagem com a Transferência MIG - CMT versus MIG convencional para Alumínio 5183. *Soldagem & Inspeção*. 2013, v. 18, n. 1, p. 12-18. <https://doi.org/10.1590/S0104-92242013000100003>.

ECKELMEYER, K.H. X-Ray Diffraction for Bulk Structural Analysis *Metals Handbook Desk Edition*, 2nd ed., Edited By Joseph R. Davis, ASM International, 1998, p 1416–1422. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.mhde2.a0003251>

ESSOP, A. NASA Becomes First Customer of HRL High Strength Aluminum 3D Printing Powder. 2019. Disponível em: <https://3dprintingindustry.com/news/nasa-becomes-first-customer-of-hrl-high-strength-aluminium-3d-printing-powder163530/>. Acesso em: 17 de ago. de 2021.

EXONE. ExOne and Ford have Announced the Automotive Industry's First Binder Jet 3D Printing and High-Density Sintering of Aluminum. 2021. Disponível em: <https://www.exone.com/en-US/Ford-and-ExOne-Achieve-Scientific-Breakthrough>. Acesso em: 31 de ago. de 2021.

FELIZARDO, I; BRACARENSE, A. Q. Sistema Robótico para Soldagem de Tubos. *Mecatrônica Atual*. Out./Nov., 2007, p.18-23.

FISCHER, A. Estudo da Influência dos Parâmetros no Processo de Soldagem GMAW- Arco Pulsado. Belo Horizonte: 2011. Disponível em: <https://repositorio.ufmg.br/bitstream/1843/BUOS->

8S7H6T/1/estudo da influencia dos par metros no processo de soldagem gmaw arco pu lsado.pdf. Acesso em 06 de Julho de 2021.

FORTES, C. Apostila de Metalurgia da Soldagem. ESAB BR, Janeiro, 2005.

FRONIUS. Cold Metal Transfer / A Tecnologia. Folheto, Edição PB, v.02, Março, 2017. Disponível em: <www.fronius.com.br>. Acesso em: 21 de jul de 2021.

FRONIUS. Wire Arc Additive Manufacturing: Economical 3D Printing for Metal. 2019. Disponível em: <https://www.fronius.com/en/welding-technology/info-centre/press/waam>. Acesso em: 31 de ago. de 2021.

GOMES, J. F. B.; BARBOSA, L. F. F. Avanços na Manufatura Aditiva em Metais: Técnicas, Materiais e Máquinas. *Revista Tecnologia*. Fortaleza, v. 41, n. 1, p. 1-16, jun. de 2020.

GONÇALVES, L. B.; RODAS, A. de C. C.; ALVES, D. M.; ARAÚJO, G. R.; JUNIOR, J. A. de O.; PALMEIRA, P. H. T. Soldagem Robótica Aplicada a Indústria Automobilística: A Evolução e Processos Adaptativos para o Desenvolvimento do Setor. Caderno de Graduação - Ciências Exatas e Tecnológicas - UNIT - Alagoas, v. 1, n. 1, p. 85–98, 2014. Disponível em: <<https://periodicos.set.edu.br/fitsexatas/article/view/1121>>. Acesso em: 14 de jul. de 2021.

GUO, Y.; QUAN, G.; JIANG, Y.; REN, L.; FAN, L.; PAN, H. Formability, Microstructure Evolution And Mechanical Properties Of Wire Arc Additively Manufactured AZ80M Magnesium Alloy Using Gas Tungsten Arc Welding. *Journal of Magnesium and Alloys*. Volume 9. Ed. 1. 2021, p. 192-201. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.01.003>.

GU, J.L.; DING, J.L.; WILLIAMS, S. GU, H.M.; MA, P.H.; ZHAI, Y.C. The Effect of Inter-Layer Cold Working and Post-Deposition Heat Treatment on Porosity in Additively Manufactured Aluminum Alloys. *J. Mater. Process. Technol.* V. 230 (2016), p. 26-34. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.11.006>.

HACKENHAAR, W. Estudos das Propriedades Mecânicas e do Resfriamento em Manufatura Aditiva por Deposição a Arco. Tese de Doutorado. p. 18-29. UFRGS. Porto Alegre, Dezembro, 2020.

JHAVAR, S.; JAIN, N. K.; PAUL, C. P. Development of Micro-Plasma Transferred Arc (μ -PTA) Wire Deposition Process for Additive Layer Manufacturing Applications. *Journal of Materials Processing Technology*, p.1102-1110, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.12.016>.

KAH, P.; SUORANTA, R.; MARTIKAINEN, J. Advanced gas metal arc welding processes. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. pp. 1–20. 2013.

KARAPATIS, N. P.; VAN GRIETHUYSEN, J. P. S.; GLARDON, R. Direct Rapid Tooling: A Review of Current Research. *Rapid Prototyping Journal*, vol. 4, n. 2, p.77-89, 1998.

KATSARELIS, C.; CHEN, P.; GRADL, P.; PROTZ, C.; JONES, Z.; ELLIS, D. Additive Manufacturing of NASA HR-1 Material for Liquid Rocket Engine Component Applications. Florida, December, 2019. Disponível em: <<https://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=20200001007>>. Acesso em: 17 de jul. de 2021.

KAZANAS, P.; DEHERKAR, P.; ALMEIDA, P.; HELEN, L.; WILLIAMS, S. Fabrication of Geometrical Features Using Wire and Arc Additive Manufacture. *Journal of Engineering Manufacture*. V. 1, n. 10, 2012. Disponível em:

<<http://pib.sagepub.com/content/early/2012/02/17/0954405412437126>>. Acesso em: 02 de dez. de 2021.

KÖHLER, M.; FIEBIG, S.; HENSEL, J.; DILGER, K. Wire and Arc Additive Manufacturing of Aluminum Components. *Metals*, V. 9, no. 5: 608, Alemanha, 2019. <https://doi.org/10.3390/met9050608>.

LIEBHERR - AEROSPACE & TRANSPORTATION SAS. Liebherr-Aerospace Starts Serial Production of 3D Printed Components. Toulouse, France. Janeiro, 2019. Disponível em: <https://www.liebherr.com/en/bra/latest-news/news-press-releases/detail/liebherr-aerospace-starts-serial-production-of-3d-printed-components.html>. Acesso em: 03 de ago. de 2021.

LINNERT, G. E. Welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steels. 4th ed. Miami: American Welding Society, 1994. 940 p.

LOUGHBOROUGH UNIVERSITY. Sheet Lamination. Additive Manufacturing Research Group. Reino Unido. Disponível em: <https://www.lboro.ac.uk>. Acesso em: 28 de jul. de 2021.

LWT SISTEMAS. A Impressão 3D de Metal está Revolucionando os Processos Industriais. São Paulo, Junho, 2019. Disponível em: <https://www.lwtsistemas.com.br/2019/08/12/impressao-3d-de-metal-industriais/>. Acesso em: 17 de ago. de 2021.

MACHADO, I. G. Soldagem e Técnicas Conexas: Processos. 1.ed. Porto Alegre: Editado pelo autor, 1996.

MANUFACTURING GUIDE. Laminated Object Manufacturing, LOM. Sweden; Disponível em: <https://www.manufacturingguide.com/en/laminated-object-manufacturing-lom>. Acesso em: 31 de ago. de 2021.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A. Soldagem – Fundamentos e Tecnologia. 3. ed. Belo Horizonte. Editora UFMG, 2009.

