



**PROJETO DE GRADUAÇÃO 2**

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO RECOZIMENTO EM  
PEÇAS DE ARAME ER70S-6 OBTIDAS POR  
MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO**

**RAFAEL CASSEBE REBOUÇAS**

**PROJETO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**FACULDADE DE TECNOLOGIA**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**  
**FACULDADE DE TECNOLOGIA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

## **PROJETO DE GRADUAÇÃO 2**

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO RECOZIMENTO EM  
PEÇAS DO ARAME ER70S-6 OBTIDAS POR  
MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO**

**RAFAEL CASSEBE REBOUÇAS**

**Orientador: PROF. DR. MAKSYM ZIBEROV, ENM/UNB**

**PROJETO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**BRASÍLIA-DF, 28 DE SETEMBRO DE 2022.**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**  
**FACULDADE DE TECNOLOGIA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO RECOZIMENTO EM PEÇAS  
DO ARAME ER70S-6 OBTIDAS POR MANUFATURA  
ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO**

**RAFAEL CASSEBE REBOUÇAS**

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA DA FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRO MECÂNICO.

APRESENTADO PARA:

Prof. Dr. Maksym Ziberov, ENM/UnB Orientador

Prof<sup>a</sup>. Dra. Déborah de Oliveira, ENM/UnB Examinadora interna

Prof. Dr. Alysson Martins Almeida Silva, ENM/UnB Examinador interno

Prof. Dr. Daniel Fernandes da Cunha, EMC/UFG, Examinador externo

**BRASÍLIA, 28 DE SETEMBRO DE 2022**

**FICHA CATALOGRÁFICA**

RAFAEL CASSEBE REBOUÇAS

**Estudo da influência do recozimento em peças de arame ER70S-6 obtidas por manufatura aditiva por deposição a arco.**

2022xv, 105p., 201x297 mm

(ENM/FT/UnB, Engenheiro Mecânico, Engenharia Mecânica, 2022)

Projeto de Graduação - Universidade de Brasília

Faculdade de Tecnologia - Departamento de Engenharia Mecânica

**REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA**

RAFAEL CASSEBE REBOUÇAS (2022) Estudo da influência do tratamento térmico em peças de arame ER70S-6 obtidas por manufatura aditiva por deposição a arco.

Projeto de Graduação em Engenharia Mecânica, Publicação 10/2022, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 105p.

**CESSÃO DE DIREITOS:**

Autor: Rafael Cassebe Rebouças;

Título: Estudo da influência do recozimento em peças de arame ER70S-6 obtidas por manufatura aditiva por deposição a arco

GRAU: Engenheiro Mecânico. ANO: 2022

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias deste projeto de graduação e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor se reserva a outros direitos de publicação e nenhuma parte deste projeto de graduação pode ser reproduzida sem a autorização por escrito do autor.

RAFAEL CASSEBE REBOUÇAS

150145411@aluno.unb.br

# Agradecimentos

Gostaria de agradecer primeiramente à minha família, por todos os valores ensinados que me ajudaram na minha trajetória como pessoa até aqui, por todos os momentos compartilhados, por sempre me apoiarem nas minhas escolhas e por serem o meu porto seguro independente de tudo. Além de me proporcionarem um estudo de qualidade para que eu pudesse ingressar na Universidade de Brasília, e todo o apoio financeiro neste período longe de casa. Eu não poderia ter uma família melhor.

Segundamente gostaria de agradecer ao Professor Dr Maksym Ziberov, que sempre se mostrou um profissional muito dedicado e paciente, com todos os conselhos, críticas, *feedbacks*, ensinamentos e orientações realizadas de maneira impecável. Aprendizados que com certeza me ajudaram muito na escrita do atual trabalho, além de me abrir os olhos para outras áreas a seguir após a conclusão da Graduação. Também gostaria de agradecer ao Professor Dr Alysson Martins Almeida Silva, por me ajudar a nortear o meu projeto, no que se diz respeito à orientação do tratamento térmico que foi realizado durante a parte experimental do trabalho e ao professor Thiago Rodrigues de Carvalho Doca, que me ajudou bastante nos ensaios de tração realizados e os doutorandos Ian e Thiago.. Assim como os mestrandos Tomé e Rodrigo que auxiliaram no manuseio do forno, a aluna Catarina que me auxiliou nos ensaios de microdureza e o técnico Adriano responsável pela usinagem para planificação. Também agradeço à professora Déborah de Oliveira, e os professores Fábio Comes e Antônio Piratelli responsáveis pelos equipamentos utilizados nos laboratórios de usinagem, ensaios de tração e metrologia, respectivamente.

E, por fim, mas não menos importante, queria agradecer a todos os meus amigos (tanto os que conheci em Brasília, quanto os que me acompanham há mais tempo). Obrigado por todos os momentos de acolhimento, pelas vivências, pelo suporte e principalmente por sempre estarem presente. Obrigado também pelas inúmeras vezes em que eu gastei horas dos dias de vocês para treinar minha apresentação.

# RESUMO

A manufatura aditiva de metais é uma ferramenta bastante estudada e em constante evolução, devido a vantagens que lhe podem ser atribuídas, como a confecção de geometrias complexas em baixo tempo de produção. Para que tais vantagens possam ser utilizadas da melhor maneira possível, sendo aplicadas em projetos variados que suportam grandes cargas, vibrações e oscilações de temperatura, é necessário o entendimento de como os materiais metálicos impressos se comportam e como sua microestrutura é formada durante e após a deposição. Devido à deposição ser realizada camada por camada na manufatura aditiva por deposição a arco, o fenômeno de anisotropia se mostra presente nas peças metálicas impressas, fazendo com que haja discordâncias nas propriedades mecânicas em amostras retiradas em diferentes direções. Além disso, após a deposição, o arranjo e tamanho dos grãos são heterogêneos em diferentes regiões da camada (como na zona termicamente afetada e no centro da poça de fusão). Logo, torna-se interessante uma reorganização na estrutura do material, buscando maior homogeneidade no tamanho e direcionamento dos grãos. Portanto, o presente estudo visa analisar a influência do tratamento térmico de recozimento em peças impressas por Manufatura Aditiva por Deposição a Arco do arame ER70S-6. Para efeito comparativo, foram realizados os ensaios Sonelastic, microdureza Vickers e de tração em corpos de prova retirados nas direções horizontal e vertical da peça impressa, a fim da verificação da anisotropia presente no material, além de propriedades como coeficiente de amortecimento, frequência natural, microdureza, ductilidade e tensões de engenharia. Foi observado que o recozimento aumentou a ductilidade do material em todos os ensaios, obtendo aumento dos parâmetros  $\epsilon_{mt}$  e  $\epsilon_{rup}$  em 38 % e 36 % respectivamente, comparado ao caso sem tratamento térmico; contudo, as tensões de engenharia reduziram devido ao alívio de tensões internas do material. Também pôde ser observado que o posicionamento dos CP's dentro do forno influencia no perfil de oxidação formado, assim como também pode ser influente nos ensaios de tração, uma vez que os CP's horizontais obtiveram curvas mais heterogêneas entre si. O recozimento também aumentou os coeficientes de elasticidade à flexão e tração em 3,6 % e 19,55 % respectivamente, e a dureza média obtida foi reduzida em aproximadamente 22,7 %, mas corpos de prova verticais obtiveram valores mais homogêneos entre si, do que no caso sem tratamento térmico. Em relação ao fenômeno anisotrópico, os únicos parâmetros que obtiveram melhoria foram nas deformações no escoamento e de ruptura, com redução de 26,84 % e 27,08 %, respectivamente, os outros parâmetros analisados nos ensaios de tração obtiveram aumento no fenômeno anisotrópico.

**Palavras-chave:** Manufatura Aditiva, MADA, Tratamentos Térmicos, Recozimento.

# Abstract

Additive manufacturing of metals is a very studied tool and in constant evolution, due to advantages that can be attributed to it, such as the manufacture of complex geometries in low production time. So that these advantages can be used in the best possible way, being applied in varied projects that support great load, vibrations and temperature oscillations, it is necessary to understand how printed metallic materials behave and how their microstructure is formed during and after deposition. Due the deposition layer by layer in WAAM, the anisotropic phenomenon is present in printed metals parts, causing disagreements in the mechanical properties taken in different directions. Furthermore, after deposition, the arrangement and size of the grains are heterogeneous in different regions of the layer (such in HAZ and center of the weld pool). Therefore, a reorganization in the structure of the material becomes interesting, seeking greater homogeneity in the size and direction of the grains. The present study aims to analyze the influence of annealing heat treatment on samples printed by WAAM deposition of ER70S-6 wire. For comparative purposes, Sonelastic, microhardness Vickers and tensile tests were carried out on specimen taken in the horizontal and vertical directions of the printed piece, in order to verify the anisotropy in the material, in addition to properties like dumping coefficient, natural frequency, microhardness Vickers, ductility and engineering stresses. It was observed that annealing increased the ductility of the material in all tests, obtaining an increase in parameters of  $\epsilon_{mt}$  and  $\epsilon_{rup}$  by 38 % and 36 % respectively, compared to the case without heat treatment; however, engineering stresses have been reduced due to the relieving of internal stresses in the material. It could also be observed that the positioning of the samples inside the furnace influences the oxidation profile formed, as well as it can be influential in the tensile tests, since the horizontal samples obtained more heterogeneous curves among themselves. Annealing also increase the coefficients of flexural and tensile elasticity by 3.6 % and 19.55% respectively, and the average microhardness obtained was reduced by approximately 22.7%, but vertical specimen obtained more homogeneous values between them, than in the case without heat treatment. Regarding the anisotropic phenomenon, the only parameters that improved were in the yield and rupture deformations, with a reduction of 26.84 % and 27.08 % respectively, the others parameters analyzed in the tensile test obtained an increase in the anisotropic phenomenon.

