



MANUFATURA ADITIVA E CARACTERIZAÇÃO DE COMPONENTES DA LIGA
AL-4,4%MG UTILIZANDO DIFERENTES PROCESSOS DE DEPOSIÇÃO
METÁLICA - CMT, PMC E PMC-MIX.

Bianca Ferreira Gomes

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Luiz Henrique de Almeida


Rio de Janeiro
Outubro de 2018

MANUFATURA ADITIVA E CARACTERIZAÇÃO DE COMPONENTES DA LIGA
AL-4,4%MG UTILIZANDO DIFERENTES PROCESSOS DE DEPOSIÇÃO
METÁLICA - CMT, PMC E PMC-MIX.

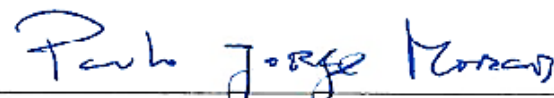
Bianca Ferreira Gomes

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO
LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA
(COPPE) DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE
DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE
EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.


Examinada por:



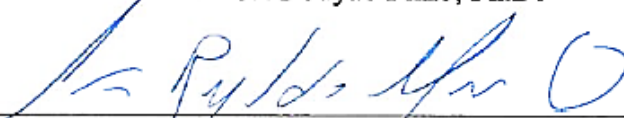
Prof. Luiz Henrique de Almeida, Ph.D.



Dr. Paulo Jorge Gil Duarte Moraes, Ph.D.



Prof. João da Cruz Payão Filho, Ph.D.



Prof. Hector Reynaldo Menezes Costa, Ph.D.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

OUTUBRO DE 2018

Gomes, Bianca Ferreira

Manufatura aditiva e caracterização de componentes da liga Al-4,4%Mg utilizando diferentes processos de deposição metálica - CMT, PMC E PMC-MIX. / Bianca Ferreira Gomes. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2018.

IX, 93 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Luiz Henrique de Almeida

Dissertação (mestrado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2018.

Referências Bibliográficas: p. 71-83.

1. Manufatura Aditiva. 2. Ligas de alumínio. 3. CMT. 4. PMC. I. Almeida, Luiz Henrique de. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

Agradecimentos

Gostaria de agradecer a Deus pela sua bondade e generosidade que me trouxeram até aqui.

Aos meus pais, Marli e Claudio, pelo amor e apoio incondicional que tenho tido e sempre terei neles.

Ao meu noivo, Tiago, pelo amor, compreensão, comprometimento e confiança compartilhados diariamente.

Aos meus sogros, Domingos e Helena, e familiares pelo carinho e torcida.

Ao Eng. Paulo Morais, por ter me orientado neste estágio no ISQ, me ajudado a gerir este projeto e compartilhado seus conhecimentos para meu crescimento.

Ao Eng. Vitor Ferreira pelo grande apoio na execução das deposições e prestabilidade nas demais etapas do projeto que esteve envolvido.

Ao ISQ, em especial aos Engenheiros Margarida Pinto e Correia da Cruz, pela oportunidade de desenvolver este trabalho em suas instalações e fornecer todos os recursos necessários para tal.

Ao meu orientador Luiz Henrique de Almeida pela confiança e apoio na realização deste trabalho.

Aos demais colegas do ISQ que contribuíram na realização deste trabalho.

À Fundação para Ciência e Tecnologia em Portugal e COPPETEC por financiar parcialmente a realização deste trabalho.

Aos amigos do IST Solda, Suzana Peripolli, Fernando Correa, Vinicius Maia e Ramon Ferreira, pela amizade e apoio prestado.

Aos amigos da UFRJ, principalmente a Flavia Drummond, pelo carinho e apoio.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

MANUFATURA ADITIVA E CARACTERIZAÇÃO DE COMPONENTES DA LIGA
AL-4,4%MG UTILIZANDO DIFERENTES PROCESSOS DE DEPOSIÇÃO
METÁLICA - CMT, PMC E PMC-MIX

Bianca Ferreira Gomes

Outubro/2018

Orientador: Luiz Henrique de Almeida

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Dentre as diversas tecnologias de manufatura aditiva metálica (MAM) disponíveis, as baseadas na fusão do arame pelo arco elétrico (WAAM) são muito vantajosas devido aos baixos custos operacionais, alta eficiência da matéria-prima e altas taxas de deposição. O processo *Cold Metal Transfer* (CMT) se destaca pelo baixo aporte térmico comparativamente aos outros métodos de WAAM. Entretanto, processos como o *Pulse Multi Control* (PMC) e sua variante PMC Mix não foram testados ainda em aplicações de manufatura aditiva e por esta razão devem ser avaliados. Desta forma, tendo em vista o potencial destas tecnologias e a necessidade de setores industriais, como o automotivo, em produzir componentes complexos e de topologia otimizada mais rapidamente, o estudo destas tecnologias é significativamente relevante. Então, o objetivo deste trabalho é a manufatura aditiva com a liga Al-4,4Mg usando o CMT, CMT-*Pulse*, PMC, PMC Mix e o MIG pulsado e a avaliação da regularidade, dureza, resistência mecânica e porosidade dos componentes fabricados visando aplicações futuras na indústria. Os resultados mostraram boas propriedades mecânicas, baixa fração de poros e uniformidade na geometria das partes produzidas com o PMC e o PMC-Mix. As peças produzidas com o PMC e MIG pulsado apresentaram a menor fração de poros, apesar de nenhuma diferença ter sido notada nas propriedades mecânicas destes componentes.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

ADDITIVE MANUFACTURING AND CHARACTERIZATION OF AL-4,4MG
COMPONENTS USING DIFFERENT DEPOSITION PROCESSES – CMT, PMC
AND PMC MIX

Bianca Ferreira Gomes

October/2018

Advisor: Luiz Henrique de Almeida

Department: Metallurgical and Materials Engineering

Among the several metallic additive manufacturing (MAM) technologies available, the wire-and-arc based ones are very beneficial due to the lower operational costs, higher efficiency use of raw materials, and high deposition rates achieved. The Cold Metal Transfer (CMT) process stands out by the lower heat input compared to the other wire-and-arc based methods. On the other hand, processes such as Pulse Multi Control (PMC) and its variants have not been tested yet in additive manufacturing and for this reason they should be evaluated. Therefore, considering the technologies potential and the need of automotive and aeronautical industry of manufacturing parts of complex and optimized geometry in a faster way, the study of these technologies is very relevant. Thus, the objective of this paper is the additive manufacturing of walls with Al-4,4Mg alloy using CMT, CMT-Pulse, PMC, PMC-Mix, and MIG-Pulse, and the evaluation of the regularity, hardness, mechanical strength, and porosity of the manufactured parts aiming future industrial applications. The results showed good mechanical properties, small pore fraction, and geometric uniformity of parts produced with PMC and PMC-Mix. PMC and MIG-Pulse parts presented the smaller pore fraction among the GMAW variants, although no difference was noticed in the mechanical properties of the parts.

ÍNDICE

Agradecimentos	iv
Resumo	v
Abstract	vi
Lista de Abreviaturas	ix
1. Introdução	1
2. Revisão Bibliográfica	4
2.1. Manufatura aditiva	4
2.1.1. Manufatura aditiva de metais	8
2.1.2. Defeitos na manufatura aditiva de peças metálicas	12
2.1.3. Alívio de tensões residuais	19
2.1.4. Inspeção não destrutiva na manufatura aditiva de peças metálicas	22
2.1.5. Estratégias de deposição	24
2.2. Soldagem MIG/MAG	25
2.2.1. <i>Cold Metal Transfer</i>	29
2.2.2. <i>Pulse Multi Control</i>	32
2.3. Ligas de Alumínio	33
2.3.1. Deposição de ligas de Alumínio	38
3. Materiais e Métodos	39
3.1. Materiais	39
3.2. Composição química	40
3.3. Manufatura aditiva	40
3.3.1. Testes preliminares	41
3.3.2. Estratégia de deposição	42
3.3.3. Parâmetros de deposição	43
3.4. Caracterização química e microestrutural	45
3.4.1. Estereoscopia	45
3.4.2. Microscopia Óptica	46
3.4.3. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	47
3.5. Ensaio de Dureza	47
3.6. Radiografia	48
3.7. Ensaio de Tração	48

4.	Resultados e Discussão	49
4.1.	Estratégia de deposição.....	49
4.2.	Depósitos obtidos com as variantes GMAW	52
4.2.1.	Regularidade.....	52
4.2.2.	Porosidade	55
4.2.3.	Dureza Vickers	56
4.2.4.	Ensaio radiográficos	57
4.2.5.	Ensaio de Tração	59
4.2.6.	Fractografia	60
4.2.7.	Microestrutura	64
4.3.	Otimização dos parâmetros PMC.....	67
5.	Conclusões.....	70
6.	Sugestões para trabalhos futuros.....	71
7.	Referência Bibliográfica.....	72
	ANEXO I.....	84
	ANEXO II	92

Lista de Abreviaturas

A_{ef}	Área efetiva
A_n	Área nula
C	Corrente
CA	Corrente alternada
CMT	<i>Cold metal transfer</i>
CMT-ADV	<i>Cold metal transfer advanced</i>
CMT-P	<i>Cold metal transfer pulse</i>
CMT-PADV	<i>Cold metal transfer pulse advanced</i>
DBCP	Distância bico de contato peça
DED	Deposição por energia direta
EBM	Fusão por feixe de elétrons/ <i>Electron beam melting</i>
LE	Limite de escoamento
L_{ef}	Largura efetiva
LENS	<i>Laser engineered net shaping</i>
LMD	<i>Laser Metal Deposition</i>
LOM	<i>Laminated object manufacturing</i>
LT	Limite de tensão
MA	Manufatura aditiva
MAM	Manufatura aditiva metálica
MIG-P	MIG pulsado
PMC	<i>Pulse multi control</i>
PMC-M	<i>Pulse multi control Mix</i>
SL	Estereolitografia
SLM	Fusão seletiva a laser / <i>Selective laser melting</i>
SLS	Sinterização a laser seletiva
SRAS	Espectroscopia acústica
TC	Tomografia computadorizada
U	Tensão
VAA	Velocidade de alimentação do arame
VD	Velocidade de deposição
WAAM	<i>Wire-arc additive manufacturing</i>

1.Introdução

A manufatura aditiva consiste na criação de componentes tridimensionais através da deposição de material camada por camada. Esse processo de fabricação permite a construção de componentes de geometria complexa em menos etapas e sem recorrer ao uso de ferramentas ou moldes. Como exemplo, uma peça para um dado uso, que seria composta de diversos subcomponentes, pode ser feita de uma só vez com essa técnica. Além disso, o desenvolvimento do tema no decorrer dos anos permitiu que materiais como polímeros, metais, compósitos e cerâmicos já possam ser utilizados como matéria prima nesse processo de fabricação (DEBROY *et al.*, 2018, BOURELL *et al.*, 2017).

Outra vantagem dessa tecnologia é o menor desperdício de material. Esse fato é relevante na construção de componentes com materiais de alto valor agregado. Muitas dessas partes hoje são fabricados através da manufatura subtrativa e técnicas de usinagem tradicionais, sendo que o resíduo desse processo tem um alto custo para reaproveitamento, gerando uma despesa elevada na produção do componente. Por exemplo, no caso da indústria aeroespacial, alguns materiais apresentam a razão da quantidade do material adquirido em relação ao material convertido em produto final (*buy-to-fly ratio*) tão altos como 10:1. Isso faz com que a indústria aeroespacial busque processos alternativos de fabricação, como a manufatura aditiva (KAZANAS *et al.*, 2012). Além disso, pelo fato da manufatura aditiva gerar menos resíduo ela é vista como ecologicamente amigável.

Além disso, um mesmo equipamento pode produzir diferentes partes. Em contraste com a fundição ou estampagem, cada componente fabricado não precisará de um punção ou um molde específico. Dessa forma, é possível que se produza apenas para o consumo previsto de curto prazo, reduzindo a necessidade de amplos estoques e sem gerar um custo elevado atrelado a essa decisão (ATTARAN, 2017, DEBROY *et al.*, 2018). Por último, a otimização da topologia também é um fator de relevância. Isto se deve a possibilidade de melhoria do design e redução de peso de uma peça quando se comparam as partes fabricadas com as tecnologias de manufatura usadas tradicionalmente. Diferentemente das tecnologias convencionais, este ganho de complexidade da geometria não implica necessariamente em aumento do custo do processo (BRACKETT *et al.*, 2011).

Dentre as diversas tecnologias de manufatura aditiva metálica (MAM) disponíveis estão as baseadas na fusão do arame pelo arco elétrico (WAAM – *Wire and Arc Additive Manufacturing*) que foram utilizadas nesse estudo. Os equipamentos baseados na WAAM se diferenciam por apresentarem menor custo e maior eficiência do uso da matéria prima e por ser um processo mais limpo que os demais empregados na MAM. Além disso, permitem maiores taxas de deposição quando comparada aos outros equipamentos de MAM disponíveis, o que implica diretamente na redução do tempo de fabricação do componente. Por outro lado, uma dificuldade encontrada dos processos de deposição por energia direta (DED), como os usados na WAAM, podem ser as distorções na peça decorrentes da alta energia aportada. A utilização do equipamento de transferência metálica a frio (*Cold Metal Transfer – CMT*) da fabricante Fronius permite a deposição do metal com energia aportada inferior às tecnologias a arco elétrica usadas na soldagem convencionais (WANG *et al.*, 2013, DING & CUIURI, 2015, BOURELL *et al.*, 2017).

A principal diferença do CMT consiste no controle mecânico do arame, que garante uma transferência metálica suave para a poça de fusão. Após o arco elétrico ser aberto, o arame é alimentado em direção à poça de fusão e, assim que o curto-circuito acontece, o arame é retraído, o que facilita o destacamento da gota. Assim, o arco apenas aporta calor à peça durante o curto tempo de arco elétrico aberto. Dessa forma, é possível uma transferência metálica mais fria quando comparado aos processos de fusão por arco elétrico convencionais. Além disso, o curto-circuito controlado permite a realização de uma deposição com poucos respingos, maximizando a eficiência da mesma. A variante CMT pulse (CMT-P), que também foi empregada neste estudo, consiste da alternância entre ciclos pulsado e ciclos CMT, o que permite maiores taxas de deposição (FRONIUS, 2018). Desde 2010 estas técnicas vem sendo utilizadas na MAM devido aos bons resultados alcançados, como a produção de depósitos sem respingos, com baixo aporte térmico e reprodutíveis (ALMEIDA & WILLIAMS, 2010, CONG *et al.*, 2015, FANG *et al.*, 2018, GOMEZ ORTEGA *et al.*, 2018)

Outros modos de transferência metálica têm sido considerados na MAM, como o TIG Pulsado (TIG-P) (WANG *et al.*, 2011) por exemplo, no entanto as variantes GMAW *Pulse Multi-Control* (PMC) e PMC Mix ainda não foram exploradas para este fim. O PMC e o PMC Mix consistem da transferência em spray controlada por pulsos e otimizadas com algoritmos de controle rápidos. Afirma-se que esta variante é mais

estável, tem a ignição do arco elétrico melhorada, tem uma penetração estável e tem menor aporte térmico para uma mesma taxa de deposição quando comparada com o MIG e o MIG-P convencionais. O PMC Mix distingue-se do PMC, pois combina ciclos de transferência por curto-circuito controlado aos ciclos de transferência pulsada, reduzindo ainda mais o calor aportado (FRONIUS, 2018). FIEDLER *et al.* (2016) em seu trabalho concluíram que o PMC aumenta a janela de parâmetros na soldagem de aços de alta resistência que atendem aos requisitos de propriedades mecânica, quando comparado ao MIG convencional.

Portanto, considerando o potencial do CMT, CMT-P, MIG-P, PMC e PMC Mix como métodos produtivos e acessíveis de manufatura aditiva metálica, e a necessidade da indústria automotiva e aeronáutica de reduzir o peso de veículos e aeronaves, a aplicação de tal tecnologia na fabricação de componentes de ligas de alumínio é promissora. O uso de tais ligas na produção de geometrias complexas mais rapidamente e usando menor quantidade de matéria-prima é a força motriz desse desenvolvimento.

Tendo em vista o cenário apresentado, o objetivo deste trabalho foi o estudo comparativo de deposição da liga Al-Mg ER 5356 utilizando as tecnologias CMT, CMT Pulse, MIG Pulsado, PMC e PMC Mix e a avaliação da regularidade, propriedades mecânicas e porosidade dos componentes fabricados visando aplicações futuras na indústria. Buscou-se otimizar os parâmetros de manufatura aditiva, com o intuito de minimizar a presença de defeitos e de relacionar as alterações dos parâmetros e estratégia de deposição com a geometria e propriedades do depósito.

Os resustados mostraram que os depósitos produzidos com a trajetória sentido-único arco-contínuo com os processos CMT, CMT-Pulse, MIG Pulsado, PMC e PMC Mix com mesma corrente e velocidade de deposição apresentam resistência mecânica muito similar. O CMT foi o processo com maior taxa de deposição, no entanto os depósitos produzidos com esse método foram os mais irregulares. Já nos componentes produzidos com o PMC e o MIG Pulse foi encontrada a menor fração de poros, apesar desse fator não ter impactado significativamente nas propriedades mecânicas de tração do depósito em relação as outras tecnologias. Na etapa de otimização do PMC concluiu-se que mesmo com correntes tão baixas como 36A obtêm-se uma transferência metálica estável, com baixa fração de poros e um cordão depositado estreito, quando comparado

a outros depósitos produzidos com correntes maiores e parâmetros de mesma razão de velocidade de alimentação de arame e velocidade de deposição.

2.Revisão Bibliográfica

2.1.Manufatura aditiva

A manufatura aditiva (MA) consiste na construção de uma geometria tridimensional (3D) com base em um modelo computacional do tipo CAD (*Computer Aided Design*) através da adição de material camada sob camada. Outros nomes como prototipagem rápida, deposição multicamada, impressão 3D e manufatura rápida podem ser usados para se referir à manufatura aditiva (BOSE *et al.*, 2017). Em 1984, Charles W. Hull criou o primeiro equipamento de prototipagem rápida, um aparelho de estereolitografia (SL) comercializado pela empresa 3-D System Corp. (ATTARAN, 2017). A partir disso, outras tecnologias mais atrativas economicamente foram surgindo, e estas serão apresentadas mais adiante no presente trabalho.

Atualmente, o termo prototipagem rápida tem sido substituído por manufatura aditiva, uma vez que não apenas protótipos podem ser criados com a técnica, mas também produtos em sua forma final (GIBSON *et al.*, 2014, WONG & HERNANDEZ, 2012). Segundo a norma de terminologia ASTM 52900:2015, o termo prototipagem rápida refere-se exclusivamente à manufatura aditiva para a construção de protótipos, ou seja, produtos fabricados em pequena escala usados para testes, análises e avaliações (ASTM INTERNATIONAL, 2015).

Segundo KRUTH (1991), os diferentes métodos de manufatura aditiva podem ser classificados com base em dois aspectos: (i) “como as camadas de matéria prima são depositadas uma sobre a outra”, i.e., o estado e a geometria da matéria prima a ser depositada sobre o substrato; e (ii) “como a matéria prima utilizada se liga entre si” i.e., camada sobre camada ou ponto sobre ponto. Com base no aspecto (i), que subdivide os processos de maneira mais detalhada que o aspecto (ii), a Figura 2-1 apresenta uma visão geral dos métodos de manufatura aditiva empregados atualmente (GIBSON *et al.*, 2014, PHAM & GAULT, 1998).

Na Figura 2-1 a classificação dos métodos de MA é dada inicialmente pelo estado e geometria da matéria prima que será depositada sobre o substrato, que pode ser na forma de chapas sólidas, partículas discretas e material fundido. Em seguida, sob cada tipo de matéria prima empregados, há uma divisão do método de união. Por mais que o material seja depositado na superfície na forma de pó ou de chapas metálicas ele ainda pode ser fundido em etapas posteriores, no entanto os métodos não podem ser confundidos.

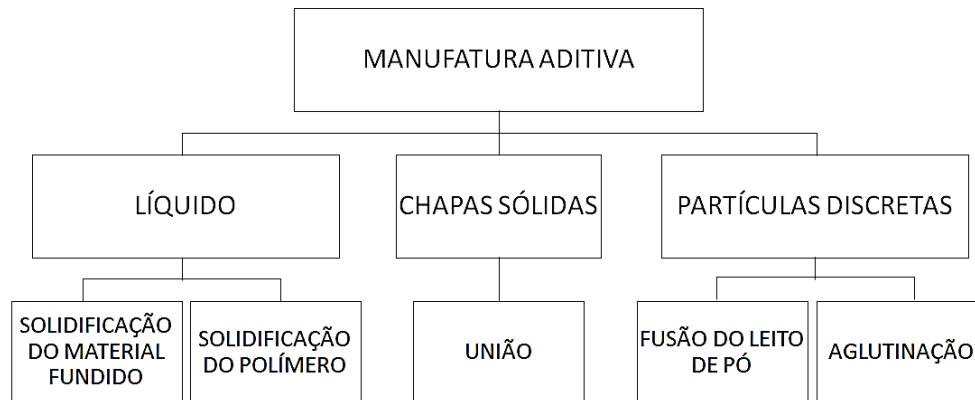


Figura 2-1 - Esquema de classificação dos principais métodos de MA (adaptado de KRUTH (1991)).

Atualmente, todas as tecnologias utilizadas comercialmente consideram o modelo 3D como um conjunto finito de modelos bidimensionais (2D) sobrepostos. Tal conceito simplifica a construção dos objetos em 3D e a precisão da deposição, acabamento, custo e tempo de fabricação do produto final irão variar de acordo com o método de manufatura aditiva escolhido. Alguns métodos de manufatura aditiva utilizam uma construção completa da camada formando uma superfície única que solidifica de uma vez, enquanto a maioria dos métodos utilizam a ideia da união de várias partes para formar a camada. Inclusive, pode-se classificar as tecnologias por esse princípio conforme abordado pelo aspecto (ii) mencionado acima (PHAM & GAULT, 1998, GIBSON *et al.*, 2014).

Com base nas classificações apresentadas, segue abaixo um breve detalhamento dos tipos de tecnologias aplicáveis para manufatura aditiva metálica.

- Tecnologias envolvendo deposição de material fundido: Os equipamentos que se enquadram nessa categoria depositam a matéria prima na região de interesse já na forma fundida, para posterior solidificação da mesma quando em contato com a atmosfera

ambiente. Podem ter diversas fontes de calor para fusão do material, como feixe laser, feixe de elétrons e arco elétrico.

Os equipamentos que utilizam o arco elétrico como fonte de calor inicialmente foram classificados como soldagem 3D (PHAM & GAULT, 1998), e recentemente vem sendo chamado de manufatura aditiva com fusão do arame pelo arco elétrico tradução de *Wire and Arc Additive Manufacturing* - WAAM (ANTONYSAMY, 2012). Estas tecnologias usadas na WAAM surgiram como adaptações de processos convencionais de soldagem robotizada com adição de material – como, por exemplo, soldagem MIG/MAG (*GMAW - Gas Metal Arc Welding*) e soldagem TIG (*GTAW - Gas Tungsten Arc Welding*) – para construção de estruturas produtos e protótipos (PHAM & GAULT, 1998).

Os equipamentos mais utilizados nessa categoria para manufatura aditiva de metais são aqueles que usam o calor do laser ou do feixe de elétrons para fundir pós metálicos a medida que vão sendo aspergidos na região de interesse, como o *Laser Engineered Net Shaping* - LENS (SANDIA NATIONAL LABORATORIES, 2017), *Direct Metal Deposition* (TECHNOLOGY, 2017), *3D Laser Cladding*, entre outros. Essa técnica se diferencia da fusão do leito de pó, uma vez que nesses métodos, primeiramente, o material seria depositado na região de interesse, para depois ser fundido (GIBSON *et al.*, 2014, EYERS & POTTER, 2017). Há também equipamentos que usam o calor dos feixes laser ou feixes de elétrons para fundir a matéria-prima que é adicionada na forma de arame, conforme abordado no estudo de MARTINA (2014).

Outra tecnologia de destaque dentro dessa categoria é a modelagem por deposição fundida (*Fused Deposition Modeling – FDM*) que consiste na extrusão de material fundido, aquecido a temperaturas ligeiramente acima do ponto de fusão do material. Os termoplásticos são os materiais usualmente utilizados como matéria prima nesses equipamentos (BOURELL *et al.*, 2017, GIBSON *et al.*, 2014).

- Tecnologias envolvendo aquecimento do leito de pó: Na manufatura de componentes pela sinterização ou fusão do leito de pó o feixe laser ou de elétrons é usado como fonte de calor para aquecer o pó depositado previamente de forma seletiva. A diferença da sinterização e da fusão consiste do fato de que na sinterização o material é aquecido a temperaturas pouco abaixo da temperatura de fusão. No processo de sinterização as partículas de pó coalescem formando uma massa mais densa, sendo a força motriz desse

fenômeno a redução da área superficial (CALLISTER & RETHWISCH, 2009). Dentre os materiais usados na sinterização a laser seletiva (SLS) estão diversos polímeros, compósitos e ligas de cobalto (Co), titânio (Ti), níquel (Ni) e aços. Já quando o processo envolve fusão seletiva a laser (*Selective Laser Melting - SLM*) ou por feixe de elétrons (*Electron Beam Melting - EBM*), apenas metais são empregados como matéria prima (PHAM & GAULT, 1998, EYERS & POTTER, 2017).

- Tecnologias envolvendo aglutinação de partículas discretas: Ainda abordando a manufatura a partir da união de partículas discretas, há também equipamentos que realizam a aspersão de aglutinantes ou cola sobre o leito de pó. O principal equipamento conhecido é a impressora 3D, comercializado por diversas marcas. Os equipamentos disponíveis podem variar em relação a quantidade de bocais (GIBSON *et al.*, 2014). Além disso, a resolução do componente está diretamente relacionada ao tamanho da gota de aglutinante e diâmetro do pó. Quanto menores esses tamanhos, melhor a resolução do produto final (PHAM & GAULT, 1998). Essa tecnologia é mais aplicada para plásticos, mas também pode ser utilizada para metais, cerâmicos e compósitos (BOURELL *et al.*, 2017).

Um dos equipamentos dessa classe chama-se Prometal® e é muito utilizado para construção de ferramentas de injeção e moldes. Em geral, a matéria prima utilizada é o aço inoxidável. Conforme estudo, quando os objetos são manufaturados com a função de moldes eles não precisam de nenhuma etapa posterior de processamento, por outro lado quando manufaturados para peças eles devem ser sinterizados (WONG & HERNANDEZ, 2012).

- Tecnologias envolvendo a união de lâminas: A consolidação ultrassônica (*Ultrasonic Consolidation – UC*) é um método no qual lâminas metálicas são unidas por equipamentos de ultrassom que provocam altas vibrações ultrassônicas gerando a união das superfícies em contato. Periodicamente, a usinagem vai sendo feita para garantir a geometria de interesse final (HEHR & DAPINO, 2017). A aplicação desse método requer superfície limpas sem nenhuma barreira na escala atômica e um contato direto entre as superfícies, conforme NADIMPALLI *et al.* (2018). No caso em que a matéria prima empregada não é metálica, tem-se o equipamento de laminação em folhas (*Laminated Object Manufacturing - LOM*). Essa máquina utiliza um laser para cortar o perfil do componente de interesse na lâmina de papel. Em seguida, as lâminas de papel

cortadas são unidas com uma resina, camada por camada, para formar o componente final (PHAM & GAULT, 1998, GIBSON *et al.*, 2014).

• Há também as tecnologias que depositam o polímero na forma fundida e não são aplicadas a materiais metálicos, como a fotopolimerização. Todas as tecnologias dessa categoria solidificam uma resina polimérica a partir da emissão de radiação, como, por exemplo, a SL. O equipamento de SL baseia-se na deposição de um monômero fotossensível que solidifica quando exposto a radiação ultravioleta (PHAM & GAULT, 1998).

Outra forma de classificação é a abordagem empregada na norma ASTM 52910:2017 dividindo os métodos de manufatura aditiva em sete (ASTM INTERNATIONAL, 2017), sendo eles:

- Aspersão de material;
- Fusão do leito de pó;
- Aspersão de aglutinante;
- Extrusão de material;
- Laminação por folhas;
- Fotopolimerização;
- Deposição por energia direta.

A Tabela 2-1 apresenta a classificação ASTM aplicada aos métodos de manufatura aditiva metálica, a definição do que consiste cada um dos processos e algumas das tecnologias utilizadas em cada categoria, segundo trabalhos dessa área (EYERS & POTTER, 2017, GIBSON *et al.*, 2014).

Tabela 2-1 - Classificação dos processos de manufatura aditiva metálica (adaptado de EYERS & POTTER (2017)).

Processo	Descrição (ASTM INTERNATIONAL, 2017)	Tecnologias
Fusão do leito de pó	Processo em que a energia térmica é utilizada para sinterizar ou fundir o leito de pó depositado.	SLS, SLM e EBM
Aspersão de aglutinante	Processo no qual um agente aglutinante líquido é aspergido no pó depositado para união das partículas.	Impressão 3D, Prometal®.
Manufatura de materiais laminados	Processo no qual lâminas de material são ligadas.	LOM.
Deposição por energia direta	Processo em que a energia térmica é utilizada para fundir a matéria prima à medida que ela vai sendo adicionada.	LENS e 3D Laser Cladding, WAAM.

2.1.1. Manufatura aditiva de metais

Dentre as diferentes técnicas de manufatura aditiva já apresentadas, há estudos de manufatura aditiva metálica utilizando pó, arame ou chapas finas como matéria prima, conforme apresentado na Tabela 2-1. No entanto, aquelas que se destacam para fins industriais são apenas utilizando os pós e arames (GIBSON *et al.*, 2014, KAZANAS *et al.*, 2012).

Os equipamentos que têm o pó como matéria prima mais comumente empregados são baseados nos processos de SLS, fusão por feixe laser (LBM – *Laser Beam Melting*), EBM e deposição metálica a laser (LMD – *Laser Metal Deposition*) (HERZOG *et al.*, 2016). Nos processos de manufatura aditiva por SLS, LBM e EBM, um leito de pó é depositado e em seguida sinterizado ou fundido pela fonte de calor, já nas tecnologias LMD, o calor da poça de fusão gerada pelo laser funde o pó que vai sendo adicionado. Há também tecnologias que utilizam a aspersão de aglutinantes no leito de pó, que são menos utilizadas, conforme relatado por pesquisadores (BOURELL *et al.*, 2017).

Esses processos têm a capacidade de produzir peças pequenas com bastante precisão. Somado o fato apresentado com a baixa taxa de deposição encontrada, considera-se que essas tecnologias são mais adequadas à produção de peças pequenas e de geometria complexa (WILLIAMS *et al.*, 2016). Outro ponto de relevância é que suportes de resfriamento adequados, bem como taxas de resfriamento controladas, devem ser empregados para minimizar a distorção. Tal necessidade surge do fato de que, seja a matéria prima um pó ou um arame, os metais para serem fundidos são aquecidos a altas temperaturas, tornando os componentes manufaturados susceptíveis a distorção (BOURELL *et al.*, 2017, DING & CUIURI, 2015).

Nas tecnologias de LMD, o pó utilizado também pode ser substituído por arame, como no caso da deposição metálica a laser com arame (LMD-w – *Laser Metal Deposition-wire*) (HERALIĆ, 2012, DEMIR, 2018). Tal possibilidade também existe em equipamentos que usam o feixe de elétrons como fonte de energia, como o da marca Sciaky® (SCIAKY INC, 2017, STECKER *et al.*, 2006). O uso de arame surge como alternativa pelas seguintes vantagens: ser uma matéria prima de menor custo e ser um processo mais limpo e seguro, uma vez que não expõe os operadores ao risco de aspirarem a matéria prima. Devido às vantagens apresentadas, equipamentos para deposição com WAAM vem sendo largamente utilizados (SCHMIDT *et al.*, 2017, BOURELL *et al.*, 2017). A Figura 2-2 abaixo é um esquema dos diferentes tipos de

tecnologias utilizadas na manufatura aditiva metálica de acordo com a fonte de calor e o tipo de matéria-prima.

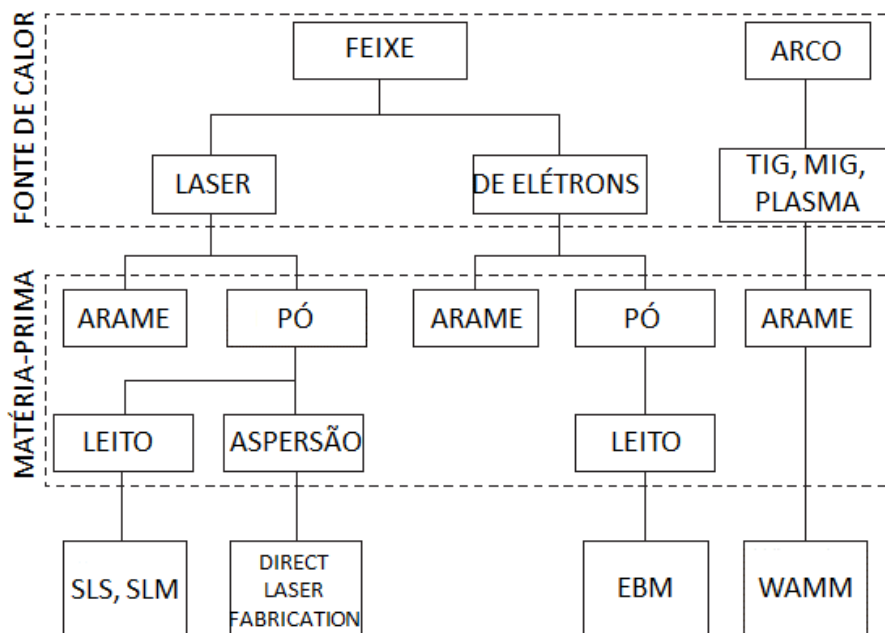


Figura 2-2 – Esquema dos diferentes tipos de tecnologia utilizados na manufatura aditiva metálica (Adaptado de MARTINA (2014))

As tecnologias de WAAM se destacam por garantirem maiores taxas de deposição que outros processos de manufatura aditiva de metais, maior eficiência da matéria prima e menor custo quando comparado às tecnologias laser que utilizam pó. Segundo pesquisadores, enquanto que um processo EBM ou LBM tem taxas de deposição de até 10g/min, as tecnologias WAAM atingem taxas de deposição de até 130 g/min (WANG *et al.*, 2013, DING & CUIURI, 2015). Ademais, grande parte dos equipamentos que hoje são utilizados na WAAM têm sido aprimorados para soldagem de materiais há mais de 100 anos (MESSLER, 1999). Por outro lado, em geral, os componentes fabricados por WAAM não apresentam a geometria final requerida ao produto (*net shape*), fornecendo uma rugosidade superficial de aproximadamente 500 μm . Ou seja, uma etapa de usinagem é necessária na finalização do produto (WILLIAMS *et al.*, 2016). Dentre os diversos métodos de soldagem adaptados para manufatura aditiva estão os processos GTAW (WANG *et al.*, 2013), GMAW (ALMEIDA, 2012) e soldagem a plasma (PAW – *Plasma Arc Welding*) (MARTINA, 2014, XU *et al.*, 2017).