MAROUÇO, E. S. Estudo das Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metais de Solda Obtidas pelo Processo Arco Submerso com Elevada Energia de Soldagem. CEFET/RJ, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, 2014.

MARTINA, F.; MEHNEN, J.; WILLIAMS, S. W.; COLEGROVE, P.; WANG, F. Investigation of the Benefits of Plasma Deposition for the Additive Layer Manufacture of Ti-6Al-4V. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 212, n. 6, p. 1377-1386, 2012.

MARTINELLO SAVI, B. Desenvolvimento Tecnológico para Soldagem MIG de Ligas de Alumínio 5083 H116. Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Santa Catarina. p. 103, 2014.

MCANDREW, A.R.; ROSALES, M.A.; COLEGROVE, P.A.; HÖNNIGE, J.R.; HO, A.; FAYOLLE, R.; EYITAYO, K.; STAN, I.; SUKRONGPANG, P.; CROCHEMORE, A. Interpass Rolling Of Ti-6Al-4V Wire + Arc Additively Manufactured Features For Microstructural Refinement. *Addit. Manuf.* 2018, 21, 340–349. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.03.006>

MODENESI, P. J. Soldabilidade dos Aços Transformáveis. Belo Horizonte, UFMG, 2010.

NEMANI, A. V.; GHAFARI, M.; NASIRI, A. On the post-printing heat treatment of a wire arc additively manufactured er70s part. *Materials*, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 13, n. 12, p. 2795, 2020. Disponível em: doi: <https://doi.org/10.3390/ma13122795>.

NERIS, M. N. Soldagem. Eixo Tecnológico: Controle e Processos Industriais. Abril, 2012. Disponível em: http://www.cpscetec.com.br/cpscetec/arquivos/apostila_soldagem.pdf. Acesso em: 14 de jul. de 2021.

Ning, J; Yu, Z; Sun, K; Hu, M; Zhang, L; Zhang, Y; Zhang, L. Comparison of Microstructures and Properties of X80 Pipeline Steel Additively Manufactured Based on Laser Welding with Filler Wire and Cold Metal Transfer. *Journal of Materials Research and Technology*, Volume 10, 2020, Pages 752-768, ISSN 2238-7854. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.021>.

NORRISH, J. Recent Gas Metal Arc Welding (GMAW) Process Developments: The Implications Related to International Fabrication Standards. *Weld World*. v. 61, p.755–767, 2017. <https://doi.org/10.1007/s40194-017-0463-8>.

NOVELINO, A. L. B. ESTUDO DA GEOMETRIA DOS CORDÕES FABRICADOS PELO PROCESSO DE MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO. Projeto de Graduação, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 80 p. 2021.

PARDAL, G.; GANGULY, S.; WILLIAMS, S.; VAJA, J. Dissimilar Metal Joining of Stainless Steel and Titanium Using Copper as Transition Metal. *Int J Adv Manuf Technol*. v. 86, 2016. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-8110-2>.

PRAVEEN, P.; KANG, M. J.; PRASAD, K. D. V. Behaviour Of Metal Transfer Modes In Pulse Gas Metal Arc Welding Of Aluminum. Ed. *Proceedings of 2006 Advanced Materials Processing Technologies Conference*, p. 1-8, Las Vegas, USA, 2006.

PICKIN, C. G.; WILLIAMS, S. W.; LUNT, M. Characterisation of the Cold Metal Transfer (CMT) Process and its Application for Low Dilution Cladding. *Journal of Materials Processing Technology*. United Kingdom, 2010. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.11.005>.

PICKIN, C.G., YOUNG, K. Evaluation of Cold Metal Transfer (CMT) Process for Welding Aluminium Alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*. v. 11, pp. 583–585. 2006.

Porsche Classic Supplies Replacement Parts Using Metal Additive Manufacturing. Metal AM, 2018. Disponível em: <https://www.metal-am.com/porsche-classic-supplies-replacement-parts-using-metal-additive-manufacturing/>. Acesso em 27 de fev. de 2022.

POSCH, G; CHLADIL, K; CHLADIL, H. Material Properties of CMT— Metal Additive Manufactured Duplex Stainless Steel Blade-Like Geometries. *Weld World*. V. 61 (2017), pp. 873-882. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s40194-017-0474-5> Acesso em: 12 de jan. de 2022.

RAMIREZ, J. E. Characterization of High-Strength Steel Weld Metals: Chemical Composition, Microstructure, and Nonmetallic Inclusions. *WELDING JOURNAL*, v. 87 , MARCH 2008.

REDWOOD, B.; SCHÖFFER, F.; GARRET, B. The 3D Printing Handbook – Technologies: Design and Applications. Amsterdam, 3D Hubs B.V., 2017.

RODRIGUES, T.A.; DUARTE, V.; MIRANDA, R.M.; SANTOS, T.G.; OLIVEIRA, J.P. Current Status and Perspectives on Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM). *Materials*, 2019, 12, 1121. <https://doi.org/10.3390/ma12071121>.

RODRIGUES, V. P.; ZANCUL, E. S.; MANÇANARES, C. G.; GIORDANO, C. M.; SALERNO, M. S. Manufatura Aditiva: Estado da Arte e Framework de Aplicações. GEPROS - Gestão da Produção, Operações e Sistemas, Bauru, ano 12, nº 3, jul-set/2017, p. 1-34. Disponível em: [10.15675/gepros.v12i3.1657](https://doi.org/10.15675/gepros.v12i3.1657). Acesso em: 27 de jul. de 2021.

RON, T.; LEVY, G.K.; DOLEV, O.; LEON, A.; SHIRIZLY, A.; AGHION, E. Environmental Behavior of Low Carbon Steel Produced by a Wire Arc Additive Manufacturing Process. *Metals*, 2019, V. 9, 888. <https://doi.org/10.3390/met9080888>.

SELVAMANI, S. T. Microstructure and Stress Corrosion Behaviour of CMT Welded AA6061 T-6 Aluminium Alloy Joints. *Journal of Materials Research and Technology*. Volume 15, November–December 2021, Pages 315-326. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.005>.

SELVI, S.; RAJASEKAR, E.; VISHVAKSENAN, A. Cold Metal Transfer (CMT) Technology - An Overview. *Defense Technology*. v 14. p. 28-44. Tamilnadu, India, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2017.08.002>.

SEQUEIRA ALMEIDA, P. M. Process Control and Development in Wire and Arc Additive Manufacturing. PhD Thesis. Cranfield University. Cranfield. p. 467, 2012.

SILVA, J. A. Tratamentos Térmicos dos Aços — Uma Abordagem ao Mundo dos Tratamentos Térmicos. 1ª ed. ENGEBOOK. 324p. Portugal. 2020.

SINGH, P., DUTTA, D., ARBOR, A. Multi-Direction Layered Deposition – An Overview of Process Planning Methodologies. *Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium*, p. 279–288, 2003.

SINGH, S.; RAMAKRISHNA, S.; SINGH, R. Material issues in additive manufacturing: A review. *J. Manuf. Process*. 2017, 25, 185–200. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.11.006>

SUMIG. Tudo o que você precisa saber sobre o processo de soldagem MIG/MAG. 2018. Disponível em: <https://www.sumig.com/pt/blog/post/tudo-o-que-voce-precisa-saber-sobre-o-processo-de-soldagem-mig-mag>. Acesso em: 27 de fev. de 2022

SURYAKUMAR, S.; KARUNAKARAN, K. P.; BERNARD, A.; U. CHANDRASEKHAR, U.; RAGHAVENDER, N.; SHARMA, D. Weld Bead Modeling and Process optimization in Hybrid Layered Manufacturing. *Computer-Aided Design*, 4. ed. p.331-344, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.cad.2011.01.006>.