**Key Words:** Additive Manufacturing, WAAM, Heat treatment, Annealing.

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
<b>1.1</b>	<b>MOTIVAÇÃO.....</b>	<b>4</b>
<b>1.2</b>	<b>JUSTIFICATIVA.....</b>	<b>5</b>
<b>1.3</b>	<b>OBJETIVO.....</b>	<b>6</b>
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>7</b>
<b>2.1</b>	<b>PROCESSOS DE SOLDAGEM.....</b>	<b>7</b>
<b>2.1.1</b>	<b>ANÁLISE INTRODUTÓRIA E IMPORTÂNCIA INDUSTRIAL.....</b>	<b>7</b>
<b>2.1.2</b>	<b>PROCESSOS DE SOLDAGEM POR FUSÃO.....</b>	<b>8</b>
<b>2.1.3</b>	<b>COLD METAL TRANSFER.....</b>	<b>14</b>
<b>2.2</b>	<b>MANUFATURA ADITIVA.....</b>	<b>18</b>
<b>2.2.1</b>	<b>MANUFATURA ADITIVA DE METAIS.....</b>	<b>18</b>
<b>2.2.2</b>	<b>MANUFATURA ADITIV POR DEPOSIÇÃO A ARCO.....</b>	<b>20</b>
<b>2.3</b>	<b>PROPRIEDADES MECÂNICAS DE PEÇAS IMPRESSAS.....</b>	<b>23</b>
<b>2.4</b>	<b>MÉTODOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS EM METAIS.....</b>	<b>28</b>
<b>2.4.1</b>	<b>TÊMPERA.....</b>	<b>32</b>
<b>2.4.2</b>	<b>REVENIMENTO.....</b>	<b>33</b>
<b>2.4.3</b>	<b>RECOZIMENTO.....</b>	<b>35</b>
<b>2.4.4</b>	<b>NORMALIZAÇÃO.....</b>	<b>36</b>
<b>2.5</b>	<b>TRATAMENTO TÉRMICO EM PEÇAS IMPRESSAS.....</b>	<b>38</b>
<b>3</b>	<b>PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>51</b>
<b>3.1</b>	<b>METODOLOGIA.....</b>	<b>51</b>
<b>3.2</b>	<b>EQUIPAMENTOS E CONSUMÍVEIS.....</b>	<b>53</b>
<b>3.2.1</b>	<b>Deposição da peça.....</b>	<b>53</b>
<b>3.2.2</b>	<b>TRATAMENTOS TÉRMICOS.....</b>	<b>54</b>
<b>3.2.3</b>	<b>Perfil de rugosidade.....</b>	<b>54</b>
<b>3.2.4</b>	<b>Ensaio Sonelastic.....</b>	<b>55</b>
<b>3.2.5</b>	<b>Ensaio de microdureza Vickers.....</b>	<b>56</b>
<b>3.2.6</b>	<b>ENSAIO DE TRAÇÃO.....</b>	<b>57</b>
<b>3.3</b>	<b>FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....</b>	<b>57</b>
<b>3.3.1</b>	<b>Medições da peça depositada.....</b>	<b>57</b>
<b>3.3.2</b>	<b>Usinagem da peça.....</b>	<b>58</b>
<b>3.3.3</b>	<b>DIMENSÕES E NORMAS UTILIZADAS.....</b>	<b>59</b>

<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>61</b>
<b>4.1</b>	<b>Análise da peça depositada.....</b>	<b>61</b>
<b>4.1.1</b>	<b>Análise visual.....</b>	<b>61</b>
<b>4.1.2</b>	<b>Dimensões obtidas.....</b>	<b>63</b>
<b>4.2</b>	<b>Preparação dos corpos de prova.....</b>	<b>64</b>
<b>4.3</b>	<b>Tratamento térmico.....</b>	<b>66</b>
<b>4.4</b>	<b>Perfil de rugosidade.....</b>	<b>68</b>
<b>4.5</b>	<b>Ensaio mecânicos.....</b>	<b>69</b>
<b>4.5.1</b>	<b>Ensaio Sonelastic.....</b>	<b>70</b>
<b>4.5.2</b>	<b>Ensaio de Microdureza Vickers.....</b>	<b>72</b>
<b>4.5.3</b>	<b>Ensaio de tração.....</b>	<b>74</b>
<b>5</b>	<b>Conclusões.....</b>	<b>83</b>
<b>5.1</b>	<b>Sugestões para trabalhos futuros.....</b>	<b>84</b>
	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>85</b>

# LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Distribuição das receitas acerca da manufatura aditiva em variados setores (Vafadar et al. 2021) .....	1
Figura 1.2 - Diferentes peças confeccionadas por manufatura aditiva (a) decoração e design personalizado (Mousta, 2022), (b) setor hospitalar (Unifesp, 2016), (c) setor automobilístico e aeroespacial (Aeromagazine UOL, 2022) .....	2
Figura 1.3 - Peças impressas por grandes empresas do setor aeroespacial: (a) Peça única produzida pela Boeing em parceria com a Thermwood Corporation (Boeing, 2020), e (b) motor produzido pela Rolls Royce com maioria dos componentes im-pressos (Silva 2019)apud Rolls Royce.....	3
Figura 1.4 – Asa impressa pela Embraer para estudos e prototipagem (Zutin 2021).....	3
Figura 1.5 – Desenvolvimento da $\mu$ -WAAM como otimização dos processos WAAM e SLM (Oliveira, Gouveia e Santos, 2022) .....	4
Figura 1.6 - Braço robótico utilizado para o processo de BAAM (Holshouser et al 2013).....	4
Figura 1.7 – Principais centros de pesquisa acerca da WAAM no mundo (Wu et al. 2018).....	5
Figura 2.1 – Diferentes aplicações de soldagem (a) soldagem sub-aquática (Amaral et al, 2021), (b) Soldagem em componentes elétricos (UsinaInfo, 2022), (c) soldagem em estruturas metálicas (UsinaInfo, 2022) (d) soldagem em tubulações (Mecânica Industrial, 2022).....	7
Figura 2.2 – Soldagem do líquido iônico da estrutura metal-orgânica UIO-66-NHW com fibras de algodão (Bunge et al 2020) .....	8
Figura 2.3- Aparato utilizado no processo MIG/MAG/ (Batista 2018) .....	10
Figura 2.4 - Diferentes modos de transferência metálica em função da corrente de soldagem e da tensão do arco elétrico (p. 70(Modenesi, Marques e Santos 2012)) .....	11
Figura 2.5- Transferência por spray. (Adaptado de (Modenesi e Bracarense 2007) p.86.....	11
Figura 2.6- Transferência Globular (Scotti et al. 2019) .....	12
Figura 2.7- Processo de transferência por curto circuito capturado por câmeras de alta velocidade (Eda, Ogino e Asai 2020) .....	12
Figura 2.8 – Indicação das correntes e tempos na deposição por pulsos (Modenesi, Marques e	

Santos, 2012) p. 89 .....	13
Figura 2.9 – Análise do alongamento das peças soldadas com: -UGPP (ODMP); UGPP (ODPP); e +UGPP(MDPP); após ensaio de tração (Zhai et al. 2020) .....	14
Figura 2.10 - Disposição de componentes básicos de um sistema CMT. 1 – Fonte de Alimentação; 2 – Cabeçote alimentador; 3 – Refrigeração; 4 – Interface para Robô; 5 – Unidade de Controle Remoto (RCU 5000i); 6 – Buffer de arame; 7 – Tocha; 8 – Dispositivo manipulador (Robô); 9 – Gás de proteção. (Marques et al. 2013).....	15
Figura 2.11 - Controle da extremidade do arame no CMT (Marques et al. 2013) .....	15
Figura 2.12 – Análise de corrente e voltagem durante a soldagem usando CMT convencional (a) e <i>pulsed</i> CMT (b) (Liu et al, 2020).....	16
Figura 2.13 Variação dos parâmetros elétricos durante a soldagem utilizando <i>pulsed</i> CMT (a) e <i>advanced</i> CMT (b) (Cong et al. 2017) .....	17
Figura 2.14 – Parâmetros elétricos de soldagem nas modos CMT convencional (a); <i>advanced</i> CMT (b); <i>pulsed</i> CMT (c); <i>pulsed advanced</i> CMT(d)(Fang et al.2018).....	18
Figura 2.15 – Variações de processos para MA de metais (Zhai, Lados e LaGoy 2014).....	19
Figura 2.16 Sistema de alimentação por arame (Frazier 2014) .....	20
Figura 2.17 Processo de produção de uma peça utilizando WAAM (McAndrew et al. 2018).21	
Figura 2.18 Peça produzida por manufatura aditiva por deposição a arco com um <i>advanced</i> CMT (a) vista frontal e (b) vista lateral (Geng et al. 2021) .....	22
Figura 2.19 (a) análise macro-morfológica das camadas produzidas (b) as cinco camadas diferentes produzidas por manufatura aditiva por deposição a arco utilizando um CMT convencional (Yu et al 2022) .....	23
Figura 2.20 Resultados obtidos após ensaios realizados, com comparativo entre (a) SS316L <i>bulk</i> e por WAAM, e (b) AISI 1020 a granel e ER70S-6 por WAAM. Adaptado de (Goviazin, Shirizly e Rittel 2022).....	24
Figura 2.21 Resultados obtidos após ensaios realizados, com comparativo entre (a) SS316L <i>bulk</i> e por WAAM, e (b) AISI 1020 a granel e ER70S-6 por WAAM. Adaptado de (Goviazin, Shirizly e Ritte 2022) .....	25
Figura 2.22 (a) Parede feita por WAAM e (b) orientação dos corpos de prova usinados a partir da parede depositada. Adaptado de (Ermakova et al. 2020).....	25
Figura 2.23 Propriedades mecânicas obtidas nas peças impressas utilizando duas estratégias de	