Em relação a microestrutura dos componentes fabricados por tecnologias de WAAM, esta apresenta diferentes características a depender da posição na direção de construção

do produto. No estudo de ALMEIDA & WILLIAMS (2010) que consistiu da manufatura aditiva de ligas de Ti, percebeu-se uma microestrutura refinada na primeira camada, a mais próxima ao substrato, decorrente da maior taxa de resfriamento obtida na deposição em comparação às outras camadas. Na prototipagem rápida de ligas de Al estudada por WANG *et al.* (2004), percebeu-se que as últimas camadas depositadas, mais próximas à superfície do depósito, também exibem grãos refinados. Esse comportamento é devido a alta taxa de resfriamento imposta nessa região.

Um dos primeiros registros feitos do processo WAAM está datado do ano de 1920 na fabricação de objetos ornamentais utilizando o processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido (SMAW – *Shielded Metal Arc Welding*) (RALPH, 1925). O desenvolvimento dessa técnica de manufatura, WAAM, continuou através da aplicação para revestimento e reparo de peças, devido à redução de custo associada a essa prática, como em patentes e estudos datados de 1930. Já na década de 40, podem ser encontrados registros de equipamentos para manufatura de peças de grande porte utilizadas na indústria, propostas para substituição dos processos de fabricação usados na época, como forjamento e fundição. Hoje em dia, as tecnologias disponíveis já permitem a fabricação da peça a partir de um arquivo CAD e a utilização não só de aço e cobre, como nos primeiros trabalhos feitos, mas também de ligas de Ni, Ti, Al, etc (ALMEIDA, 2012).

Segundo BOURELL *et al.* (2017), considera-se que as chances de se ter sucesso na fabricação aditiva de um dado material estão diretamente associadas a soldabilidade ou a capacidade daquele material de ser fundido. Tal fator pode ser considerado para a seleção de um novo material para a manufatura aditiva. Ainda em seu trabalho, foram levantados os materiais comerciais usados atualmente na manufatura aditiva. A partir disso a Tabela 2-2 foi elaborada para dar uma visão geral das possibilidades de desenvolvimento com o uso das diferentes tecnologias (BOURELL *et al.*, 2017).

Tabela 2-2 - Tabela de materiais comerciais aplicáveis na manufatura aditiva de metais atualmente (adaptado de BOURELL *et al.* (2017)).

Processo	Fusão do leito de pó	Aspersão de aglutinante	Manufatura de materiais laminados	Deposição por energia direta
Ligas de Al	X	X	X	X
Ligas de Co - Cr	X	X		X
Ouro	X			
Ligas de Ni	X	X		X

Prata	X			
Aço inoxidável	X	X	X	X
Ligas de Ti	X	X	X	X
Aço ferramenta	X	X		X

A manufatura aditiva metálica é preferível quando a aplicação desejada requer as propriedades químicas, físicas e mecânicas que apenas os metais atingem frente as outras classes de material, como, por exemplo, resistência mecânica. A Figura 2-3 mostra alguns polímeros, compósitos e metais quanto ao seu limite de resistência e alongamento obtidos por manufatura aditiva através de ensaios de tração. Percebe-se que os metais constituem o grupo que apresenta maiores valores de resistência mecânica, alcançando limites de resistência maiores que 1100 MPa, como no caso dos aços *maraging*. Já dentre os aços que apresentam melhor combinação de ductilidade e resistência mecânica construído por fabrico-aditivo, têm-se os aços inoxidáveis austeníticos 304.

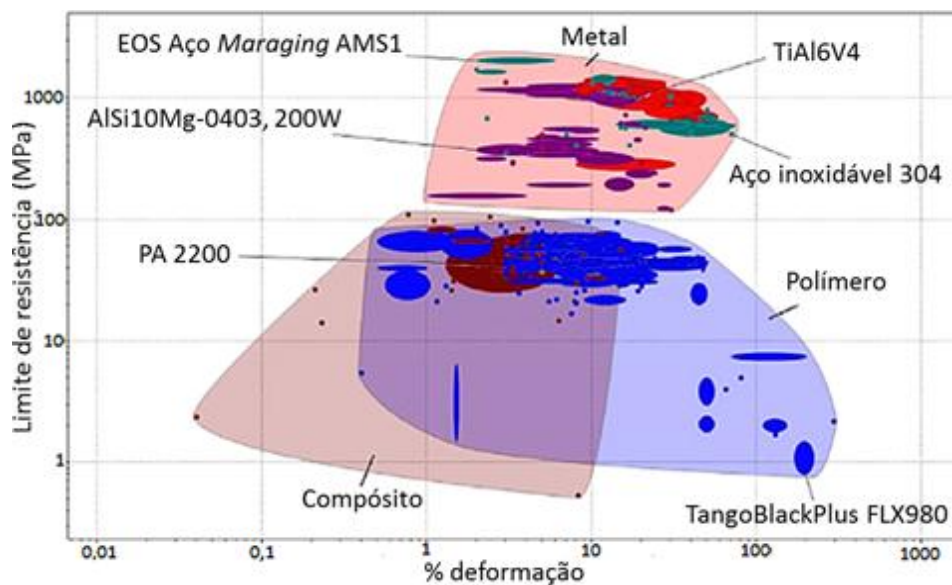


Figura 2-3 - Gráfico do limite resistência por alongamento de materiais manufaturados. Baseado nas informações do banco de dados Senvol® usando o CES Selector® (adaptado de GRANTA DESIGN (2018)).

2.1.2. Defeitos na manufatura aditiva de peças metálicas

Há ainda muitos desafios a serem vencidos para uma aplicação vasta da manufatura aditiva na construção de componentes metálicos. Dentre esses desafios está a otimização dos parâmetros de fabricação e a identificação de cuidados necessários para minimizar ou eliminar os defeitos característicos desse processo. Alguns desses defeitos

são: porosidade, trincas, distorção, acabamento superficial irregular e oxidação, que estão explicados abaixo:

- Porosidade: quando encontrada na forma de poros irregulares a causa pode ser contrações no material durante o resfriamento, falta de fusão ou problemas na alimentação da matéria prima. Os poros esféricos, por outro lado, são decorrentes do aprisionamento de gás, evaporação do material, turbulência na poça de fusão, etc (BOURELL *et al.*, 2017). Esses gases que são aprisionados na poça de fusão podem vir da atmosfera ou da contaminação da matéria prima, portanto uma proteção adequada e um correto armazenamento da matéria prima são essenciais para minimizar a ocorrência deles (MESSLER, 2004). Além disso, cuidados antes e após a deposição podem ser tomados para evitar a contaminação, como: limpeza da superfície com álcool ou acetona; e remoção mecânica de óxidos por escova rotativa ou desbaste. Na deposição de ligas de Al sugere-se a utilização de uma escova com cerdas de aço inoxidável, de uso exclusivo para estas ligas, a fim de evitar quaisquer tipos de contaminação (WEMAN, 2011).

Conforme MAJOR (1998) o controle do tamanho dos poros é muito importante em aplicações onde a vida em fadiga do componente é crítica. O autor afirma que quanto maior o poro menor a quantidade de ciclos até a falha da liga de alumínio, e quanto maior a amplitude de tensão a que o componente é submetido maior a influência do tamanho do poro na vida em fadiga. Outro ponto de interesse no trabalho do pesquisador é a relação entre o tamanho dos poros e o tamanho dos grãos. Quanto menor o grão menor o tamanho do poro encontrado. Além disso, o controle do calor aportado na deposição torna-se importante na redução da fração de poros de uma peça. Tal comportamento foi corroborado no trabalho de CONG *et al.* (2015), no qual a menor fração de poros na manufatura aditiva de componentes em ligas de alumínio obtida foi nos cordões produzidos com menor calor aportado.

Ainda sobre a ocorrência de porosidades nas ligas de alumínio, tem-se que gases como o Oxigênio e o Hidrogênio favorecem a ocorrência desse defeito. O Oxigênio pode atuar formando óxidos de Hidrogênio na superfície e levar o H para poça de fusão. Sendo que o H é o principal responsável pela formação das porosidades gasosas. O H é muito mais solúvel nas ligas de Al no estado líquido do que sólido, favorecendo que o H avance junto a poça de fusão e tornando ainda mais difícil o impedimento da ocorrência desse fenômeno. A diminuição da velocidade de deposição pode ser um

meio de reduzir as porosidades, pois reduz a taxa de resfriamento da poça de fusão fornecendo tempo para o H escapar da poça de fusão (MATHERS, 2002, LUMLEY, 2010). Já no caso da SLM, a redução da velocidade de escaneamento na MA promove uma poça de fusão maior e diminui a susceptibilidade a formação de poros no material. A Figura 2-4 mostra macrografias do trabalho de ABOULKHAIR *et al.* (2014) nas quais verifica-se um aumento no tamanho dos poros e um ligeiro incremento na sua quantidade com o aumento da velocidade de escaneamento na SLM de uma liga AlSi10Mg (ABOULKHAIR *et al.*, 2014).

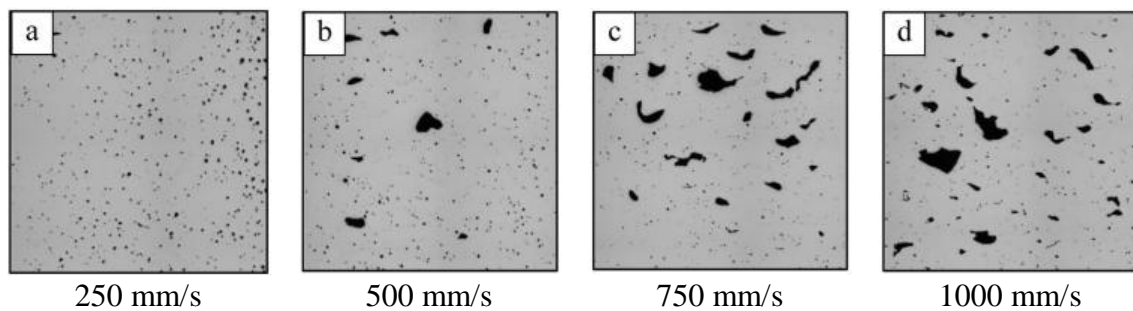


Figura 2-4 – Efeitos da velocidade de escaneamento no tamanho e concentração dos poros na manufatura aditiva de ligas de Al (adaptado de ABOULKHAIR *et al.* (2014)).

As porosidades além de serem responsáveis pela redução da vida em fadiga de uma peça, também prejudicam sua resistência mecânica e ductilidade. A Figura 2-5 ilustra este fenômeno ao apresentar o limite de resistência e alongamento de uma liga de Al soldada em relação a percentagem de poros encontrados na área da superfície fraturada. Portanto métodos para evitar a sua ocorrência e preservar as propriedades mecânicas, como a agitação magnética da poça de fusão e ciclos de eletrodo positivo, usados comumente na soldagem, podem ser incorporados na manufatura aditiva (KOU, 2003).

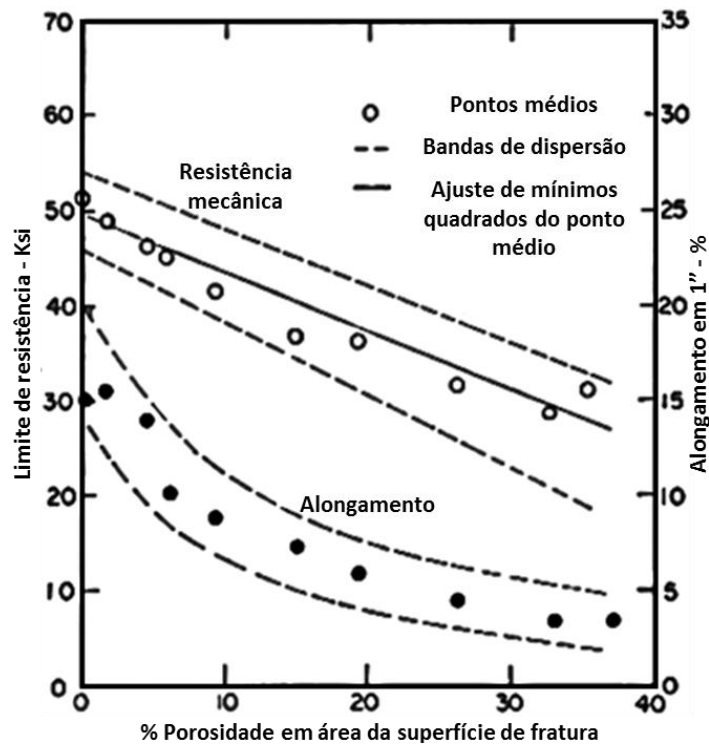


Figura 2-5 – Efeitos da porosidade na ductilidade e limite de resistência de ligas de alumínio soldadas. Adaptada de KOU (2003).

Como apontado por WANG *et al.* (2018), há diversas técnicas que têm sido utilizadas para detectar porosidades nas amostras obtidas por WAAM como o método de Archimedes (HASELHUHN *et al.*, 2015), tomografia de raios-x computadorizada (DU PLESSIS *et al.*, 2015) e metalografia (CONG *et al.*, 2015).

- Trincas: Entre as trincas que podem ser observadas em peças fabricadas aditivamente estão as trincas de solidificação, trincas de liquação, trincas de delaminação (BOURELL *et al.*, 2017, DEBROY *et al.*, 2018) e trincas a frio (BRÜCKNER *et al.*, 2015). A causa das trincas pode variar para materiais diferentes. Dentre as trincas a quente possíveis de ocorrer em ligas de Al, aços inoxidáveis, aços C-Mn, etc, está a trinca de solidificação. Uma forma de reduzir a ocorrência desse tipo de trinca é minimizar o aporte de calor durante a transferência metálica, pois quanto menor o aporte, menor será o grão e, conseqüentemente, menor será a segregação dos elementos de baixo ponto de fusão. Outra possível solução para minimizar a ocorrência dessas trincas é diminuir a velocidade de deposição, pois o crescimento competitivo, acentuado quando se tem velocidade excessiva, favorece a segregação dos elementos de baixo ponto de fusão no centro da poça de fusão (KOU, 2003, MESSLER, 2004).

Baseado em estudos anteriores determinou-se a faixa de fragilização a quente (*hot short range*) dos elementos de baixo ponto de fusão das ligas de Al considerando o teor do principal elemento de liga. Dessa forma, é possível determinar os materiais que requerem mais cuidados a partir da sua composição química (MATHERS, 2002). A Figura 2-6 abaixo apresenta as faixas de composição química que devem ser evitadas para prevenir o surgimento das trincas de solidificação na soldagem das ligas Al-Si, Al-Cu, Al-Mg e Al-Mg₂Si. Nas curvas de susceptibilidade a trinca em relação ao teor da adição percebe-se a ocorrência de um pico de sensibilidade, que acontece quando o teor de elementos é tal que permite a formação de um líquido no contorno de grão que não é capaz de preencher as trincas. A fim de minimizar a ocorrência das trincas de solidificação a região de pico deve ser evitada (KOU, 2003).

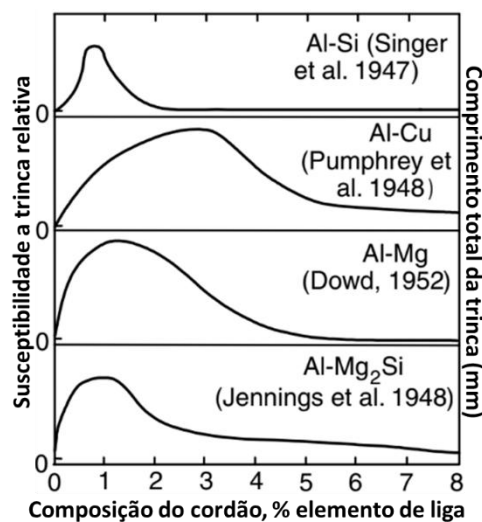


Figura 2-6 – Efeitos da composição química na susceptibilidade a trincas de ligas de Al. Adaptada de (KOU, 2003).

As trincas de liquação (CHEN *et al.*, 2016) ocorrem na zona parcialmente fundida das camadas depositados previamente. Elas consistem basicamente da fusão localizada de partículas, inclusões não-metálicas, eutéticos ou outras concentrações de elementos de ponto de fusão inferior ao da matriz que quando submetidos a tensões geradas pela deposição separam os contornos de grão a partir da formação de trincas. KOU (2003) em seu livro relata detalhadamente os seis mecanismos que explicam a formação dessas trincas. Quanto maior a quantidade de calor aportada, maior será a susceptibilidade da ocorrência de trincas de liquação (LANCASTER, 1999), como pôde ser visto no estudo de CHEN *et al.* (2016). Os aportes térmicos baixos minimizam a ocorrência desse tipo de trinca pois reduzem o tamanho zona reaquecida. Ademais, reduzem o tempo de

exposição da zona reauecida a faixa de temperaturas de ocorrência das trincas de liquação. Outra forma de evitar a presença dessas trincas é controlando a microestrutura do substrato. A ausência de fases intermetálicas e constituintes eutéticos promovida por tratamentos térmicos melhora a resistência a trincas do material. Grãos finos também apresentam maior resistência a trinca que os grãos grosseiros (LIPPOLD *et al.*, 2011). Por fim, a delaminação poderá ocorrer quando as tensões residuais atuantes ao longo da espessura do produto manufaturado forem suficientes para separar as camadas depositadas (LI *et al.*, 2000, MUKHERJEE *et al.*, 2018). A presença de óxidos no depósito diminui a molhabilidade do material e deve ser evitada a fim de prevenir a ocorrência da delaminação (MORGAN *et al.*, 2004).

- Distorção: A distorção é um defeito decorrente das tensões geradas durante a fabricação do componente (BOURELL *et al.*, 2017). Ela ocorre no sentido de aliviar as tensões residuais a que o componente está submetido, sendo que as tensões são geradas da anisotropia da distribuição de temperaturas na peça fabricada. No caso dos componentes manufaturados por fusão da matéria prima as tensões podem ser originadas dos seguintes fatores: (a) Contração durante o resfriamento de regiões diferentemente aquecidas e plastificadas; (b) Resfriamento superficial acelerado e (c) Transformação de fases, conforme apontando por pesquisadores. O grau de distorção apresentado por uma estrutura é produto das propriedades físicas e mecânicas do material, como coeficiente de expansão térmica, condutibilidade térmica, limite de escoamento e módulo de elasticidade. Somado a isso, o grau de restrição imposto a estrutura também irá determinar a distorção que o material irá sofrer (SILVEIRA & BARROS, 1987).

- Oxidação: As altas temperaturas promovidas em muitos dos processos de manufatura aditiva favorecem as reações de oxidação da superfície metálica. Como resultado os componentes fabricados podem apresentar inclusão ou filmes de óxidos, o que irá prejudicar suas propriedades mecânicas. Para prevenir a ocorrência de tais fenômenos uma proteção atmosférica adequada e o mínimo de energia aportada no processo devem ser utilizados (BOURELL *et al.*, 2017).

- Acabamento superficial irregular: Esse defeito pode ser originado de diversas causas, como: combinação dos parâmetros do processo de manufatura inadequados, deposições imprecisas e em posições incorretas, tensão superficial e baixa precisão da ferramenta

utilizada. Quando esses defeitos são controlados surgem grandes vantagens, pois a necessidade de um pós-processamento mais elaborado como, por exemplo, desbaste, polimento mecânico, polimento a laser, etc, aumentam o custo e o tempo de produção de uma peça (BOURELL *et al.*, 2017).

Segundo DEBROY *et al.* (2018) uma das principais causa desse defeito é o efeito degrau (*stair step effect*). A segunda é o fenômeno de *balling* (*balling phenomenon*) e a fusão incompleta das partículas de pó. O efeito degrau consiste da sobreposição de camadas na construção das superfícies. A rugosidade média superficial (R_a) na manufatura aditiva pode ser descrita em função da espessura da camada (t) e do ângulo de construção do cordão (θ), conforme Equação 2-1 (CAMPBELL *et al.*, 2002). Portanto, quanto maior o ângulo de construção, como no caso de superfícies curvas, ou quanto maior a espessura da camada, como no caso em que se deseja alta taxa de deposição, maior será a rugosidade resultante. A Figura 2-7 apresenta a ilustração do efeito degrau em relação a θ e t (RAHMATI & VAHABLI, 2015).

$$R_a = t \operatorname{sen}\left(\frac{90 - \theta}{4}\right) \tan(90 - \theta) \quad \text{Equação 2-1}$$

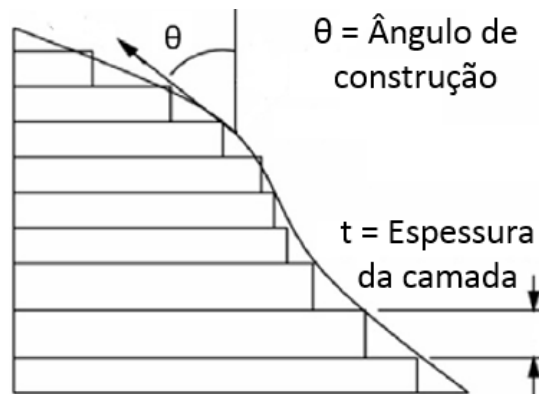


Figura 2-7 –Efeito da espessura da camada e ângulo de construção na rugosidade da superfície do produto manufaturado e efeito degrau. Adaptado de RAHMATI & VAHABLI (2015).

O fenômeno *balling* ocorre quando o material fundido não é molhável o suficiente no substrato para formar uma camada contínua e o metal fundido é esferoidizado devido a instabilidade de Rayleigh Taylor. A ocorrência desse fenômeno aumenta a rugosidade e para evitá-lo recomenda-se uma limpeza adequada. A contaminação e a presença de óxidos atrapalha a molhabilidade do material e são indesejáveis (BOURELL *et al.*, 2017). Além disso, se a quantidade de calor aportada for muito baixa podem surgir

agregados de partículas na superfície lateral do cordão depositado. Devido a tensão superficial esses pequenos agregados formados são carregados para fora da poça de fusão e são muito prejudiciais a rugosidade superficial (DEBROY *et al.*, 2018).

2.1.3. Alívio de tensões residuais

As tensões residuais podem ser definidas como as tensões de um componente quando não há nenhum carregamento aplicado ao mesmo e podem ser resultado de tratamentos termomecânicos aos quais um material é submetido (MASUBUCHI, 1980). Essas tensões surgem quando a deformação plástica não é uniforme ao longo da estrutura (DIETER & BACON, 1986). Suas diversas causas na fabricação por WAAM foram explicadas no item 2.1.2 acima. As tensões podem ser trativas ou compressivas, sendo que as tensões trativas são prejudiciais ao material, e por essa razão devem ser sempre controladas.

Aliado à presença de tensões residuais, existem efeitos como distorção e o aumento da suscetibilidade a corrosão sob tensão gerado que são extremamente prejudiciais ao objeto manufaturado (YOUNGER & ECKELMEYER, 2007). Assim, o principal problema das tensões trativas é atuar favorecendo a fratura por distintos mecanismos ou provocar deformações maiores que a tolerância (ANDERSON, 1991). Por essa razão, comumente são aplicados tratamentos de alívios de tensões nos componentes soldados e construídos por manufatura aditiva. Sendo que, os tratamentos de alívio de tensões residuais podem ser do tipo mecânico ou térmico.

Dentre os tratamentos mecânicos de alívio de tensão utilizados existem os por sobrecarga e os por vibração. O método por sobrecarga consiste da aplicação gradativa de uma carga seguida do alívio gradativo da carga aplicada. Nesse processo o alívio de tensões é obtido pela transformação da deformação elástica em deformação plástica. O martelamento ou “*shot peening*” também é um método por sobrecarga localizada que consiste da inserção de tensões compressivas no componente, que atuam impedindo a nucleação e propagação de trincas, resultando em aumento da vida em fadiga da peça (SILVEIRA & BARROS, 1987). SANZ & NAVAS (2013) em seu trabalho mostrou como o martelamento é eficiente em minimizar as tensões trativas e introduzir tensões compressivas em componentes fabricados com ligas de Ni, ligas de Co e aços por sinterização seletiva a laser. Já no método de alívio de tensões por vibração, comumente

aplicado em juntas soldadas, as tensões dinâmicas induzidas pelo equipamento combinadas com as tensões residuais excedem a tensão limite de escoamento provocando deformações plásticas, assim como no caso do método por sobrecarga, provocando o alívio de tensões (RAO *et al.*, 2007).

Os tratamentos de alívio de tensão mecânicos descritos acima só favorecem o componente do ponto de vista mecânico, enquanto que os tratamentos térmicos também podem promover benefícios metalúrgicos (SILVEIRA & BARROS, 1987). Os tratamentos térmicos funcionam da seguinte forma, aquecem o material até temperaturas elevadas por um dado tempo e o resfriam lentamente até temperatura ambiente. Quando o material é aquecido a altas temperaturas o limite de escoamento do mesmo diminui, e as tensões atuantes promovem deformações plásticas, aliviando as tensões do sistema. É importante que o resfriamento seja feito de forma lenta para prevenir a inserção de novas tensões residuais no sistema (KWOFIE, 2009).

Alguns estudos têm empregado a laminação entre as camadas depositadas de ligas de Ti como forma de aliviar as tensões residuais (mecanicamente) e, conseqüentemente, minimizar os efeitos da distorção. Neste sistema, um rolo de laminação é acoplado a um robô e logo após a deposição a conformação é aplicada na superfície da camada depositada ao longo da estrutura (COLEGROVE *et al.*, 2016). Na Figura 2-8 um sistema de laminação pode ser visto, bem como os efeitos nas paredes produzidas através de macrografia. COLEGROVE *et al.* (2014), e MARTINA (2014) concluíram que essa técnica não é eficaz para eliminar completamente a distorção, apesar de atingir bons resultados. A Figura 2-9 apresenta um mapa de tensões residuais comparando os efeitos da laminação em peças geradas por manufatura aditiva. Nesse mapa, o alívio de tensões residuais promovido pode ser visto claramente, bem como a deformação plástica promovida no componente pela laminação. Outro efeito benéfico da utilização desse método quando aplicado a construção de componentes com ligas de Ti é o refinamento dos grãos e a construção de uma peça com propriedades isotrópicas (COLEGROVE *et al.*, 2016).

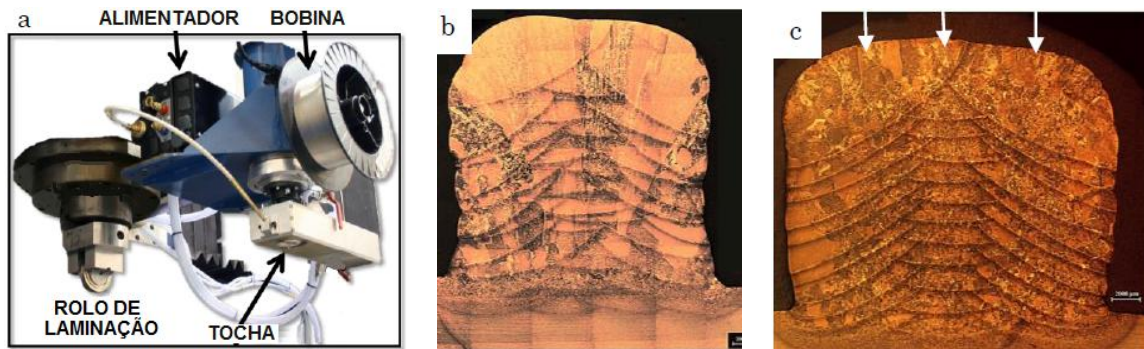


Figura 2-8 – (a) Sistema de laminação acoplado a tocha de deposição WAAM; (b) Macrografia de uma parede depositada; (c) Macrografia de uma parede depositada após laminação. As três setas brancas indicam a posição em que o rolo foi aplicado (adaptado de COLEGROVE *et al.* (2016)).

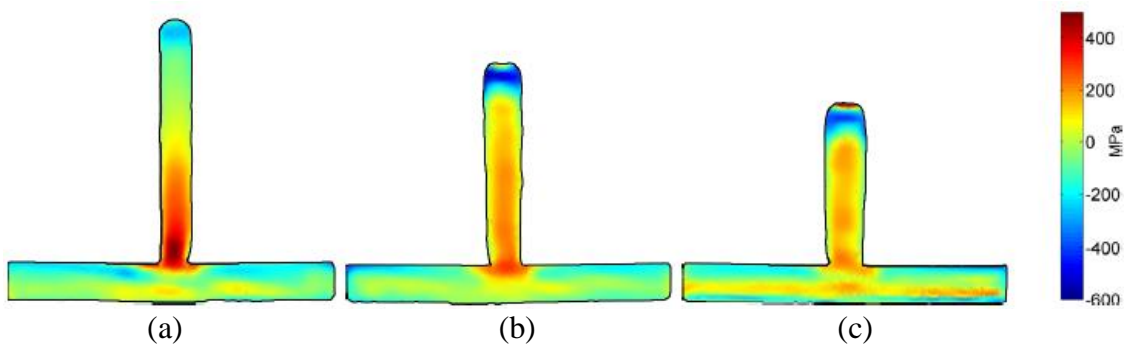


Figura 2-9 – Mapa da tensão residual em um mesmo componente submetido as seguintes condições: (a) sem laminação, (b) laminado a 50 kN e (c) laminado a 75 kN. É importante notar que as escalas foram mantidas para os três componentes (adaptado de MARTINA *et al.* (2014)).

Outro fato de significativa relevância é a utilização de estratégias para minimizar o surgimento de tensões residuais e distorções. DEBROY *et al.* (2018) em seu trabalho apresentam diversas técnicas eficientes nesse sentido, como: depositar cordões curtos, diminuir a altura da camada depositada, pré-aquecer o substrato e diminuir a velocidade de deposição. O pré-aquecimento do substrato, por exemplo, atua diminuindo as diferenças de temperatura e as deformações resultantes desse gradiente térmico. Os softwares computacionais de simulação e os estudos experimentais em geral combinam, dentre outros parâmetros, tais técnicas apresentadas buscando a deposição mais adequada.

2.1.4. Inspeção não destrutiva na manufatura aditiva de peças metálicas

LOPEZ *et al.* (2018) em seu trabalho buscaram identificar as tecnologias de inspeção não-destrutivas mais adequadas para inspeção de peças metálicas obtidas por manufatura aditiva. Foi considerada a capacidade de detecção das técnicas em relação aos tipos de defeitos usualmente detectados e as limitações da manufatura aditiva. Dentre as diversas técnicas estudadas as de maior interesse são as que combinam alguns dos seguintes aspectos: requerem menores tempo de inspeção, detectam defeitos de pequenas dimensões, podem ser utilizados nas inspeções in-line, são menos sensíveis as rugosidades apresentadas na superfície do cordão e detectam defeitos presentes em maiores profundidades. Por fim, técnicas como correntes induzida, ultrassom e termografia foram as técnicas de maior destaque para inspeção in-line. Sendo que a inspeção in-line é extremamente recomendada na manufatura aditiva para otimização do

uso da matéria-prima e do tempo no reparo das peças. Pois, a inspeção in-line permitiria a detecção do defeito logo após a deposição da camada e seu reparo imediato.

CERNIGLIA & MONTINARO (2018) investigaram a capacidade de detecção de defeitos superficiais e sub-superficiais das técnicas de ultrassom a laser e da termografia a laser em paredes de Inconel 625 construídas por manufatura aditiva. Conclui-se que as técnicas são eficientes na detecção dos defeitos micrométricos, sendo técnicas adaptáveis a inspeção in-line, remota e sem contato. O feixe usado no ultrassom a laser garante que mesmo superfícies estreitas e curvadas possam ser inspecionadas sem prejuízo a localização e dimensionamento do defeito. Por outro lado, o equipamento pode ser considerado caro quando comparado ao equipamento de termografia laser. Além disso, a configuração dos parâmetros do equipamento de termografia é mais simples que no ultrassom. Em contrapartida, a termografia a laser permite apenas a detecção da localização aproximada do defeito, mas não de seu tamanho.

Ainda em relação a utilização de ultrassom a laser na inspeção de paredes de Inconel 625 obtidas por manufatura aditiva, o estudo de CERNIGLIA *et al.* (2015) indica que essa técnica é capaz de detectar defeitos superficiais de pelo menos 0,1mm de diâmetro e sub-superficiais de pelo menos 0,8mm de diâmetro. Ademais, a inspeção pode ser feita imediatamente após a deposição de cada camada de material.