VAFADAR, A.; GUZZOMI, F.; RASSAU, A.; HAYWARD, K. Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges. *Applied Sciences, Multidisciplinary Digital Publishing Institute*, v. 11, n. 3, p. 1213, 2021. <https://doi.org/10.3390/app11031213>.

VOESTALPINE BÖHLER WELDING. BÖHLER SG 2 Solid Wire, Mild Steel. 2021. Disponível em: http://www.vabw-service.com/documents/boehler/datenblaetter/en/L1_16699_en_BOEHLER_SG_2_3U10B20_G_3291525_EN.pdf?cache=1648417168. Acesso em: 27 de mar. de 2022.

WALLER, D.; POLIZZI, A.; ITEN, J. Feasibility Study of Additively Manufactured Al6061 RAM2 Parts for Aerospace Applications. *AIAA Scitech 2019 Forum*. 2019. <https://doi.org/10.2514/6.2019-0409>.

WAQAS, A.; XIANSHENG, Q.; JIANGTAO, X.; CHAORAN, Y.; FAN, L. Impact Toughness of Components Made by GMAW Based Additive Manufacturing. *Procedia Structural Integrity*.

V 13 (2018), p. 2065–2070, 2452-3216, China, 2018.
<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2018.12.207>.

WEMAN, K. Um Século de Desenvolvimento em Soldagem e Corte: Edição especial – tradução da Revista Svetsaren. Revista Solução, Contagem-MG. Edição Especial, Abril. 2005, p 32. Disponível em: <http://www.3esab.com.br/revista_solucao_200505.pdf> Acesso em: 06 de jul. de 2021.

WILLIAMS, S.W.; MARTINA, F.; ADDISON, A.C.; DING, J.; PARDAL, G.; COLEGROVE, P. Wire + Arc Additive Manufacturing. *Mater. Sci. Technol.* 2015, 7, 641–647. <https://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000073>

WILSON, J. M; PIYA, C.; SHIN, Y. C.; ZHAO, F.; RAMANI, K. Ramani. Remanufacturing of Turbine Blades by Directed Energy Deposition with its Energy and Environmental Impact Analysis. *Journal of Cleaner Production.* V. 80, 2014, 170–178. doi:[10.1016/j.jclepro.2014.05.084](https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2014.05.084)

WILTGEN, F. Protótipos e Prototipagem Rápida Aditiva - Sua Importância no Auxílio do Desenvolvimento Científico e Tecnológico. 10º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. São Carlos, 5-7 ago., 2019. UFSCar. Disponível em: [10.26678/ABCM.COBEP2019.COF2019-0441](https://doi.org/10.26678/ABCM.COBEP2019.COF2019-0441). Acesso em: 23 de fev de 2022.

XU, X. F.; GANGULY, S.; DING, J. L.; GUO, S.; WILLIAMS, S. W.; MARTINA, F. Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Maraging Steel Produced by Wire + Arc Additive Manufacture Process. *Mater. Charact.*, 143 (2017), pp. 152-162. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.12.002>.

YAKOUT, M.; ELBESTAWAI, M. A; VELDHUIS, S. C. A Review of Metal Additive Manufacturing Technologies. *Solid State Phenomena*, p. 1–14, 2018. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.278.1>

ZHANG, X; ZHOU, Q; WANG, K; PENG, Y; DING, J; KONG, J; WILLIAMS, S. Study on Microstructure and Tensile Properties of High Nitrogen Cr-Mn Steel Processed by CMT Wire and Arc Additive Manufacturing. *Materials & Design*, Volume 166, 2019, ISSN 0264-1275. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107611>.

3D HUBS. Metal 3D Printing: Additive Manufacturing Technologies Compared. Amsterdam, 2021. Disponível em: <<https://www.3dhubs.com/guides/metal-3d-printing/#metal-binder-jetting>>. Acesso em: 27 de jul. de 2021.

ANEXO A



BÖHLER SG 2

Solid Wire, mild steel

Classifications				
EN ISO 14341-A		AWS A5.18 / SFA-5.18		
G 42 3 M21 3Si1		ER70S-6		
G 38 3 C1 3Si1				
Characteristics and typical fields of application				
GMAW solid wire for welding unalloyed and low alloy steels. Low spatter in short and spray arc transfer modes with CO ₂ or gas mixture. The wire is used in boiler, pipeline and structural constructions, shipbuilding and vehicle manufacturing.				
Base materials				
Steels with yield strength < 420 MPa (60 ksi) S235JR-S355JR, S235JO-S355JO, S235J2-S355J2, S275N-S420N, S275M-S420M, P235GH-P355GH, P275NL1-P355NL1, P215NL, P265NL, P355N, P285NH-P420NH, P195TR1-P265TR1, P195TR2-P265TR2, P195GH-P265GH, L245NB-L415NB, L245MB-L415MB, GE200-GE240, ship building steels: A, B, D, E, A 32-E 36 ASTM A 106 Gr. A, B, C; A 181 Gr. 60, 70; A 283 Gr. A, C; A 285 Gr. A, B, C; A 350 Gr. LF1; A 414 Gr. A, B, C, D, E, F, G; A 501 Gr. B; A 513 Gr. 1018; A 516 Gr. 55, 60, 65, 70; A 573 Gr. 58, 65, 70; A 588 Gr. A, B; A 633 Gr. C; A 662 Gr. B; A 711 Gr. 1013; A 841 Gr. A; API 5 L Gr. B, X42, X52, X56, X60				
Typical analysis				
	C	Si	Mn	
wt.-%	0.07	0.85	1.5	
Mechanical properties of all-weld metal - typical values (min. values)				
Condition	Yield strength R _e	Tensile strength R _m	Elongation A (L ₀ =5d ₀)	Impact energy ISO-V KV J
	MPa	MPa	%	-30°C
u	450 (≥ 420)	575 (≥ 500 - 640)	30 (≥ 20)	≥ 27
u2	430 (≥ 420)	555 (≥ 500 - 640)	29 (≥ 20)	≥ 27
u untreated, as welded – shielding gas Ar + 15 – 25% CO ₂ u2 untreated, as welded – shielding gas 100% CO ₂				
Operating data				
	Polarity	DC+	Dimension mm	
	Shielding gas (EN ISO 14175)	M21	0.8	
		C1	0.9	
			1.0	
			1.2	
			1.6	
Approvals				
TÜV (13009), DB (42.236.01), ABS, CWB, CE				

APÊNDICE A

As tabelas denominadas “Apêndice A.1 a A.3” correspondem às medições de altura e de espessura, a cada 2mm, nas amostras de 10, 20 e 100 camadas.

Amostra A (10 Camadas)

Tabela Apêndice A.1 – Espessuras aferidas por altura para amostra A.

Altura (mm)							
Medições (Mn)							
M1	M2	M3	M4	M5	Média	Desvio Padrão	
12,30	12,20	12,40	12,30	12,20	12,28	0,25	
Espessura (mm)							
Medições (Mn)							
Distância do substrato (mm)	M1	M2	M3	M4	M5	Média	Desvio Padrão
0	5,60	5,70	5,60	5,50	5,50	5,58	0,25
2	5,30	5,40	5,40	5,30	5,20	5,32	0,25
4	5,30	5,20	5,40	5,20	5,20	5,26	0,27
6	5,10	5,20	5,30	5,20	5,40	5,24	0,34
8	5,20	5,30	5,10	5,20	5,30	5,22	0,25
10	5,20	5,20	5,30	5,40	5,30	5,28	0,25
12	5,10	5,10	5,20	5,30	5,20	5,18	0,25

Amostra B (20 Camadas)

Tabela Apêndice A.2 – Espessuras aferidas por altura para amostra B.