deposição para três materiais diferentes (Dirisu et al. 2019 .....	28
Figura 2.24 (a) Resfriamento em um forno (ProAQT, 2022); (b) Resfriamento em temperatura ambiente; (c) Resfriamento utilizando um fluido (Soluções Industriais, 2022) .....	29
Figura 2.25 Diagrama de fases da liga eutetóide de Ferro-Carbono ((Callister et al. 2000) p. 293 apud T. B. Massalsky, 1993).....	30
Figura 2.26 Diagrama de transformação isotérmica (Curva TTT) da liga Ferro-Carbono com composição eutetóide (Callister et al. 2000) p. 333 .....	31
Figura 2.27 Análise microscópica dos corpos de prova após têmpera convencional com aumento de 150x (a) e aumento de 1500x (b) e têmpera intensiva com aumento de 150x (c) e aumento de 600x (d) (Albano 2012).....	33
Figura 2.28 Esquemática das oscilações de temperatura realizadas nos tratamentos térmicos utilizando os métodos SQT (a), DQT (b) e TQT (c) (Hafeez, Inam e Farooq 2020) .....	34
Figura 2.29 Ensaios realizados nas três amostras diferentes (a) microdureza, (b) Ensaio de tração (Li et al 2021) .....	36
Figura 2.30 Análise micrográfica dos corpos de prova do aço AISI 1040 após (a) Recozimento, (b) Normalização convencional a 950 °C e (c) Normalização auto-matizada a 950 °C (Saber, Almaki e El-Aziz 2020) .....	37
Figura 2.31 Análises micrográficas (a) material CMn soldado; (b) material CMn soldado e tratado termicamente; (c) material CmnMoTiB soldado; (d) material CmnMoTiB soldado e tratado termicamente (Trindade et al) .....	38
Figura 2.32 Análise micrográfica da amostra impressa (a-e) e tratada termicamente (f-j) (Klein et al.2022) .....	39
Figura 2.33 Análise dos ensaios de microdureza (a) e de tração (b) realizados. Adaptado de (Klein et al. 2022) .....	40
Figura 2.34 Esquemática da variação de temperatura ao longo do tempo para as duas normalizações realizadas com etapas e temperaturas distintas. Adaptado de (Seow et al. 2019).....	41
Figura 2.35 Ensaios realizados nas amostras: impressa, <i>Standard HSA</i> , <i>Modified HA</i> , e apenas envelhecida; (a) dureza, (b) tração (Seow et al. 2019) .....	42
Figura 2.36 Análise microestrutural do aço P91 impresso por WAAM (a) evidencia de diferentes fases com dominâncias diferentes, (b,c,d) zona clara com maior ampliação (e,f,g) zona escura com maior ampliação (Li et al. 2021).....	42
Figura 2.37 Micrografia do aço P91 após tratado termicamente por 1 h (a-c), 2 h (d-f), 3 h (g-i)	

em três regiões da amostra (superior, central e inferior) (Li et al. 2021).....	43
Figura 2.38 Ensaio de tração realizado nas amostras impressas ( <i>as-built</i> ) após homogeneização a 1200 °C por 2 h, seguida de envelhecimento a 760 °C por 2 h (H2 + A2) (Li et al. 2021) .....	44
Figura 2.39 (a) Peça impressa por WAAM (b) esquematização dos corpos de prova retirados para ensaios mecânicos e tratamentos térmicos (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020) .....	46
Figura 2.40 Análise microestrutural de uma peça impressa por manufatura aditiva por deposição a arco do arame ER70S-6 (a) análise com baixa ampliação evidenciando três diferentes regiões do material impresso, (b) micrografia do centro da poça de fusão, (c) micrografia na fronteira da poça de fusão. Adaptado de (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020) .....	47
Figura 2.41 Micrografias realizadas após tratamentos térmicos de normalização (a, b) e endurecimento (c, d) (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020) .....	48
Figura 2.42 Valores de microdureza obtidos das amostras impressa, normalizada e endurecida com têmpera em água. Adaptado de (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020).....	49
Figura 2.43 Gráfico tensão x deformação para as três amostras estudadas, nas direções vertical e horizontal (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020) .....	50
Figura 3.1 Fluxograma experimental .....	52
Figura 3.2 Modo de deposição com arco contínuo.....	53
Figura 3.3 Forno Mufla LHTC 08/16 da empresa Nabertherm (Tennessee Fornos, 2022).....	54
Figura 3.4 Rugosímetro e leitor de dados Mitutoyo modelo SJ-201 (Mitutoyo, 2008).....	55
Figura 3.5: Maquinário para ensaio Sonelastic.....	56
Figura 3.6 Equipamento EMCOTEST Durascan utilizado para medida de microdureza Vickers (EMCOTEST, 2022).....	56
Figura 3.7 Máquina de ensaio de tração MTS 810 (Nascimento 2013).....	57
Figura 3.8 Indicação dos pontos de medição (a) vista superior, (b) vista frontal.....	57
Figura 3.9: Ferramenta de corte utilizada (Piveta Ferramentas, 2022).....	58
Figura 3.10: Corpos de prova de seção retangular para ensaio de tração (ASTM, 2016).....	59
Figura 3.11: Esquematização com (a) as dimensões finais dos corpos de prova, (b) a disposição dos corpos de prova retirados da peça depositada .....	60

Figura 4.1: vistas (a) superior, (b) frontal (c) lateral da peça impressa.....	61
Figura 4.2: Material acumulado fim das camadas (a) região amplificada, (b) vista frontal....	62
Figura 4.3: (a) análise da vista lateral da peça evidenciando discordâncias de dimensões provenientes da deposição camada por camada, (b) análise da vista superior da peça evidenciando alargamento das camadas em suas extremidades.....	62
Figura 4.4: Processo de planificação da peça depositada (a) fixação, (b) primeiras passagens, (c) final do processo.....	64
Figura 4.5: Análise térmica da peça depositada durante o processo de planificação.....	65
Figura 4.6: Corpos de prova na peça impressa após lixamento.....	65
Figura 4.7: Corpos de prova retirados da peça depositada, prontos para o tratamento térmico de recozimento .....	66
Figura 4.8: Variação da temperatura ao longo do tempo no recozimento realizado.....	66
Figura 4.9: Corpos de prova (a) verticais e (b) horizontais, após tratamento térmico.....	67
Figura 4.10: Esquematização da propagação de calor dentro do forno.....	68
Figura 4.11: Esquematização das três regiões analisadas pelo rugosímetro.....	68
Figura 4.12: Módulo de elasticidade à flexão do material sem tratamento térmico disponibilizado por Santos (2022); e recozido.....	71
Figura 4.13: Frequência natural do material sem tratamento térmico disponibilizado por Santos (2022); e recozido.....	71
Figura 4.14: Coeficiente de amortecimento do material sem tratamento térmico disponibilizado por Santos (2022); e recozido.....	72
Figura 4.15: Esquematização dos locais onde a microdureza Vickers foi medida.....	73
Figura 4.16: Microdureza Vickers medida em cinco pontos diferentes nos CP V1, V3 e H2..	74
Figura 4.17: Gráficos de tensão de engenharia vs deformação de engenharia para os corpos de prova (a) V1, (b) V2 e (c) V3.....	76
Figura 4.18: Gráficos de tensão de engenharia vs deformação de engenharia para os corpos de prova (a) H1, (b) H2 e (c) H3.....	78
Figura 4.19: Todas as curvas geradas a partir dos seis ensaios de tração.....	79
Figura 4.20: Análise posicional da fratura dos corpos de prova .....	81

# LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 Processos de soldagem tendo como fonte de energia o arco elétrico. (Adaptado de (Modenesi, Marques e Santos 2012) p 1.8-1.10) .....	9
Tabela 2.2 Parâmetros de soldagem para três condições de transferência metálica por pulso no processo MIG/MAG pulsado (Zhai et al. 2020) .....	14
Tabela 2.3 Parâmetros de soldagem envolvidos no estudo utilizando dois caminhos de deposição diferentes para <i>pulsed</i> CMT e <i>advanced</i> CMT (Cong et al. 2017) .....	17
Tabela 2.4 Análise do aporte de calor envolvido nos quatro modelos de CMT (Fang et al. 2018) .....	18
Tabela 2.5 Parâmetros envolvidos na produção de 5 camadas diferentes da liga NiTi de memória de forma utilizando manufatura aditiva por deposição a arco com um CMT convencional (Yu et al. 2022) .....	22
Tabela 2.6 Propriedades mecânicas das peças dos materiais ER70S-6 e ER100S-1 obtidas por WAAM nas orientações vertical e horizontal. Adaptado de (Ermakova et al. 2020) .....	26
Tabela 2.7 Comparativo entre parâmetros obtidos dos materiais ER70S-6 e ER100S-1 com alumínio, S355 e SS316. Adaptado de (Ermakova et al. 2020) .....	26
Tabela 2.8 Corrente e aporte de calor utilizados para os diferentes modos de deposição para manufatura aditiva por deposição a arco. Adaptado de (Prado-Cerqueira et al. 2018) .....	27
Tabela 2.9 Dureza Brinell média aferida em todos corpos de prova feitos nos variados métodos de WAAM. Adaptado de (Prado-Cerqueira et al. 2018) .....	27
Tabela 2.10 Parâmetros de dureza obtidos após têmpera Convencional e Intensiva. Adaptado de (Albano 2012) .....	32
Tabela 2.11 Composição em % de peso do material utilizado (Hafeez, Inam e Farooq 2020) .....	34
Tabela 2.12 Propriedades mecânicas após realizados os tratamentos térmicos cíclicos SQT, DQT e TQT. Adaptado de (Hafeez, Inam e Farooq 2020) .....	35
Tabela 2.13 Propriedades mecânicas dos quatro materiais diferentes soldados, antes e após realizado o tratamento térmico de normalização. Adaptado de (Trindade et al. 2004) .....	38

Tabela 2.14 Propriedades mecânicas das ligas 356.0-T6 e A356.0-T6 forjadas e tratadas termicamente. Adaptado de (Patel et al. 2021).....	45
Tabela 2.15 Propriedades mecânicas obtidas após ensaio de tração em uma peça produzida por WAAM a partir do arame ER4010 submetida ao tratamento térmico de envelhecimento artificial a 155 °C por 150 min. Adaptado de (Patel et al. 2021).....	45
Tabela 2.16 Propriedades mecânicas obtidas após ensaio de tração em uma peça produzida por WAAM a partir do arame ER4010 submetida ao tratamento térmico de solução T6 a 540 °C por 5 h seguido de envelhecimento artificial a 155 °C por 2 h e 30 min. Adaptado de (Patel et al. 2021).....	45
Tabela 2.17 Valores de dureza aferidos em três planos diferentes (YZ, XZ e XY) para as amostras tratadas termicamente. Adaptado de (Patel et al. 2021) .....	46
Tabela 3.1 Composição química arame ER70S-6. Adaptado de (Boehler, 2022).....	53
Tabela 3.2 Dimensões dos corpos de prova de seção retangular para ensaios de tração.....	59
Tabela 4.1 – Medições equivalentes ao comprimento da peça depositada, em dez pontos igualmente espaçados.....	63
Tabela 4.2 – Medições equivalentes a altura da peça depositada, em dez pontos igualmente espaçados .....	63
Tabela 4.3 – Medições equivalentes a espessura da peça depositada, em dez pontos igualmente espaçados.....	64
Tabela 4.4: Dimensões da seção retangular dos corpos de prova antes ensaios de tração.....	65
Tabela 4.5: Medições de rugosidade e parâmetros estatísticos para as três faces analisadas....	69
Tabela 4.6: Parâmetros calculados a partir dos ensaios de tração nos CP's verticais.....	76
Tabela 4.7: Parâmetros calculados a partir dos ensaios de tração nos CP's horizontais.....	78
Tabela 4.8: Comparação entre valores médios de cada parâmetro entre corpos de prova horizontais e verticais após recozimento.....	79
Tabela 4.9: Comparação entre valores médios de cada parâmetro entre corpos de prova horizontais e verticais sem tratamento térmico (Santos, 2022).....	80
Tabela 4.10: Variação da espessura dos corpos de prova após fratura por tração.....	82

# LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

$a_0$  - Espessura

AF - Ferrita Acicular;

AISI - *American Iron and Steel Institute*;

ASTM - *American Society for Testing and Materials*;

AWS - *American Welding Society*;

BAAM - *Big Area Additive Manufacturing*;

$b_{mx}$  - Larguras Máximas

C247 - Modelo da ferramenta de corte; CAD - *Computer Aided Design*;

CCC - Cúbica de Corpo Centrado;

CNC - Controle Numérico por Computador;

CFC - Cúbica de Face Centralizada;

CMT - *Cold Metal Transfer*;

CMT+P - *Pulsed Cold Metal Transfer*;

CMT+A - *Advanced Cold Metal Transfer*;

CMP+P+A - *Pulsed Advanced Cold Metal Transfer*;

CP - Corpo de Prova

DC - Modelo de controlador de plasma;

DQT - *Double Quenching-Tempering*;

EBF3 - Método de deposição direta com fabricação de feixes de elétrons livres;

*EHM TIGER TIG* – Equipamento de soldagem TIG

EL - *Elongation*;

Ferro- $\alpha$  - Ferrita;

Ferro- $\gamma$  - Austenita;

Ferrita- $\delta$  - Ferrita Delta;

FLIR – Marca da câmera térmica

FM-500 - Modelo da máquina de separação do substrato;

FS(A) - Ferrita de Placa Lateral Alinhada;

H1 – Horizontal 1

H2 – Horizontal 2

H3 – Horizontal 3

HA - *Homogenization and Aging*;

HRC - *Hardness Rockwell Chart*;

HSA - *Homogenization, Solution and Aging*;

HV - *Hardness Vickers*;

H2 + A2 - *Homogenization and Aging* por 2 horas cada;

$I_b$  - Corrente de Base;

$I_c$  - Corrente limite para a utilização da deposição por spray;

$I_p$  - Corrente de Pulso;

IQ - *Intensive Quenching*;

ISO - *International Organization for Standardization*

KUKA KR 30 HÁ – Robô manipulador de WAAM

$L_0$  - Comprimento inicial;

$L_C$  - Comprimento paralelo;

$L_T$  - Comprimento total;

LHTC 08/16 - Modelo do forno;

LRT - Limite de Resistência a Tração;

MA - Manufatura Aditiva;

M-A-B - Estrutura composta por Martensita, Austenita e Bainita;

MADA - Manufatura Aditiva por Deposição a Arco;

MAG - *Metal Active Gas*;

MAXR23-S42-H42-C42 - Robô cartesiano utilizado

MTS81 - Máquina para ensaio de tração utilizada;

MIG - *Metal Inert Gas*;

ORNL - *Oak Ridge National Laboratory*;

OS - *Oscillatory Pass*;

PF(I) - Ferrita Poligonal;

PF(G) - Ferrita Proeutetóide;

QT – *Quenching-Tempering*;

R1 – Resistência 1

R2 – Resistência 2

R<sub>a</sub> – Rugosidade média

R<sub>q</sub> – Rugosidade máxima do perfil

R<sub>z</sub> – Desvio quadrático médio

RDL05 - Máquina de teste de fadiga de fluência;

S<sub>0</sub> - Área da seção retangular

SCS - *Shear Compression Specimen*;

SJ-201 – Modelo do rugosímetro e leitor de dados

SLM - *Selective Laser Melting*;

SP - *Single Pass*;

SQT - *Single Quenching-Tempering*;

STL - Formato *STereoLithography*;

STS - *Shear Tension Specimen*;

T<sub>b</sub> - Tempo de Base;

TIG - *Tungsten Inert Gas*;

T<sub>p</sub> - Tempo de Pulso;

TQT - *Triple Quenching-Tempering*;

TTT - Curva de transformação isotérmica ao longo do tempo de resfriamento;

+UGPP - Mais de Uma Gota Por Pulso;

UGPP - Uma Gota Por Pulso;

-UGPP - Menos de Uma Gota Por Pulso;

UTS - *Ultimate Tensile Strength*;

V1 – Vertical 1

V2 – Vertical 2

V3 – Vertical 3

WAAM - *Wire and Arc Additive Manufacturing*;

XH7132 - Modelo da máquina CNC;

YS - *Yield Strength*;

ZTA - Zona Termicamente Afetada;

777x - Modelo da Boeing;

$\Delta S_g$  - Distância na qual o centro da gota se desloca;

( $\mu$ -WAAM)– Micro Wire and Arc Additive Manufacturing

$\sigma_{esc}$  – Tensão de escoamento

$\sigma_{m\acute{a}x}$  – Tensão máxima

$\sigma_{rup}$  – Tensão de ruptura

$\epsilon_{esc}$  – Deformação de escoamento

$\epsilon_{mt}$  – Deformação no ponto de máxima tensão

$\epsilon_{rup}$  – Deformação na ruptura

# Capítulo 1

## Introdução

O desenvolvimento e otimização dos modelos industriais e seus processos de fabricação são possíveis a partir de inovações tecnológicas, pesquisas avançadas associadas a novos modelos de manufatura, desenvolvimento de materiais compatíveis e inovadores, e confecção de peças com design mais elaborados e chamativos; tudo isso somado também, às demandas habituais de baixo custo e qualidade do produto, exigidas pelo modelo de mercado competitivo atual.