DU *et al.* (2018) propõem o uso de equipamentos de correntes induzidas para inspecionar as peças da liga Ti-6Al-4V construídas com o equipamento *Direct Laser Deposition* após a deposição de cada camada. É importante notar que como forma de reduzir os efeitos da rugosidade superficial na capacidade de detecção do equipamento, a superfície a ser analisada foi previamente usinada. Uma das vantagens desse método de inspeção diante da espectroscopia acústica (*Spatially resolved acoustic spectroscopy* - SRAS) proposta no estudo de SMITH *et al.* (2016) é a capacidade de detecção em profundidades maiores que 100 μm , limite da SRAS. Outra vantagem, que destaca essa técnica frente ao uso de tomografia como método de inspeção (DU PLESSIS *et al.*, 2015, ZIÓŁKOWSKI *et al.*, 2014) é que os resultados são disponibilizados para análise rapidamente. Por fim, os autores concluíram que a técnica de correntes induzidas é capaz de avaliar defeitos superficiais e subsuperficiais a uma profundidade de até 1,2mm e com pelo menos 0,2mm de tamanho.

No que diz respeito a detecção de porosidades, como apontado por WANG *et al.*, 2018, as técnicas não destrutivas que têm sido utilizadas nas amostras obtidas por WAAM são o método de Archimedes (HASELHUHN *et al.*, 2015) e tomografia computadorizada (DU PLESSIS *et al.*, 2015). O método de Archimedes é um método não destrutivo que baseia-se na medida de densidade da amostra. A técnica apresenta limitações quando as paredes produzidas não apresentam grandes porosidades e não fornece informações quanto ao tamanho, geometria e distribuição dos poros (WANG *et al.*, 2018). Já a tomografia computadorizada (TC) baseia-se na geração de radiação ionizante para projetar a imagem da geometria em um painel detector (SHAH *et al.*, 2016). Na TC diversas projeções 2D são obtidas e utilizadas para construir um modelo 3D do componente inspecionado (WANG *et al.*, 2018).

2.1.5. Estratégias de deposição

Algumas considerações devem ser feitas no sentido de minimizar os possíveis defeitos no produto manufaturado e parte delas está relacionada as estratégias de deposição empregadas. WILLIAMS *et al.* (2016) propõem a identificação de um plano de simetria e construção do componente com base nesse plano, ou seja, a deposição deve ser alternada entre os dois lados do substrato cortado pelo plano de simetria. Dessa forma, as tensões produzidas são balanceadas e o controle da temperatura do componente pode ser facilitado.

MARTINA *et al.* (2012) em seu estudo utilizando WAAM com ligas de Ti notaram que em suas deposições havia um acúmulo de material no início do cordão e uma depressão ao final do cordão. O acúmulo de material pode ser explicado devido ao substrato mais frio no início da camada, enquanto que a depressão é explicada pela ausência de uma poça quente a frente da tocha. Atenua-se a depressão através de uma deposição utilizando menores correntes ao final da trajetória. No entanto, uma solução eficiente, que não precisa estar associada a modificação de parâmetros é a deposição alternando as origens, ou seja, a deposição subsequente inicia onde a deposição anterior terminou. A Figura 2-10 apresenta as duas direções de deposição que podem ser empregadas.

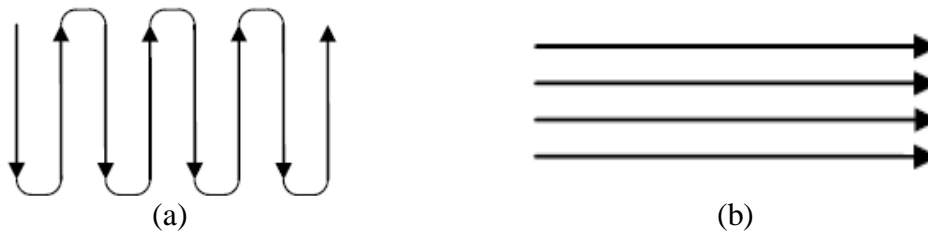


Figura 2-10 – Direções de deposição: (a) Alternada e (b) Paralela (adaptado de COLEGROVE *et al.* (2016)).

Espera-se que a movimentação do robô seja dificultada pelo fato da manufatura aditiva ser pouco tolerante a mudanças na direção da tocha de soldagem, podendo afetar o cordão depositado, conforme apontado por MARTINA *et al.* (2012). Portanto, é importante garantir que a tocha esteja posicionada igualmente na deposição de cada camada, independente da trajetória de deposição escolhida.

2.2.Soldagem MIG/MAG

O processo de soldagem MIG/MAG (*Metal Inert Gas/ Metal Active Gas*), também conhecido como soldagem GMAW, emprega um arame consumível, que é alimentado continuamente, e uma fonte de gás. O arame eletrodo forma um circuito elétrico com a peça sob a qual pretende-se fazer o depósito (também chamada de substrato na manufatura aditiva ou metal de base na soldagem), provocando a formação de um arco elétrico entre as duas partes. Esse arco precisa ser facilmente gerado e estável. Para tal, elementos químicos ionizáveis são incorporados ao processo através do eletrodo consumível e do gás de proteção. Outra função do gás utilizado é a de proteger a poça de fusão, a ponta do eletrodo e a gota metálica a ser transferida da contaminação da atmosfera ambiente. Durante o processo de soldagem, o calor gerado pelo arco elétrico funde o arame e o metal de base. À medida que a tocha de soldagem e o arco elétrico avançam, a região fundida solidifica. (HANDBOOK, 1991, MESSLER, 1999, BLONDEAU, 2013).

No processo GMAW há três formas principais as quais o metal é transferido do eletrodo para a poça de fusão, sendo elas: (1) Transferência por curto-circuito, (2) Transferência globular e (3) Transferência goticular. O que irá determinar qual tipo de transferência irá ocorrer é a combinação dos parâmetros do processo escolhidos, com a composição química do eletrodo e o gás de proteção. Outra variação no processo GMAW é a escolha da polaridade, entre corrente contínua eletrodo positivo, corrente contínua

eletrodo negativo e corrente alternada (CA) (HANDBOOK, 1991, BLONDEAU, 2013, MODENESI *et al.*, 2005).

No caso em que corrente contínua eletrodo positivo é empregado, a maior parte do calor gerado encontra-se no substrato ou na camada anterior depositada. Por essa razão, essa polaridade favorece maior penetração, uma poça de fusão estreita e maior quantidade de calor é aportado a peça. Além disso, o bombardeamento de íons na superfície da camada anterior depositada atua removendo óxidos e limpando a mesma. Já quando se emprega corrente contínua eletrodo negativo o eletrodo é aquecido não apenas pelo efeito Joule, resultante da corrente que é passada pelo eletrodo, mas também pelo efeito do bombardeamento de íons. Assim, a maior parte do calor é concentrada no eletrodo, resultando em uma maior taxa de fusão do eletrodo e em um cordão depositado de aspecto mais superficial e largo. Quando a CA é usada tem-se a combinação das características das duas outras polaridades, resultando em penetração intermediária e ação da limpeza superficial (MESSLER, 1999, SCOTTI & PONOMAREV, 2008).

Na transferência por curto-circuito uma gota de metal fundido é formada na ponta do eletrodo. Contudo, a força da gravidade não é suficiente para destacá-la devido a ação da tensão superficial no sentido inverso. Então, a gota cresce até que toque a poça de fusão, iniciando o curto-circuito. Somado a tensão superficial, o efeito *pinch*, que contribui no sentido de separar o elemento de sessão transversal maior do elemento de sessão transversal menor, trabalha impedindo o destacamento da gota. Pouco antes da gota se destacar ocorre o empescoamento da gota em relação a ponta do eletrodo e o efeito *pinch* atua favorecendo a transferência metálica. Por fim, as tensões superficiais geradas entre a gota e a poça, na tentativa de minimizar a área superficial permitem que a transferência metálica ocorra (SCOTTI & PONOMAREV, 2008, WEMAN, 2011).

A Figura 2-11 ilustra o mecanismo descrito através de imagens obtidas da transferência por curto circuito durante a soldagem. A primeira imagem é do momento em que o curto-circuito inicia e o arco elétrico não pode ser visto. Nos instantes seguintes a tensão cai bruscamente e permanece baixa até que o curto-circuito seja finalizado e o arco elétrico seja novamente visível. Então, a fusão do eletrodo ocorre gradativamente até que a gota seja grande o suficiente para reiniciar o processo (SCOTTI & PONOMAREV, 2008, ZHU *et al.*, 2016).

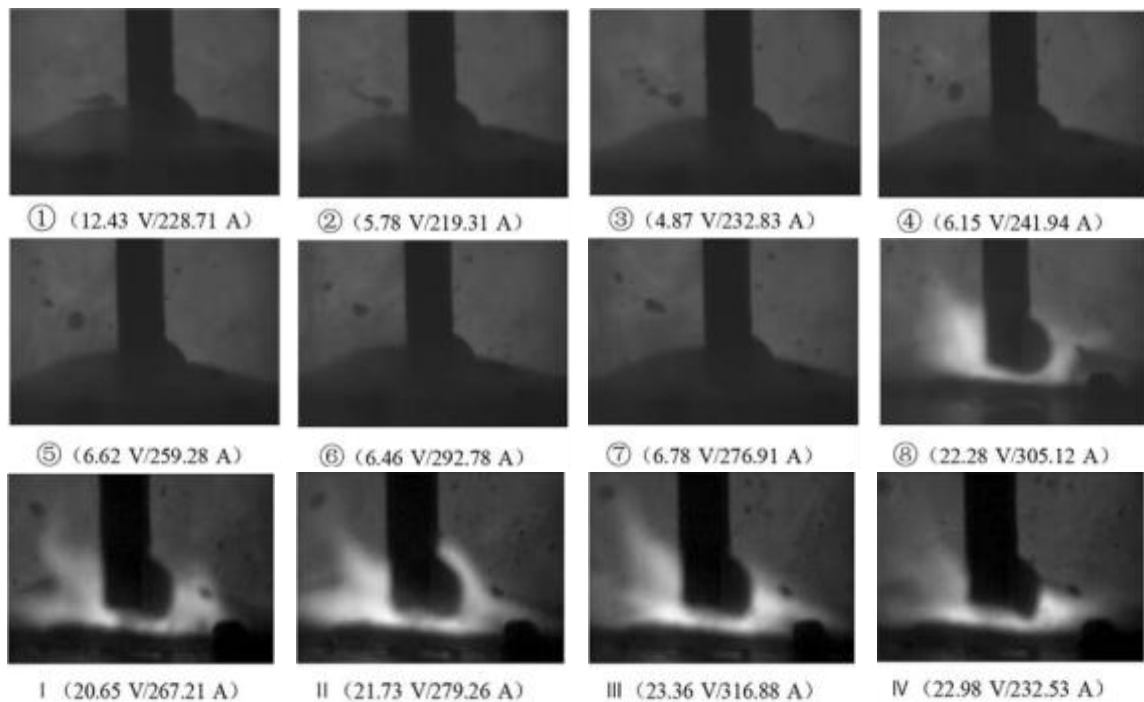


Figura 2-11 – Imagens adquiridas com uma câmera de alta velocidade de uma transferência por curto-circuito e valores de tensão e corrente associados a cada instante capturado (Adaptado de ZHU *et al.*, (2016)).

A transferência por curto-circuito é a transferência que utiliza os menores valores de corrente e tensão, quando comparado aos outros tipos de transferência, como apresentado na Figura 2-12 (a). Dessa forma, a força eletromagnética baixa atuante permite um grande raio crítico da gota e é possível a utilização de um arco elétrico curto o suficiente para que a gota toque a poça de fusão antes de se destacar (SCOTTI & PONOMAREV, 2008). Essas características tornam essa transferência apropriada para soldagem de metais mais finos ou componentes que tem baixa tolerância a distorção. Esse é o caso da manufatura aditiva, sensível a distorções, logo a deposição metálica usando a transferência por curto-circuito é desejável. Outra aplicação que é facilitada por esse tipo de transferência é a deposição fora de posição, devido a pequena poça de fusão gerada (MESSLER, 1999). Na Figura 2-12 (b) são ilustrados alguns valores associados a soldagem com uma mistura de argônio (Ar) como gás de proteção e um arame sólido de 1,2mm. Tais valores servem como guia para a faixa de corrente, tensão, distância bico de contato-peça, e velocidade de alimentação do arame utilizados quando deseja-se obter a transferência curto-circuito (DZELNITZKI, 1999).

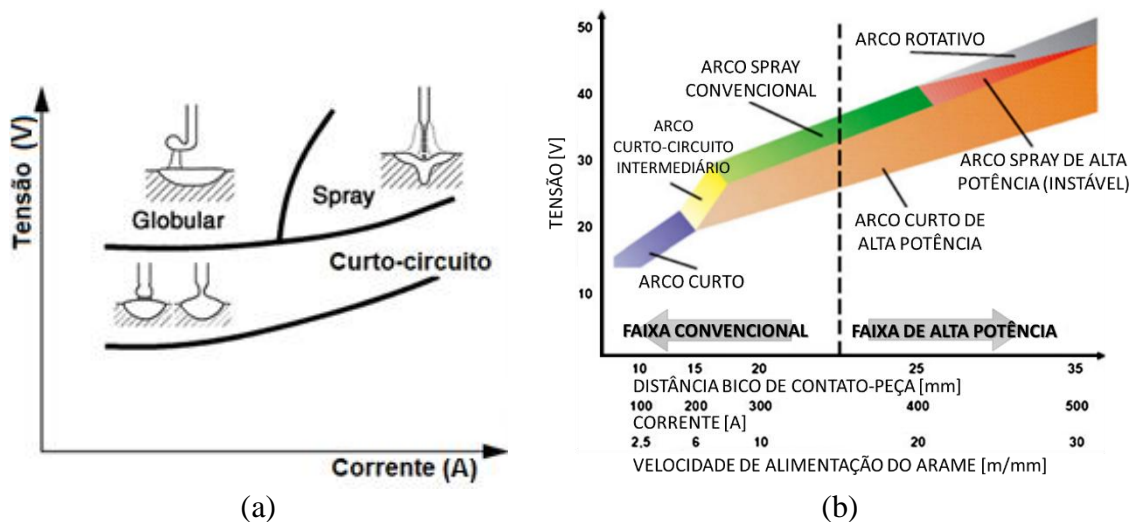


Figura 2-12 – (a) Gráfico esquemático comparativo da ordem dos valores de tensão e corrente usados para cada transferência (Adaptado de WEMAN (2011)). (b) Tipos de arco elétrico e a faixa de parâmetros aplicáveis na soldagem com arame sólido de 1,2mm de diâmetro e mistura de Ar como gás de proteção (Adaptado de DZELNITZKI (1999)).

Dessa forma, os parâmetros do processo que devem ser escolhidos adequadamente para obter uma deposição de boa qualidade são:

- Tensão;
- Corrente;
- Diâmetro do arame;
- Velocidade de deposição (VD);
- Direção da soldagem;
- Polaridade;
- Velocidade de alimentação do arame (VAA);
- Gás de proteção;
- Vazão do gás de proteção;
- Posição da tocha de soldagem;
- Distância bico de contato peça (DBCP ou *Stick out*);

O modo de deposição, contínuo ou pulsado, é definido pelos objetivos da aplicação. Utilizando a deposição no modo pulsado é possível usar a transferência goticular com valores médios de corrente e tensão aplicados a peça inferiores aos usados na soldagem contínua. Nesse método, a corrente de fundo usada possibilita a fusão lenta da ponta do arame, enquanto que os pulsos de alta amplitude de corrente são responsáveis por fazer a gota crescer e quando a corrente começa a cair a gota se destaca, como está ilustrado na Figura 2-13. Os pulsos de corrente controlados garantem o destacamento da gota em uma frequência específica e estabilizam seu tamanho. Dessa forma, o tamanho da poça de fusão é reduzido, permitindo a soldagem fora de posição e de metais finos. Além

disso, quando a soldagem pulsada é utilizada mais alguns parâmetros devem ser controlados, como frequência e duração do pulso (BLONDEAU, 2013, WEMAN, 2011).

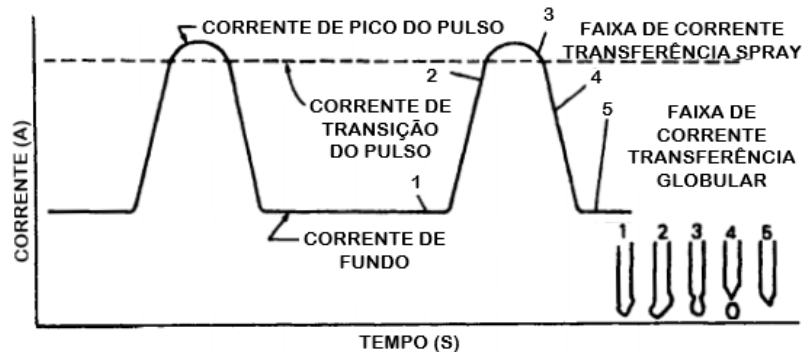


Figura 2-13 – Características da corrente de um arco de soldagem goticular pulsado (Adaptado de HANDBOOK (1991)).

2.2.1. Cold Metal Transfer

A tecnologia *Cold Metal Transfer* (CMT) ou transferência metálica a frio é uma adaptação do processo de soldagem GMAW desenvolvida pela empresa Fronius (FRONIUS, 2018) e patenteada em 2004. O CMT baseia-se no controle da transferência por curto-circuito. Sua principal característica, que o diferencia das demais tecnologias, é o destacamento da gota facilitado através da retração do arame quando o curto-circuito é detectado (FRONIUS, 2018). Tal retração permite que a gota se destaque da poça de fusão sem um aumento de corrente, como ocorre na transferência por curto-circuito convencional, resultando em uma menor quantidade de calor aportada. Estudos realizados com chapas de Al indicam que o empenamento pode ser atenuado quando utiliza-se o CMT em comparação ao processo GMAW convencional (FENG *et al.*, 2009).

Outra característica, que garante a estabilidade térmica e do arco elétrico e minimiza a ocorrência de respingos, é a capacidade de detecção do comprimento do arco elétrico e ajuste mecânico. Dessa forma, o processo de deposição não é tão susceptível a irregularidades na superfície ou aos movimentos da mão do operador, quando a deposição é manual. Além disso, é possível garantir que a transferência metálica ocorra a uma dada frequência e com a mesma energia elétrica (KAH *et al.*, 2013, SCOTTI & PONOMAREV, 2008).

O processo de transferência metálica pode ser dividido em duas fases no CMT, sendo elas: a fase de arco elétrico aberto e a fase do curto circuito.

Na fase do arco elétrico aberto há inicialmente um pico de corrente que facilita a abertura do arco elétrico e é responsável por fundir o eletrodo, criando uma gota metálica. A corrente é reduzida de forma gradual, até o valor de corrente definido como corrente de fundo. Dessa forma, não há perturbações na poça de fusão que poderiam ocorrer caso a redução fosse brusca. A intensidade da corrente de fundo deve ser suficiente para garantir que a gota formada se mantenha presa a ponta do eletrodo na forma fundida até o metal tocar a poça de fusão e que mantenha a poça de fusão aquecida. Nesse momento, a taxa de fusão do eletrodo é menor que a velocidade de alimentação, permitindo que o eletrodo avance em direção à poça de fusão (SCOTTI & PONOMAREV, 2008, PICKIN & YOUNG, 2006).

É importante notar que se a intensidade da corrente de fundo for muito baixa ou se a duração do tempo de arco aberto for muito curta, a gota metálica pode assumir um diâmetro que não favorecerá a transferência metálica na etapa de curto-circuito. Entretanto, o valor que essa corrente terá de admitir dependerá de variáveis como o tipo de gás de proteção e velocidade de alimentação, composição química e diâmetro do eletrodo (SCOTTI & PONOMAREV, 2008).

Quando a fase do curto-circuito elétrico é iniciada a corrente definida deve ser a mínima possível, de forma a manter a poça de fusão suficientemente aquecida e líquida, e, conseqüentemente, o arco elétrico é extinto. Então, após a detecção do curto-circuito, o arame é retraído permitindo o destacamento da gota. Esse movimento de retração e alimentação do arame pode ser realizado em frequências de até 60 vezes por segundo. Em seguida o processo é reiniciado (SCOTTI & PONOMAREV, 2008, PICKIN & YOUNG, 2006).

Diferentemente de um processo com transferência a curto-circuito convencional, não há um pico de corrente significativo que resulta em grandes forças eletromagnéticas a atuar no sentido de fraturar a ponte metálica formada. Dessa forma, a transferência promovida pelo CMT é suave e não ocorrem explosões (FENG *et al.*, 2009). A Figura 2-14 (a) apresenta a curva de tensão e corrente do processo CMT, nela é possível

identificar as fases da transferência descritas. Já a Figura 2-14 (b) mostra imagens de uma transferência por CMT obtidas com uma câmera de alta velocidade.

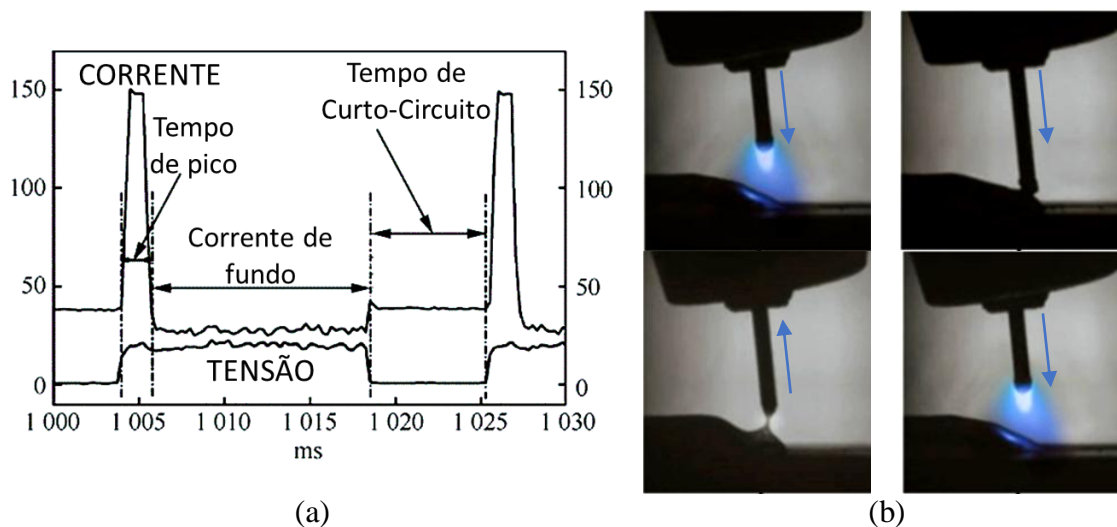


Figura 2-14 – a) Curva de tensão e corrente do processo GMAW com a tecnologia CMT (Adaptado de SELVI *et al.* (2017)). b) Imagem da transferência metálica utilizando a tecnologia CMT (Adaptado de FURUKAWA (2006)).

A partir do CMT convencional foram desenvolvidas outras tecnologias que combinam o princípio do CMT com: a inversão de polaridade, como no caso do CMT *Advanced* (CMT-ADV), ciclos pulsados, como no CMT-P e a inversão da polaridade com ciclos pulsados, na tecnologia CMT *Pulse Advanced* (CMT-PADV).

Na aplicação do CMT-P ciclos do CMT convencional são alternados com ciclos pulsados de alta corrente, promovendo uma solda com maior energia aportada. Dessa forma, quando a aplicação em questão é na soldagem, é possível unir peças de maiores espessuras do que quando o CMT convencional é utilizado, conforme literatura. Ademais, maiores taxas de deposição podem ser atingidas, permitindo a redução do tempo da manufatura de um componente, por exemplo. Essa tecnologia supera as limitações do CMT convencional sem perder a estabilidade do arco elétrico, como poderia acontecer caso correntes maiores fossem aplicadas no CMT para atingir tais objetivos (PICKIN & YOUNG, 2006). Na curva da corrente e tensão obtida com o CMT-P e apresentada na Figura 2-15 é possível perceber a diferença dos valores de corrente associados a cada tipo de transferência. Como abordado anteriormente a transferência por curto-circuito está associada aos menores valores de corrente e tensão. Já a transferência goticular no modo pulsado está associada a valores consideravelmente

maiores. Assim, conforme esperado, quanto maior o número de ciclos de curto-circuito menor será a energia aportada na peça.

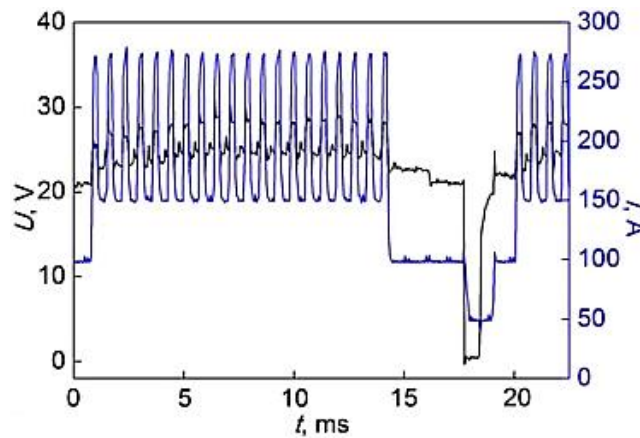


Figura 2-15 – Curva de tensão e corrente x tempo de uma deposição com CMT-P (Adaptado de CONG *et al.* (2015)).

2.2.2. Pulse Multi Control

O *Pulse Multi Control* (PMC) é um processo GMAW que baseia-se no controle da transferência metálica pulsada. O PMC destaca-se do MIG/MAG pulsado convencional pelo rápido processamento de dados, registro do status do processo e melhoria no destacamento da gota. Assim, é possível a realização de soldagens em altas velocidades mantendo o arco elétrico estável. Ademais, funções de controle da deposição como o estabilizador do comprimento do arco elétrico minimizam o efeito negativo das diferenças de temperatura ou mudança na geometria da poça de fusão (FRONIUS, 2018, FIEDLER *et al.*, 2016). Já o PMC Mix drive combina ciclos de curto-circuito controlado e controle mecânico do arame com a transferência pulsada, conforme pode ser visto na Figura 2-16. Esta tecnologia foi desenvolvida pela empresa Fronius e disponibilizada há poucos anos no mercado (FRONIUS, 2018). Por esta razão poucos são os estudos disponíveis na literatura utilizando este processo.

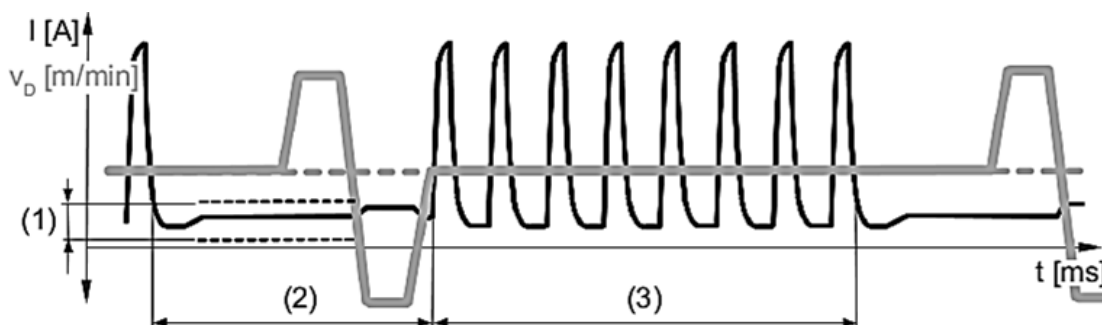


Figura 2-16 – Curva de corrente e VAA x tempo de uma deposição com PMC Mix drive (Adaptado de FRONIUS (2018)).

NORRISH (2017) em seu trabalho sobre os desenvolvimentos recentes do processo GMAW aborda as características do PMC e do PMC Mix quanto ao tipo de transferência empregada e o tipo de controle feito pelo fabricante. FIEDLER *et al.* (2016) em seu trabalho de soldagem de aços de alta resistência verificaram que altas velocidades podem ser empregadas com o PMC sem prejuízo a estabilidade da transferência metálica. Consequentemente, o aporte térmico é afetado e as propriedades mecânicas da junta soldada foram melhoradas.

2.3.Ligas de Alumínio

O alumínio é um elemento químico de baixa densidade específica, $2,7 \text{ g/cm}^3$ em comparação a $7,83 \text{ g/cm}^3$ do aço, e de boa resistência a corrosão. Sua boa resistência a corrosão é derivada da formação de uma camada de óxido de Al_2O_3 na superfície do material, que por apresentar o mesmo volume molecular que o Al permite uma boa aderência a superfície (HRIVŇÁK, 1992). Os óxidos formados na superfície tem uma alta estabilidade térmica, com ponto de fusão maior que $2000 \text{ }^\circ\text{C}$, enquanto que as ligas de Al tem ponto de fusão variando de 482 a $660 \text{ }^\circ\text{C}$ (AWS, 1997). Dessa forma, em processos de fabricação de produtos de ligas de Al, como a soldagem e a manufatura aditiva, o controle da fusão e dispersão dos óxidos é essencial para garantir a qualidade do produto fabricado (MATHERS, 2002). É importante notar que esses óxidos formados não assumem coloração diferente e são naturalmente recuperados quando o filme é arranhado, fornecendo o bom aspecto e proteção necessários a diversas aplicações (DAVIS, 2001).

Outra característica desse material é que ele apresenta uma alta condutividade térmica, sendo necessária uma grande quantidade de energia e uma energia concentrada para sua fusão (MATHERS, 2002). Inclusive, devido a essa característica taxas de resfriamento mais altas podem ser encontradas na deposição de ligas de alumínio do que de aço. O alumínio apresenta uma estrutura cúbica de faces centradas (CFC) e por essa razão é dúctil até sob baixas temperaturas (HRIVŇÁK, 1992). Sua estrutura CFC também fornece ao material uma boa conformabilidade. Além disso, por ter um módulo de elasticidade três vezes maior que o do aço estas ligas fletem três vezes mais que o aço e

também apresentam maior tenacidade. O Al em seu estado puro apresenta uma baixa resistência mecânica, no entanto o Al e suas ligas tem suas propriedades otimizadas por controle de tamanho de grão, endurecimento por solução sólida, endurecimento por precipitação e encruamento (MATHERS, 2002).

Em geral, as ligas de alumínio são classificadas entre fundidas e forjadas e as diferentes classificações empregadas nos dois casos fornecem informações relacionadas a composição química, tratamento térmico e tratamento mecânico ao qual o material foi submetido. Dependendo da composição química e do mecanismo de endurecimento os ciclos térmicos de deposição poderão provocar diferentes defeitos, como amolecimento, trincas de solidificação, porosidade e perda de ductilidade (KOU, 2003). É interessante mencionar o sistema de nomenclatura da *Aluminum Association*, uma vez que a especificação AWS A5.10/A5.10M:1999, que classifica os diferentes eletrodos e arames de Al disponíveis comercialmente, baseia-se em seu sistema numérico e composição química registrados.

Sendo assim, a classificação das ligas de Al forjadas estabelecido pela *Aluminum Association* é um sistema de 4 dígitos que divide as ligas em famílias, conforme apresentado na Tabela 2-3:

Tabela 2-3 - Sistema de nomenclatura das ligas de Al forjadas (ALUMINUM ASSOCIATION, 2009).

Al com pureza mínima de 99,00%	1xxx
Ligas de Al com o seguinte elemento de liga principal:	
Cu	2xxx
Mn	3xxx
Si	4xxx
Mg	5xxx
Mg e Si	6xxx
Zn	7xxx
Outros elementos	8xxx

Na classificação das ligas da família 1xxx os dois últimos dígitos indicam o percentual mínimo de Al e o segundo dígito indica modificação nos níveis de impureza. Já nas ligas das famílias de 2xxx a 8xxx os dois últimos dígitos são usados apenas para diferenciar as diferentes ligas encontradas e o segundo dígito indica modificações na

composição química da liga (ALUMINUM ASSOCIATION, 2009). As ligas das famílias 2xxx, 6xxx, 7xxx e algumas ligas da família 8xxx são endurecíveis por precipitação e, conseqüentemente, são ligas tratáveis termicamente (DAVIS, 2001).

A classificação das famílias das ligas de Al fundidas é muito parecida com a das ligas forjadas, sendo feita por um sistema de três dígitos seguidos por um decimal. A Tabela 2-4 abaixo apresenta o sistema de nomenclatura estabelecido pela *Aluminum Association*. As ligas das famílias 2xx, 3xx e 7xx são ligas tratáveis termicamente (DAVIS, 2001).

Tabela 2-4 - Sistema de nomenclatura das ligas de Al fundidas baseada no sistema da *Aluminum Association* (DAVIS, 2001).

Al com pureza mínima de 99,00%	1xx.x
Ligas de Al com o seguinte elemento de liga principal:	
Cu	2xx.x
Si e Cu e/ou Mg	3xx.x
Si	4xx.x
Mg	5xx.x
Zn	7xx.x
Sn	8xx.x

Abaixo serão abordadas a função da adição dos principais elementos de liga, como cobre, silício, manganês, magnésio, lítio e zinco. Outros elementos como cromo, escândio, níquel, titânio e zircônio também podem ser adicionados para a obtenção de determinadas propriedades (MATHERS, 2002).

- Alumínio-Magnésio: Adições de Mg são feitas para obtenção de maior resistência mecânica sem perda considerável de ductilidade, boa resistência a corrosão e boa soldabilidade (HATCH J.E., 1984b). Podem ser combinados a ligas de Al-Si para torná-las tratáveis termicamente e a ligas Al-Zn-Mg para obtenção de altíssima resistência mecânica ou boa resistência a corrosão e soldabilidade. Quando adicionadas a ligas de Al-Cu melhoram a capacidade de envelhecimento do material e se utilizadas nas ligas Al-Mn melhoram a resistência mecânica sem prejudicar a ductilidade ou a resistência a corrosão. Estas ligas podem ser endurecidas com deformação a frio, no entanto perdem alguma ductilidade neste processo. Adições de Mg aumentam a resistência a fluência do material, bem como o limite de tensão (LT) e o limite de escoamento (LE). A Figura

2-17 apresenta algumas propriedades mecânicas das ligas Al-Mg de acordo com o teor de Mg (MONDOLFO, 1976).