Altura (mm)							
Medições (Mn)							
M1	M2	M3	M4	M5	Média	Desvio Padrão	
18,10	18,30	18,20	18,20	18,30	18,22	0,25	
Espessura (mm)							
Medições (Mn)							
Distância do substrato (mm)	M1	M2	M3	M4	M5	Média	Desvio Padrão
0	5,20	5,30	5,20	5,10	5,10	5,18	0,25
2	5,30	5,30	5,40	5,40	5,30	5,34	0,16
4	5,40	5,50	5,60	5,60	5,50	5,52	0,25
6	6,20	6,10	6,20	6,20	6,00	6,14	0,27
8	6,40	6,20	6,30	6,30	6,40	6,32	0,25
10	6,90	7,10	7,20	7,20	7,00	7,08	0,39
12	7,20	7,30	7,20	7,30	7,10	7,22	0,25
14	7,40	7,50	7,50	7,40	7,60	7,48	0,25
16	7,30	7,40	7,40	7,20	7,30	7,32	0,25
18	6,50	6,50	6,30	6,60	6,40	6,46	0,34

Amostra C (100 Camadas)

Tabela Apêndice A.3 – Espessuras aferidas por altura para amostra C.

Altura (mm)							
Medições (Mn)							
M1	M2	M3	M4	M5	Média	Desvio Padrão	
86,80	86,90	87,10	87,00	86,90	86,94	0,34	
Espessura (mm)							
Medições (Mn)							
Distância do substrato (mm)	M1	M2	M3	M4	M5	Média	Desvio Padrão
0	3,70	3,80	3,80	3,90	4,00	3,84	0,34
2	4,00	4,10	4,20	4,20	4,10	4,12	0,25
4	4,30	4,40	4,40	4,50	4,50	4,42	0,25
6	4,50	4,70	4,60	4,60	4,70	4,62	0,25
8	4,60	4,70	4,60	4,80	4,70	4,68	0,25
10	4,80	4,90	4,90	4,90	5,00	4,90	0,21
12	4,90	5,00	5,00	5,10	4,90	4,98	0,25
14	5,10	5,00	5,00	5,00	4,90	5,00	0,21
16	5,40	5,30	5,40	5,50	5,30	5,38	0,25
18	5,40	5,30	5,30	5,30	5,40	5,34	0,16
20	5,50	5,40	5,60	5,40	5,60	5,50	0,30
22	5,50	5,60	5,40	5,30	5,50	5,46	0,34
24	5,30	5,20	5,20	5,10	5,20	5,20	0,21
26	5,50	5,50	5,40	5,50	5,50	5,48	0,13
28	5,20	5,30	5,10	5,20	5,30	5,22	0,25
30	5,50	5,60	5,50	5,40	5,50	5,50	0,21
32	5,50	5,40	5,40	5,40	5,50	5,44	0,16
34	5,70	5,70	5,60	5,60	5,70	5,66	0,16
36	5,60	5,60	5,60	5,50	5,60	5,58	0,13
38	5,50	5,40	5,50	5,40	5,50	5,46	0,16
40	5,40	5,50	5,40	5,30	5,50	5,42	0,25
42	5,20	5,20	5,30	5,20	5,30	5,24	0,16
44	5,80	5,90	5,90	5,80	5,90	5,86	0,16
46	5,80	5,60	5,80	5,80	5,90	5,78	0,33
48	5,70	5,80	5,70	5,80	5,80	5,76	0,16
50	5,80	5,70	5,70	5,80	5,70	5,74	0,16
52	5,80	5,90	5,80	5,90	5,80	5,84	0,16
54	5,80	6,00	5,90	5,90	5,90	5,90	0,21
56	6,10	6,10	6,00	6,10	6,20	6,10	0,21
58	5,90	5,90	5,90	6,00	6,00	5,94	0,16
60	5,90	6,20	6,00	6,00	6,00	6,02	0,33
62	6,20	6,20	6,30	6,10	6,30	6,22	0,25
64	6,00	6,10	6,00	5,90	6,00	6,00	0,21
66	5,70	5,80	5,80	5,90	6,00	5,84	0,34
68	6,10	5,90	6,00	6,10	6,10	6,04	0,27
70	5,90	6,00	5,90	6,00	6,10	5,98	0,25
72	6,00	6,20	6,30	6,50	6,30	6,26	0,54
74	6,40	6,50	6,40	6,60	6,50	6,48	0,25
76	6,00	6,10	6,00	6,30	6,00	6,08	0,39
78	5,70	5,90	5,80	6,00	6,10	5,90	0,47
80	6,00	5,90	5,90	5,80	5,90	5,90	0,21
82	5,70	5,60	5,70	5,50	5,50	5,60	0,30
84	5,50	5,50	5,50	5,40	5,50	5,48	0,13

APÊNDICE B

Amostra A (10 Camadas)

As figuras denominadas “Apêndice B.1 a B.8” correspondem às imagens da microestrutura, cuja respectiva área analisada consta na legenda, da amostra de 10 camadas.

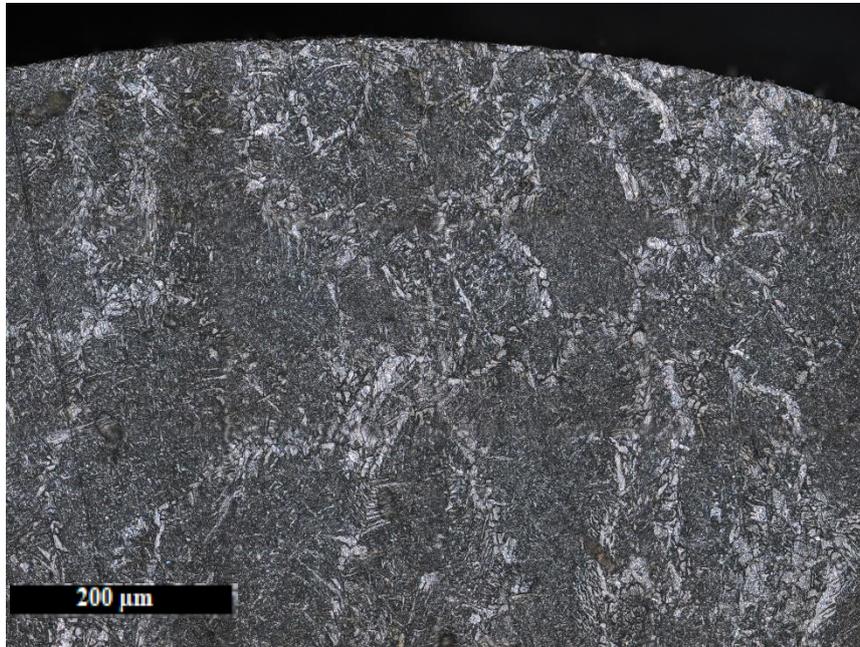


Figura Apêndice B.1 – Microestrutura Superior da amostra A com ampliação com lente de x10.