A Manufatura Aditiva (MA), também conhecida como impressão 3D, é uma tendência recente na confecção de peças devido à suas várias otimizações quando comparada a modelos convencionais de fabricação. Na manufatura aditiva, a produção das peças é feita adicionando material camada por camada, o que proporciona uma maior liberdade no momento da produção, sendo possível confeccionar e projetar peças com geometrias complexas, além de haver desperdício quase zero de material. Tais benefícios advindos da manufatura aditiva fizeram com que o investimento tecnológico e intelectual acerca desta área se tornassem vigentes em inúmeros centros de pesquisa no mundo todo (Abdulhameed et al. 2019).

Este processo de fabricação por adição de material pode ser realizada nos mais variados setores, utilizando vários materiais, incluindo polímeros, cerâmicas, metais e até materiais orgânicos que são foco de muitas pesquisas atualmente (Vafadar et al. 2021). Wohlers et al. (2020) apresentam em seu estudo que espera-se um faturamento de até US\$15, 8 bilhões em peças confeccionadas por manufatura aditiva em todo o mundo nos próximos anos. Têm-se na figura 1.1 a distribuição das receitas acerca da manufatura aditiva ao longo dos mais variados setores no ano de 2018, mostrando que além do crescimento da aplicação de MA no setor hospitalar, os setores automotivo, aeroespacial e fabril, com desenvolvimento de maquinários industriais em geral são os principais pólos de desenvolvimento industrial e financeiro que utilizam de técnicas da manufatura aditiva.

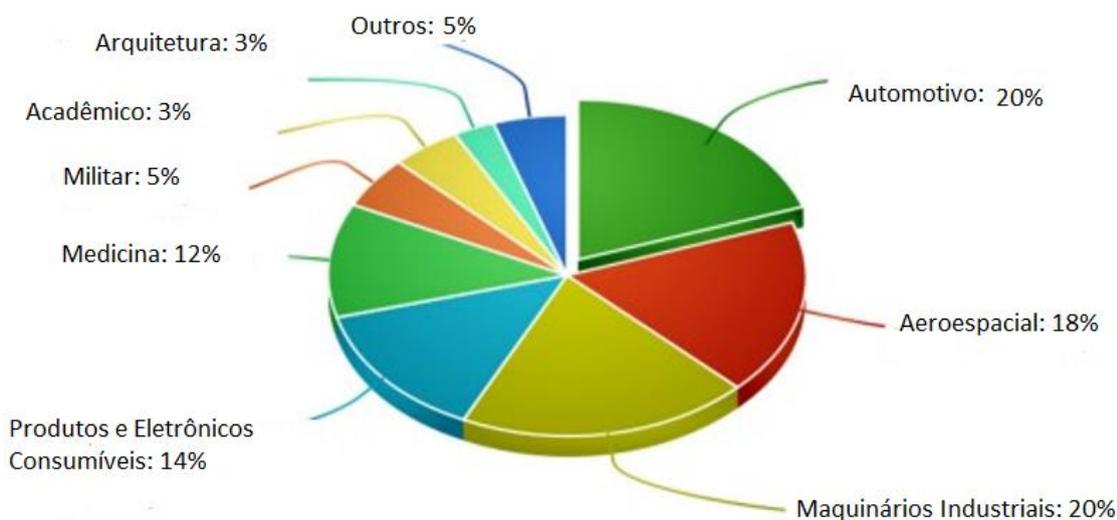


Figura 1.1: Distribuição das receitas acerca da manufatura aditiva em variados setores (Vafadar et al. 2021).

Ainda como uma demonstração desta amplitude de atuação da manufatura aditiva, e a liberdade de geometria para projeto, na figura 1.2 têm-se algumas peças confeccionadas a partir deste modelo de manufatura. Na figura 1.2 (a) setor industrial de decoração e design personalizado, na figura 1.2 (b) na indústria hospitalar, com inúmeras aplicações de próteses, como é o caso desta mão biônica desenvolvida pela UNIFESP (Universidade Federal de São Paulo), além objetos facilitadores, bonecos para estudo e até mesmo a impressão de órgãos, e na figura 1.2 (c) a confecção de peças para o setor automobilístico e aeroespacial com a confecção de peças estruturais, e também com ampla utilização na prototipagem.



Figura 1.2: Diferentes peças confeccionadas por manufatura aditiva (a) decoração e design personalizado (Mousta, 2022), (b) setor hospitalar (Unifesp, 2016), (c) setor automobilístico e aeroespacial (Aeromagazine UOL, 2022).

Dando um enfoque maior ao setor industrial aeroespacial, as técnicas e tecnologias para manufatura aditiva estão se tornando cada vez mais presentes nas grandes empresas deste setor. Como mostrado na figura 1.3, na qual têm-se em (a) uma grande ferramenta de peça única para o programa 777X da *Boeing*, em parceria com a *Thermwood Corporation* (b) um motor UltraFan produzido pela *Rolls Royce* em 2017 e testado em 2018 e tem previsão para entrar no mercado em 2025, no lançamento da aeronave executiva com 10 lugares da *Textron Aviation*; que conta com mais de 20 mil peças e possui um número significativo de componentes impressos (Silva 2019).

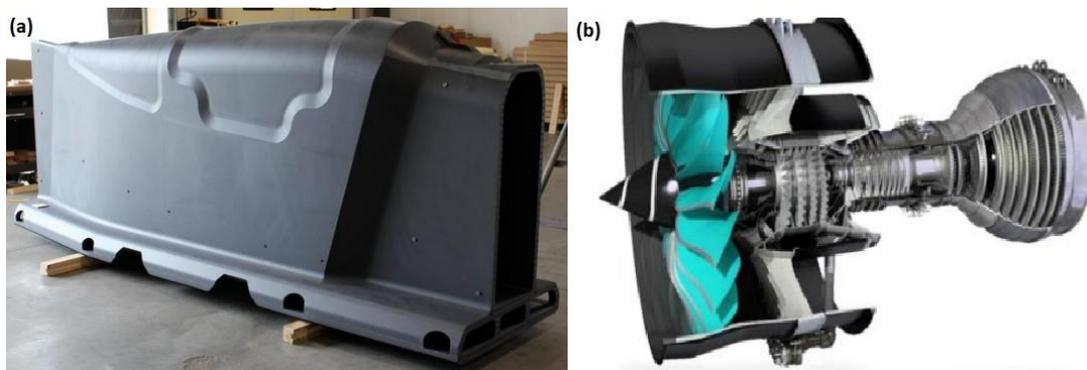


Figura 1.3: Peças impressas por grandes empresas do setor aeroespacial: (a) Peça única produzida pela *Boeing* em parceria com a *Thermwood Corporation* (Boeing, 2020), e (b) motor produzido pela *Rolls Royce* com maioria dos componentes impressos (Silva 2019) apud *Rolls-Royce®*.

Ainda no cenário aeroespacial, têm-se a empresa nacional Embraer, que também conta com estudos acerca da manufatura aditiva. Na figura 1.4 é mostrado uma asa impressa pela empresa, que utiliza da tecnologia *Selective Laser Melting* (SLM) para a fabricação de protótipos em materiais compósitos, e caso validados, já podem se tornar tecnologias consolidadas e amplamente utilizadas na empresa (Aires et al. 2019).



Figura 1.4: Asa impressa pela Embraer para estudos e prototipagem (Zutin 2021).

A medida que novos processos de manufatura aditiva se desenvolvem, novas vertentes também surgem, como é o caso da micro manufatura aditiva ( $\mu$ -WAAM), que utiliza o processo de manufatura aditiva por deposição a arco como princípio, a partir de arames com diâmetros na escala micro ( $\mu$ ). Esta variação da manufatura aditiva por deposição a arco surgiu como um meio de otimização de dois processos, (i) SLM (*Selective Laser Melting*), que possui alta precisão porém com baixa taxa de deposição, e (ii) WAAM (*Wire and Arc Additive Manufacturing*) que possui altas taxas de deposição porém com baixa precisão. Na figura 1.5 têm-se uma esquematização desta otimização da  $\mu$ -WAAM em relação aos outros dois processos de deposição (Oliveira, Gouveia e Santos 2022).

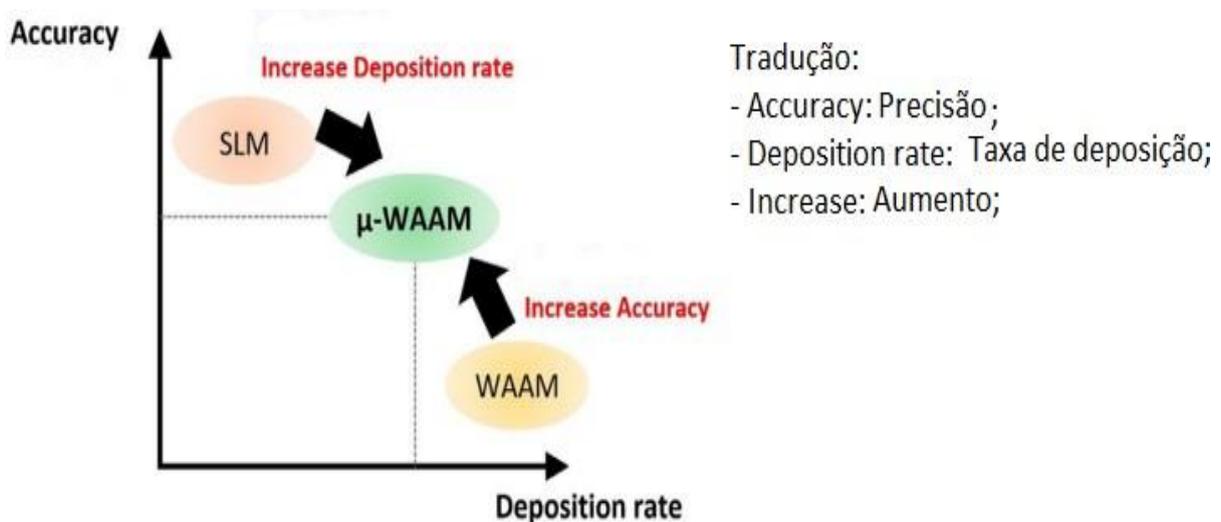


Figura 1.5: Desenvolvimento da  $\mu$ -WAAM como otimização dos processos WAAM e SLM (Oliveira, Gouveia e Santos 2022).