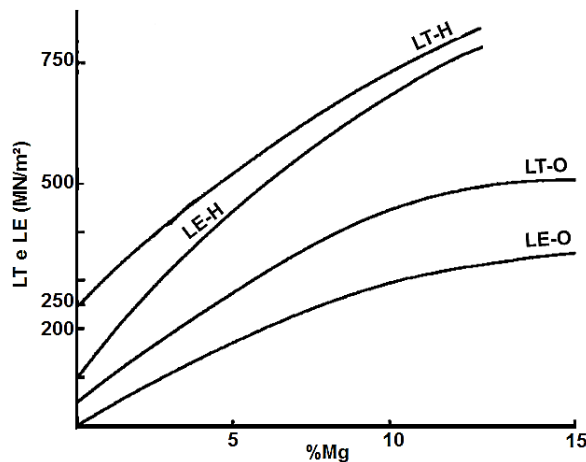


Figura 2-17 - Propriedades mecânicas das ligas Al-Mg em função do teor de Mg. LE = Limite de escoamento; LT = Limite de tensão; H = Trabalhado a frio; O = Revenido (Adaptado de (MONDOLFO, 1976)).

- Alumínio-Cobre: Adições de Cu contendo entre 2 a 10% são feitas, em geral em combinação com outros elementos nessa família de ligas (DAVIS, 2001). O principal objetivo dessa adição é aumentar a resistência mecânica da liga pelo mecanismo de endurecimento por precipitação (HATCH J.E., 1984b). Além disso, a resistência a fluência também aumenta.

Essas ligas são suscetíveis ao fenômeno conhecido como envelhecimento, e sua ocorrência nessa liga segue as seguintes etapas: (1) Estado de solução sólida supersaturada, como quando, por exemplo, o material é fundido, o Cu é solubilizado, e resfriado rapidamente; (2) Formação de zonas Guinier-Preston (GP); (3) Formação de precipitados θ'' ; (4) Formação de precipitados θ' ; e (5) Formação de precipitados θ (CuAl_2). O envelhecimento pode ser natural, quando não há aquecimento, e artificial, quando o material é submetido a um tratamento térmico (KOU, 2003).

A formação das zonas GP está associada a um leve aumento de dureza, devido a deformação causada na matriz entorno das zonas GP. O máximo de dureza que pode ser obtido no envelhecimento está associado a quantidade máxima de θ'' , apesar de que a fase θ' também contribui para o endurecimento. À medida que os precipitados θ' crescem, com o passar do tempo, a dureza diminui, até que a fase θ comece a se formar e a liga amoleça ainda mais. Nota-se que quanto menor a temperatura de

envelhecimento, maior será a resistência mecânica alcançável, pois menor será a solubilidade do Cu na matriz e mais Cu estará disponível para formar os precipitados endurecedores. No entanto, maior será o tempo para o atingimento do valor de dureza máximo (KOU, 2003).

Outro ponto de relevância é que o fenômeno do envelhecimento está presente não só em ligas de Al-Cu mas também em ligas de Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si e Al-Zn-Mg (KOU, 2003). No entanto, nem sempre será possível visualizar a ocorrência das 5 fases do envelhecimento mencionadas anteriormente (MONDOLFO, 1976).

- Alumínio-Silício: Quando adicionados a ligas de Al puro podem estar presentes em valores de até 3%. Sua importância comercial é devido a fluidez e a diminuição dos níveis de contração provocados pela adição desse elemento. Quando está presente junto a adições de Mg é endurecível por precipitação. Também pode ser adicionado em ligas de Al-Cu-Mg em teores de 0,5 a 4,0% para reduzir a susceptibilidade a trincas (DAVIS, 2001, HATCH J.E., 1984b).

- Alumínio-Lítio: A adição de Li fornece uma classe de ligas com alto módulo de elasticidade e densidade reduzida. Ademais são ligas endurecíveis por precipitação, permitindo um aumento na resistência mecânica do material (MATHERS, 2002, HATCH J.E., 1984b). Adições de Li também são feitas em ligas de Al-Cu para promover um ganho de resistência mecânica ainda maior e aumento do módulo de elasticidade e, conseqüentemente, uma maior resistência a fadiga em níveis moderados de tensão (DAVIS, 2001).

- Alumínio-Manganês: O Mn é adicionado as ligas para endurecê-las tanto na forma de finos precipitados intermetálicos ou em solução sólida. No entanto, na forma de compostos intermetálicos é usualmente prejudicial a ductilidade do material. Também tem a função de aumentar a temperatura de recristalização e na forma de finos precipitados atua retardando a recuperação e ancorando o crescimento dos grãos. Outro efeito benéfico dessa adição é reduzir a susceptibilidade a corrosão intergranular e corrosão sob tensão (DAVIS, 2001, HATCH J.E., 1984b).

- Alumínio-Zinco: As ligas com essa adição apresentam forte tendência a formação de trincas a quente e suscetibilidade a corrosão sob tensão. São usadas com adição de outros elementos para melhorar a resistência mecânica. É usada para revestimentos

protetores e em ânodos de sacrifício. A adição de Mg as ligas Al-Zn propicia um endurecimento por precipitação. Adições de Cu também podem ser feitas no sistema Al-Zn-Mg para aumentar ainda mais a resistência mecânica (DAVIS, 2001, HATCH J.E., 1984b).

2.3.1. Deposição de ligas de Alumínio

HASELHUHN *et al.* (2016) estudaram a manufatura aditiva por GMAW de diferentes ligas de alumínio, comumente usadas como metal de adição na união de ligas de Al, e analisou o comportamento mecânico, a microestrutura e a ocorrência de defeitos no material fabricado. Dentre os cinco materiais utilizados estão os arames de classificação AWS ER1100, ER4043, ER4047, ER4943 e ER5356 de diferentes composições químicas. Ao final do trabalho constatou-se que as ligas da série 4000 apresentaram menor percentual de porosidade e maior resistência mecânica combinados dentre as ligas estudadas. Também é possível afirmar que as maiores adições de Mg no material ER4943 resultaram em maior resistência mecânica que o material ER4043. Apesar do material ER5356, que tem os maiores teores de Mg entre os materiais estudados, ter apresentado a maior resistência mecânica ele apresentou o maior percentual de porosidade.

Tomando como base estudos de soldagem e manufatura aditiva de ligas de alumínio usando a tecnologia CMT é possível verificar a faixa de parâmetros de deposição utilizados comumente. A Tabela 2-5 apresenta uma listagem de parâmetros e faixa de parâmetros empregados na deposição de ligas de Al. Um cuidado essencial na deposição dessas ligas é a limpeza com escova rotativa de aço inoxidável e acetona do substrato e das camadas depositadas para remoção de sujeiras, resíduos de óleo, umidade e óxidos (BENOIT *et al.*, 2015, KUMAR *et al.*, 2016, RAJEEV *et al.*, 2014). O gás de proteção argônio, de pureza 99,99%, tem apresentado resultados satisfatórios na deposição dessas ligas e foi usado em diversos trabalhos realizados (BENOIT *et al.*, 2015, KUMAR *et al.*, 2016, CABRITA, 2016, CONG *et al.*, 2015, ELREFAEY, 2015).

Tabela 2-5 - Parâmetros utilizados na deposição de ligas de Al utilizando as tecnologias CMT e CMT-P.

Material	ER5356	ER5356	ER5356	AA6061	ER2319
Velocidade de deposição (mm/s)	15	12,7	10	6,7 - 10	13,3 - 16,7
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	5,5	6,5	8,5	-	5 - 6
Corrente (A)	93	113	100	50 - 70	-
Tensão (V)	15,1	18,2	16,5	11,7 - 14,2	-
Gás de proteção	Argônio	Argônio	Argônio	Argônio	Argônio
Vazão do gás de proteção (l/min)	15	-	17	18	25
DBCP (mm)	-	-	12 - 15	-	15
Ø do arame (mm)	-	-	1,0	1,6	1,2
Tecnologia	CMT	CMT	CMT	CMT-P	CMT-P
Referência	(ELREFAEY, 2015)	(BENOIT <i>et al.</i> , 2015)	(CABRITA, 2016)	(KUMAR <i>et al.</i> , 2016)	(CONG <i>et al.</i> , 2015)

3. Materiais e Métodos

3.1. Materiais

Como substrato para deposição foram utilizadas barras de alumínio da classe 6082 com 150mm de largura, 200mm de comprimento e 10mm de espessura. Para manufatura aditiva foi utilizado o arame ER5356 de 1,2mm de diâmetro conforme especificação AWS A5.10. O arame ER5356 foi selecionado por ser um metal de adição comumente utilizado na soldagem de ligas de Al, por apresentar boa soldabilidade e também por ter sido utilizado em estudos anteriores, possibilitando a comparação dos resultados obtidos com outras tecnologias de deposição MIG. É importante notar que o arame ER5356 é comumente usado na soldagem de ligas de Al da série 6xxx, o que garante que a ligação do substrato e do depósito irá ocorrer se parâmetros de deposição adequados forem utilizados (MATHERS, 2002). Todos os materiais utilizados neste trabalho foram fornecidos pelo Instituto de Soldadura e Qualidade (ISQ) - Portugal.

3.2. Composição química

A análise química foi realizada por um espectrômetro de fluorescência de raio-x da marca Thermo Scientific e modelo Niton XL2 GOLDD XRF. O equipamento foi calibrado com os padrões de referência antes da realização da análise. O equipamento utilizado é do laboratório do Instituto de Soldadura e Qualidade, bem como os demais usados no estudo experimental deste trabalho. Os materiais analisados foram o substrato, como recebido, e os arames sólidos, após a deposição de 30 camadas, utilizando o gás de proteção Argônio 99,99%. A Tabela 3-1 apresenta a composição química do substrato e dos arames utilizados.

Tabela 3-1 - Composição química do substrato e arames sólidos utilizados (% em peso).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Al
AA6082	0,73	0,3	0,1	0,71	0,86	-	97,2
ER5356	-	0,11	-	0,13	4,4	0,13	95,2

3.3. Manufatura aditiva

O equipamento utilizado para a manufatura aditiva foi uma fonte de solda modelo TPS 400i do fabricante Fronius, Figura 3-1. A tocha de soldagem está acoplada a um robô modelo KR6 arc KRC2 de 6 eixos de liberdade do fabricante Kuka.



Figura 3-1 – Sistema de deposição WAAM controlado robô de 6 eixos de liberdade, fonte de solda Fronius TPS 400i, gás de proteção e mesa de deposição.

Os experimentos foram feitos considerando duas geometrias diferentes: paredes de 100mm de comprimento e altura variada, de até 20mm, e caixas retangulares de até 110 mm de altura, 35 mm de largura e 125 mm de comprimento. A espessura da parede foi definida pelas características do cordão depositado. A Figura 3-2 abaixo apresenta a ilustração das geometrias fabricadas.

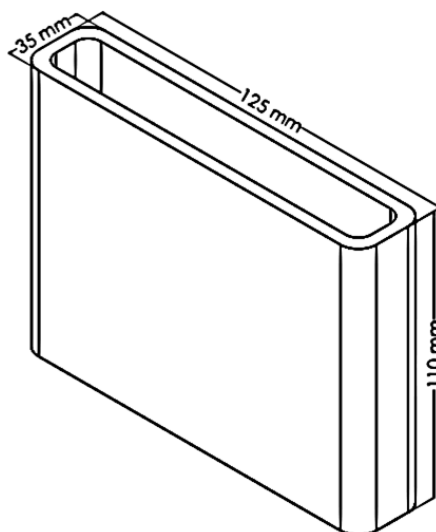


Figura 3-2 – Ilustração das caixas fabricadas.

3.3.1. Testes preliminares

Com base nos parâmetros de deposição utilizados em estudos anteriores de manufatura aditiva e soldagem apresentados na Tabela 2-5, os parâmetros de referência foram estabelecidos para os processos CMT e CMT-P. Após os primeiros testes com o CMT os valores ótimos deste processo serviram de referência para a deposição com as tecnologias PMC, PMC Mix e MIG Pulsado. A Tabela 3-2 abaixo apresenta os parâmetros utilizados na etapa de testes.

Tabela 3-2 – Faixa de parâmetros de deposição dos testes preliminares.

Corrente (A)	44 – 136	VAA (m/min)	2,5 – 7,3
Tensão (V)	11 – 19,8	VD (cm/min)	60 – 120
DBCP (mm)	15	<i>Arc Length Correction</i>	-6 – +6
Gás de Proteção	Argônio	<i>Dynamic Correction</i>	-7 – +7
Vazão do gás (l/min)	15		

Além disso, os substratos foram limpos com escova de cerdas de aço inoxidável, exclusivamente usadas para ligas de Al, seguido de desengorduramento com acetona antes da deposição.

Nesta etapa foi identificado que a deposição da 1ª camada com a tecnologia CMT apresenta uma velocidade de alimentação do arame (VAA) inferior à programada, resultando em falta de fusão do depósito ao substrato para alguns parâmetros escolhidos. Desta forma, decidiu-se utilizar VAA mais elevadas nas 3 primeiras camadas para garantir a fusão completa do depósito. Como forma de tornar os depósitos com as diferentes variantes do processo MIG mais semelhantes, tal procedimento foi realizado para todas as tecnologias.

Nos testes preliminares para definição dos parâmetros da manufatura aditiva caixas foram depositadas e analisadas pelas seguintes etapas:

- 1) Aspecto visual do cordão e verificação de defeitos a olho nu como poros, trincas e respingos.
- 2) Estabilidade do arco elétrico.

3.3.2. Estratégia de deposição

Nesta etapa a deposição de caixas com 40 camadas foi feita, conforme dimensões apresentadas no item 3.3, nas seguintes trajetórias de deposição: a) sentido-único arco-descontínuo, b) sentido-alternado arco-descontínuo e c) sentido-único arco-contínuo (Figura 3-3).

- a) Trajetória sentido-único arco-descontínuo: ponto de início da deposição ocorre alternadamente em três coordenadas X,Y definidas. Após a deposição de cada camada a tocha de deposição sobe o *offset* programado, se dirige ao ponto de início seguinte e segue o mesmo sentido da deposição anterior.
- b) Trajetória sentido-alternado arco-descontínuo: ponto de início da deposição ocorre alternadamente em três coordenadas X,Y definidas. Após a deposição de cada camada a tocha de deposição sobe o *offset* programado, se dirige ao ponto de início seguinte e segue sentido oposto da deposição anterior.
- c) Trajetória sentido-único arco-contínuo: A trajetória é iniciada e terminada no mesmo ponto e não há interrupção do arco elétrico durante a deposição de todas as camadas da caixa.

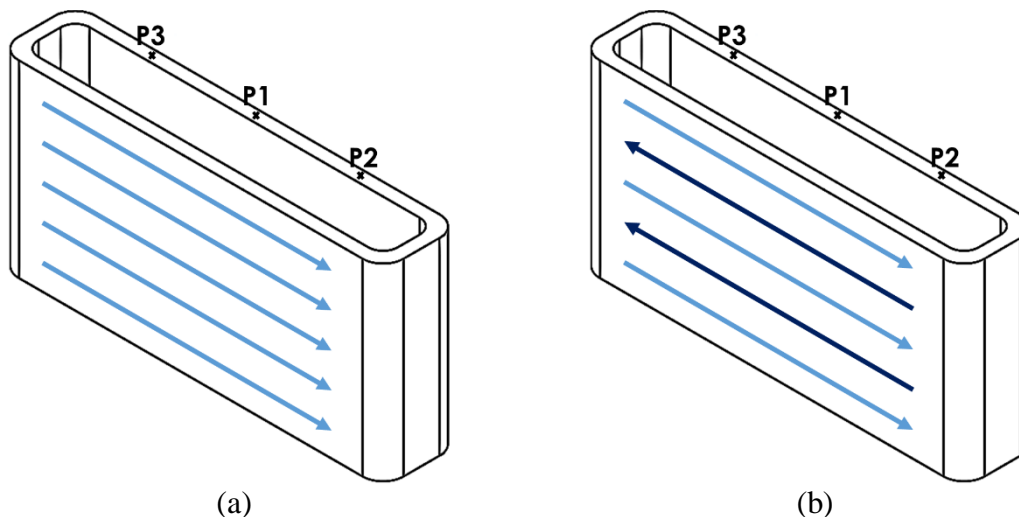


Figura 3-3 – Trajetória de deposição da caixa: (a) sentido-único arco-descontínuo e (b) sentido-alternado arco-descontínuo, com 3 pontos de início.

É importante notar que em ambas as trajetórias o arco elétrico é interrompido no fim da deposição de cada camada, exceto na trajetória de sentido-único arco-contínuo. No ponto de abertura do arco elétrico uma poça de calor é formada, conseqüentemente a penetração nesta região é diminuída e a altura do depósito aumenta localmente (ZHANG *et al.*, 2003). Desta forma, três pontos de inícios foram utilizados e a cada camada os pontos de inícios eram sequencialmente alternados. Tal procedimento foi adotado como forma de evitar um depósito de maior altura em apenas uma região.

Os efeitos da deposição nas diferentes trajetórias empregadas foram observados e registrados. Fotografias foram obtidas de cada um dos componentes fabricados. Oito medidas da altura do depósito e largura do cordão depositado foram tomadas ao longo da geometria, utilizando um paquímetro digital devidamente calibrado. Para as medidas mencionadas anteriormente os pontos de início e término foram evitados e o registro dos mesmos foi feito. O objetivo principal nesta etapa foi identificar a trajetória que resultou na maior regularidade nos diferentes pontos avaliados.

3.3.3. Parâmetros de deposição

Inicialmente, caixas com 30 camadas foram depositadas para a avaliação de cada uma das tecnologias utilizadas. Buscou-se manter correntes similares em todas as deposições, com variação de até 3 Amperes, e mesma velocidade de deposição. Outros parâmetros da deposição como correção disponíveis na fonte de solda foram variados para obter-se melhores resultados em cada uma das tecnologias. Os parâmetros de

deposição utilizados estão apresentados na Tabela 3-3. As caixas fabricadas foram analisadas pelas seguintes etapas:

- 1) Aspecto visual do cordão e verificação de defeitos a olho nu como poros, trincas e respingos.
- 2) Estabilidade do arco elétrico.
- 3) Regularidade geométrica nas diferentes seções.
- 4) Macrografia em 2 sessões de uma parede com 30 camadas para quantificar os poros presentes e verificar como se apresentam, dispersos ou agregados.

Posteriormente, as caixas depositadas com aproximadamente 120mm de altura seguiram para as etapas de inspeção não-destrutiva, caracterização microestrutural e caracterização mecânica.

Tabela 3-3 – Faixa de parâmetros de deposição dos processos GMAW.

CMT			
Corrente (A)	49	VAA (m/min)	3,5
Tensão (V)	12,1	VD (cm/min)	60
<i>Arc Length Correction</i>	5		
CMT Pulse			
Corrente (A)	46	VAA (m/min)	3,1
Tensão (V)	15,8	VD (cm/min)	60
<i>Arc Length Correction</i>	5		
MIG Pulsado			
Corrente (A)	48	VAA (m/min)	2,8
Tensão (V)	15,4	VD (cm/min)	60
<i>Arc Length Correction</i>	5		
PMC			
Corrente (A)	47	VAA (m/min)	2,8
Tensão (V)	16,1	VD (cm/min)	60
<i>Arc Length Correction</i>	6		
PMC MIX			
Corrente (A)	47	VAA (m/min)	2,7
Tensão (V)	14,8	VD (cm/min)	60
<i>Arc Length Correction</i>	6		
Gás de Proteção	Argônio	DBCP (mm)	15
Vazão do gás (l/min)	15		

Por fim, na etapa de otimização do processo PMC novos experimentos foram conduzidos. Nos experimentos nomeados de T0 a T3 os valores de VAA e VD foram variados, mantendo uma mesma proporção entre os parâmetros, e tendo como ponto de partida os parâmetros usados na etapa de avaliação dos processos. Quando detectou-se

uma perda de estabilidade no experimento de maior VAA utilizada, novos experimentos foram conduzidos nos quais a VD foi incrementada de 15 cm/min em 15 cm/min até novamente notar-se uma instabilidade na transferência metálica. A Tabela 3-4 apresenta os parâmetros de deposição utilizados.

Tabela 3-4 – Faixa de parâmetros de deposição usados na etapa de otimização do processo PMC.

Experimentos / Parâmetros	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7
Corrente (A)	60	75	35	72	71	70	73
Tensão (V)	16.1	16.1	14.9	16.2	16.3	16.7	16.5
VAA (m/min)	3.5	4.2	2.1	4.2	4.2	4.2	4.2
VD (cm/min)	75	90	45	105	120	135	150

3.4. Caracterização química e microestrutural

Com o intuito de identificar os defeitos, o tamanho e orientação dos grãos e as fases presentes no componente construído com os parâmetros do processo otimizados foram utilizados equipamentos de microscopia e análise química. A preparação das amostras seguiu o procedimento descrito a seguir: Primeiramente, elas foram embutidas, em seguidas desbastadas com lixas de granulometria variando de 320# a 4000# para sequencialmente serem polidas utilizando pasta de diamante de 6 μm e 1 μm e por fim polidas com suspensão de SiO_2 . Para ataque químico utilizou-se uma solução de 20% HF, composta de 80% água destilada e 20% HF. Inicialmente foi utilizada a solução de Keller, composta de 10% de HF, 15% de HCl, 25% de HNO_3 e 50% de H_2O destilada. No entanto, os resultados obtidos com a solução de HF foram mais satisfatórios em revelar os grãos e a as dendritas do material.

3.4.1. Estereoscopia

As imagens de macrografia foram capturadas da seção transversal dos componentes de teste e dos componentes fabricados com os parâmetros do processo otimizados, para avaliação da presença de defeitos e do dimensional do componente manufaturado. As seguintes medidas no perfil das camadas depositadas foram feitas: largura efetiva da parede (L_{ef}), área efetiva de parede (A_{ef}) e área nula da parede (A_n), conforme apresentado na Figura 3-4. A L_{ef} e a A_{ef} podem ser definidas como a maior largura e área atingíveis, respectivamente, considerando uma etapa de pós-processamento para

deixar as superfícies do depósito planas. Já a A_n seria composta do material que seria perdido nesta etapa de pós-processamento. As macrografias foram obtidas utilizando o estereoscópio modelo SZX7 e marca Olympus.

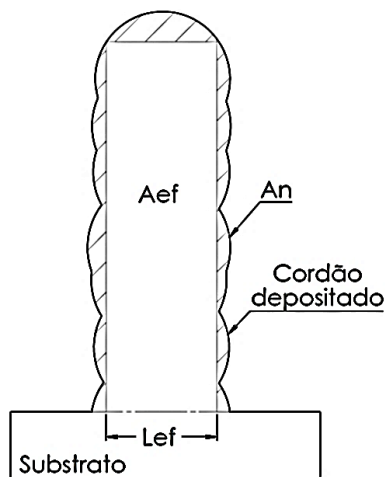


Figura 3-4 – Ilustração das medidas tomadas do perfil de deposição.

Os poros visíveis das imagens obtidas com o estereoscópio foram medidos e contados utilizando o software ImageJ. Os poros destacaram-se nas macrografias como pontos redondos e brilhosos e por essa razão podem ser avaliados por este método. Para contagem dos poros, primeiramente foi aplicado o threshold nas imagens, no qual com base na tonalidade de cada pixel da imagem este pixel seria transformado em branco ou preto. Em seguida, uma ferramenta de contagem foi utilizada para medir a área dos poros, maior altura e maior largura e o número de ocorrências. Para garantir que todos os poros fossem incluídos e que itens que não eram poros fossem considerados poros, uma verificação comparando a imagem original com cada poro sinalizado pelo software foi realizada.

3.4.2. Microscopia Óptica

Para identificação dos poros e trincas presentes, morfologia e orientação dos grãos na seção transversal dos componentes produzidos o microscópio modelo AxioTech 100HD-3D marca Carl Zeiss foi utilizado.

3.4.3. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A análise da superfície de fratura dos corpos de prova de tração foi conduzida em um microscópio JEOL-JSM modelo 6500F. O equipamento foi operado com tensão de aceleração de 20Kv e em modo elétrons secundários. As amostras fraturadas foram armazenadas de modo a evitar contaminações.

Uma análise representativa foi feita em um dos corpos de prova de cada condição, paralelo e transversal a direção de deposição e para cada uma das variantes GMAW. Para uma análise com um aumento de 30x, suficiente para identificar porosidades, a superfície de fratura foi dividida em 4 quadrantes. No mínimo 2 quadrantes da superfície de fratura foram analisados (Q1 e Q4 ou Q2 e Q3), Figura 3-5 (a). Algumas amostras apresentaram áreas menores devido a inclinação do plano de fratura e tiveram maior área analisada. Uma grade de 483 a 567 cruzes foi criada para avaliar a porcentagem de poros presentes Figura 3-5 (b). O percentual de poros de cada região é calculado pelo número de cruzes que coincidem com os poros dividido pelo número total de cruzes. Para elaboração da grade e contagem das cruzes o software ImageJ foi utilizado.

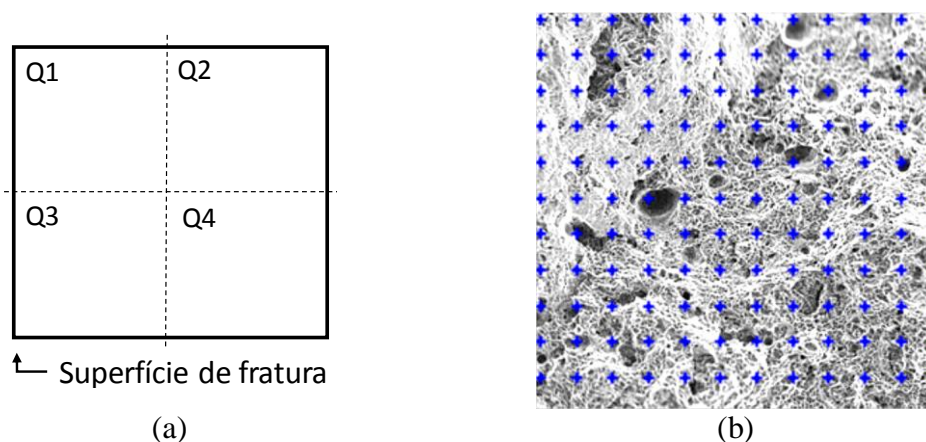


Figura 3-5 – Análise da superfície de fratura: (a) Ilustração da divisão em quadrantes; (b) Grade elaborada nas imagens analisadas.

3.5. Ensaio de Dureza

Ensaio de dureza Vickers foram realizados nos corpos de prova com uma carga de 1 kgf e com o tempo de indentação de 15s a fim de identificar a faixa de dureza apresentada pelo material e variações de dureza ao longo das camadas depositadas para cada tecnologia. Foram realizadas pelo menos 10 indentações em cada um dos depósitos

e a distância entre as identações foi de 3 a 4 mm. A distância entre as indentações variou de acordo com a altura do depósito, de forma a garantir indentações nas últimas camadas. O perfil de dureza na região central do perfil da Figura 3-4 (b) apresentada no item 3.4.1 foi elaborado. As medidas de dureza foram obtidas no durômetro modelo AVK-CO e marca Akashi Corporation.

3.6. Radiografia

As caixas construídas com as diferentes tecnologias CMT, CMT-P, MIG Pulsado, PMC e PMC-M com mais de 100mm de altura foram submetidos a ensaios radiográficos com o intuito de identificar a presença de descontinuidades, como porosidade, falta de fusão e trincas, no componente fabricado. Os ensaios radiográficos foram realizados utilizando uma fonte de Raios-X. As demais informações do ensaio e do equipamento estão apresentadas na Tabela 3-5.

Tabela 3-5 – Parâmetros de inspeção da radiografia.

Condições do ensaio

Condição da superfície:	Boa para realizar a inspeção.	Preparação da superfície:	Não foi necessária
Material	ER 5356	Temperatura	25°C

Características do equipamento

Marca:	YXLON	Modelo:	ANDREX RIX-02
--------	-------	---------	---------------

Parâmetros do processo

Tempo de exposição:	50 s	Distância focal-filme (FFD):	700mm
Tensão:	90 kV	Amperagem:	3 mA
Tipo do filme:	D3	Marca do filme:	AGFA
IQI	W 13 AL (EN 462-1)		

3.7. Ensaio de Tração

Foram realizados ensaios de tração uniaxial no componente construído para avaliar a tensão limite de resistência, a tensão limite de escoamento e o alongamento obtidos para cada tecnologia. A geometria dos corpos de prova foi definida seguindo os requisitos na

norma ASTM A370, a Figura 3-6 apresenta as dimensões consideradas. Os corpos de prova foram obtidos tanto da sessão paralela quanto da sessão transversal à direção de manufatura, três amostras para cada condição, como mostrado na Figura 3-7. A taxa de deformação no regime elástico empregada foi 1,5%/min e no regime plástico de 12,8 mm/min.

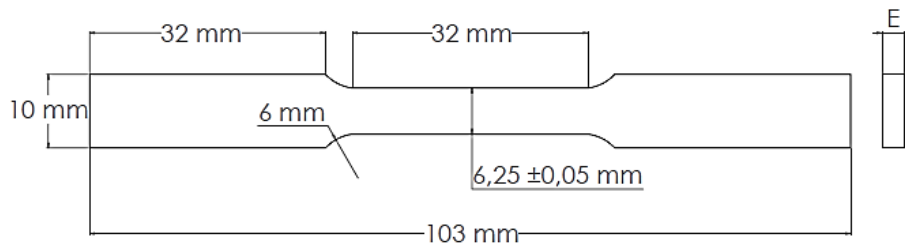
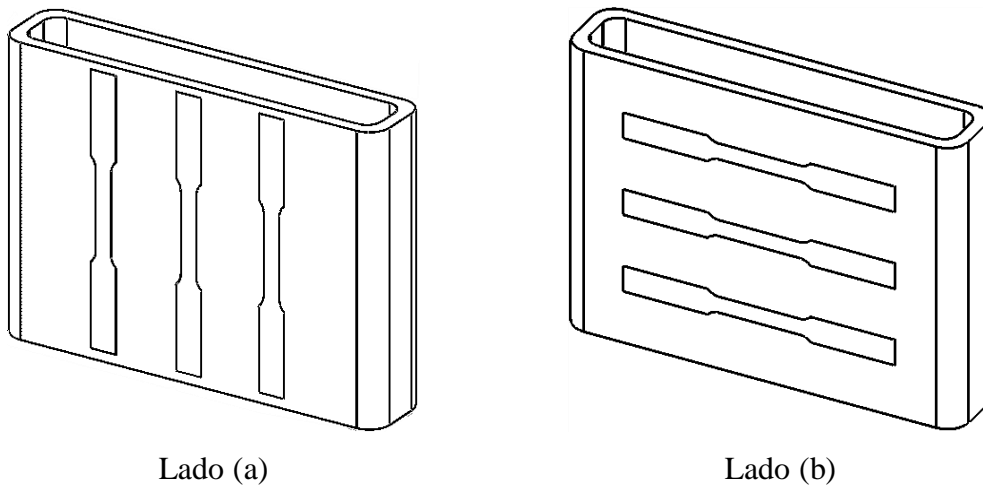


Figura 3-6 – Geometria do corpo de prova de tração.



Lado (a)

Lado (b)

Figura 3-7 – Local de retirada dos corpos de prova de tração.

4. Resultados e Discussão

4.1. Estratégia de deposição

Com o objetivo de identificar os efeitos das diferentes trajetórias de deposição na deposição de caixas, foram realizados registros fotográficos (Figura 4-1) e verificação dimensional (Figura 4-2). Baseado nesses resultados, observa-se que ambas trajetórias sentido-alternado arco-descontínuo e sentido-único arco-descontínuo apresentam irregularidades nos seus pontos de início. Tal comportamento é evidenciado para a caixa de sentido alternado com ondulações em relação a altura do depósito, enquanto que para a trajetória de sentido-único arco descontínuo nota-se um incremento na altura da

parede como um todo, do primeiro ponto de início ao último, ver Figura 4-1. ZHANG *et al.* (2003) associaram o acúmulo de material nos pontos de início à dissipação de calor, que diminui a penetração nesta região. É indicado que ajustes na corrente de abertura do arco elétrico e do término do depósito podem atenuar as irregularidades nos pontos de início e término do depósito, como mencionado também por NIE *et al.* (2018).