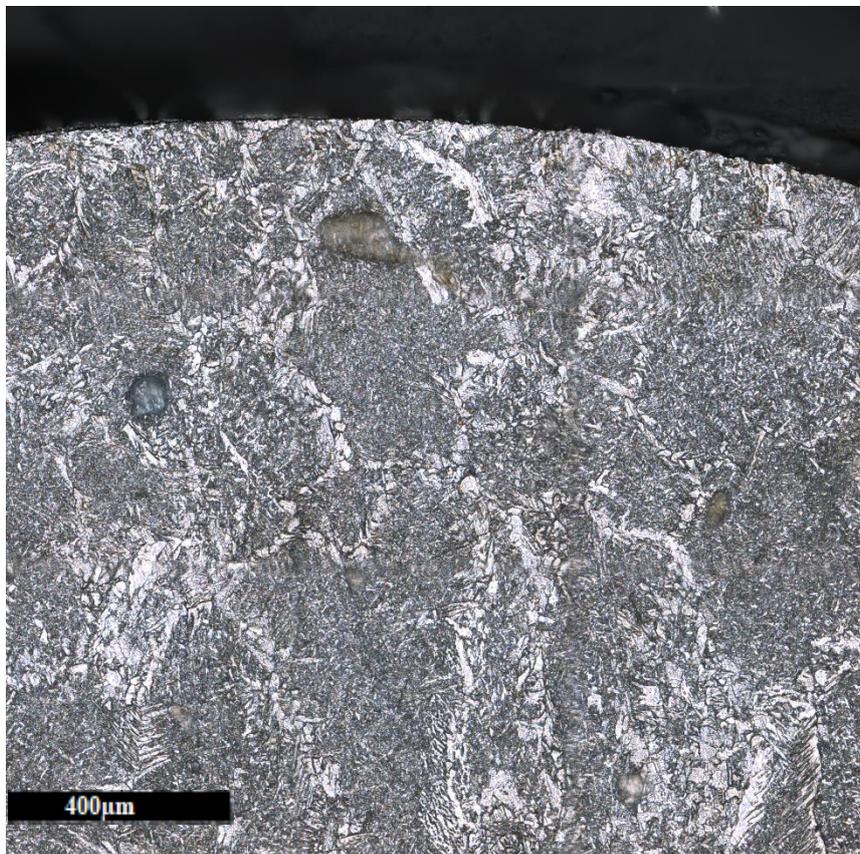


Figura Apêndice B.2 – Microestrutura Superior da amostra A com ampliação com lente de 50x.

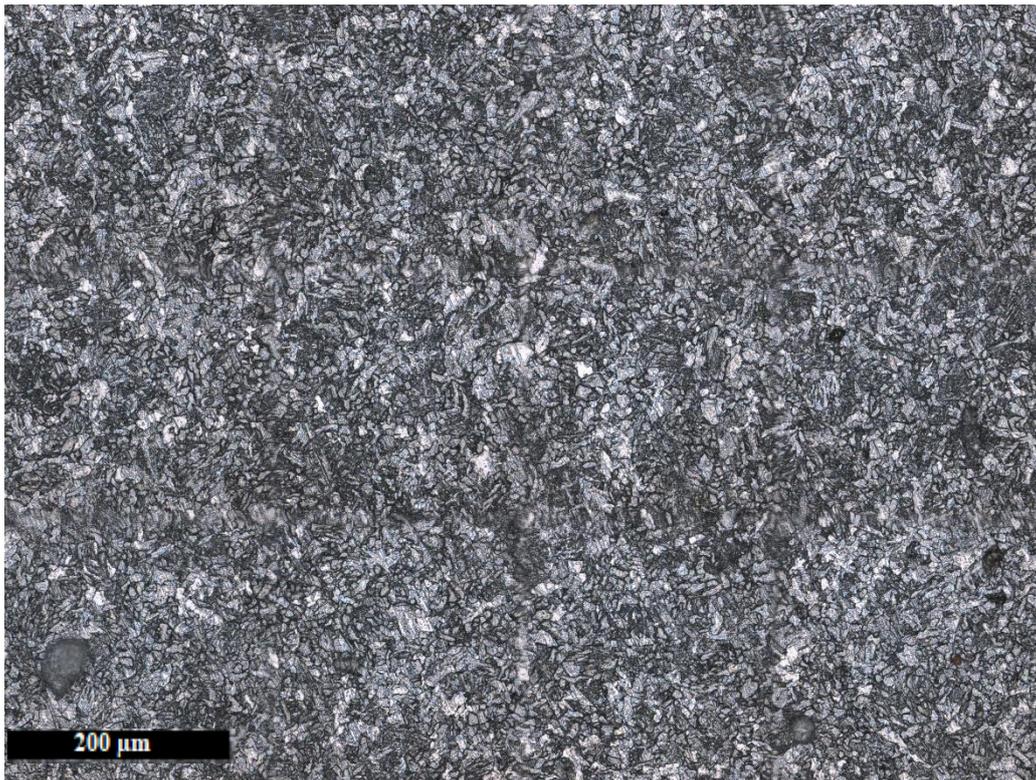


Figura Apêndice B.3 – Microestrutura Intermediária da amostra A com ampliação com lente de 10x.

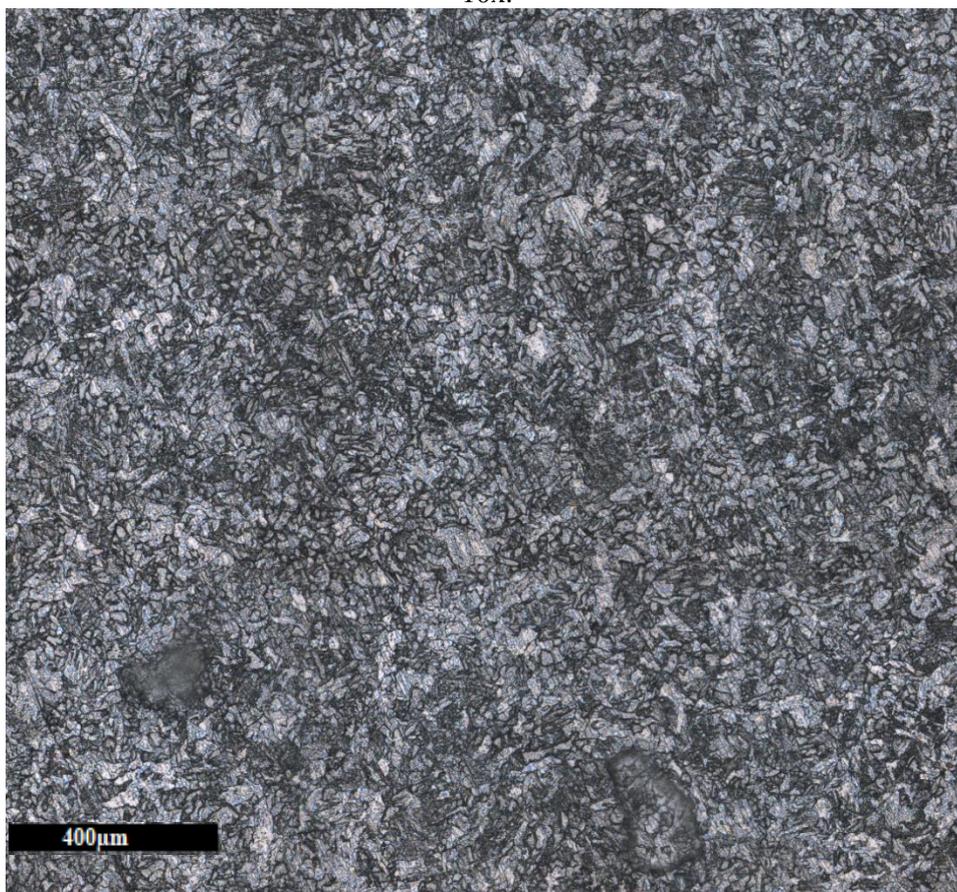


Figura Apêndice B.4 – Microestrutura Intermediária da amostra A com ampliação com lente de 50x.