Outra variação da manufatura aditiva, que é utilizada para a confecção de peças com altas dimensões é conhecida como *Big Area Additive Manufacturing* (BAAM). Na figura 1.6 têm-se o braço robótico utilizado para a confecção de peças por BAAM pela empresa *Lockheed Martin* em parceria com o laboratório *Oak Ridge National Laboratory* (ORNL) para a produção de peças com todas as suas dimensões na escala de metros. Esta tecnologia pode ser utilizada para a impressão de pellets de polímeros, resinas, reforços de fibra e alguns materiais compósitos

(Holshouser et al. 2013).



Figura 1.6: Braço robótico utilizado para o processo de BAAM (Holshouser et al. 2013).

## 1.1 Motivação

Como mostrado previamente, a manufatura aditiva é uma técnica industrial revolucionária que vêm recebendo bastante incentivo financeiro, tecnológico e intelectual em grandes centros de pesquisa a industriais ao redor do mundo todo, devido às suas inúmeras vantagens aplicáveis nos meios de produção. Uma das tecnologias bastante utilizadas para a impressão de peças metálicas, é através da manufatura aditiva por deposição a arco, que foi utilizada no presente projeto. Para esta tecnologia de impressão metálica, pode ser observado que a América do Sul não possui grandes centros de pesquisa como é mostrado na figura 1.7. Na qual também é possível analisar os principais países e suas respectivas Universidades em que a Manufatura Aditiva por Deposição a Arco Elétrico é amplamente estudada. Portanto, têm-se a motivação de contribuir com os estudos acerca do tema, para que o Brasil se torne potencialmente um dos países influentes em pesquisas nesta área em cenário Internacional. Além disso, têm-se que algumas propriedades mecânicas de materiais metálicos confeccionados por manufatura aditiva por deposição a arco, não são compatíveis com as analisadas em teoria ou quando o material é usinado por outras maneiras convencionais. E também pode ser observado o fenômeno de anisotropia nas peças impressas, ou seja, propriedades mecânicas e comportamentos diferentes para corpos de prova retirados em direções distintas. Portanto têm-se a segunda motivação do atual trabalho, que é contribuir com os estudos acerca das propriedades mecânicas dos metais confeccionados a partir da manufatura aditiva, para que tal tecnologia continue evoluindo e sendo cada vez mais presente e impactante nos modelos industriais, devido às suas inúmeras vantagens previamente citadas

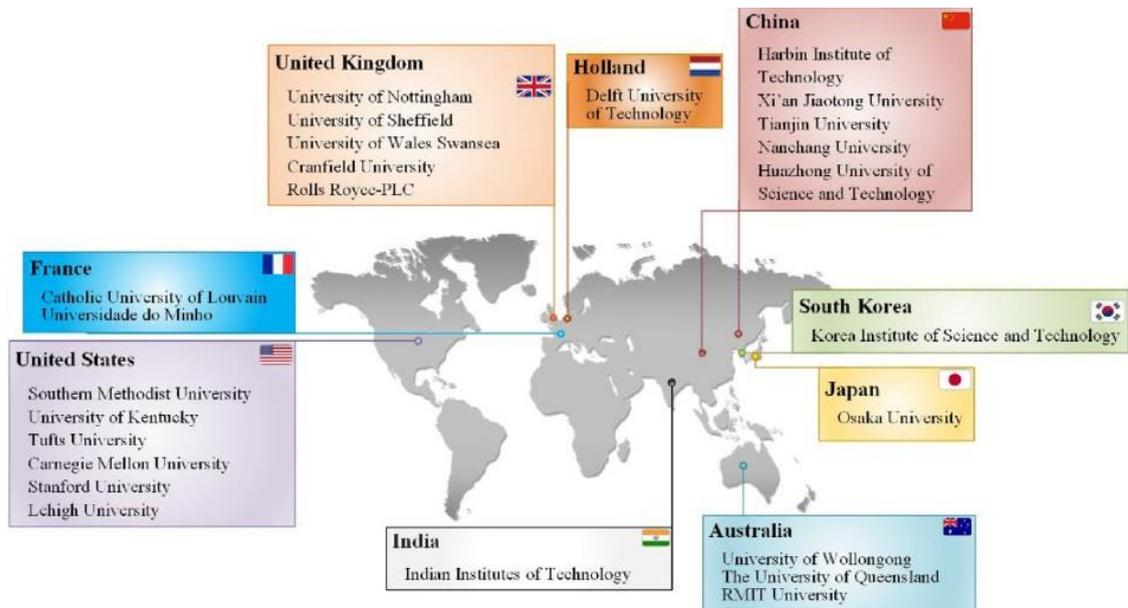


Figura 1.7: Principais centros de pesquisa acerca da manufatura aditiva por deposição a arco elétrico (Wu et al. 2018).

## 1.2. Justificativa

A medida que grandes oscilações de temperatura são capazes de alterar a microestrutura presente nos materiais - além do tamanho e arranjo dos grãos - e como consequência disso, algumas propriedades mecânicas do material também são alteradas. Têm-se, portanto, como justificativa do atual projeto, a realização de tratamento térmico de recozimento no material ER70S-6, buscando grãos mais refinados e homogêneos que contribuam com a redução da anisotropia no material e buscando também um melhor balanço das propriedades estudadas do material.

## 1.3. Objetivo

O atual projeto consiste na realização de tratamentos térmicos em peças impressas a partir da técnica de manufatura aditiva por deposição a arco (*Wire and Arc Additive Manufacturing-WAAM*) do material ER70S-6 com baixo teor de Carbono. E os principais objetivos do projeto consistem em:

- Realizar de ensaios de tração após a aplicação do tratamento térmico, a fim de verificar a influência de cada tratamento na ductilidade do material, assim como as tensões de engenharia presentes;
- Verificar se houve redução na anisotropia presente no material, para isso foram realizados ensaios de ensaios de tração e microdureza Vickers em corpos de prova retirados nas direções horizontal e vertical da peça depositada.
- Verificar a microdureza do material após a aplicação do tratamento térmico, em vários pontos diferentes e comparar com estudos sem tratamento térmico
- Analisar a fratura do material após os ensaios de tração, a fim de observar as regiões mais críticas e propícias a falhas;

#### 2.1 Processos de Soldagem

##### 2.1.1 Análise Introdutória e Importância Industrial

Soldagem é um processo capaz de unir de maneira permanente, duas ou mais peças. Sendo que é um processo abrangente e pode ser realizado em vários materiais, como: metais, alguns materiais orgânicos, polímeros, resinas, dentre outros. Devido a sua versatilidade, os processos de soldagem foram divididos em duas categorias mais amplas, os processos que necessitam da aplicação de pressão (deformação); e os que não necessitam de pressão (soldagem por fusão) (Modenesi e Bracarense, 2007 p.3).

Os processos de soldagem foram evoluindo bastante ao longo dos anos, e, em meados da Segunda Guerra Mundial, que tal método foi impulsionado, aprimorado e diversificado; por conta da necessidade de utilizar a soldagem na construção de navios, submarinos, aviões, armas. Ou seja, várias aplicações diferentes que necessitavam de processos de soldagem para diferentes materiais, tamanhos, e aplicações (Wainer, Brandi e Mello 2004). A medida em que novos processos foram sendo desenvolvidos, a gama de aplicações de soldagem também foi aumentando; e atualmente, tais processos são atuantes em praticamente todos os setores industriais e comerciais. Um bom exemplo dessa vasta área de atuação dos processos de soldagem está indicada na figura 2.1, na qual é possível observar (a) soldagem sub-aquática, (b) soldagem de componentes elétricos, (c) soldagem de estruturas metálicas e (d) soldagem em tubulações.