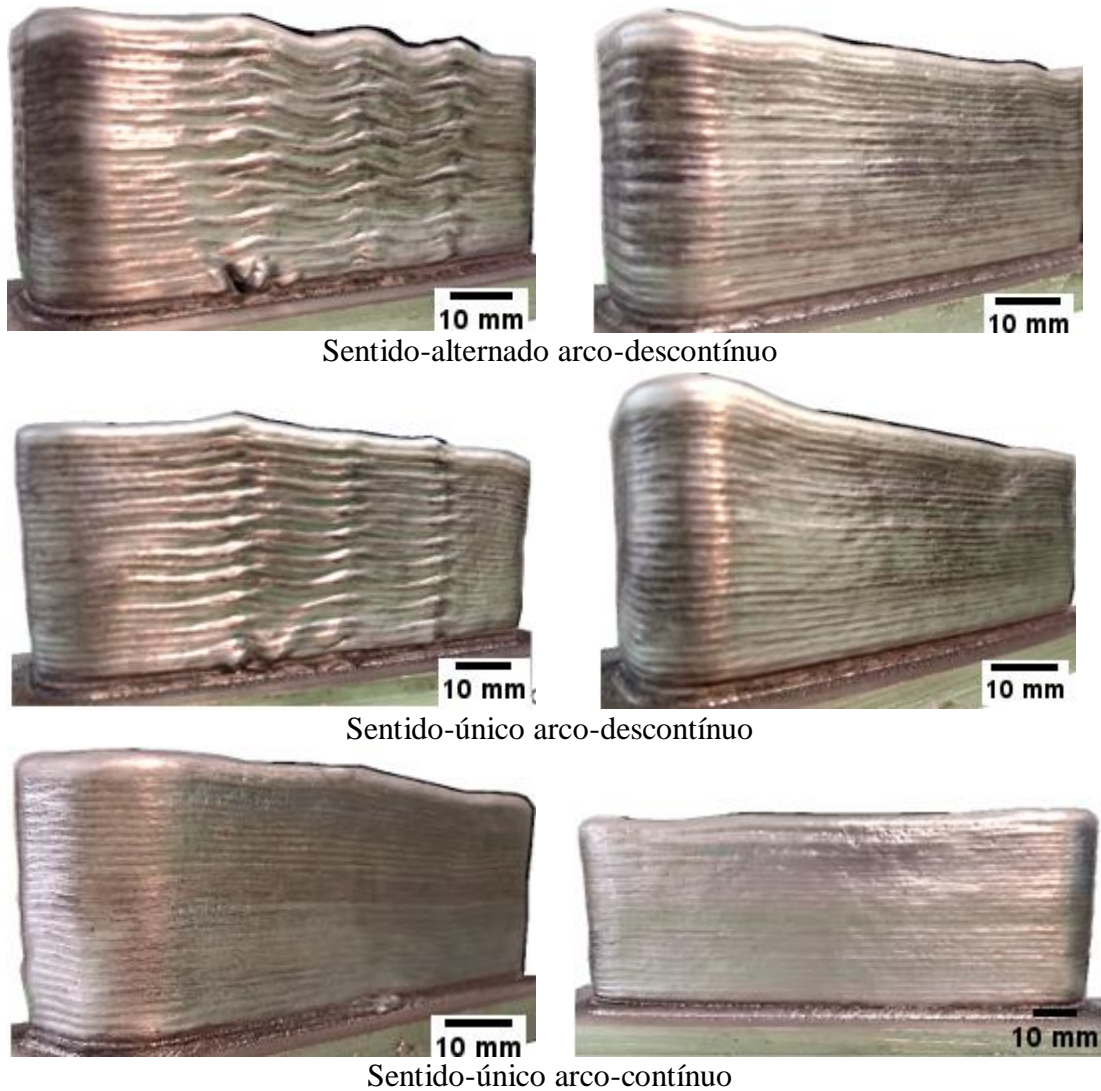


Figura 4-1 – Caixas depositadas com a tecnologia CMT e total de 40 camadas. C: 56A; U: 12,7V; VAA: 4,1 m/min; e VD: 60 cm/min As imagens correspondem aos dois maiores lados das caixas depositadas com cada trajetória.

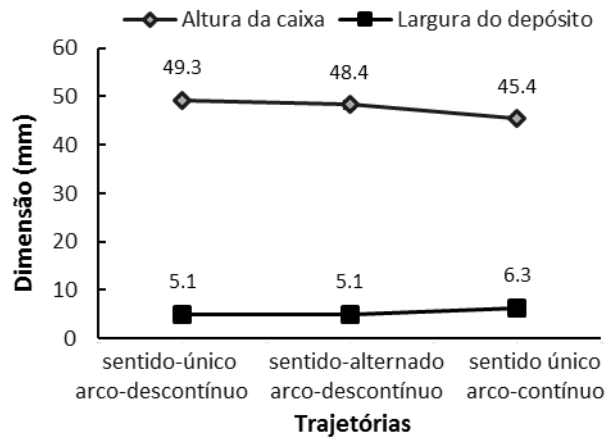


Figura 4-2 – Dimensões das caixas de 40 camadas depositadas com as diferentes trajetórias.

Verifica-se também que uma vez que o depósito perde uniformidade a deposição da camada seguinte tende a acentuar estas irregularidades superficiais, pois atuam provocando variações na velocidade de alimentação do arame (VAA) na deposição com CMT. Estas variações de VAA foram verificadas a partir das medidas instantâneas fornecidas na fonte de solda. COLEGROVE *et al.* (2016) em seu trabalho apresentam como possível solução para este problema a utilização de sistemas de WAAM baseadas na deposição a plasma, que permitem o controle independente da corrente e da velocidade de alimentação do fio.

Considerando a regularidade das demais regiões dos depósitos, tanto na altura quanto no acabamento superficial da parede, e as observações do trabalho de NIE *et al.* (2018), conclui-se que a razão entre a VAA e a VD está bem ajustada. Caso contrário, os cordões seriam muito largos e apresentariam dificuldade para crescer em altura ou apresentariam aspecto e geometria irregulares, como também foi visto nos testes preliminares deste trabalho. Já em relação a caixa de trajetória sentido-único arco-contínuo, é possível afirmar que esta é a caixa mais regular nas diferentes seções da geometria fabricada. Isto pode ser explicado pela presença de apenas um ponto de início no componente fabricado, ausência de irregularidade na superfície e parâmetros de deposição bem ajustados.

Cabe destacar que para a caixa de trajetória única a largura do cordão depositado aumentou e a altura da caixa diminuiu (ver Figura 4-2). Isto deve-se ao aumento da temperatura de interpasse na deposição das camadas em relação às outras trajetórias. Apesar da temperatura não ter sido controlada por nenhum dispositivo, este aumento é

esperado, já que o arco elétrico não é fechado até o fim da deposição. Sabe-se que a construção de componentes de maiores dimensões atenuaria os efeitos da alta temperatura de interpasse pois ter-se-ia maior intervalo entre as deposições e maior massa para dissipar o calor da peça. Outra forma de controlar a temperatura de interpasse é através do uso de uma placa de arrefecimento no substrato (GENG *et al.*, 2017, AYARKWA *et al.*, 2017).

A redução na altura das camadas depositadas, devido ao aumento da temperatura de interpasse e aumento do calor da poça de fusão aumentou a DBCP. A DBCP é estabelecida no início da deposição e controlada por um parâmetro denominado *offset*. Este é estabelecido com base na altura do cordão e se a altura do cordão variar o DBCP pode ficar desajustado, o que levaria a instabilidades na transferência metálica. Desse modo, a partir da observação feita nos primeiros testes que o aumento da DBCP em alguns níveis gerou instabilidades na transferência metálica, percebeu-se a necessidade de um sistema de controle do *offset* durante a deposição. Neste controle criado e usado nas deposições deste trabalho, a tocha descia ou subia uma determinada medida através do comando do operador. As deposições foram sempre acompanhadas para garantir a manutenção de uma transferência metálica estável. A implementação de um sistema que garanta uma DBCP constante, principalmente num sistema com trajetória única, é essencial para garantir a qualidade de um componente fabricado. Tal sistema pode ser automatizado para aplicações industriais ou em equipamentos de MAM.

Com base nos resultados apresentados entende-se que a trajetória sentido-único arco-contínuo garante maior regularidade, apesar de diminuir a altura da caixa. Tal inconveniente é minimizado quando se depositam mais camadas a fim de atingir a altura desejada.

4.2. Depósitos obtidos com as variantes GMAW

4.2.1. Regularidade

Caixas de 30 camadas foram depositadas com as diferentes variantes GMAW para comparação dos resultados de largura efetiva e altura dos depósitos. Como abordado anteriormente, nestes depósitos buscou-se manter correntes aproximadas na deposição com as diferentes tecnologias. Com base nas macrografias obtidas de uma seção

transversal de cada uma das caixas— as medidas de altura do depósito, largura efetiva (L_{ef}), área efetiva (A_{ef}) e área nula (A_n) foram realizadas. No caso dos valores de L_{ef} e A_n os menores valores obtidos foram considerados, tendo em conta o pior cenário. Na tomada destas medidas as três primeiras camadas foram desconsideradas, já que apresentam parâmetros de deposição diferentes das demais camadas.

Com base nos resultados mostrados nas Figura 4-3 a Figura 4-5 nota-se que as tecnologias CMT apresentaram a maior VAA para a mesma faixa de corrente, fator que explica parcialmente a maior altura da caixa. Por outro lado, há uma notável variação na altura das caixas construídas pelo CMT convencional nas diferentes seções (verificar na Figura 4-3), o que provoca maior perda de material na etapa de pós-processamento. Portanto, considerando o maior aproveitamento do material, as tecnologias MIG-P e PMC, que apresentam os menores valores de A_n associado uma geometria uniforme, fornecem os melhores resultados entre as caixas avaliadas.

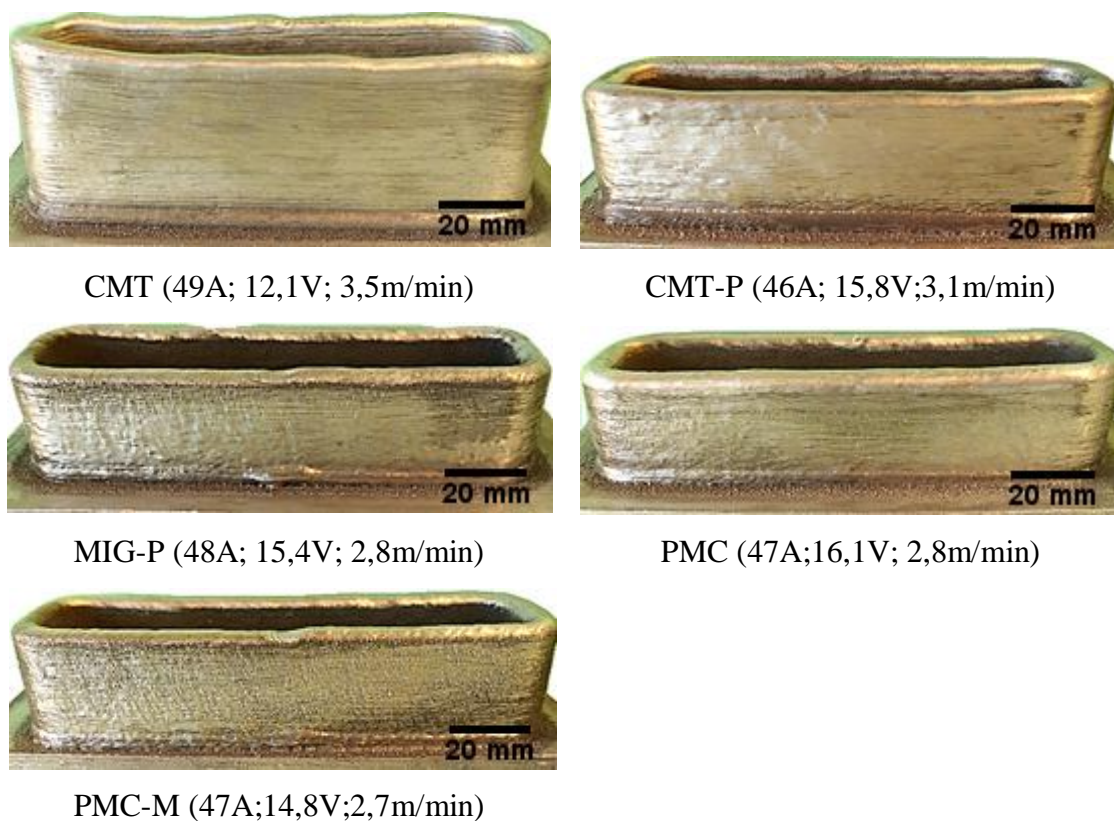


Figura 4-3 – Caixas com 30 camadas depositadas pelas diferentes variantes do GMAW. Os parâmetros de deposição estão apresentados na imagem na seguinte ordem: corrente, tensão e velocidade de alimentação do arame.

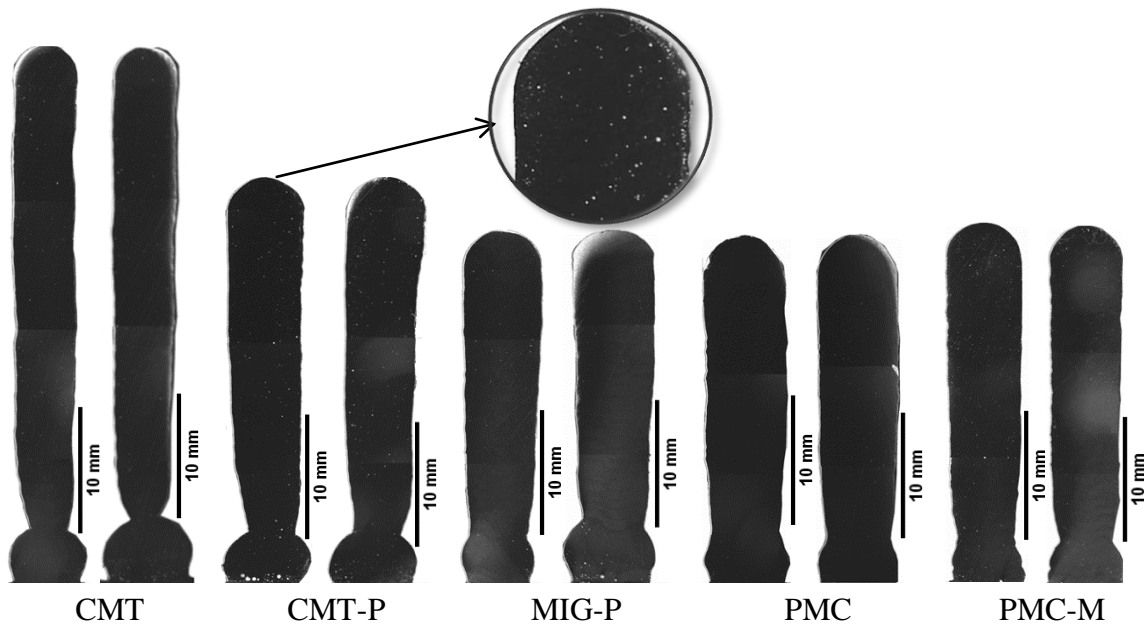


Figura 4-4 – Macrografia obtida das caixas com 30 camadas depositadas pelas diferentes variantes do GMAW. Os pontos redondos e claros na macrografia são porosidades.

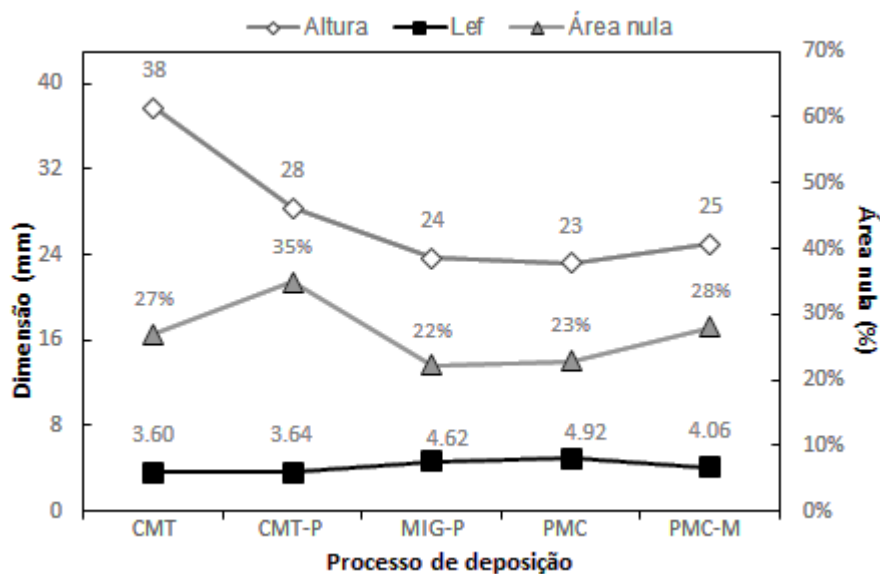


Figura 4-5 – Gráfico ilustrando os valores de altura do depósito, L_{ef} e A_n das caixas com 30 camadas depositadas com as diferentes variantes do GMAW.

É importante notar que a fonte de solda utilizada não fornece curvas sinérgicas ajustadas para o fio ER5356 para as tecnologia CMT e CMT-P. Dessa forma, com o objetivo de encontrar parâmetros adequados para este material outras curvas disponibilizadas no equipamento foram testadas e a que ofereceu melhores resultados foi utilizada.

Outro ponto a se notar é o aumento da largura do depósito ao longo da altura da caixa. Percebe-se que perto da 6ª camada as camadas tendem a manter praticamente a mesma largura. Pesquisadores que depositaram paredes da liga Ti6Al4V usando um

equipamento de WAAM, associaram as variações na largura das primeiras camadas do depósito à condução instantânea do calor ao substrato e às elevadas taxas de resfriamento. Como o calor dissipado para a atmosfera por convecção e radiação é mais lento que o calor dissipado para um substrato frio, ocorre um acúmulo de calor na poça de fusão resultando em um cordão depositado mais largo nas camadas superiores (WU *et al.*, 2017).

4.2.2. Porosidade

A porosidade dos depósitos obtidos com as variantes do GMAW foi estudada a partir de macrografias obtidas de duas seções transversais. Nestas macrografias os poros são facilmente identificados pois aparecem como pontos claros e redondos, como pode ser visto na Figura 4-6. É importante mencionar que para confirmar que as indicações eram poros magnificações maiores foram usadas. As áreas analisadas para cada uma das tecnologias variaram entre 300-370 mm² e todas as macrografias estão apresentadas em menor escala na Figura 4-4.



Figura 4-6 – Macrografia obtida da caixa com 30 camadas depositadas pelo processo CMT Pulse. Os pontos redondos e claros são porosidades.

As tecnologias que apresentaram a menor quantidade de poros são o MIG pulsado e a tecnologia PMC (Figura 4-7 e Figura 4-8). Por outro lado, todas as variantes apresentaram uma fração de poros menor que 2%, valores encontrados por HASELHUHN *et al.* (2016) na deposição do ER5356 com GMAW. HASELHUHN *et al.* (2016) em seu trabalho associaram a fração de poros ao menor limite de resistência encontrado no componente fabricado quando comparado ao material como forjado. Em contrapartida, os depósitos de outras ligas de Al como o ER4043, ER4047, ER4943 e ER1100 com fração de poros igual ou menor que 1,25% apresentaram limite de

resistência superior ao das ligas de composição química similar ou idênticas na condição de como fundida ou como forjada.

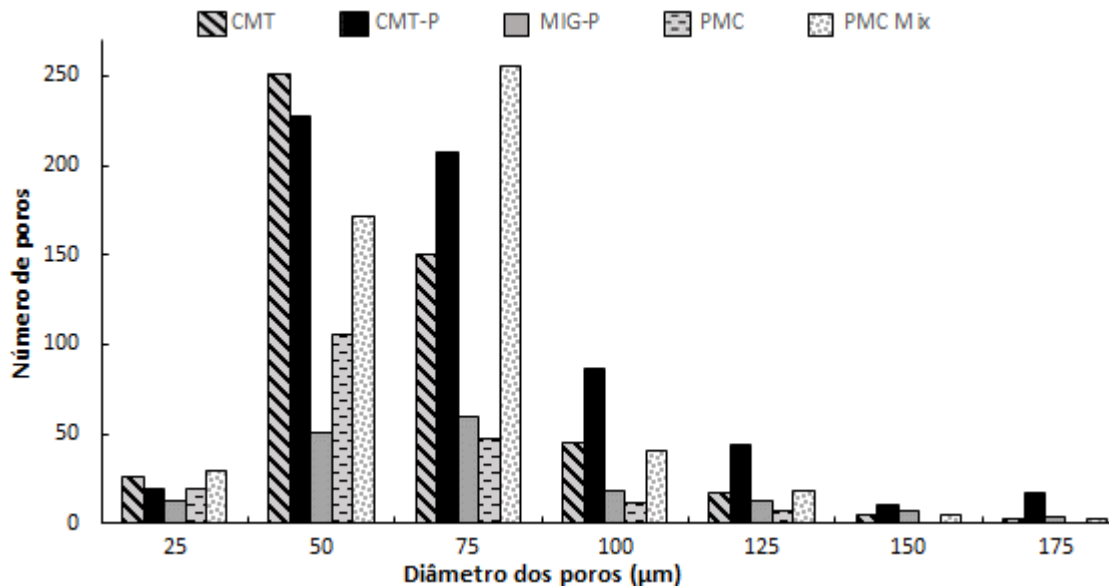


Figura 4-7 – Histograma do número de poros de duas seções transversais representativas das caixas com 30 camadas depositadas com as variantes GMAW.

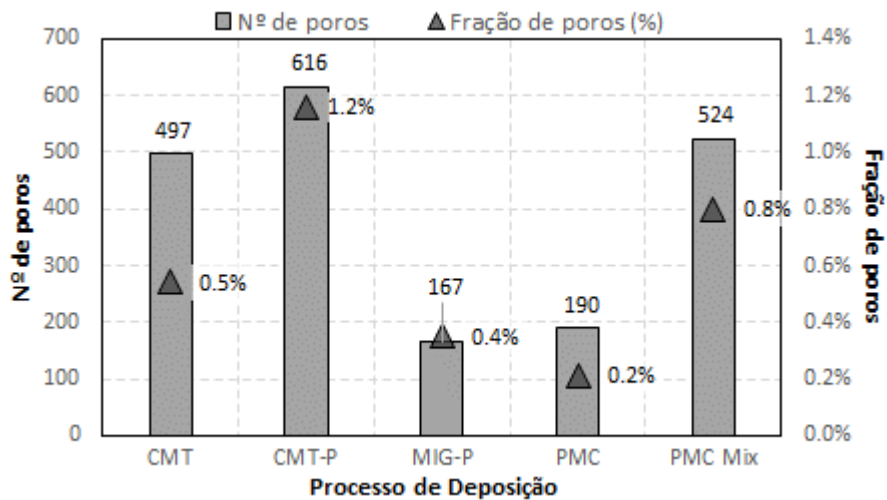


Figura 4-8 – Gráfico de barras do total e fração dos poros de duas seções transversais das caixas com 30 camadas depositadas com as variantes GMAW.

4.2.3. Dureza Vickers

Com base nos resultados de dureza obtidos das diferentes camadas depositadas, apresentados na Figura 4-9 abaixo, nota-se que os componentes fabricados não apresentam alteração de dureza significativa ao longo da altura. Além disso, a média das durezas encontradas, indica que a dureza não varia significativamente entre as variantes de GMAW usadas.

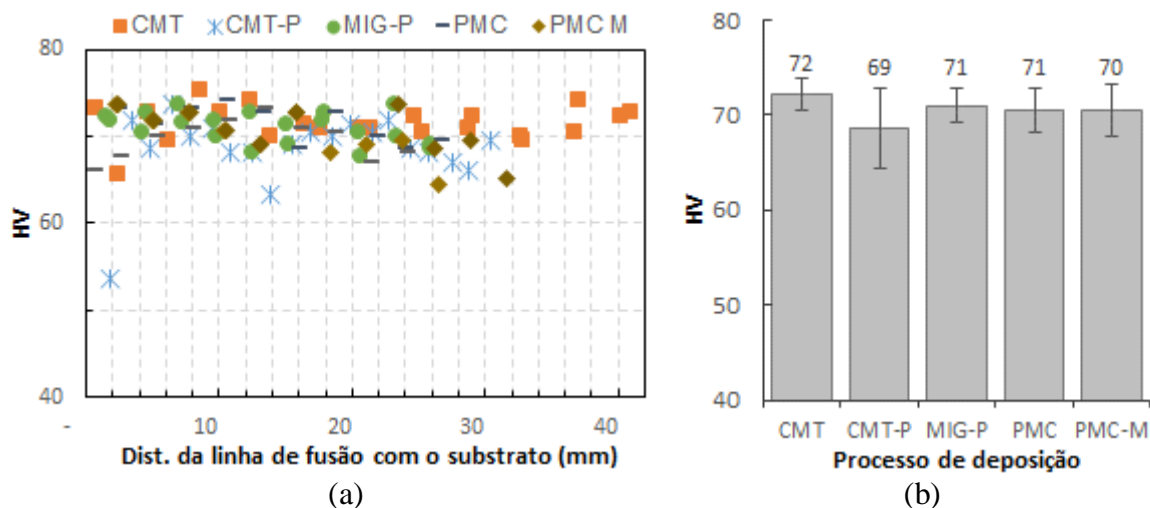


Figura 4-9 – Resultados obtidos das caixas com 30 camadas depositadas com as variantes GMAW : (a) Perfil de dureza representativo e (b) Média das durezas.

A dureza está diretamente relacionada ao tamanho de grão e espaçamento interdendrítico secundário, sendo maior quanto menor for tamanho de grão e o espaçamento interdendrítico secundário (LUMLEY, 2010). HASELHUHN et al. (2015) em sua pesquisa associaram pequenas variações da dureza ao longo das camadas do depósito de Al-Mg com o tamanho das dendritas encontrado. Dessa forma, os resultados deste estudo podem ser explicados pelo fato de que apesar das diferentes tecnologias utilizadas gerarem diferentes aportes de calor, os ciclos térmicos promovidos pela deposição dos passes subsequentes resultaram em tamanho dos grãos e espaçamento interdendrítico secundário similares ao longo do depósito para todas as camadas.

4.2.4. Ensaios radiográficos

Nos ensaios de radiografia realizados nas caixas de mais de 100mm de altura depositadas (120 a 150 camadas a depender do processo) com as variantes CMT, CMT-P, MIG Pulsado, PMC e PMC-M foram encontradas poucas inclusões menores de 1mm de diâmetro e dispersas em algumas caixas, como pode ser visto nos registros dos filmes radiográficos apresentados na Figura 4-10. Supõe-se que esta contaminação pode ser de Cu originado do bico de contato. Cabe ressaltar que apenas os dois maiores lados do componente construídos foram inspecionados.

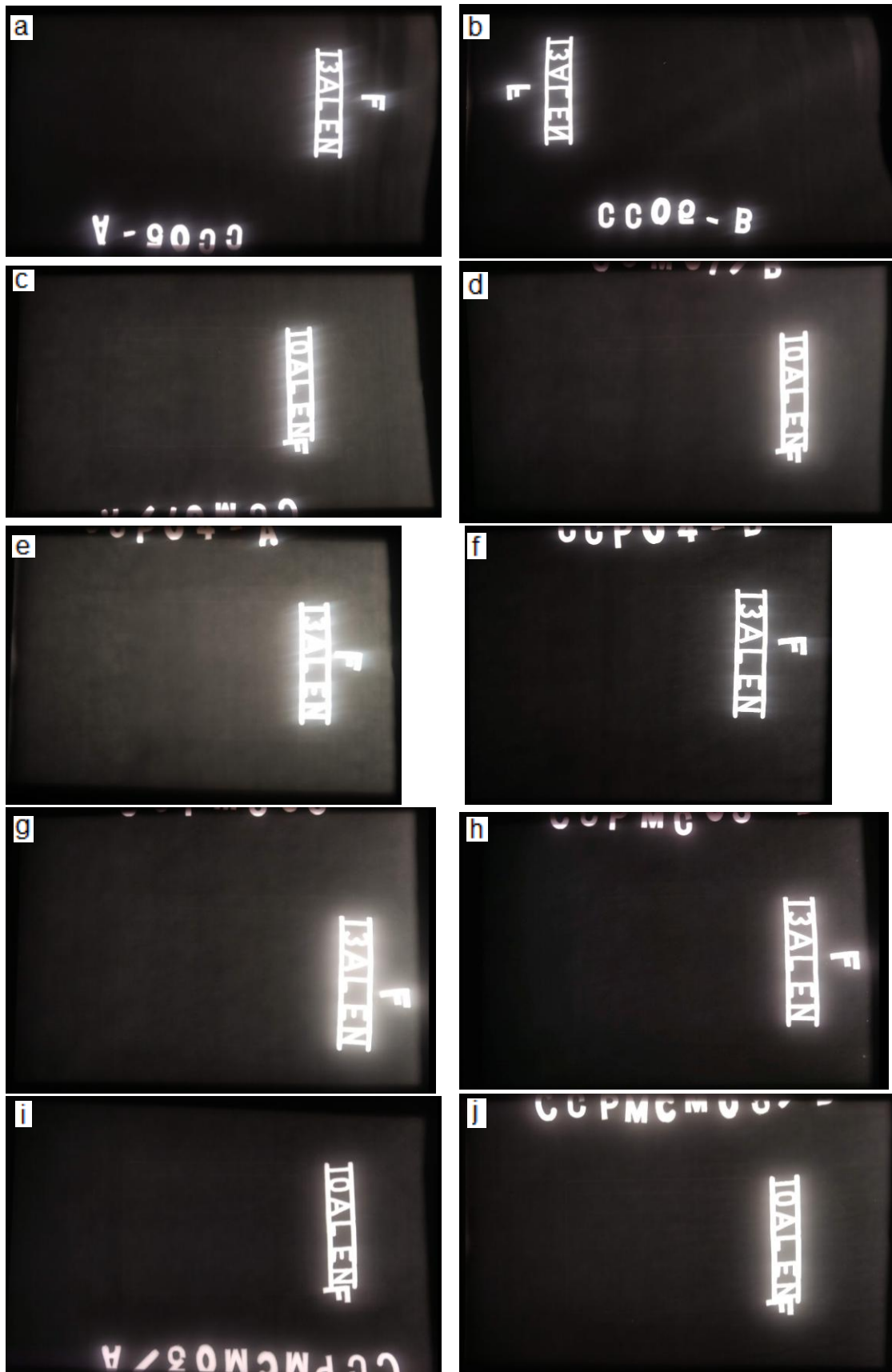


Figura 4-10 – Filmes radiográficos das caixas com 120 a 150 camadas das variantes GMAW. (a) e (b) CMT; (c) e (d) CMT Pulse; (e) e (f) MIG Pulsado; (g) e (h) PMC; (i) e (j) PMC Mix (Continuação).

4.2.5. Ensaio de Tração

Tendo em vista os resultados obtidos nos ensaios de tração para as diferentes tecnologias empregadas, Figura 4-11, conclui-se que não há variação significativa do limite de resistência e alongamento entre as peças construídas. Verifica-se que o comportamento mecânico dos corpos de prova fabricados da longitudinal (L) da direção da deposição é superior, menos de 5%, aos componentes obtidos da transversal (T) a direção de deposição.

Além disso, com base na Tabela 4-1, conclui-se que o limite de escoamento das partes fabricadas com a manufatura aditiva é igual a das partes forjadas, no entanto o limite de resistência é ligeiramente inferior. No trabalho de HASELHUHN *et al.* (2016) e de ZHANG *et al.* (2018) na manufatura aditiva de ligas Al-Mg por GMAW a redução no limite de resistência foi associada aos poros encontrados na estrutura. Outra explicação pode ser o valor de Mg, $4,4 \pm 0,2\%$, encontrado nos depósitos que coloca o material muito próximo ao limite inferior do material ER5356. Uma vez que o limite de tensão e o limite de escoamento do material são proporcionais ao teor de Mg, como apresentado na Figura 4-11, uma diminuição no teor do Mg pode resultar na queda destes valores.

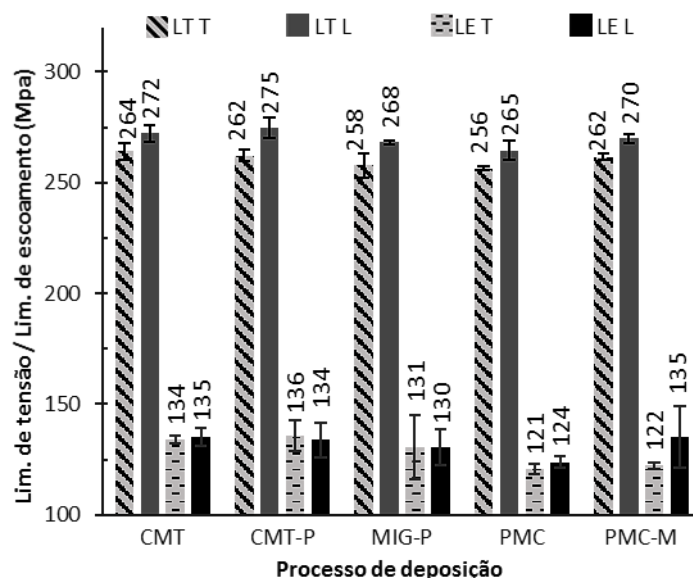


Figura 4-11 – Resultados de tensão limite (LT) e limite de escoamento (LE) obtidos das caixas com 30 camadas depositadas com as variantes GMAW obtido na longitudinal (L) e transversal (T) à direção de deposição.

Tabela 4-1 – Propriedades mecânicas da liga 5356 como forjada e como depositada.

Liga	Processo	Limite de escoam. (MPa)	Limite de resist. (MPa)	Alongamento (%)	Referência
5356	Forjado	130	285	-	KAUFMAN (1999)
5356	WAAM.	130,2±8,6	265,2±6,4	32,8±3,8	Este estudo

4.2.6. Fractografia

A partir das fractografias das superfícies de fratura dos corpos de prova de tração, apresentadas nas Figuras 4-12 a 4-16, é possível verificar que todos as condições apresentaram fratura predominantemente dúctil. Nas imagens da superfície de fratura alguns dos poros foram evidenciados com círculos vermelhos ao redor. Além disso, com base nos dados de fração de poros mostrados na Tabela 4-2 é possível verificar que os corpos de prova extraídos da transversal da direção de deposição apresentam mais poros que os da longitudinal nos componentes produzidos com os processos CMT, CMT-P e PMC Mix. A fração de poros encontrada nos componentes produzidos com os processos MIG-P e PCM não é conclusivo em relação a este aspecto. ZHANG *et al.* (2018) em seu trabalho associaram a maior concentração de poros na interface das camadas depositadas à perda de resistência mecânica dos corpos de prova extraídos da região transversal do depósito. Isto porque a real área de carregamento é menor nos corpos de prova da região transversal do que que na região longitudinal, devido a concentração de poros na interface das camadas.