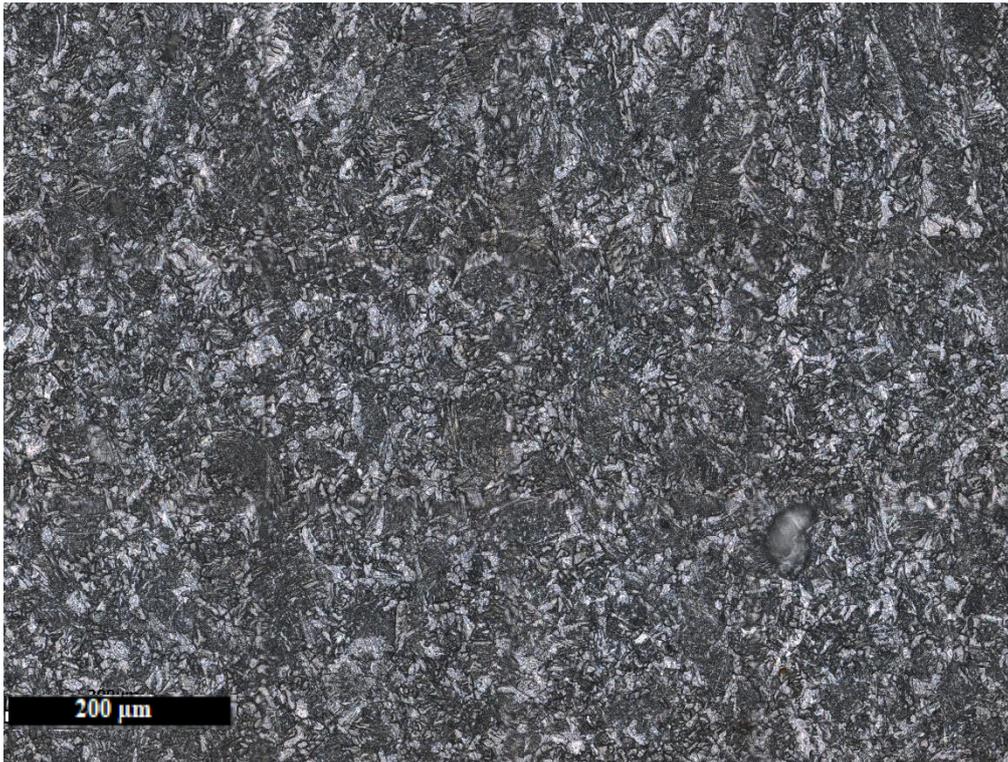


Figura Apêndice B.5 – Microestrutura Intermediária 2 da amostra A com ampliação com lente de 20x.

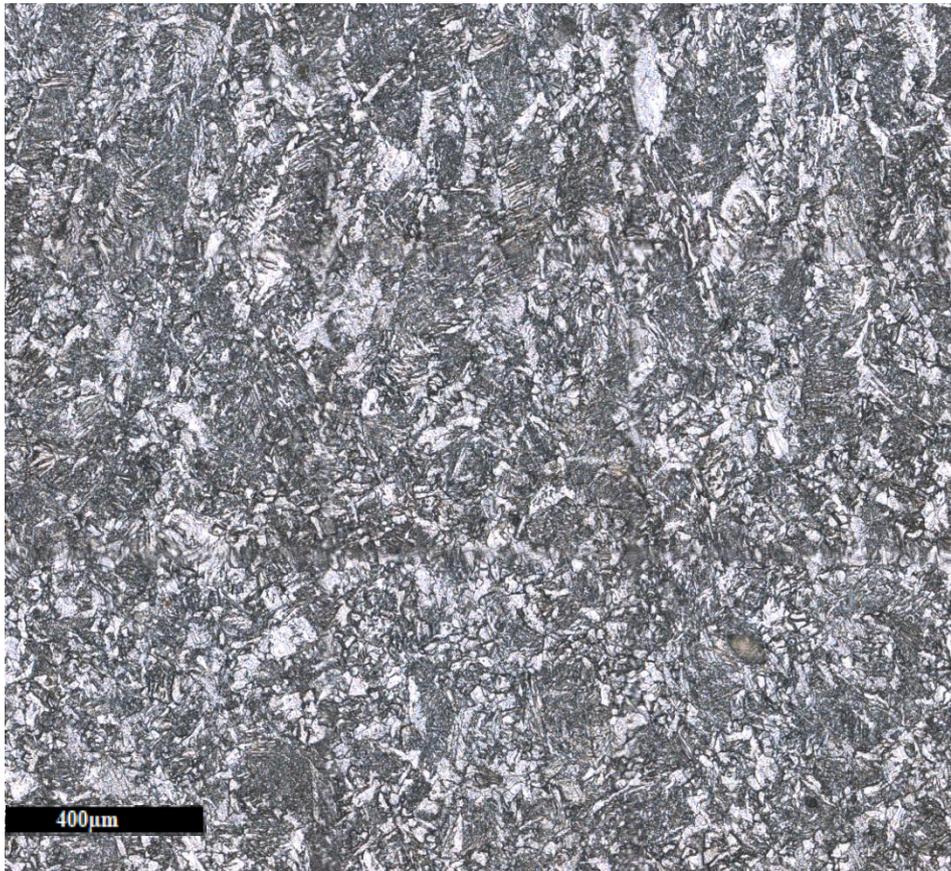


Figura Apêndice B.6 – Microestrutura Intermediária 2 da amostra A com ampliação com lente de 50x.



Figura Apêndice B.7 – Microestrutura Inferior da amostra A com ampliação com lente de 20x.