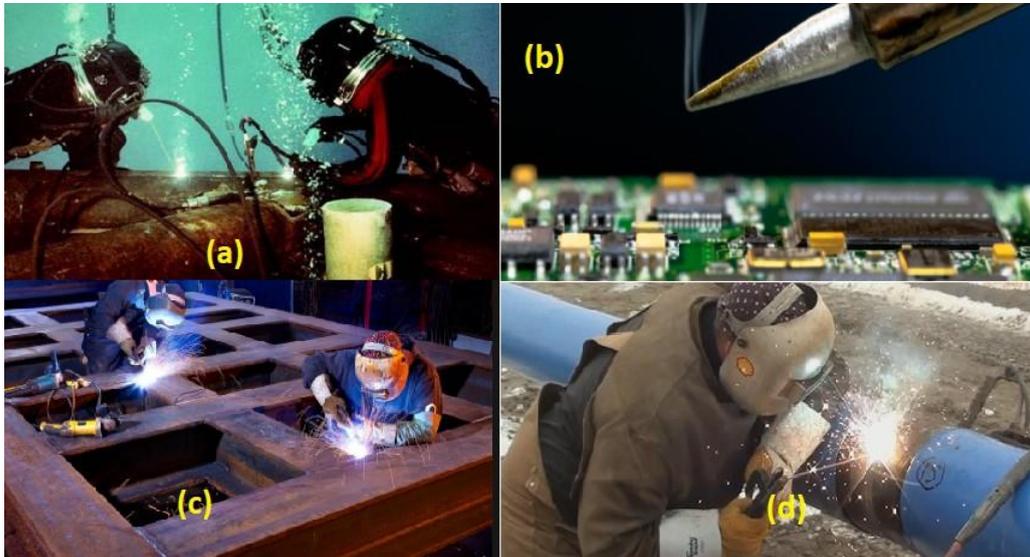


Figura 2.1: (a) soldagem subaquática (Amaral et al. 2021), (b) brasagem em componentes elétricos (UsinaInfo, 2022), (c) soldagem em estruturas metálicas (UsinaInfo, 2022) (d) soldagem em tubulações (Mecânica Industrial, 2022).

Como visto, os processos de soldagem não se limitam apenas à união de metais, outro exemplo de material interessante é a soldagem de materiais orgânicos, este tipo de tecnologia vem ganhando força no século XXI, com muitas pesquisas realizadas principalmente para o setor hospitalar. Bunge et al. (2020) realizam um projeto com soldagem do líquido iônico da

estrutura metal-ôrgânica UIO-66-NH<sub>2</sub> com fibras de algodão liso. Com auxílio de um microscópio de varredura eletrônica, têm-se na parte superior da figura 2.2, as fibras de algodão antes da soldagem ser feita; e na parte inferior, após o processo ser concluído. Dentre outras alternativas para esta categoria de soldagem, ela pode ser realizada colocando diretamente o tecido na solução do líquido iônico, ou utilizando técnicas de aerografia. Os autores chegaram a conclusão de que a partir deste processo de soldagem, é possível produzir fibras com uma área de superfície bastante elevada (entre 50 e 100 m<sup>2</sup>/g), e que o processo pode ser feito em grande escala, incorporando e desenvolvendo vários líquidos iônicos diferentes. Os processos de soldagem de tecidos orgânicos estão em constante evolução, já existindo estudos envolvendo a união de tecidos vivos.

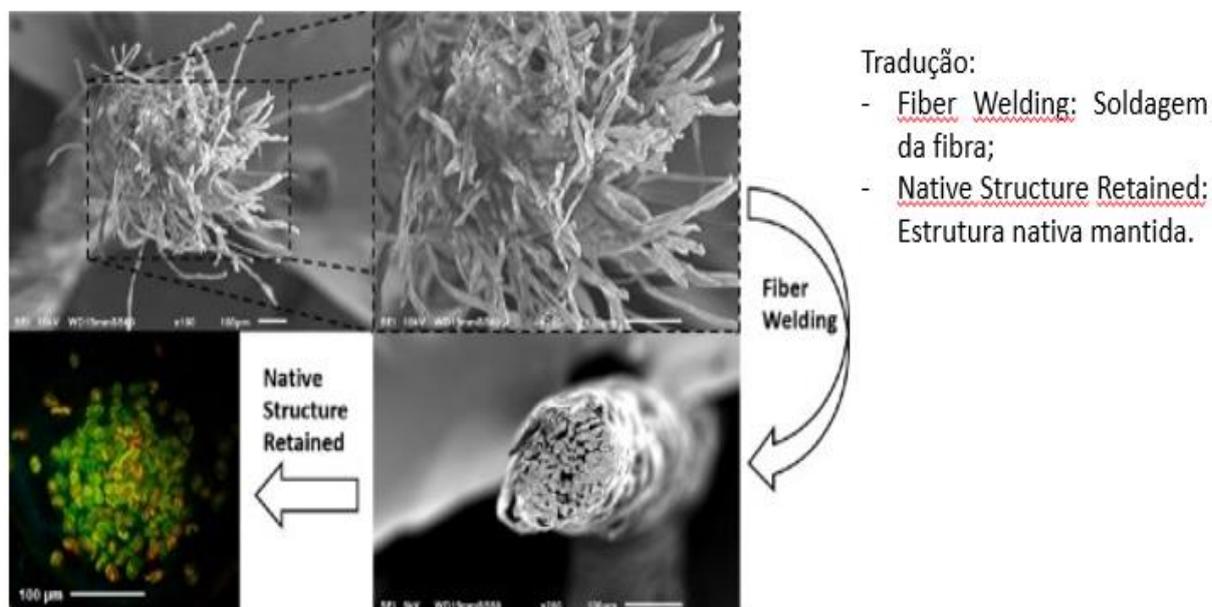


Figura 2.2: Soldagem do líquido iônico da estrutura metal-orgânica UIO-66-NH<sub>2</sub> com fibras de algodão (Bunge et al. 2020).

Devido a variedade de aplicações dos processos de soldagem, surgiu a necessidade de desenvolver novos métodos, além de diferenciar e otimizar os já existentes. Em busca de entender como cada parâmetro tem a sua parcela de influência, e como controlá-los; saber indicar qual processo de soldagem é o mais indicado para determinada aplicação; como aprimorar e desenvolver as técnicas de soldagem para contribuir na manufatura aditiva de metais, dentre outras aplicações.

### 2.1.2 Processos de Soldagem por Fusão

Nos processos de soldagem por fusão, a união entre duas peças metálicas ocorre por meio de uma fonte de energia em forma de calor, porém sem a aplicação de pressão. Normalmente, as temperaturas são altas e variam de 1000° C a 20000° C, dependendo do tipo de processo que será utilizado. Existem várias categorias e subcategorias com métodos diferentes para os processos de soldagem por fusão, que se diferem por vários motivos, como fonte de calor, aplicação, energia gasta e tipo de aparato utilizado (Modenesi, Marques e Santos 2012). No modelo industrial atual, os processos de soldagem por fusão mais utilizados, são os processos de soldagem a arco elétrico. Na tabela 2.1, têm-se algumas maneiras de realização de soldagem por fusão, utilizando arco elétrico como fonte de energia:

Processo	Tipo de corrente	Outras características	Aplicações
Eletrodo Revestido	Contínua (Eletrodo + ou -) ou alternada	Manual; vareta metálica recoberta por camada de revestimento	Soldagem de todos metais, exceto cobre puro, metais preciosos reativos e de baixo ponto de fusão
MIG/MAG	Contínua (Eletrodo+)	Automática ou semiautomática; Inerte ou oxidante; O arame é sólido.	Soldagem aço carbono baixa e alta liga. Espessura > 1mm. Qualquer posição
Plasma	Contínua (Eletrodo-)	Manual ou Automática; Arame adicionado separadamente; Eletrodo de Tungstênio; Arco constricto por bocal.	Todos os metais com exceção do Zn, Be e suas ligas, com espessuras até 1,5 mm. Passes de raiz.
TIG	Contínua (Eletrodo -) ou alternada	Manual ou automática; Eletrodo de Tungstênio não consumível; Arame adicionado separadamente	Todos os metais com exceção do Zn, Be e suas ligas, com espessuras entre 1 e 6mm. Solda ferrosos e não ferrosos

Tabela 2.1: Processos de soldagem tendo como fonte de energia o arco elétrico. (Adaptado de (Modenesi, Marques e Santos 2012) p 1.8).

### 2.1.2.1 Processo de Soldagem MIG/MAG

No processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), também indicado por MIG (*Metal Inert Gas*)/MAG (*Metal Active Gas*), o arco elétrico também é a fonte de calor, e é formado entre um eletrodo maciço - alimentado de forma contínua - e a peça que será soldada. Neste processo, o eletrodo é consumível, e é necessário o uso de um gás para proteção para a poça de fusão, podendo ser um gás inerte ou oxidante (Machado 1996). Na figura 2.3 têm-se uma esquematização do equipamento utilizado no processo MIG/MAG, assim como a descrição dos seus componentes. O processo MIG/MAG pode ter também mecanismos semiautomáticos ou automatizados (ESAB, 2006). No primeiro caso, o processo é realizado por um operador que manuseia o aparato; para isso, são necessários a tocha de soldagem e seus acessórios; alimentador de arame; fonte de energia; e o sistema de fornecimento do gás de proteção. Já no caso automatizado, a soldagem é feita por robôs com controles digitais; e, para isso, têm-se um arame contínuo e a corrente que passa pelo eletrodo tem uma densidade bem mais elevada. A medida que o arco elétrico funde o arame, gotas de material vão se formando e são transferidas para a peça de trabalho (Modenesi, Marques e Santos 2012 p.1.12).