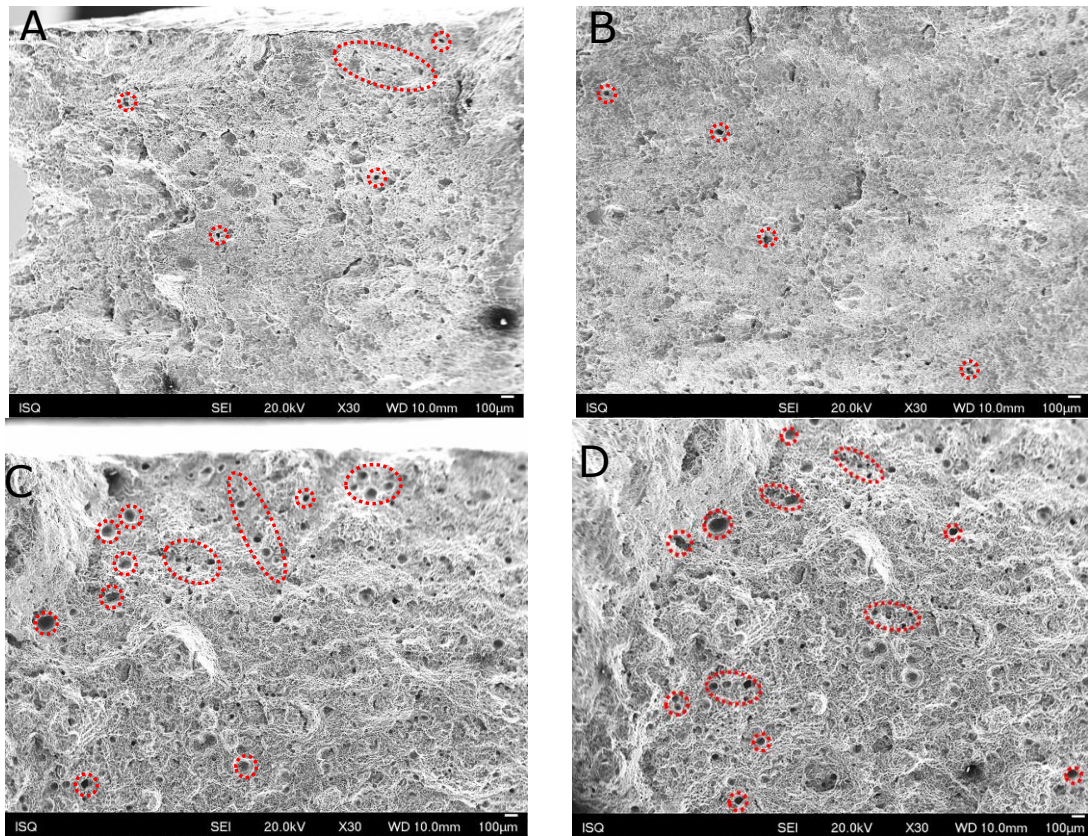


Figura 4-12 – Superfície de fratura dos corpos de prova de tração extraídos da peça produzida com o CMT nas orientações: A e B – longitudinal; C e D – transversal.

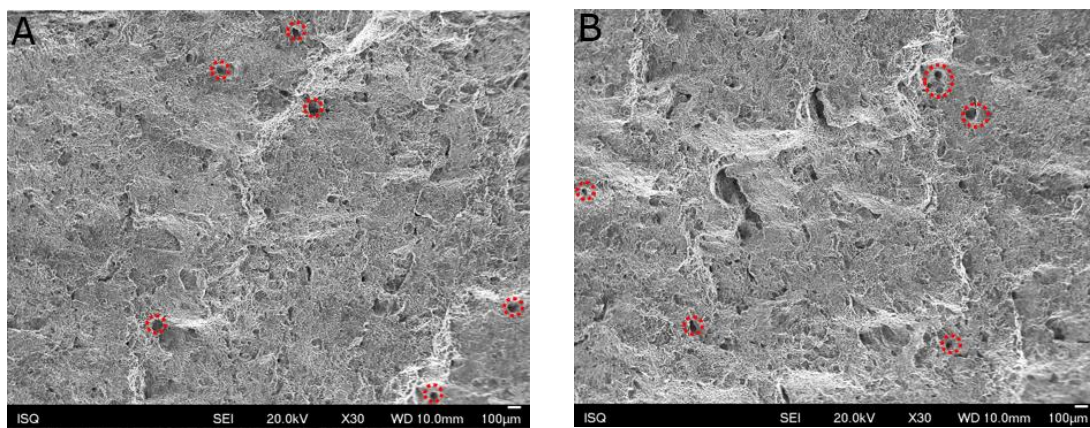


Figura 4-13 – Superfície de fratura dos corpos de prova de tração extraídos da peça produzida com o CMT-P nas orientações: A e B – longitudinal; C e D – transversal.

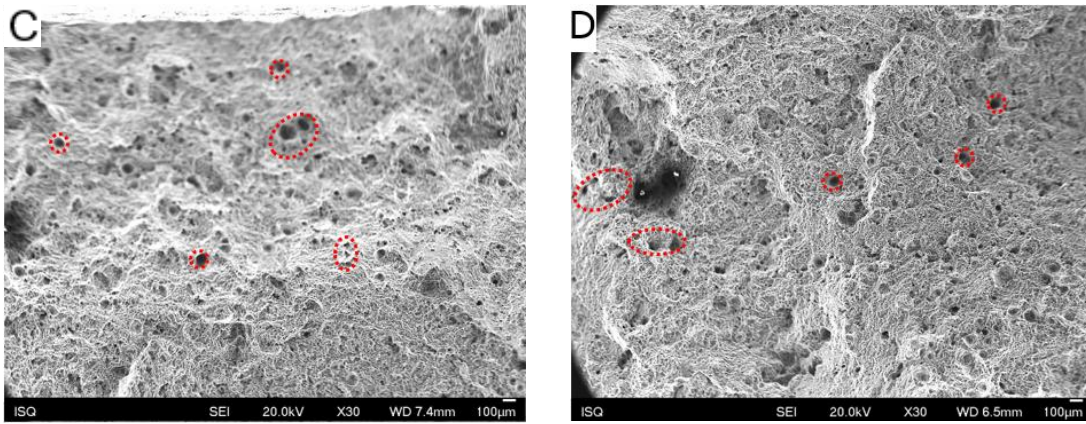


Figura 4-13 – Superfície de fratura dos corpos de prova de tração extraídos da peça produzida com o CMT-P nas orientações: A e B – longitudinal; C e D – transversal (Continuação).

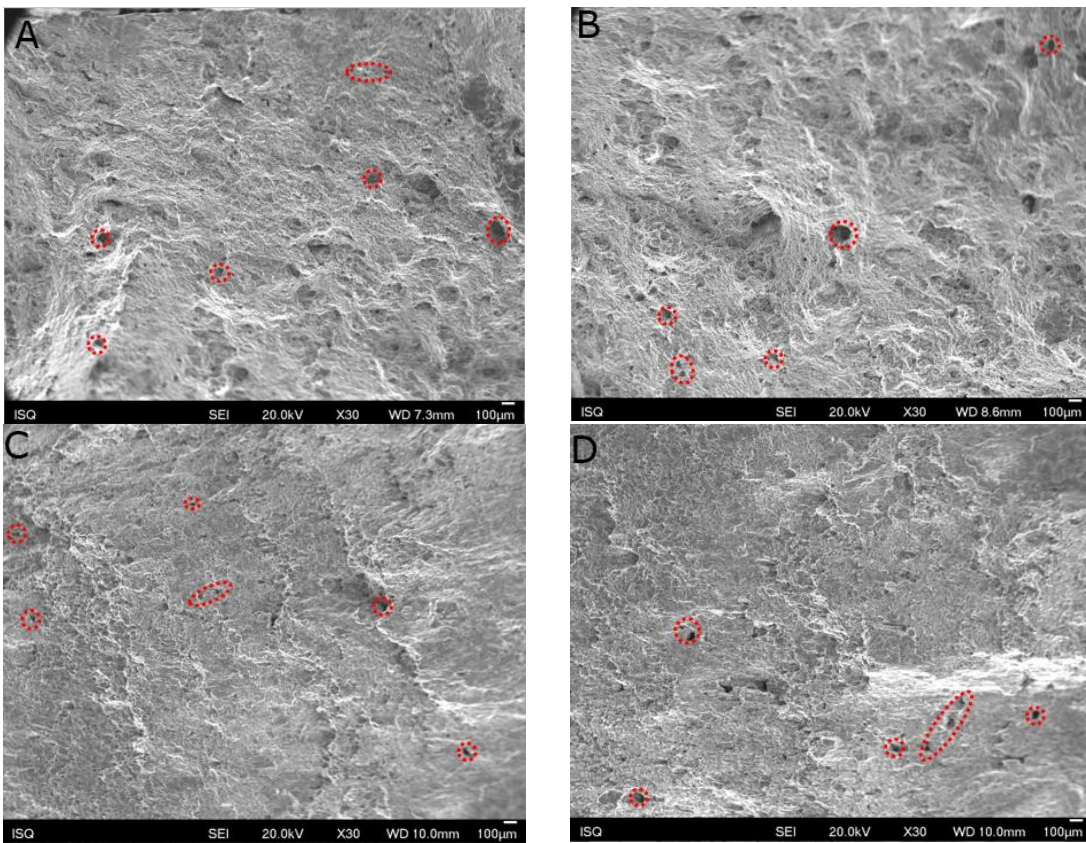


Figura 4-14 – Superfície de fratura dos corpos de prova de tração extraídos da peça produzida com o MIG Pulsado nas orientações: A e B – longitudinal; C e D – transversal.

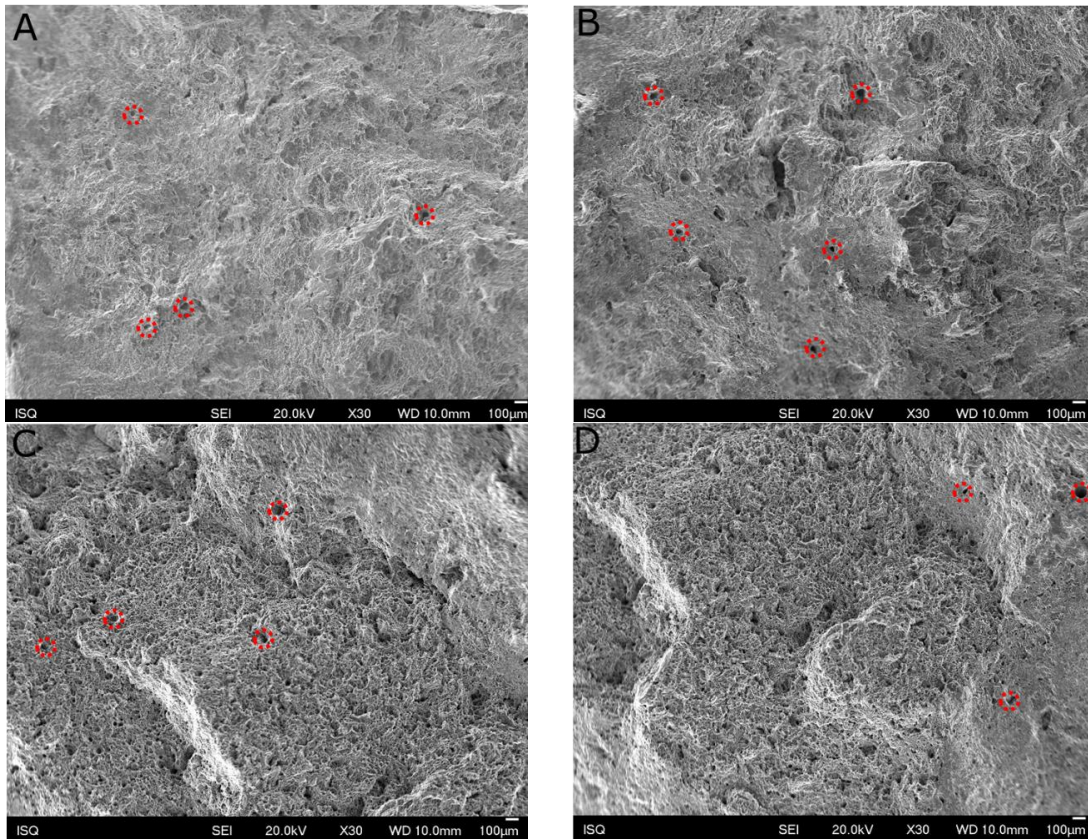


Figura 4-15 – Superfície de fratura dos corpos de prova de tração extraídos da peça produzida com o PMC nas orientações: A e B – longitudinal; C e D – transversal.

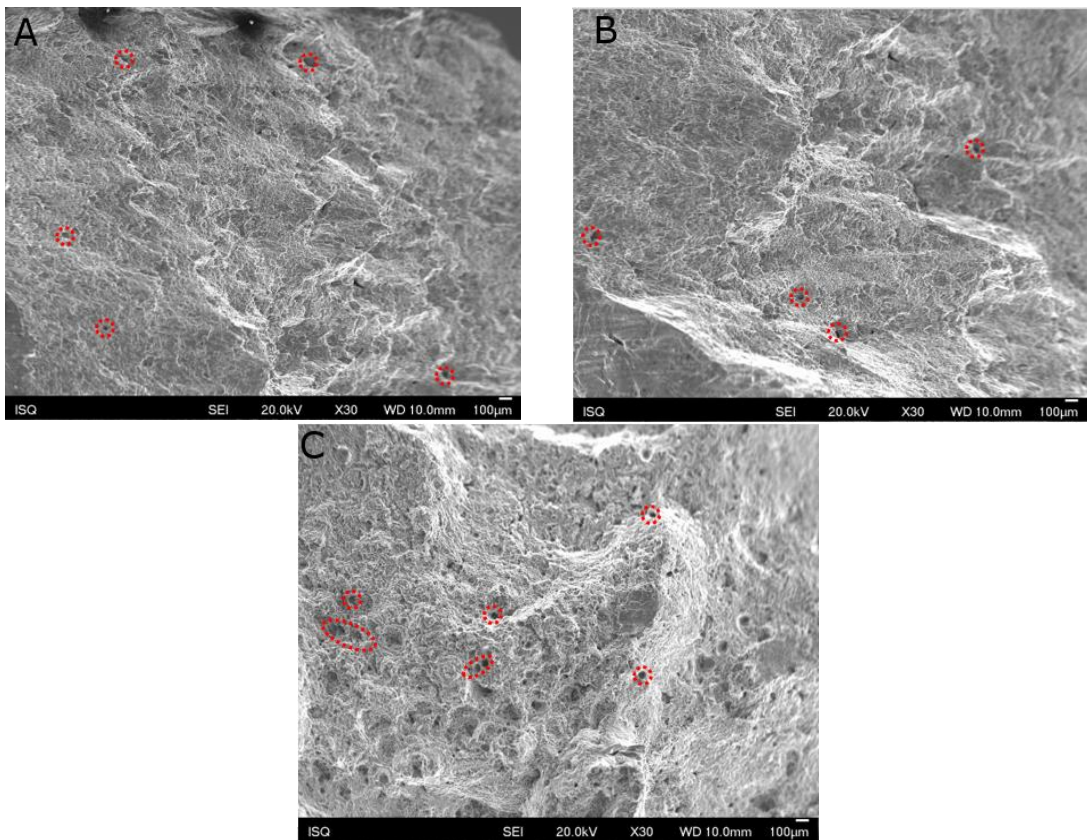


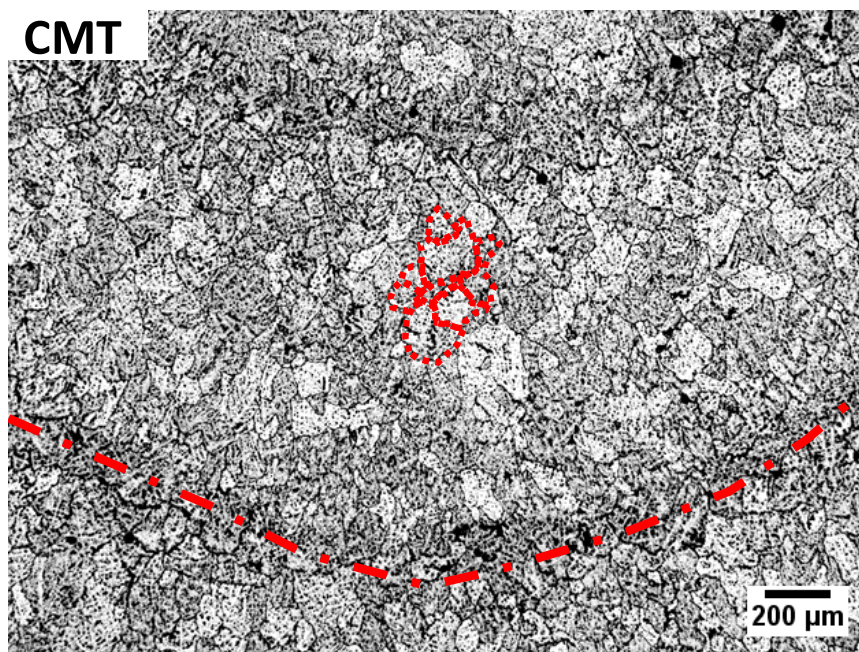
Figura 4-16 – Superfície de fratura dos corpos de prova de tração extraídos da peça produzida com o PMC Mix nas orientações: A e B – longitudinal; C – transversal.

Tabela 4-2 – Fração volumétrica dos poros nas superfícies de fratura dos corpos de prova de tração obtidos com os diferentes processos de deposição (% em volume).

Processo / Orientação	CMT	CMT-P	MIG-P	PMC	PMC Mix
Longitudinal	2,6 ± 1,6 %	3 ± 1,5 %	3,6 ± 1,1 %	2,9 ± 0,4 %	2,5 ± 0,6 %
Transversal	6,5 ± 0,5 %	6,2 ± 1,2 %	4,2 ± 0,5 %	3,3 ± 1,1 %	6,2

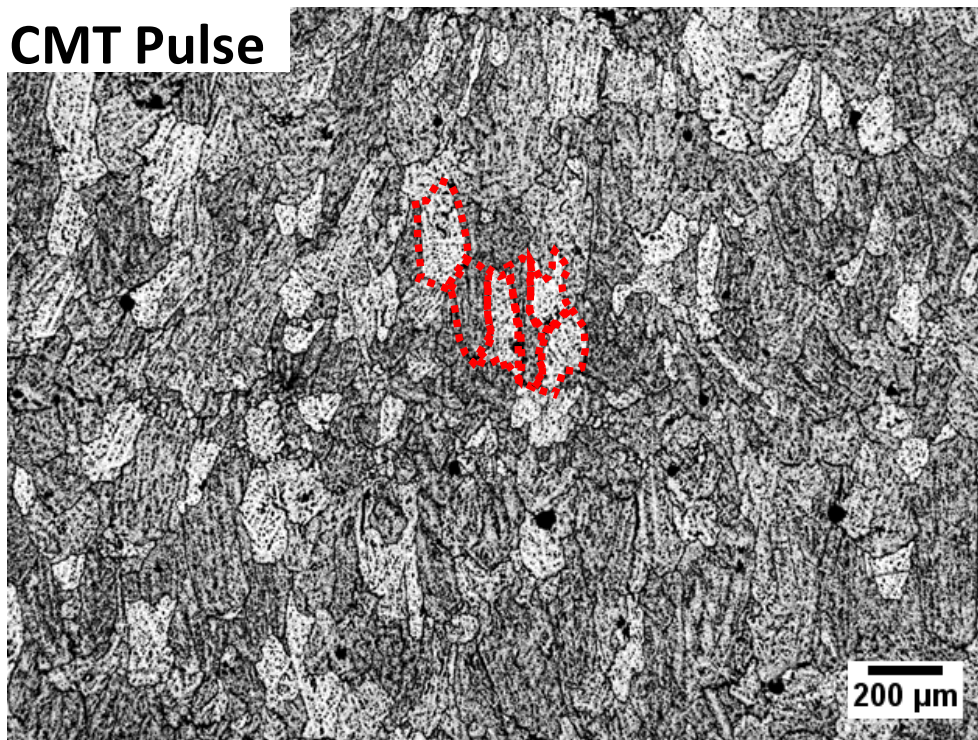
4.2.7. Microestrutura

Micrografias foram obtidas dos diferentes processos de deposição (Figura 4-17) e o único defeito identificado foram poros. A microestrutura é composta de grãos de dendrita em todos os depósitos, tendo sido esta microestrutura relatada na literatura em outras deposições com ligas Al-Mg (ZHANG *et al.*, 2018, FADAEIFARD *et al.*, 2016) O processo CMT é o único depósito em que os grãos tem tendência equiaxial. Os demais processos originaram grãos alongados no sentido de crescimento em altura do componente. É sabido que a matriz da liga é composta de Al- α e precipitados de Al₃Mg₂ (β) (ZOLOTOREVSKY *et al.*, 2007). Além disso, as micrografias apresentadas abaixo são representativas das demais camadas do componente. Tal fato demonstra a homogeneidade ao longo da altura do componente, o que é confirmado com os dados de dureza apresentados ao longo das camadas apresentados na Figura 4-9 (a).

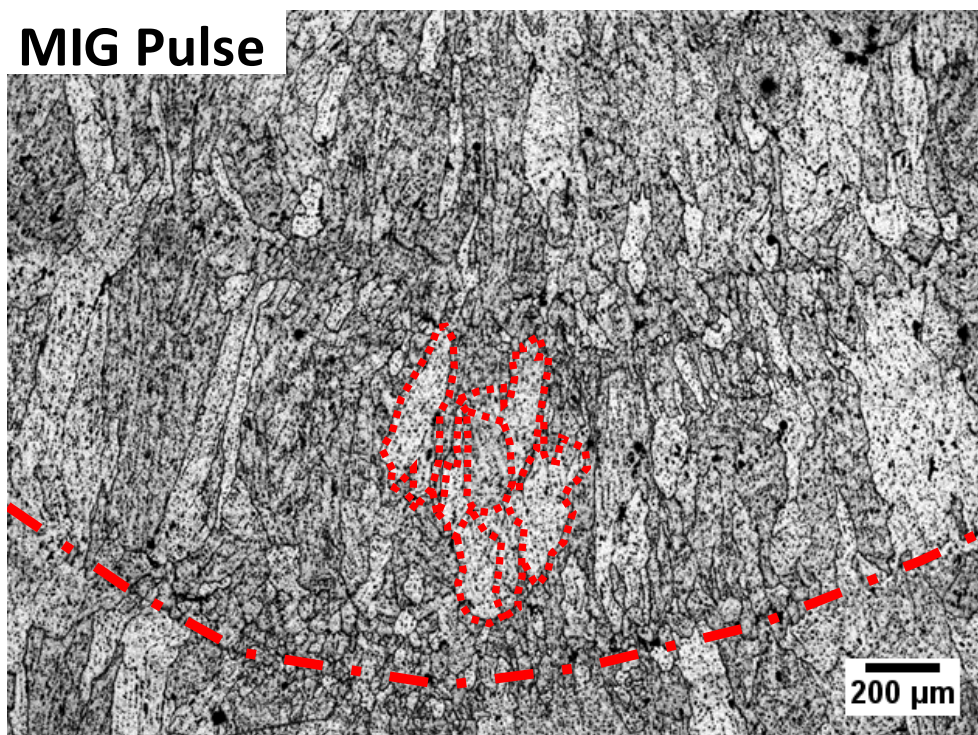


(a)

Figura 4-17 – Micrografias obtidas por microscopia ótica das regiões transversais entre a 12ª e a 18ª camada dos depósitos produzidos com: (a) CMT; (b) CMT Pulse; (c) MIG Pulsado; (d) PMC; (e) PMC Mix. Ataque químico: 20% HF.

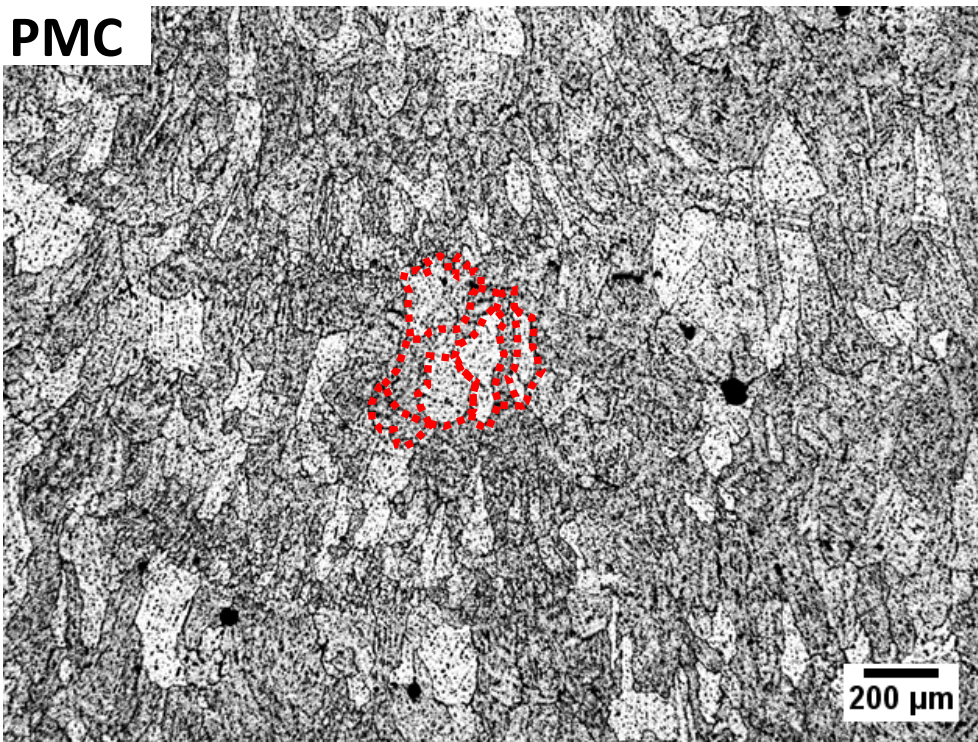


(b)

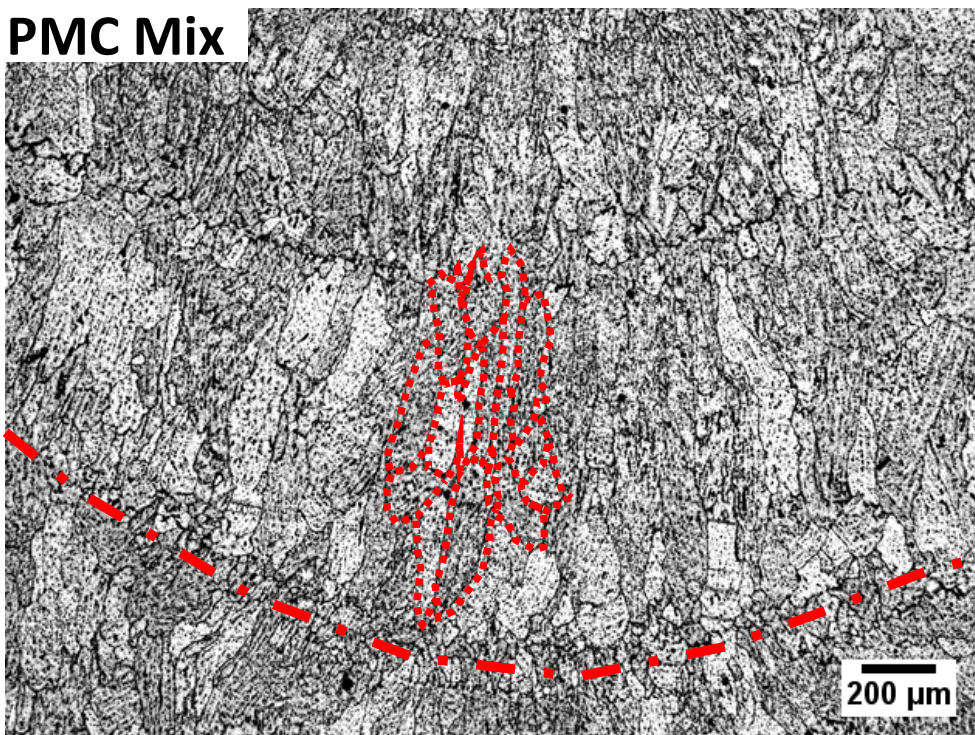


(c)

Figura 4-17 – Micrografias obtidas por microscopia ótica das regiões transversais entre a 12ª e a 18ª camada dos depósitos produzidos com: (a) CMT; (b) CMT Pulse; (c) MIG Pulsado; (d) PMC; (e) PMC Mix. Ataque químico: 20% HF (Continuação).



(d)



(e)

Figura 4-17 – Micrografias obtidas por microscopia ótica das regiões transversais entre a 12ª e a 18ª camada dos depósitos produzidos com: (a) CMT; (b) CMT Pulse; (c) MIG Pulsado; (d) PMC; (e) PMC Mix. Ataque químico: 20% HF(Continuação).

4.3.Otimização dos parâmetros PMC

Face aos bons resultados obtidos (apresentado no item 4.2) com a variante PMC, experimentos foram realizados com diferentes parâmetros a fim de explorar as capacidades deste método na deposição de partes com 30 camadas de ER5356 (ver Figura 4-18). Os experimentos foram divididos em duas etapas: (i) a corrente e a velocidade de deposição foram aumentadas na mesma proporção até a transferência metálica apresentar instabilidade (T0 a T3); (ii) manteve-se a maior corrente utilizada na etapa (i) e aumentou-se a velocidade de deposição (T4 a T7) – ver Figura 4-19. A velocidade de deposição foi aumentada até ser verificado perda de estabilidade na transferência metálica.

Com base na L_{ef} dos depósitos, apresentada na Figura 4-20, percebe-se que o parâmetro que apresenta maior impacto na largura do cordão depositado é a corrente utilizada. Na Figura 4-21 que apresenta o perfil dos depósitos tal comportamento também pode ser visto. Quando os parâmetros de deposição são aumentados proporcionalmente (T0 à T3) a L_{ef} cresce consideravelmente, enquanto que quando uma mesma corrente é mantida e a VD aumentada não ocorre uma diminuição na L_{ef} tão significativa. Além disso, nesta etapa de teste verificou-se que mesmo na utilização de correntes tão baixas como 35A a transferência metálica é estável. Por outro lado, percebeu-se que o aumento da VD para uma mesma VAA aumentou a A_{ef} do depósito.

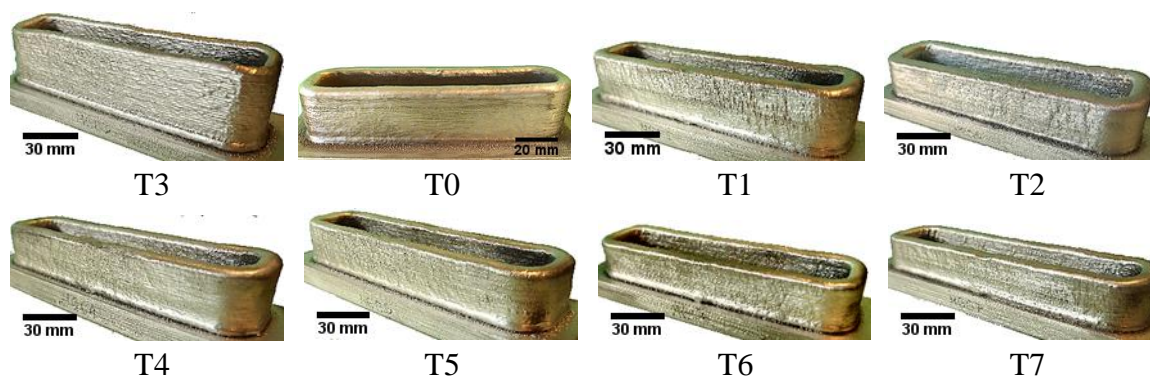


Figura 4-18 – Depósitos produzidos com o processo PMC.

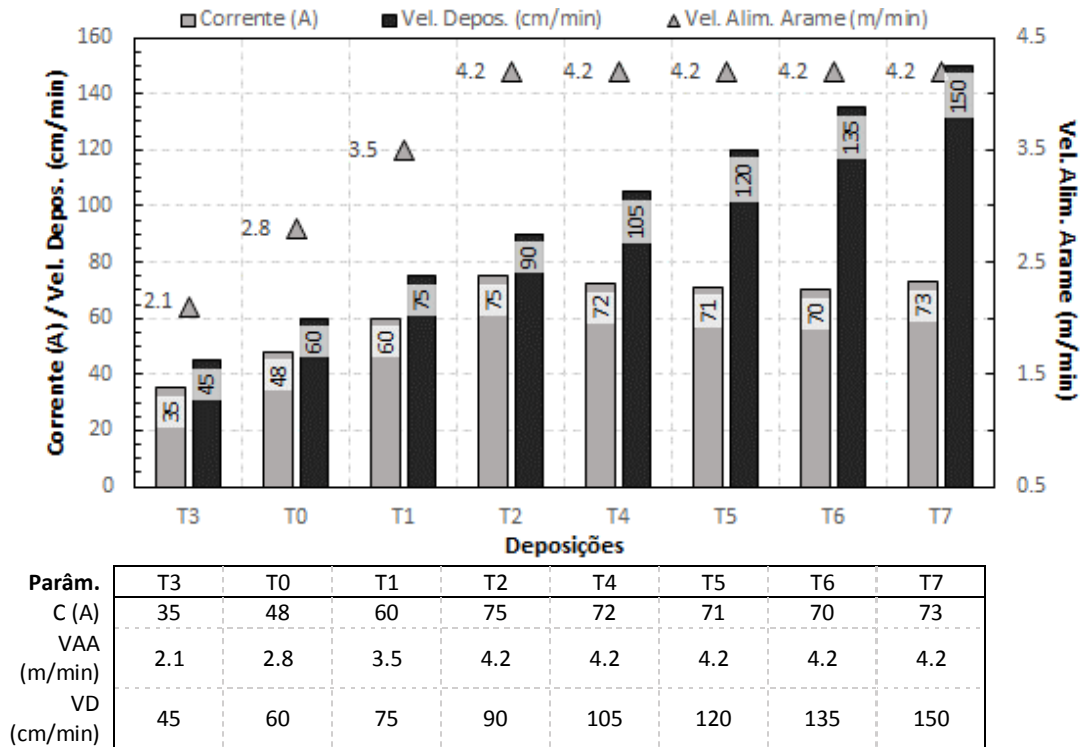


Figura 4-19 - Parâmetros de deposição dos experimentos realizados com o processo PMC.