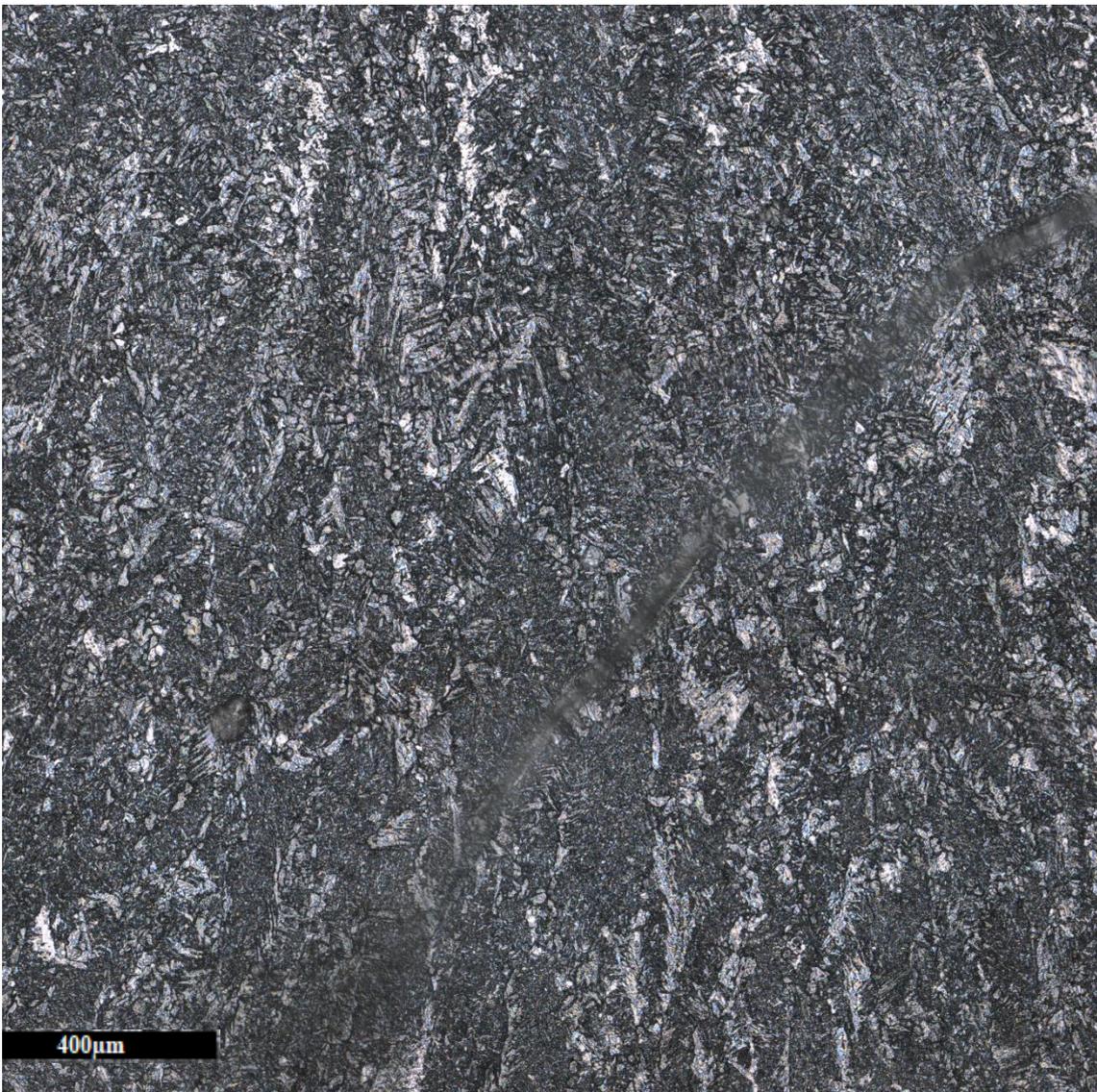


Figura Apêndice B.8 – Microestrutura Inferior da amostra A com ampliação com lente de 50x.

Amostra B

As figuras denominadas “Apêndice B.9 a B.12” correspondem às imagens da microestrutura, cuja respectiva área analisada consta na legenda, da amostra de 20 camadas.



Figura Apêndice B.9 – Microestrutura Inferior da amostra B com ampliação com lente de 20x.

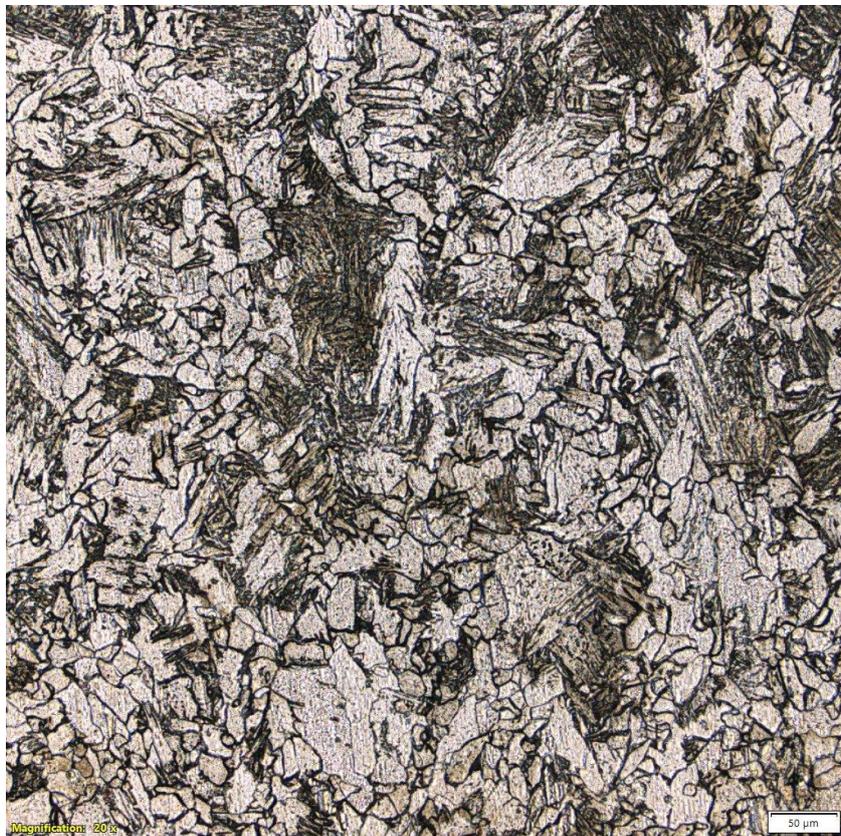


Figura Apêndice B.10 – Microestrutura Transição da amostra B com ampliação com lente de 20x.



Figura Apêndice B.11 – Microestrutura Intermediária da amostra B com ampliação com lente de 20x.



Figura Apêndice B.12 – Microestrutura Superior da amostra B com ampliação com lente de 20x.

Amostra C

As figuras denominadas “Apêndice B.13 a B.17” correspondem às imagens da microestrutura, cuja respectiva área analisada consta na legenda, da amostra de 100 camadas.

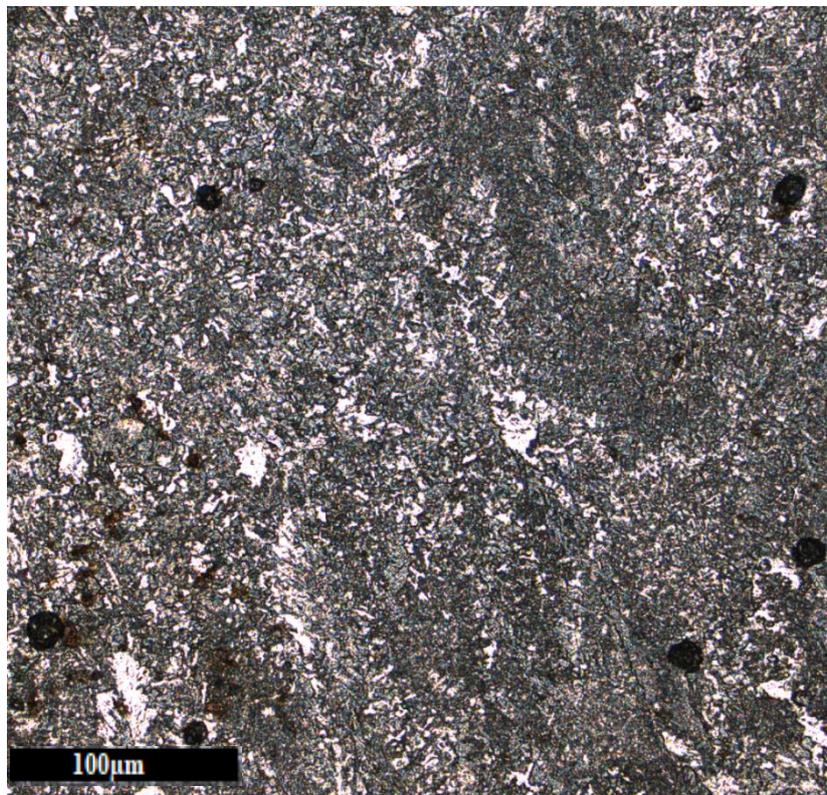


Figura Apêndice B.13 – Microestrutura Inferior da amostra C com ampliação com lente de 20x.