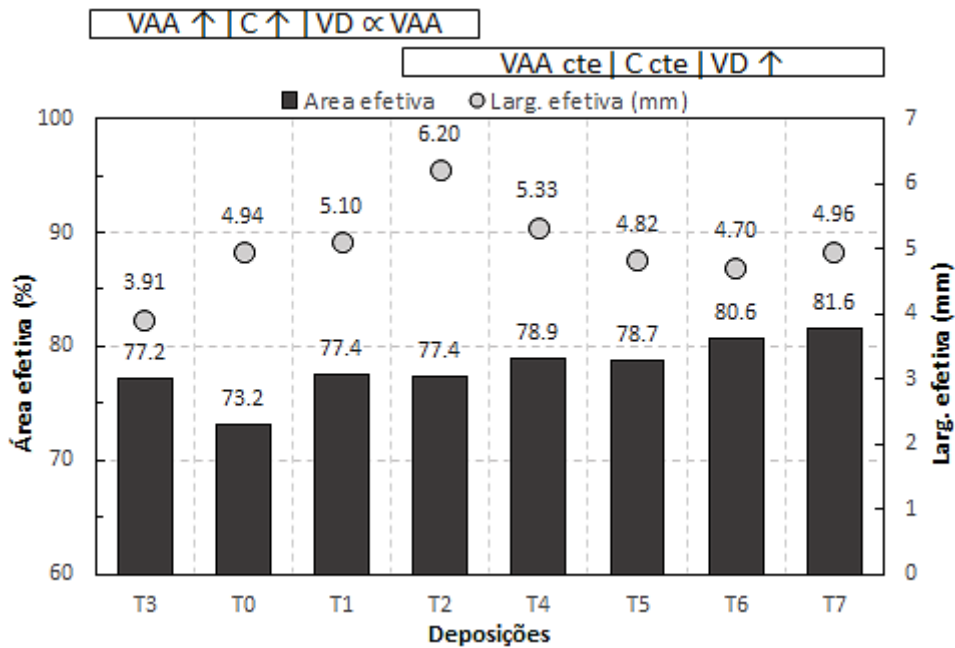


Figura 4-20 – Dimensões obtidas da seção transversal dos componentes de 30 camadas construídos com os diferentes parâmetros de deposição PMC.

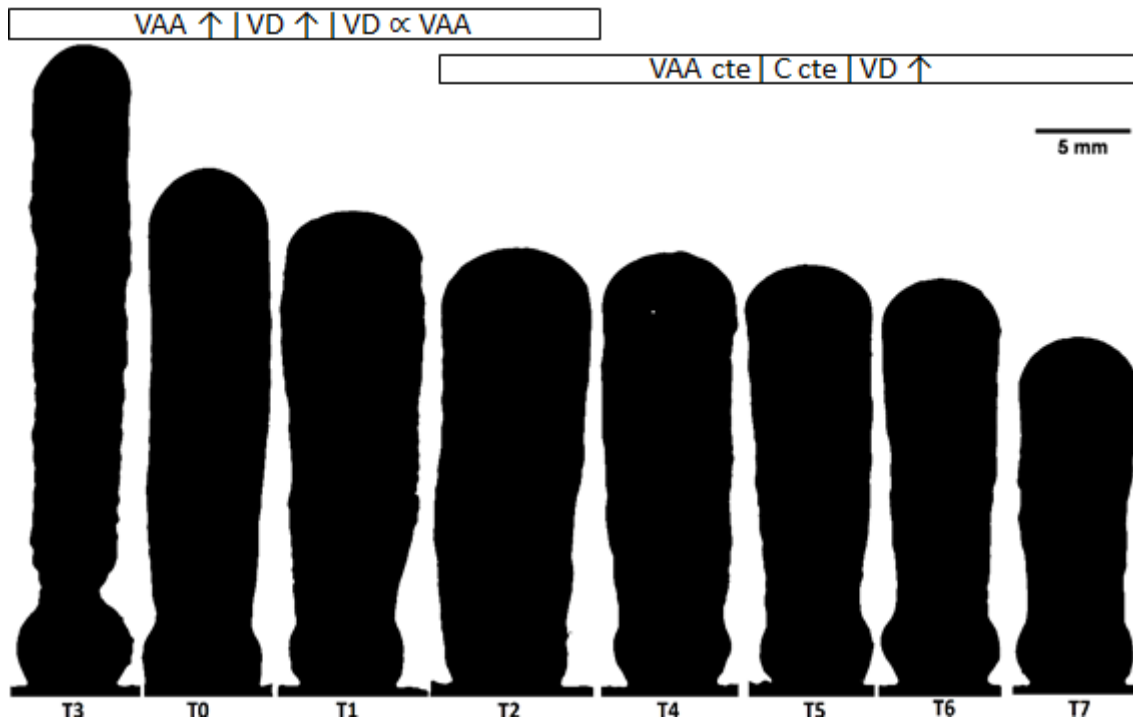


Figura 4-21 – Perfil da seção transversal dos componentes de 30 camadas construídos com os diferentes parâmetros de deposição PMC obtida com estereoscópio e processada com ImageJ para revelar o perfil do depósito.

A porosidade dos depósitos foi avaliada a partir das macrografias e relacionada aos parâmetros de deposição utilizados em cada experimento. Os resultados estão apresentados nas Figura 4-22 e Figura 4-23. Nos experimentos de T0 a T3 é possível verificar um aumento tanto na fração de poros quanto na quantidade de poros quando a corrente e a VD são aumentados proporcionalmente. Tal comportamento pode ser explicado pelo fato de que o aumento da corrente aumenta a temperatura da poça de fusão e, conseqüentemente, a taxa de absorção do hidrogênio no metal fundido (MATHERS, 2002). Isto é, o aumento da taxa de depósito promovido pela maior VAA e que garante melhor produtividade deve ser feito com cautela a fim de não prejudicar as propriedades mecânicas do componente produzido.

Por outro lado, com base nos resultados dos experimentos T2, T4, T5, T6 e T7 não foi possível notar nenhuma evolução clara. É importante mencionar que durante a realização dos experimentos T3 e T7 foi verificada maior instabilidade na transferência metálica que os demais. A maior instabilidade do arco elétrico pode ter gerado mais poros ao promover maior comprimento do arco elétrico e, conseqüentemente, expor a poça de fusão a maior contaminação por hidrogênio.

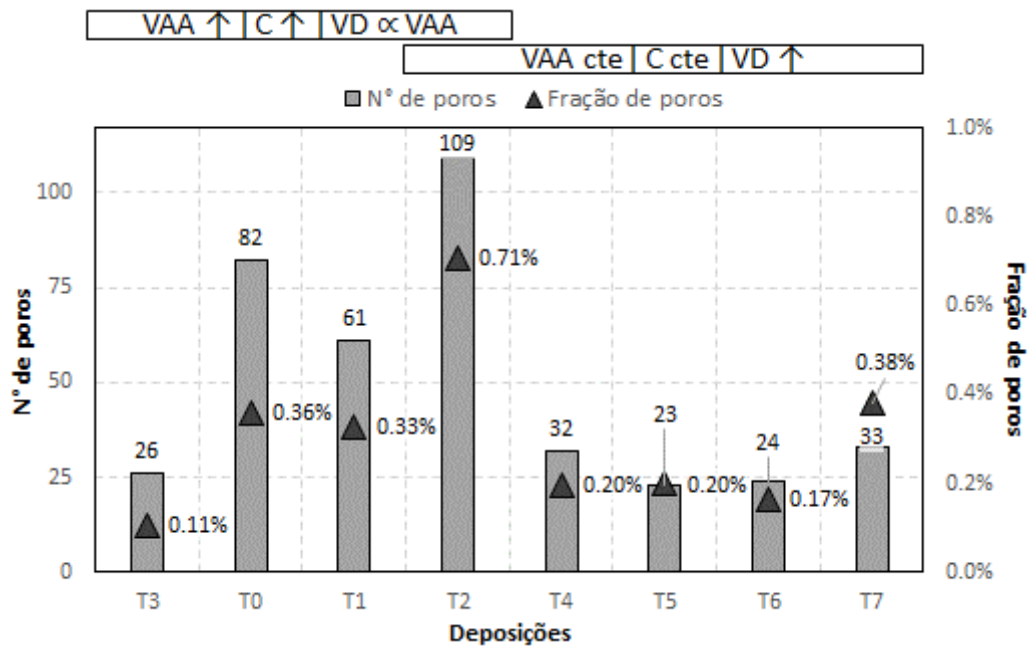


Figura 4-22 – Gráfico de barras do número e fração dos poros da seção transversal inteira representativa das caixas com 30 camadas depositadas com PMC.

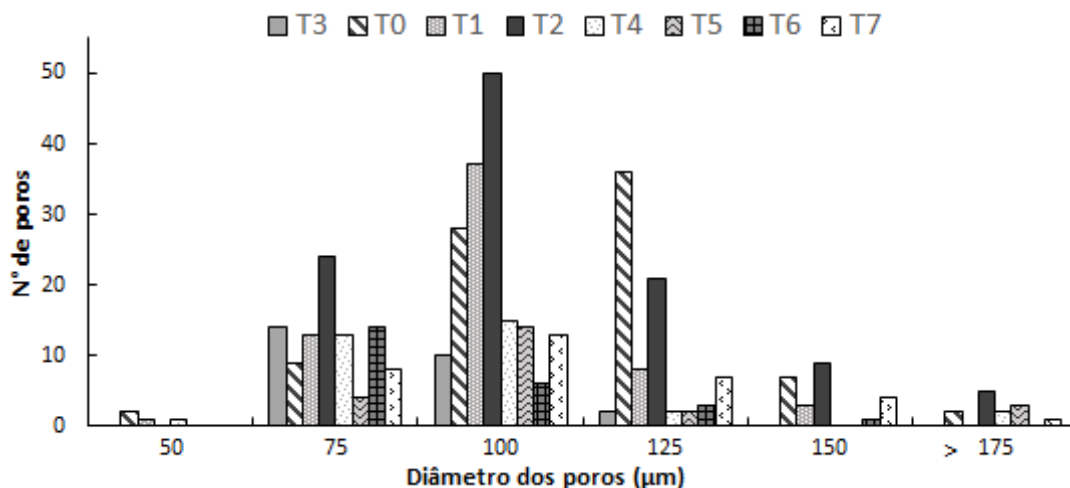


Figura 4-23 – Histograma de poros da seção transversal inteira representativa das caixas com 30 camadas depositadas com PMC.

5. Conclusões

A fabricação dos componentes com a trajetória sentido-único arco-contínuo produziu peças de geometria mais regular devido à presença de apenas um ponto de início imposta neste caso. Entretanto, o acúmulo de calor no componente fabricado gerado pela deposição sucessiva das camadas pode alterar as dimensões do depósito. Tal efeito deve ser controlado e está relacionado a geometria do componente e ao número de

camadas. No emprego das trajetórias sentido-único arco-descontínuo e sentido-alternado arco-descontínuo acúmulos do material são formados nos pontos de início e a regularidade do componente é prejudicada.

A aplicação dos processos CMT, CMT-Pulse, MIG Pulsado, PMC e PMC Mix na deposição do arame ER5356 com mesma corrente e velocidade de deposição com a trajetória sentido-único arco-contínuo mostrou que os componentes construídos têm propriedades mecânicas muito similares. Neste caso, o CMT foi o processo com maior taxa de deposição. Por outro lado, alterações na velocidade de alimentação do arame características do processo provocaram irregularidades na geometria, que geraram instabilidade na transferência metálica. Por fim, nos depósitos produzidos com o PMC e MIG Pulse foi encontrada a menor fração de poros. O PMC foi considerado o processo mais adequado por produzir peças com geometria regular, boas propriedades mecânicas, baixa fração de poros e baixa área nula.

A partir da deposição de peças do arame ER5356 pelo processo PMC com a trajetória sentido-único arco-contínuo conclui-se que mesmos componentes produzidos com correntes tão baixas como 36A apresentam transferência metálica estável. Além disso, o valor da corrente foi o parâmetro mais importante na definição da largura do depósito. Assim, a fim de se obter depósitos mais finos deve-se usar menores correntes. Por fim, cabe ressaltar que os depósitos obtidos com correntes e velocidades de deposição menores, para uma determinada razão constante entre estes dois parâmetros, resultaram na menor fração de poros do componente.

6. Sugestões para trabalhos futuros

Espera-se que ao controlar a temperatura de interpasse utilizada dos depósitos seja possível obter-se maior previsibilidade da microestrutura e das propriedades resultantes do depósito, aumentando a reprodutibilidade dos componentes produzidos. Desta forma, sugere-se que deposições de componentes de larga escala sejam realizadas combinado a utilização de sistemas de arrefecimento do substrato ou que estratégias de deposição que permitam intervalos de arrefecimento entre camadas sejam empregados.

Além disso, como as ligas de Alumínio série 5xxx são usualmente empregadas na condição de trabalhadas a frio, para aumentar sua resistência mecânica, a utilização de sistemas de laminação entre camadas poderia otimizar as propriedades mecânicas dos componentes produzidos. Acredita-se que a laminação atuaria não apenas melhorando a resistência mecânica da peça, mas também aliviando as tensões residuais, reduzindo o tamanho do grão e reduzindo a fração de poros presentes nos componentes.

Por fim, sugere-se a aplicação das tecnologias PMC e PMC Mix em ligas de Al da série 2xxx e 7xxx, materiais estes comumente empregados na indústria aeronáutica e automobilística. Os bons resultados apresentados com a liga ER5356, principalmente a pequena fração de poros e ausência de trincas e demais defeitos, mesmo quando comparado a tecnologia CMT, demonstram o potencial destas tecnologias aplicadas na manufatura aditiva.

7.Referência Bibliográfica

- ABOULKHAIR, N.T., EVERITT, N.M., ASHCROFT, I., et al., 2014, "Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting". In: *Additive Manufacturing*. v. 1, pp. 77–86.
- ALMEIDA, P.M.S., 2012. "Process control and development in wire and arc additive manufacturing". . 2012. S.l.: Cranfield University.
- ALMEIDA, P.S., WILLIAMS, S., 2010. "Innovative process model of Ti–6Al–4V additive layer manufacturing using cold metal transfer (CMT)". In: *Proceedings of the twenty-first annual international solid freeform fabrication symposium, University of Texas at Austin, Austin, TX, USA*. S.l.: s.n. 2010.
- ALUMINUM ASSOCIATION, 2009, "International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys". In: *Teal Sheets*.
- ANDERSON, T.L., 1991, "Fracture mechanics-fundamentals and applications". In: *NASA STI/Recon Technical Report A*. v. 92.

- ANTONYSAMY, A.A., 2012, "Microstructure, texture and mechanical property evolution during additive manufacturing of Ti6Al4V alloy for aerospace applications". In: .
- ASTM INTERNATIONAL, 2015, "Standard Terminology for Additive Manufacturing – General Principles – Terminology 52900:2015". In: *ASTM International*. pp. 1–9.
- ASTM INTERNATIONAL, 2017, "Standard Guidelines for Design for Additive Manufacturing 52910:2017". In: *ISO/ASTM International*. v. 2017, pp. 1–14.
- ATTARAN, M., 2017, "The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing". In: *Business Horizons*. v. 60, pp. 677–688.
- AWS, 1997, "Welding Handbook Vol 3". In: *Materials and applications part I*. pp. 172–175.
- AYARKWA, K.F., WILLIAMS, S.W., DING, J., 2017, "Assessing the effect of TIG alternating current time cycle on aluminium wire+ arc additive manufacture". In: *Additive Manufacturing*. v. 18, pp. 186–193.
- BENOIT, A., PAILLARD, P., BAUDIN, T., et al., 2015, "Comparison of four arc welding processes used for aluminium alloy cladding". In: *Science and Technology of Welding and Joining*. v. 20, pp. 75–81.
- BLONDEAU, R., 2013, *Metallurgy and mechanics of welding*. . S.l., John Wiley & Sons.
- BOSE, S., KE, D., SAHASRABUDHE, H., et al., 2017, "Additive Manufacturing of Biomaterials". In: *Progress in Materials Science*.
- BOURELL, D., KRUTH, J.P., LEU, M., et al., 2017, "Materials for additive manufacturing". In: *CIRP Annals - Manufacturing Technology*. v. 66, pp. 659–681.
- BRACKETT, D., ASHCROFT, I., HAGUE, R., 2011. "Topology optimization for additive manufacturing". In: *Proceedings of the solid freeform fabrication*

- symposium, Austin, TX. S.l.: S. 2011. pp. 348–362.*
- BRÜCKNER, F., FINASKE, T., WILLNER, R., et al., 2015, "Laser Additive Manufacturing with Crack- sensitive Materials". In: *Laser Technik Journal*. v. 12, pp. 28–30.
- CABRITA, A.D., 2016. *Caracterização de Componentes de Alumínio Produzidos por Fabrico Aditivo*. . S.l.: Instituto Superior Técnico.
- CALLISTER, W.D., RETHWISCH, D.G., 2009, *Materials Science and Engineering: An Introduction, 8th Edition*. . S.l., Wiley.
- CAMPBELL, R.I., MARTORELLI, M., LEE, H.S., 2002, "Surface roughness visualisation for rapid prototyping models". In: *Computer-Aided Design*. v. 34, pp. 717–725.
- CERNIGLIA, D., MONTINARO, N., 2018, "Defect Detection in Additively Manufactured Components: Laser Ultrasound and Laser Thermography Comparison". In: *Procedia Structural Integrity*. v. 8, pp. 154–162.
- CERNIGLIA, D., SCAFIDI, M., PANTANO, A., et al., 2015, "Inspection of additive-manufactured layered components". In: *Ultrasonics*.
- CHEN, Y., ZHANG, K., HUANG, J., et al., 2016, "Characterization of heat affected zone liquation cracking in laser additive manufacturing of Inconel 718". In: *Materials & Design*. v. 90, pp. 586–594.
- COLEGROVE, P.A., MARTINA, F., ROY, M.J., et al., 2014, *High pressure interpass rolling of Wire + Arc additively manufactured titanium components*. . S.l., s.n.
- COLEGROVE, P.A., MCANDREW, A.R., DING, J., et al., 2016, *Systems architecture for large scale wire + arc additive manufacture*. . S.l., s.n.
- CONG, B., DING, J., WILLIAMS, S., 2015, "Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al-6.3% Cu alloy". In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. v. 76, pp. 1593–1606.

- DAVIS, J.R., 2001, *Alloying: understanding the basics*. . S.l., ASM international.
- DEBROY, T., WEI, H.L., ZUBACK, J.S., et al., 2018, "Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties". In: *Progress in Materials Science*. v. 92, pp. 112–224.
- DEMIR, A.G., 2018, "Micro laser metal wire deposition for additive manufacturing of thin-walled structures". In: *Optics and Lasers in Engineering*. v. 100, pp. 9–17.
- DIETER, G.E., BACON, D.J., 1986, *Mechanical metallurgy*. . S.l., McGraw-hill New York.
- DING, D., CUIURI, D., 2015, "2015-A multi-bead overlapping model for robotic wire and arc additive manufacturing (WAAM).pdf". In: .
- DU, W., BAI, Q., WANG, Y., et al., 2018, "Eddy current detection of subsurface defects for additive/subtractive hybrid manufacturing". In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. v. 95, pp. 3185–3195.
- DZELNITZKI, J.D., 1999, "Increasing the deposition volume or the welding speed? - Advantages of heavy-duty MAG welding". In: *Schweissen+ Schneiden*.
- ELREFAEY, A., 2015, "Effectiveness of cold metal transfer process for welding 7075 aluminium alloys". In: *Science and Technology of Welding and Joining*. v. 20, pp. 280–285.
- EYERS, D.R., POTTER, A.T., 2017, "Industrial Additive Manufacturing: A manufacturing systems perspective". In: *Computers in Industry*. v. 92, pp. 208–218.
- FADAEIFARD, F., MATORI, K.A., GARAVI, F., et al., 2016, "Effect of post weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded AA6061-T6 alloy". In: *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. v. 26, pp. 3102–3114.
- FANG, X., ZHANG, L., LI, H., et al., 2018, "Microstructure Evolution and Mechanical Behavior of 2219 Aluminum Alloys Additively Fabricated by the Cold Metal Transfer Process". In: *Materials*. v. 11, pp. 812.

- FENG, J., ZHANG, H., HE, P., 2009, "The CMT short-circuiting metal transfer process and its use in thin aluminium sheets welding". In: *Materials & Design*. v. 30, pp. 1850–1852.
- FIEDLER, M., PLOZNER, A., RUTZINGER, B., et al., 2016, "Control of Mechanical Properties of High Strength Steels Through Optimized Welding Processes". In: *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*. v. 60, pp. 31–37.
- FRONIUS, 2018. Disponível em: <<https://www.fronius.com/en>>. Acessado em: 1 Setembro 2018.
- FURUKAWA, K., 2006, "New CMT arc welding process—welding of steel to aluminium dissimilar metals and welding of super-thin aluminium sheets". In: *Welding international*. v. 20, pp. 440–445.
- GENG, H., LI, J., XIONG, J., et al., 2017, "Optimization of wire feed for GTAW based additive manufacturing". In: *Journal of Materials Processing Technology*. v. 243, pp. 40–47.
- GIBSON, I., ROSEN, D., STUCKER, B., 2014, *Additive manufacturing technologies: 3D printing, rapid prototyping, and direct digital manufacturing*. . S.l., Springer.
- GOMEZ ORTEGA, A., CORONA GALVAN, L., DESCHAUX-BEAUME, F., et al., 2018, "Effect of process parameters on the quality of aluminium alloy Al5Si deposits in wire and arc additive manufacturing using a cold metal transfer process". In: *Science and Technology of Welding and Joining*. v. 23, pp. 316–332.
- GRANTA DESIGN, 2018. Disponível em: <<https://www.grantadesign.com>>. Acessado em: 1 Setembro 2018.
- GU, J., WANG, X., BAI, J., et al., 2018, "Deformation microstructures and strengthening mechanisms for the wire+ arc additively manufactured Al-Mg4.5Mn alloy with inter-layer rolling". In: *Materials Science and Engineering: A*. v. 712, pp. 292–301.
- HANDBOOK, W., 1991, "Welding processes". In: *American Welding Society*. v. 2, pp. 8.

- HASELHUHN, A.S., BUHR, M.W., WIJNEN, B., et al., 2016, "Structure-property relationships of common aluminum weld alloys utilized as feedstock for GMAW-based 3-D metal printing". In: *Materials Science and Engineering: A*. v. 673, pp. 511–523.
- HASELHUHN, A.S., GOODING, E.J., GLOVER, A.G., et al., 2014, "Substrate release mechanisms for gas metal arc weld 3D aluminum metal printing". In: *3D Printing and Additive Manufacturing*. v. 1, pp. 204–209.
- HASELHUHN, A.S., WIJNEN, B., ANZALONE, G.C., et al., 2015, "In situ formation of substrate release mechanisms for gas metal arc weld metal 3-D printing". In: *Journal of Materials Processing Technology*. v. 226, pp. 50–59.
- HATCH J.E., 1984a, "Aluminum Properties and Physical Metallurgy". In: *ASM ,Ohio, US*.
- HATCH J.E., 1984b, *Aluminum Properties and Physical Metallurgy*. . Ohio, ASM.
- HEHR, A., DAPINO, M.J., 2017, "Dynamics of ultrasonic additive manufacturing". In: *Ultrasonics*. v. 73, pp. 49–66.
- HERALIĆ, A., 2012, *Monitoring and Control of Robotized Laser Metal-Wire Deposition*. . S.l., s.n.
- HERZOG, D., SEYDA, V., WYCISK, E., et al., 2016, "Additive manufacturing of metals". In: *Acta Materialia*. v. 117, pp. 371–392.
- HRIVŇÁK, I., 1992, *Theory of weldability of metals and alloys*. . S.l., Elsevier. Materials science monographs.
- KAH, P., SUORANTA, R., MARTIKAINEN, J., 2013, "Advanced gas metal arc welding processes". In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. pp. 1–20.
- KAUFMAN, J.G., 1999, *Properties of aluminum alloys: tensile, creep, and fatigue data at high and low temperatures*. . S.l., ASM international.
- KAZANAS, P., DEHERKAR, P., ALMEIDA, P., et al., 2012, "Fabrication of

- geometrical features using wire and arc additive manufacture". In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. v. 226, pp. 1042–1051.
- KOU, S., 2003, *Welding metallurgy*. . S.l., John Wiley & Sons.
- KRUTH, J.-P., 1991, "Material in-process manufacturing by rapid prototyping techniques". In: *CIRP Annals-Manufacturing Technology*. v. 40, pp. 603–614.
- KUMAR, N.P., VENDAN, S.A., SHANMUGAM, N.S., 2016, "Investigations on the parametric effects of cold metal transfer process on the microstructural aspects in AA6061". In: *Journal of Alloys and Compounds*. v. 658, pp. 255–264.
- KWOFIE, S., 2009, "Plasticity model for simulation, description and evaluation of vibratory stress relief". In: *Materials Science and Engineering: A*. v. 516, pp. 154–161.
- LANCASTER, J.F., 1999, *Metallurgy of Welding*. . S.l., Elsevier Science. Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies.
- LI, X.C., STAMPFL, J., PRINZ, F.B., 2000, "Mechanical and thermal expansion behavior of laser deposited metal matrix composites of Invar and TiC". In: *Materials Science and Engineering: A*. v. 282, pp. 86–90.
- LIPPOLD, J.C., KISER, S.D., DUPONT, J.N., 2011, *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*. . S.l., Wiley.
- LIU, H., YANG, S., XIE, C., et al., 2018, "Mechanisms of fatigue crack initiation and propagation in 6005A CMT welded joint". In: *Journal of Alloys and Compounds*. v. 741, pp. 188–196.
- LOPEZ, A., BACELAR, R., PIRES, I., et al., 2018, "Non-destructive testing application of radiography and ultrasound for wire and arc additive manufacturing". In: *Additive Manufacturing*.
- LUMLEY, R., 2010, *Fundamentals of aluminium metallurgy: production, processing and applications*. . S.l., Elsevier.

- MAJOR, J.F., 1998, "Porosity control and fatigue behavior in A356-T61 aluminum alloy". In: *Transactions-American Foundrymens Society*. pp. 901–906.
- MARTINA, F., 2014. *Investigation of methods to manipulate geometry, microstructure and mechanical properties in titanium large scale Wire+Arc Additive Manufacturing*. . GB: s.n.
- MARTINA, F., COLEGROVE, P.A., WILLIAMS, S.W., et al., 2015, "Microstructure of Interpass Rolled Wire + Arc Additive Manufacturing Ti-6Al-4V Components". In: *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*.
- MARTINA, F., MEHNEN, J., WILLIAMS, S.W., et al., 2012, "Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V". In: *Journal of Materials Processing Technology*. v. 212, pp. 1377–1386.
- MARTINA, F., ROY, M., COLEGROVE, P., et al., 2014. "Residual stress reduction in high pressure interpass rolled wire+arc additive manufacturing Ti-6Al-4V components". In: *25th International SFF Symposium - An Additive Manufacturing Conference, SFF 2014*. US: s.n. 2014.
- MARTINA, F., ROY, M.J., SZOST, B.A., et al., 2016, "Residual stress of as-deposited and rolled wire+arc additive manufacturing Ti-6Al-4V components". In: *Materials Science and Technology (United Kingdom)*.
- MASUBUCHI, K., 1980, *Analysis of welded structures: residual stresses, distortion, and their consequences*. . S.I., Pergamon Press. International series on materials science and technology.
- MATHERS, G., 2002, *The Welding of Aluminium and its Alloys*. . S.I., Woodhead publishing.
- MESSLER, R.W., 1999, "Principles of welding: processes, physics, chemistry and metallurgy". In: .
- MESSLER, R.W., 2004, *Joining of Materials and Structures: From Pragmatic Process to Enabling Technology*. . S.I., s.n.

- MODENESI, P.J., MARQUES, P.V., BRACARENSE, A.Q., 2005, *Soldagem-fundamentos e tecnologia*. . S.l., Editora UFMG.
- MONDOLFO, L.F., 1976, *Aluminum alloys: structure and properties*. . S.l., Butterworths.
- MORGAN, R., SUTCLIFFE, C.J., O'NEILL, W., 2004, "Density analysis of direct metal laser re-melted 316L stainless steel cubic primitives". In: *Journal of materials science*. v. 39, pp. 1195–1205.
- MUKHERJEE, T., ZUBACK, J.S., ZHANG, W., et al., 2018, "Residual stresses and distortion in additively manufactured compositionally graded and dissimilar joints". In: *Computational Materials Science*. v. 143, pp. 325–337.
- NADIMPALLI, V.K., YANG, L., NAGY, P.B., 2018, "In-situ interfacial quality assessment of Ultrasonic Additive Manufacturing components using ultrasonic NDE". In: *NDT & E International*. v. 93, pp. 117–130.
- NIE, Y., ZHANG, P., WU, X., et al., 2018, "Rapid prototyping of 4043 Al-alloy parts by cold metal transfer". In: *Science and Technology of Welding and Joining*.
- NORRISH, J., 2017, "Recent gas metal arc welding (GMAW) process developments: the implications related to international fabrication standards". In: *Welding in the World*.
- PANCHAGNULA, J.S., SIMHAMBHATLA, S., 2016, "Inclined slicing and weld-deposition for additive manufacturing of metallic objects with large overhangs using higher order kinematics". In: *Virtual and Physical Prototyping*. v. 11, pp. 99–108.
- PHAM, D.T., GAULT, R.S., 1998, "A comparison of rapid prototyping technologies". In: *International Journal of machine tools and manufacture*. v. 38, pp. 1257–1287.
- PICKIN, C.G., YOUNG, K., 2006, "Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy". In: *Science and Technology of Welding and Joining*. v. 11, pp. 583–585.

- DU PLESSIS, A., LE ROUX, S.G., ELS, J., et al., 2015, "Application of microCT to the non-destructive testing of an additive manufactured titanium component". In: *Case Studies in Nondestructive Testing and Evaluation*. v. 4, pp. 1–7.
- RAHMATI, S., VAHABLI, E., 2015, "Evaluation of analytical modeling for improvement of surface roughness of FDM test part using measurement results". In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. v. 79, pp. 823–829.
- RAJEEV, G.P., KAMARAJ, M., BAKSHI, S.R., 2014, "Al-Si-Mn alloy coating on aluminum substrate using cold metal transfer (CMT) welding technique". In: *JOM*. v. 66, pp. 1061–1067.
- RALPH, B., 1925. "Method of making decorative articles". . 14 Abril 1925. S.I.: Google Patents.
- RAO, D., WANG, D., CHEN, L., et al., 2007, "The effectiveness evaluation of 314L stainless steel vibratory stress relief by dynamic stress". In: *International Journal of Fatigue*. v. 29, pp. 192–196.
- SANDIA NATIONAL LABORATORIES, 2017. Disponível em: <<http://www.sandia.gov/media/lens.htm>>. Acessado em: 9 Novembro 2017.
- SANZ, C., NAVAS, V.G., 2013, "Structural integrity of direct metal laser sintered parts subjected to thermal and finishing treatments". In: *Journal of Materials Processing Technology*. v. 213, pp. 2126–2136.
- SCHMIDT, M., MERKLEIN, M., BOURELL, D., et al., 2017, "Laser based additive manufacturing in industry and academia". In: *CIRP Annals - Manufacturing Technology*. v. 66, pp. 561–583.
- SCIACKY INC, 2017. Disponível em: <<http://www.sciacky.com/>>. Acessado em: 11 Novembro 2017.
- SCOTTI, A., PONOMAREV, V., 2008, *Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho*. . S.I., Artliber.
- SELVI, S., VISHVAKSENAN, A., RAJASEKAR, E., 2017, "Cold metal transfer

- (CMT) technology-An overview". In: *Defence Technology*.
- SHAH, P., RACASAN, R., BILLS, P., 2016, "Comparison of different additive manufacturing methods using computed tomography". In: *Case Studies in Nondestructive Testing and Evaluation*. v. 6, pp. 69–78.
- SILVEIRA, J.P., BARROS, S.M., 1987, *Tensões residuais e deformações em soldagem*. . S.l., Petrobras.
- SMITH, R.J., HIRSCH, M., PATEL, R., et al., 2016, "Spatially resolved acoustic spectroscopy for selective laser melting". In: *Journal of Materials Processing Technology*.
- STECKER, S., LACHENBERG, K.W., WANG, H., et al., 2006. "Advanced electron beam free form fabrication methods & technology". In: *American Welding Society Conference, Missoula, MT, Nov*. S.l.: s.n. 2006. pp. 35–46.
- TECHNOLOGY, D., 2017. Disponível em: <<http://www.pomgroup.com/>>. Acessado em: 9 Novembro 2017.
- VARGEL, C., JACQUES, M., SCHMIDT, M.P., 2004, *Corrosion of Aluminium*. . S.l., s.n.
- WANG, F., WILLIAMS, S., COLEGROVE, P., et al., 2013, "Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V". In: *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. v. 44, pp. 968–977.
- WANG, F., WILLIAMS, S., RUSH, M., 2011, "Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti6Al4V alloy". In: *The international journal of advanced manufacturing technology*. v. 57, pp. 597–603.
- WANG, H., JIANG, W., OUYANG, J., et al., 2004, "Rapid prototyping of 4043 Al-alloy parts by VP-GTAW". In: *Journal of Materials Processing Technology*. v. 148, pp. 93–102.
- WANG, P., HU, S., SHEN, J., et al., 2017, "Characterization the contribution and

- limitation of the characteristic processing parameters in cold metal transfer deposition of an Al alloy". In: *Journal of Materials Processing Technology*. v. 245, pp. 122–133.
- WANG, P., TAN, X., HE, C., et al., 2018, "Scanning optical microscopy for porosity quantification of additively manufactured components". In: *Additive Manufacturing*. v. 21, pp. 350–358.
- WEMAN, K., 2011, *Welding processes handbook*. . S.l., Elsevier.
- WILLIAMS, S.W., MARTINA, F., ADDISON, A.C., et al., 2016, "Wire+ arc additive manufacturing". In: *Materials Science and Technology*. v. 32, pp. 641–647.
- WONG, K. V, HERNANDEZ, A., 2012, "A review of additive manufacturing". In: *ISRN Mechanical Engineering*. v. 2012.
- WU, B., DING, D., PAN, Z., et al., 2017, "Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in Wire Arc Additive Manufacturing of Ti6Al4V". In: *Journal of Materials Processing Technology*. v. 250, pp. 304–312.
- XU, X., GANGULY, S., DING, J., et al., 2017, "Microstructural evolution and mechanical properties of maraging steel produced by wire+ arc additive manufacture process". In: *Materials Characterization*.
- YOUNGER, M.S., ECKELMEYER, K.H., 2007. *Overcoming residual stresses and machining distortion in the production of aluminum alloy satellite boxes*. S.l. Sandia National Laboratories.
- ZHANG, C., LI, Y., GAO, M., et al., 2018, "Wire arc additive manufacturing of Al-6Mg alloy using variable polarity cold metal transfer arc as power source". In: *Materials Science and Engineering A*.
- ZHANG, Y.M., CHEN, Y., LI, P., et al., 2003, "Weld deposition-based rapid prototyping: A preliminary study". In: *Journal of Materials Processing Technology*. v. 135, pp. 347–357.
- ZHU, Z., FAN, K., LIU, H., et al., 2016, "Characteristics of short-circuit behaviour and

its influencing factors in self-shielded flux-cored arc welding". In: *Science and Technology of Welding and Joining*. v. 21, pp. 91–98.