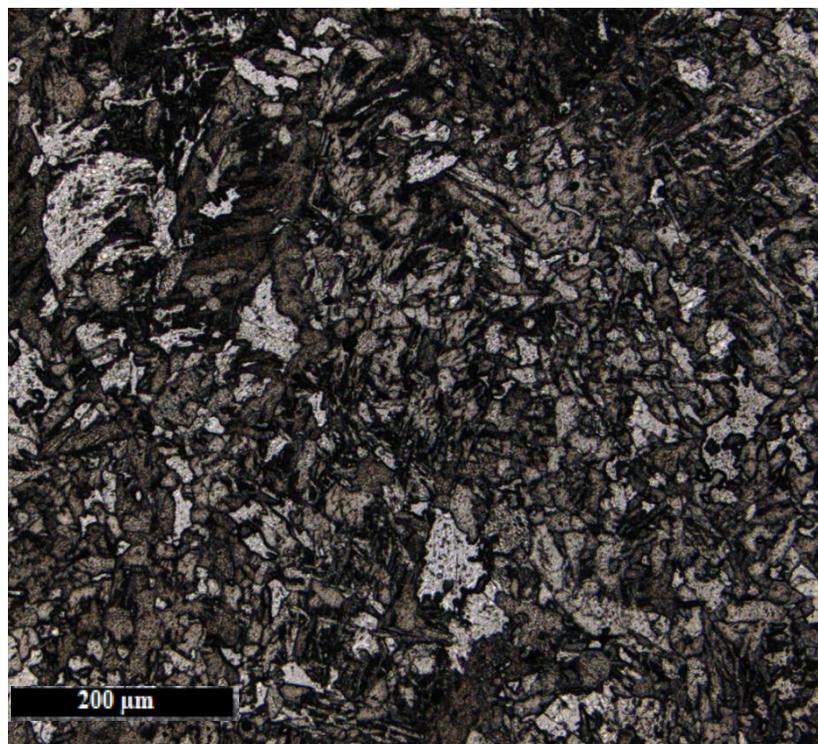


Figura Apêndice B.14 – Microestrutura Transição da amostra C com ampliação com lente de 10x.

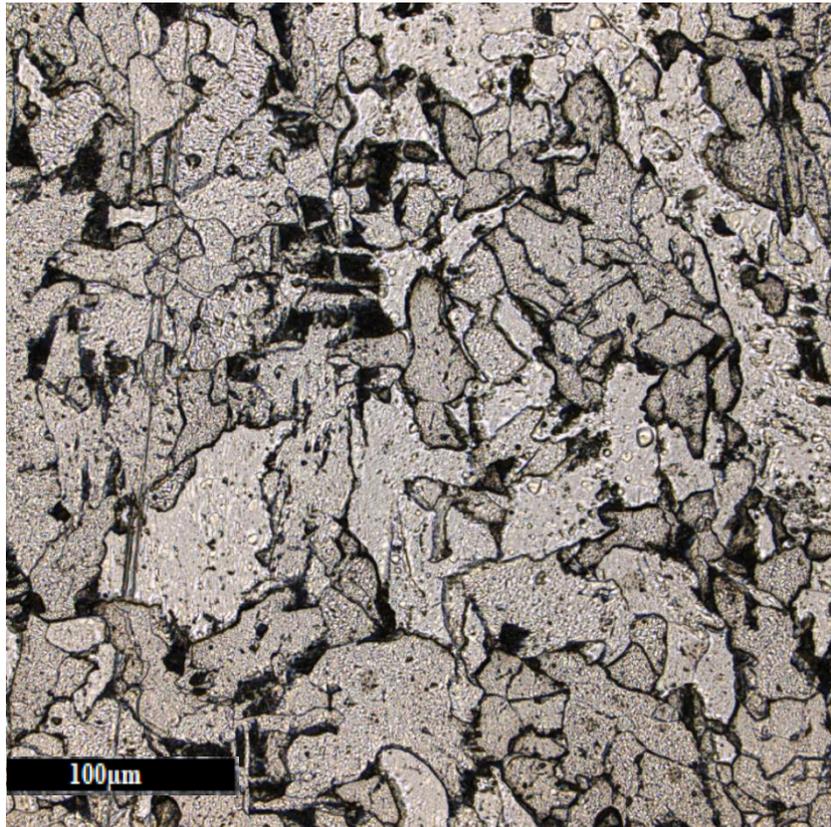


Figura Apêndice B.15 – Microestrutura Intermediária da amostra C com ampliação com lente de 20x.



Figura Apêndice B.16 – Microestrutura Superior-Intermediária da amostra C com ampliação com lente de 20x.

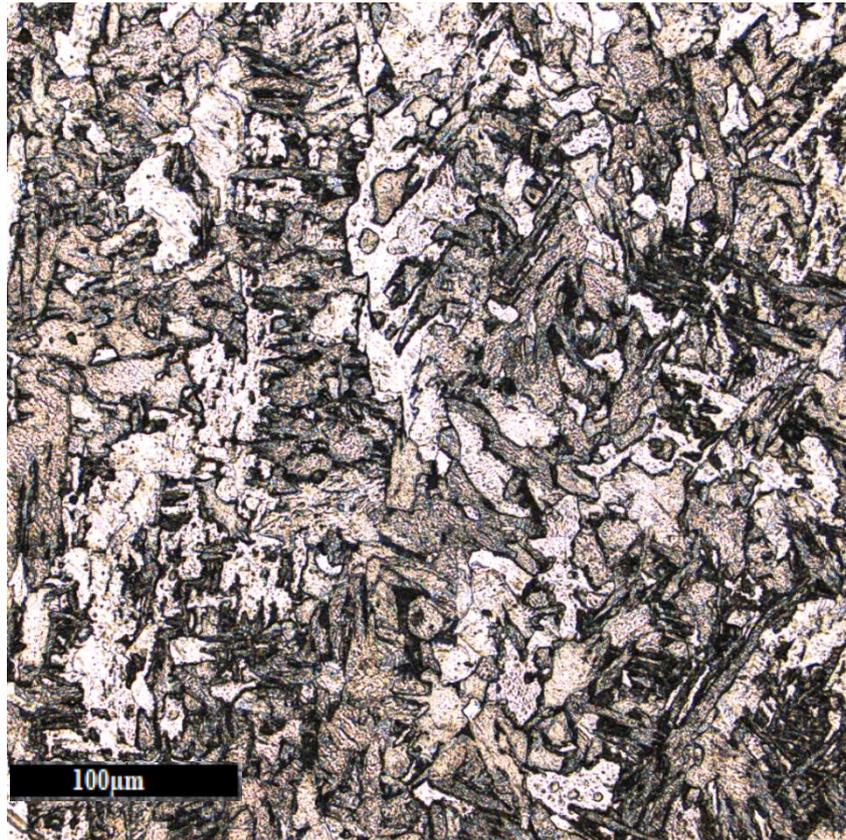


Figura Apêndice B.17 – Microestrutura Superior da amostra C com ampliação com lente de 20x.