ZIÓŁKOWSKI, G., CHLEBUS, E., SZYMCZYK, P., et al., 2014, "Application of X-ray CT method for discontinuity and porosity detection in 316L stainless steel parts produced with SLM technology". In: *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. v. 14, pp. 608–614.

ZOLOTOREVSKY, V.S., BELOV, N.A., GLAZOFF, M. V, 2007, *Casting aluminum alloys*. . S.I., Elsevier Amsterdam.

ANEXO I

Artigo apresentado no 8º Workshop Internacional da EASN-CEAS em Manufatura para Crescimento e Inovação - 2018.

Wire-arc additive manufacturing of Al-Mg alloy using CMT and PMC technologies

Bianca F. Gomes^{1,2,1}, Paulo J. Morais¹, Vítor Ferreira¹, Margarida Pinto¹, and Luiz H. de Almeida²

¹ Instituto de Soldadura e Qualidade, 2740-120 Porto Salvo, Portugal

² Universidade Federal do Rio de Janeiro, PEMM, 21941-972 Rio de Janeiro, RJ, Brasil

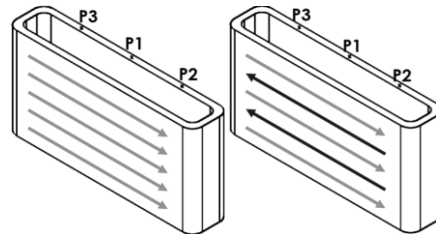
Abstract. Among the several metallic additive manufacturing (MAM) technologies available, the wire-and-arc based ones are very beneficial due to the lower operational costs, higher efficiency use of raw materials, and high deposition rates achieved. The Cold Metal Transfer (CMT) process stands out by the lower heat input compared to the other wire-and-arc based methods. On the other hand, processes such as Pulse Multi Control (PMC) and its variants have not been tested yet in additive manufacturing and for this reason they should be evaluated. Therefore, considering the technologies potential and the need of automotive and aeronautical industry of manufacturing parts of complex and optimized geometry in a faster way, the study of these technologies is very relevant. Thus, the objective of this paper is the additive manufacturing of walls with Al-Mg alloy using CMT, CMT-Pulse, PMC, PMC-Mix, and MIG-Pulse, and the evaluation of the hardness, mechanical strength, and porosity of the manufactured parts aiming future industrial applications. The results showed good mechanical properties, small pore fraction, and geometric uniformity of parts produced with PMC and PMC-Mix. MIG-Pulse and PMC parts presented the smaller pore fraction among the GMAW variants, although no difference was noticed in the mechanical properties of the parts.

1 Introduction

The metal additive manufacturing (MAM) has stood out for numerous advantages such as less material waste, being able to produce customized parts, and allow the manufacturing of complex shape and topology optimized parts when compared to traditional subtractive manufacturing. One distinct fact is that the complex parts manufacturing not implies higher processing costs and also MAM might reduce the weight and lead time of the parts (BRACKETT *et al.*, 2011). Among the MAM technologies available there are the wire arc additive manufacturing (WAAM) ones. The wire-arc based equipment is preferable when producing large components (COLEGROVE *et al.*, 2016, PANCHAGNULA & SIMHAMBHATLA, 2016, MARTINA, 2014), due to the higher deposition rates, even 10 times higher than the laser-based or electron beam-based processes. Furthermore, the wire as feedstock is a low-cost, more efficient and cleaner option than the powder-based equipment (WANG *et al.*, 2013, DING & CUIURI, 2015). Parts of commercial and high-strength Al alloys have been produced with TIG (GENG *et al.*, 2017, AYARKWA *et al.*, 2017) and MIG (WANG *et al.*, 2017, LIU *et al.*, 2018, HASELHUHN *et al.*, 2014, CONG

¹ Corresponding author: biancagomes@poli.ufrj.br

et al., 2015) to exploit the full potential of the material as a printed part and reduce the occurrence of defects.



The pulsed GMAW has been used before in additive manufacturing (WANG *et al.*, 2011), but not the pulse multi-control (PMC) and PMC Mix technology, to the best of the authors knowledge. The PMC and PMC Mix drive are pulse controlled spray arc optimized by fast control algorithms and should increase the process stability, improve the arc ignition, stabilize the deposit penetration, and reduce the heat input for the same deposition rate when compared to standard MIG and MIG Pulse. Also, the PMC Mix drive technology combines this pulse controlled transfer to cycles of controlled short circuit, a colder phase, reducing the heat input even more (FRONIUS, 2018). It is known PMC can enlarge the process window to keep the required mechanical properties when welding high strength steel, compared to standard MIG (FIEDLER *et al.*, 2016).

Cold Metal Transfer (CMT) is well known as an interesting controlled short circuit process because of its lower heat input, possible due to the mechanical reversal of the wire to facilitate the metal drop detachment, which allows the use of lower currents in the process. Also, variants of CMT, such as CMT-Pulse, which associates controlled short circuit to pulse cycles permitted the achieving of higher deposition rates (FRONIUS, 2018). Many parts have been produced with these technologies and the good results achieved in 2010 with Ti alloys (ALMEIDA & WILLIAMS, 2010), such as spatter free, low heat input, and reproducible deposits, motivated the study with other metals. Investigations with 2xxx (CONG *et al.*, 2015, FANG *et al.*, 2018), 4xxx (GOMEZ ORTEGA *et al.*, 2018), 5xxx series Al alloy (GU *et al.*, 2018) have also shown great potential when applying CMT and CMT-Pulse.

Aluminium alloys are recognized by their low specific density, good corrosion resistance, good ductility, and good formability (HRIVNÁK, 1992). Additions of Mg are made in Al alloys (5xxx series alloys) in order to improve their mechanical properties, so they can be used in the building sector and mechanical industries. Al-Mg alloys when combined with Mn and Cr also have outstanding corrosion resistance and are used in marine applications, naval construction, automotive industry, and industrial fabrication (MATHERS, 2002)(VARGEL *et al.*, 2004). To achieve higher mechanical resistance and keep good ductility, they are also employed as cold worked (HATCH J.E., 1984a), possible in additive manufacturing by rolling, for instance (GU *et al.*, 2018, COLEGROVE *et al.*, 2014, MARTINA *et al.*, 2015, 2016).

Therefore, in this study the additive manufacturing of the parts with ER5356 wire was performed and divided in two steps: (1) three different deposition strategies were used and the most suitable deposition strategy was defined as the one that produced the most regular part and (2) five different GMAW variants (CMT, CMT-Pulse, MIG Pulse, PMC, and PMC Mix) were used to produce the parts. The parts were then analysed by visual inspection and radiograph to identify surface and volumetric defects. Moreover, macrographs were obtained to check the presence of smaller defects and to count the porosities. Finally, hardness and tensile tests were performed to assess the mechanical properties of the components.

2 Materials and methods

2.1 Additive manufacturing of samples

The substrates used were 10 mm thick bars of AA6082 and the wire was ER5356 1.2 mm in diameter used in as received condition. The chemical composition is presented in Table 1. The chemical analysis was performed using X-Ray Fluorescence technique with Niton XL2 GOLDD XRF. The substrate was brushed and cleaned with acetone just before the deposition starts.

A Fronius TPS400i power source with CMT, CMT-Pulse, MIG Pulse, PMC, and PMC Mix droplet transfer modes were used for the parts building. In the first step of this study, CMT was used to deposit multi-layered boxes with 3 different trajectories: a) one-way discontinuous-arc, b) two-way discontinuous-arc, and c) one-way continuous-arc, showed in Fig. 1. Also 3 different start points were used for trajectories (a) and (b) to attenuate the humps found at the beginning of the deposits and they are indicated in the Fig. 1 as P1, P2, and P3. CMT was used and the deposition parameters were 56 A (current - C), 12.7 V (tension - T), 4.1 m/min (wire feed speed - WFS), and 60 cm/min (travel speed - TS). The shielding gas used was Argon (99.99 %) with a flow rate of 15 l/min and the contact tip work distance was 15 mm for all the trials in this study.

(a) (b)
Fig. 1. Deposition strategies: (a) one-way discontinuous-arc; (b) two-way discontinuous-arc.

Table 1. Chemical composition of substrate and wire (in wt.%).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Al
AA6082	0.73	0.30	0.10	0.71	0.86	-	97.20
ER5356	-	0.11	-	0.13	4.40	0.13	95.20

Multi-layered boxes were deposited layer by layer with one-way continuous-arc and 35 mm x 125 mm (width x length) dimension. Because the first layer of CMT presented a smaller WFS than the programmed one, higher WFS was used in the first three layers to ensure the proper fusion. In order to be able to compare CMT deposits with the other transfer modes all of the deposits were produced with higher WFS in the first three layers. Also, to evaluate CMT, CMT-Pulse, MIG Pulse, PMC, and PMC Mix droplet transfer modes, similar currents (differences up to 3 A) and TS were kept for each GMAW variant. The deposition parameters used were 46 – 49 A (C), 12.1 – 16.1 V (U), 2.8 – 3.5 m/min (WFS), and 60 cm/min (TS).

2.2 Sample testing and analysis

The multi-layered boxes were evaluated by visual inspection and radiograph to verify the presence of defects and measured to check the geometric regularity in different sections. Then two transverse sections of the part were cut and mounted in resin, grinded with SiC paper, polished with diamond paste, and polished with colloidal silica. Finally, macrographs were obtained in the stereoscope (Olympus SZX7) to perform the porosity counting and measures (ImageJ software), as showed in Fig. 2 (a). The effective width (Wef) is defined as the largest wall width achievable considering a flat wall surface and the null area (An) is the material would be removed in the post-processing step. Vickers hardness testing (hardness tester AVK-CO, Akashi Corporation) was made with a load of 1kgf and indentation time of 15s along the transversal section. Uniaxial tensile tests were performed at room temperature by an electromechanical universal testing machine in specimens removed from two directions of the part, longitudinal and transversal to the deposition direction, Fig. 2 (b). The specimen test geometry was established in accordance with ASTM A370-16, Fig. 2 (c). The test was performed with a strain rate of $0,015 \text{ min}^{-1}$ and the elongation after fracture was measured.

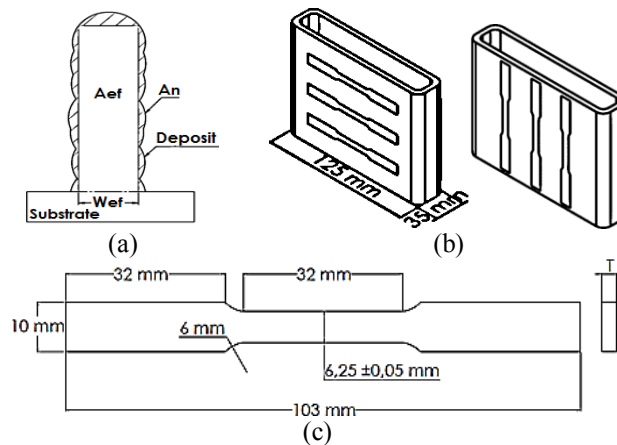


Fig. 2. (a) Illustration of measurements in transversal section of the boxes; (b) Longitudinal and transversal tensile test samples; (c) Drawing of the tension specimens.

3 Results and discussion

3.1 Deposition strategy

It can be seen the parts produced, showed in Fig. 3, with one-way discontinuous-arc (part 1) and two-way discontinuous-arc (part 2) trajectories presented irregularities in their starting points. In the part 1, waviness is observed and in the part 2 an increment in the height of this region appears. In contrast, the other sides did not show irregularities in the height and surface finishing because of the well-adjusted deposition parameters and the regularity of the previous layers. According to investigators (ZHANG *et al.*, 2003) the humps at the starting points are a consequence of the heat sink formed, which reduces the penetration of the arc. Similar behaviours would be expected in the building of geometries containing cross section for instance, in which if nothing was done the accumulation of material would be expected. Some researchers (COLEGROVE *et al.*, 2016) presented the use of plasma-based WAAM equipment as a solution to this problem, since the control of WFS and C is independent. The part built with one-way continuous-arc trajectory (part 3), pictured in Fig. 3, is the most regular geometry, because there is just one starting point.

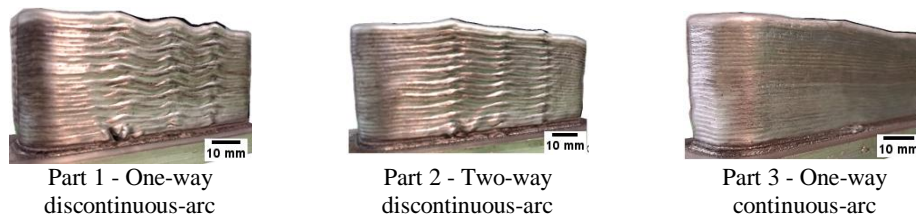


Fig. 3. Produced parts of 40 layers with CMT. C: 56 A; U: 12.7 V; WFS: 4.1 m/min; TS: 60 cm/min.

As can be seen in Fig. 4, it is noticeable that for part 1 the layer width increased and the deposit height decreased, when compared to part 3, due to the higher interpass temperature. Despite the fact the interpass temperature was not monitored by any device, the temperature increment is expected, since the weld arc is not interrupted until the end of the deposition. It is known the construction of large scale part would attenuate this effect due to the bigger mass to dissipate the heat and the higher time interval between layers. Another way to control the interpass temperature is using a cooling system in the substrate (GENG *et al.*, 2017, AYARKWA *et al.*, 2017). Furthermore, the reduction in the layer height, due to the higher interpass temperature, promoted an increase in the stick-out and instabilities in the metal transfer. In order to overcome this obstacle, a system was developed to control the height offset during the deposition of the layers.

Based on the results presented it was found the one-way continuous-arc trajectory assure better regularity in the part geometry, despite the reduction in the height.

3.2 Evaluation of the parts produced with variants of GMAW

3.2.1 Deposit uniformity

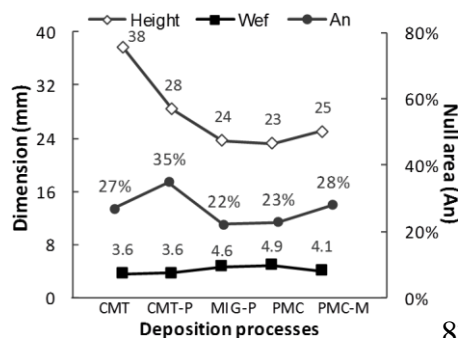
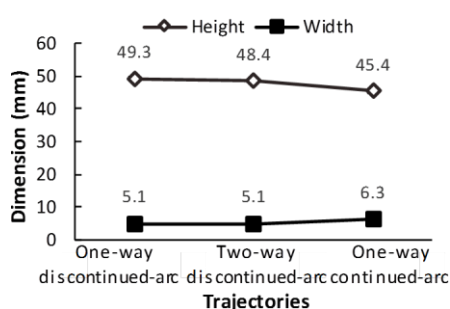


Fig. 4. Dimension of the 40-layer parts produced with different deposition trajectories.

Fig. 5. Height, W_{ef} , and A_n of 30-layer parts produced with variants of GMAW.

30-layer parts were produced with CMT, CMT-Pulse, MIG Pulse, PMC, and PMC Mix, and their W_{ef} , height, and A_n were compared (see Fig. 5 and 6). The first 3 layers were neglected in this case, since they were deposited with different parameters than the other ones. Considering the deposition parameters, it is seen the CMT granted a higher WFS for the same current range than the other transfer modes, which explain the higher height of the part. On the other hand, the height is not constant in the different sections measured, which causes more material waste in the post-processing step. Taking this into account, MIG-P and PMC show the smallest null area and very regular deposits, and thus, it can be affirmed they provided the best parts.

The increasing in layer width along the height should be mentioned. It was found the layers tend to keep the same width, starting from the 6th layer (approximately). Previous studies in the Ti6Al4V alloy deposited with WAAM, associated the width variation to the instantaneous heat conduction to the substrate and the high cooling rates. Since the heat dissipation to the atmosphere per convection and radiation is slower than the dissipation to a cool substrate, the heat concentrates in the weld pool resulting in a wider deposit (WU *et al.*, 2017).

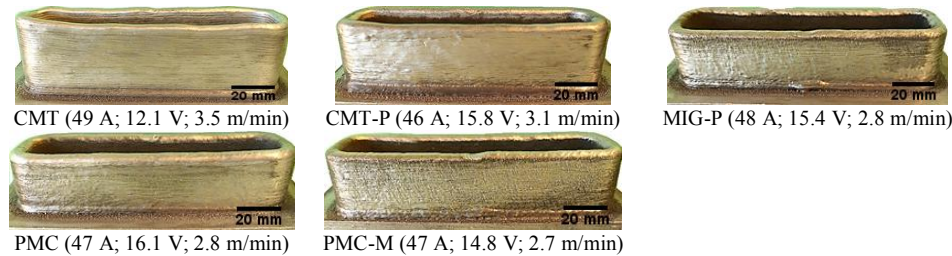


Fig. 6. 30-layer parts deposited with variants of GMAW. Deposition parameters are cited in the following order: C, U, and WFS.

3.2.2 Porosity of deposits

The porosity in the 30-layer parts was evaluated based on the two macrographs of the whole transversal section. The pores are easily identified by bright and round spots and the parts representative areas analysed are 300-370 mm² in total. The pore counts are presented in Fig. 7 (a). The arc transfer modes which resulted the smaller porosity fraction were PMC and MIG-P, see Fig. 7 (b). Also, all technologies presented porosity fraction smaller than 2 %, a pore fraction value associated to the reduction in tensile strength in the deposition of ER5356 parts with GMAW when compared to casted and wrought parts of the same material (HASELHUHN *et al.*, 2016).

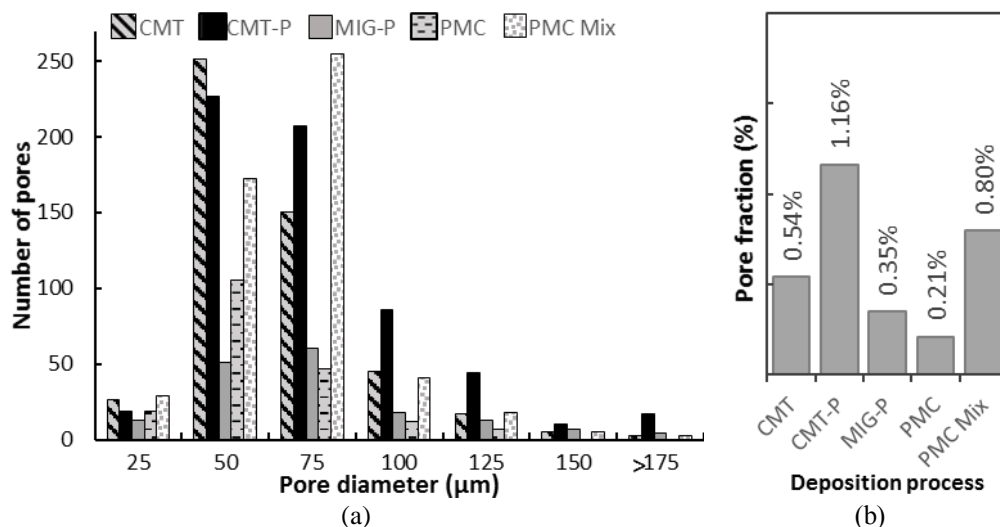


Fig. 7. Measurements obtained from 2 representative transversal sections of 30-layer parts produced with GMAW: (a) Histogram of pores; (b) Pore fraction.

3.2.3 Hardness

The hardness results obtained from the parts produced (see Fig. 8), indicate there is no significant difference among them. In this case, the hardness is directly related to the grain size (GS) and the secondary dendrite arm spacing (SDAS), being higher when GS and SDAS are smaller. The behaviour found in this study may be explained by similar GS and SDAS promoted by the variants of GMAW. Although the heat inputs are not the same for each technology used, the thermal cycle promoted by the subsequent layer may be responsible for these results. Investigators [30] related changes in hardness to the dendrite size found in Al-Mg deposits.

3.2.4 Tensile tests

The parts produced were firstly inspected by radiography and the results showed few small porosities, smaller than 1 mm diameter, dispersed in the samples. Tensile specimens were then obtained in the longitudinal and transversal to the deposition direction from parts with 120-150 layers. The results showed no significant difference can be noted when comparing the ultimate tensile strength (UTS) and yield strength (YS) found among the processes selected (see Fig. 9). Also the tensile properties were nearly isotropic with a difference of up to 13 MPa higher in the longitudinal to the deposition direction. Furthermore, it was found a UTS slightly smaller in the deposited part when comparing with wrought parts of the same material, as can be seen in Table 2. This result can be associated to the porosities found in the component or to the amount of Mg in the alloy. Since only 4.4 % of Mg was found in the deposit it might have affected the UTS of the alloy [32].

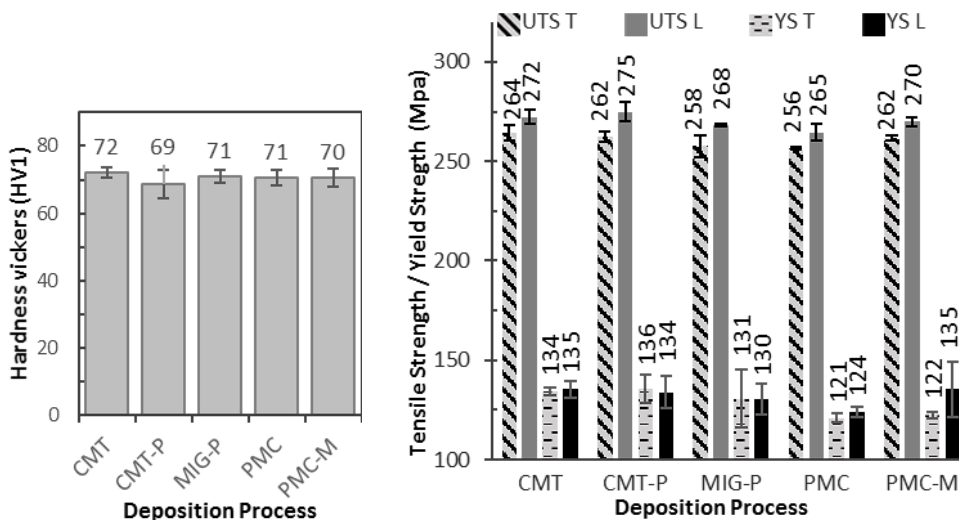


Fig. 8. Hardness of 30-layer parts produced with variants of GMAW.

Fig. 9. Ultimate tensile strength (UTS) and yield strength (YS) of the parts produced with variants of GMAW.

Table 2. Mechanical properties of Al alloy 5356 as wrought and as deposited.

Alloy	Process	Yield Strength (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)	Reference
AA5356	Wrought	130.0	285.0	-	[31]
ER5356	Deposited	130.2±8.6	265.2±6.4	32.8±3.8	This study

4 Conclusion

Components produced with one-way continuous-arc trajectory presented better regularity in the part geometry because of the unique starting point imposed in this case. When using other trajectories, humps are formed affecting the regularity of the deposits. Optimized parameters control could attenuate or even eliminate this obstacle.

When considering the CMT, CMT-Pulse, MIG Pulse, PMC, and PMC Mix processes applied to ER5356 alloy, it was found they lead to very similar mechanical properties when using similar deposition parameters. Although CMT presented the highest deposition rate it also presented very different height along the part produced, resulting in a non-uniform

part. It happened mainly because of the WFS variation characteristic of this process. Lastly, the MIG-P and PMC showed the smaller pore fraction even though all deposits produced with GMAW variants presented small pore fraction and small pores dispersed in the parts.

Thus, based on the good mechanical properties, small pore fractions, and regularity of deposits obtained with PMC and PMC Mix even when compared with CMT, well known for its good results in additive manufacturing, these technologies should be further exploited. Deposition parameters shall be optimized and higher deposition speeds shall be used to obtain the combination of few defects and good productivity.

References

1. D. Brackett, I. Ashcroft, R. Hague, *Proc. solid Free. Fabr. Symp.* **1**, 348–62 (2011)
2. P.A. Colegrove, A.R. McAndrew, J. Ding, F. Martina, P. Kurzynski, S. Williams, *10th Int. Conf. on Trends in Weld. Res.* (2016)
3. J.S. Panchagnula, S. Simhambhatla, *Virtual Phys Prototyp.* **11**, 99–108 (2016)
4. F. Martina, Doctoral thesis, Cranfield University (2014)
5. F. Wang, S. Williams, P. Colegrove, A. Antonysamy, *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* **44**, 968–77 (2013)
6. D. Ding, D. Cuiuri, *Rob. Comp.-Integ. Manuf.* **31**, 101-110 (2015)
7. H. Geng, J. Li, J. Xiong, X. Lin, F. Zhang, *J Mater Process Technol* **243**, 40–7 (2017)
8. K.F. Ayarkwa, S. Williams, J. Ding, *Addit. Manuf.* **18**, 186-93 (2017)
9. P. Wang, S. Hu, J. Shen, Y. Liang, *J Mater Process Technol* **245**, 122–33 (2017)
10. H. Liu, S. Yang, C. Xie, Q. Zhang, Y. Cao, *J Alloys Compd* **741**, 188-96 (2018)
11. A.S. Haselhuhn, E.J. Gooding, A.G. Glover, G.C. Anzalone, B. Wijnen, P.G. Sanders, *3D Print Addit Manuf* **1**, 204-9 (2014)
12. B. Cong, J. Ding., S. Williams, *Int J Adv Manuf Technol* **76**, 1593–606 (2015)
13. F. Wang, S. Williams, M. Rush, *Int J Adv Manuf Technol* **57**, 597-603 (2011)
14. Fronius. <https://www.fronius.com/en> (accessed in August 3, 2018)
15. M. Fiedler, A. Plozner, B. Rutzinfer, *Biul Inst Spaw w Gliwicach* **60**, 31-7 (2016)
16. P.S. Almeida, *twenty-first Annu. Int. solid Free. Fabr. Symp., Univ. Texas Austin* (2010)
17. X. Fang, L. Zhang, H. Li, C. Li, K. Huang, B. Lu, *Materials* **11**, 812 (2018)
18. A.G. Ortega, L.G. L.C. Galvan, F.D. Beaume, *Sci Technol Weld Join* **23**, 316-22 (2018)
19. J. Gu, X. Wang, J. Bai, J. Ding, S. Williams, Y. Zhai, *Mater Sci Eng* **712**, 292-301 (2018)
20. I. Hrivňák, *Theory of weldability of metals and alloys* (1992)
21. G. Mathers, *The welding of aluminium and its alloys* (2002)
22. C. Vargel, *Corrosion of Aluminium* (2004)
23. J.E. Hatch, *Aluminum Properties and Physical Metallurgy* (1984)
24. P. Colegrove, F. Martina, M. Roy, B. Szost, *Adv. Mat. Res.* **996**, 694-700 (2014)
25. F. Martina, P. Colegrove, S. Williams, J. Meyer, *Met. Mat. Trans. A* **46**, 6103-18 (2015)
26. F. Martina, M. Roy, B. Szost, S. Terzi, *et al Mater Sci Technol.* **32**, 1439-1448 (2016)
27. Y.M. Zhang, Y. Chen, P. Li, A.T. Male, *J Mater Process Technol* **135**, 347-57 (2003)
28. B. Wu, D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li, J. Han, *J Mat. Proc. Techn.* **250**, 304-12 (2017)
29. A. Haselhuhn, M. Buhr, B. Wijnen, Sanders, Pearce, *Mater Sci Eng* **673**, 511-23 (2016)
30. A. Haselhuhn, B. Wijnen, G. Anzalone, *Mater. Process. Technol.* **226**, 50-59 (2015)
31. J.G. Kaufman, *Prop. of Al alloys: tensile, creep, and fatigue data at high and low* (1999)

32. L. F. Mondolfo, *Aluminum alloys: structure and properties* (2013)

ANEXO II

Relatório de estágio realizado no ISQ (Instituto de Soldadura e Qualidade) em Portugal no período de Janeiro a Setembro de 2018.

Durante o período de estágio Bianca Ferreira Gomes exerceu atividades nas instalações do ISQ no âmbito de sua tese de mestrado orientada pelo investigador Paulo Morais. Tal parceria foi estabelecida com a UFRJ – PEMM/COPPE a fim de envolver a aluna nas atividades de manufatura aditiva desenvolvidas no ISQ, como também disponibilizar a sua infra-estrutura e demais recursos necessários para realização da sua tese de mestrado. O ISQ, como uma entidade que atua há mais de 50 anos, que presta serviços de inspeção, ensaios, formação e consultoria técnica à indústria e está envolvido em centenas de projetos internacionais de P&D apresenta toda estrutura e pessoal técnico especializado para apoiar a mestranda nesse período, em parceria com a UFRJ. Além disso, a atuação do ISQ em Portugal e também a nível internacional permitiu seu envolvimento em atividades com parceiros nacionais e internacionais.

Dessa forma, no período em que esteve no ISQ a aluna participou na instalação do equipamento de manufatura aditiva WAAM e todo o sistema associado no Laboratório de Soldadura e Robótica, colaborando em todas as etapas deste processo, desde o contato com fornecedores bem como no projeto e layout da própria instalação. Desenvolveu ainda atividades junto a outros laboratórios do ISQ, em particular o de Materiais bem como o de Inspeção não-destrutiva. Conheceu de perto os projetos de parceria do ISQ com instituições de ensino e empresa na inspeção não destrutiva de componentes produzidos por WAAM. Outra oportunidade de relevância foi poder trabalhar junto ao Instituto Superior Técnico (IST), Universidade do Porto e INEGI conhecendo Professores, Investigadores, suas instalações e as diferentes áreas de atuação destes parceiros. A mestranda ainda participou de um evento realizado na Marinha Grande, Leiria – 22/05/2018 - com empresas portuguesas e instituições de ensino com a temática Desafios e oportunidades da adoção da manufatura aditiva em Portugal, no qual foram apresentados diversos projetos no tema e casos de estudos industriais utilizando esta tecnologia.

Cabe ressaltar também a colaboração da estudante em um projeto Europeu de manufatura aditiva em ligas de Alumínio, financiado pela comissão europeia e a

Fundação para Ciência e Tecnologia em Portugal, com empresas e instituições de ensino austríacas. Tal colaboração resultou ainda em publicações científicas diversas em co-autoria com a UFRJ e o ISQ, nomeadamente no aceite de um artigo na *Metal Additive Manufacturing Conference*, Austria, Nov – 2018 e no aceite de um resumo na *International Conference on Materials Science and Manufacturing Engineering*, França, Nov – 2018. Por fim, nos dias 4 a 7 de setembro de 2018 a mestranda esteve em Glasgow, Reino Unido participando do *8th EASN-CEAS International Workshop on Manufacturing for Growth & Innovation* no qual apresentou seu trabalho e teve seu artigo aceito, com o título *Wire-arc additive manufacturing of Al-Mg alloy using CMT and PMC technologies*.

Ao final do período de estágio a aluna foi convidada a integrar a equipe de P&D do ISQ, onde irá atuar com tecnologias de ligação e manufatura aditiva e cursar a pós-graduação de especialização em Engenharia de Soldagem, de reconhecimento internacional, ministrada pelo ISQ. A aluna reconhece o valor desta parceria estabelecida entre a UFRJ e o ISQ como uma grande valia para seu crescimento profissional e incentiva futuras colaborações bilaterais com novos alunos em estágios semelhantes.