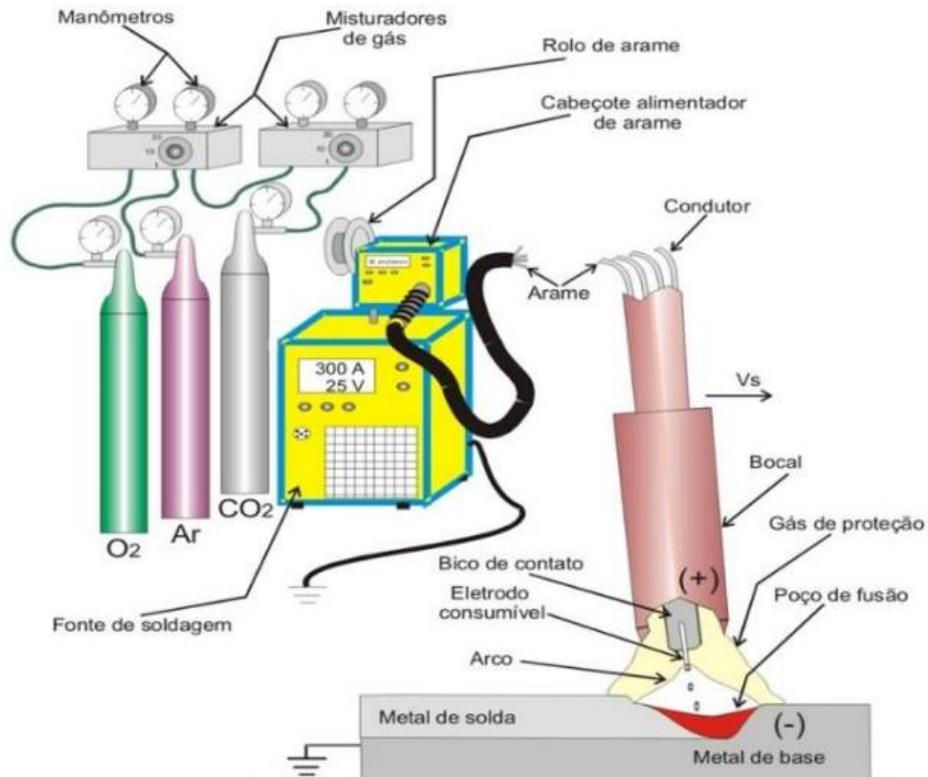


Figura 2.3: Aparato utilizado no processo MIG/MAG/ (Batista 2018).

Existem três modos convencionais de transferência metálica neste processo, a movimentação do material ocorre através do arco elétrico gerado pelo eletrodo, na poça da soldagem. Tais maneiras se diferenciam pelas intensidades de tensão do arco elétrico e correntes de soldagem (Castro, 2017). Na figura 2.4, pode ser observado as faixas de tensão e corrente em que cada tipo de transferência ocorre. Para valores elevados de corrente e tensão, têm-se transferência por spray; caso a mesma faixa de tensão seja mantida, e a corrente é reduzida, ocorre a transferência globular; e para casos de baixa tensão, a transferência metálica é por curto-circuito.

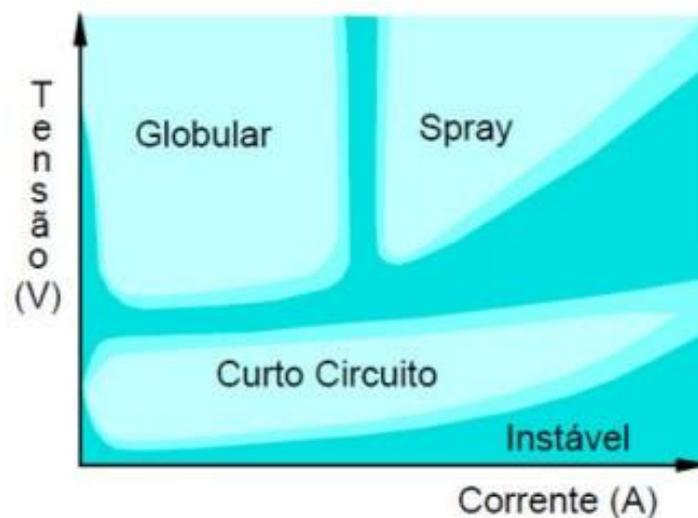


Figura 2.4: Diferentes modos de transferência metálica em função da corrente de soldagem e da tensão do arco elétrico (Modenesi, Marques e Santos 2012 p.70-71).

**i) Transferência por spray:** Neste caso, têm-se as duas grandezas (corrente de soldagem e tensão de arco) com valores maiores. Portanto, será gerada uma gota metálica menor que o diâmetro do arame; também é conhecida por deposição por pulverização (Zhao e Chung 2018). Na figura 2.5 pode ser observado o momento em que a transferência ocorre, sendo em (a) o momento em que a primeira gota do material começa a se desprender do arame; (b) desprendimento total do material; (c) enquanto a primeira gota está sendo depositada, uma segunda gota começa a se formar na extremidade do arame; (d) primeira gota entra em contato com a poça de fusão e a segunda gota ainda em formação; (e) primeira gota depositada e segunda gota se desprende do arame. (f) desprendimento total da segunda gota.

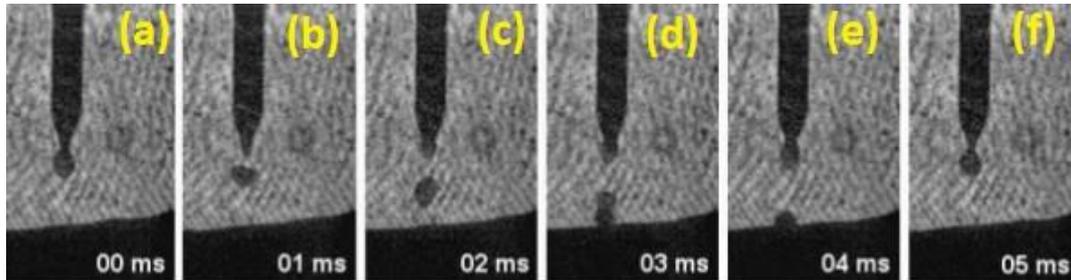


Figura 2.5: Transferência por spray. Adaptado de (Modenesi e Bracarense 2007).

**ii) Transferência Globular:** Deposição do material quando têm-se uma corrente de soldagem baixa, mas sendo operada nas mesmas tensões de arco elétrico da deposição por spray. Desta maneira, as gotículas de material terão um diâmetro maior que o do arame (Zhao e Chung 2018). Na figura 2.6 têm-se o momento da transferência, em (a) a gota está se desprendendo do arame, e (b) a gota depositada na poça de fusão; e o valor  $\Delta S_g$  indica a distância na qual o centro da gota se deslocou.

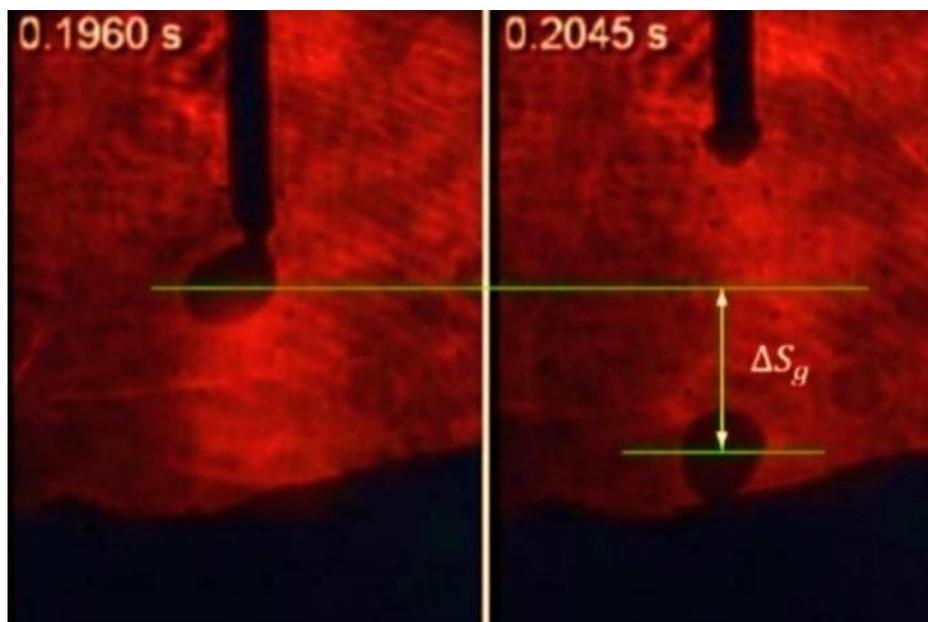


Figura 2.6: Transferência Globular (Scotti et al. 2019).

**iii) Transferência por curto circuito:** Neste caso, devido ao curto circuito gerado pelo toque da ponta do arame na poça de deposição, têm-se baixos valores de tensão de arco. Com isso, a corrente de soldagem aumenta até um certo ponto onde a gota de material é puxada pela tensão superficial da poça de deposição (Castro 2017). Na figura 2.7 têm-se a esquematização da transferência metálica, em que (1) o curto circuito ocorre e o arame é afastado da peça de

trabalho; (2) após curto circuito, o arame se aproxima da peça com baixos valores de corrente; (3) a amperagem da corrente de soldagem vai aumentando, e a poça de fusão começa a se formar, com o arame se aproximando da mesma; (4) a tensão superficial da poça de deposição faz com que o material se desprenda do arame, que por sua vez é afastado da poça de fusão novamente.

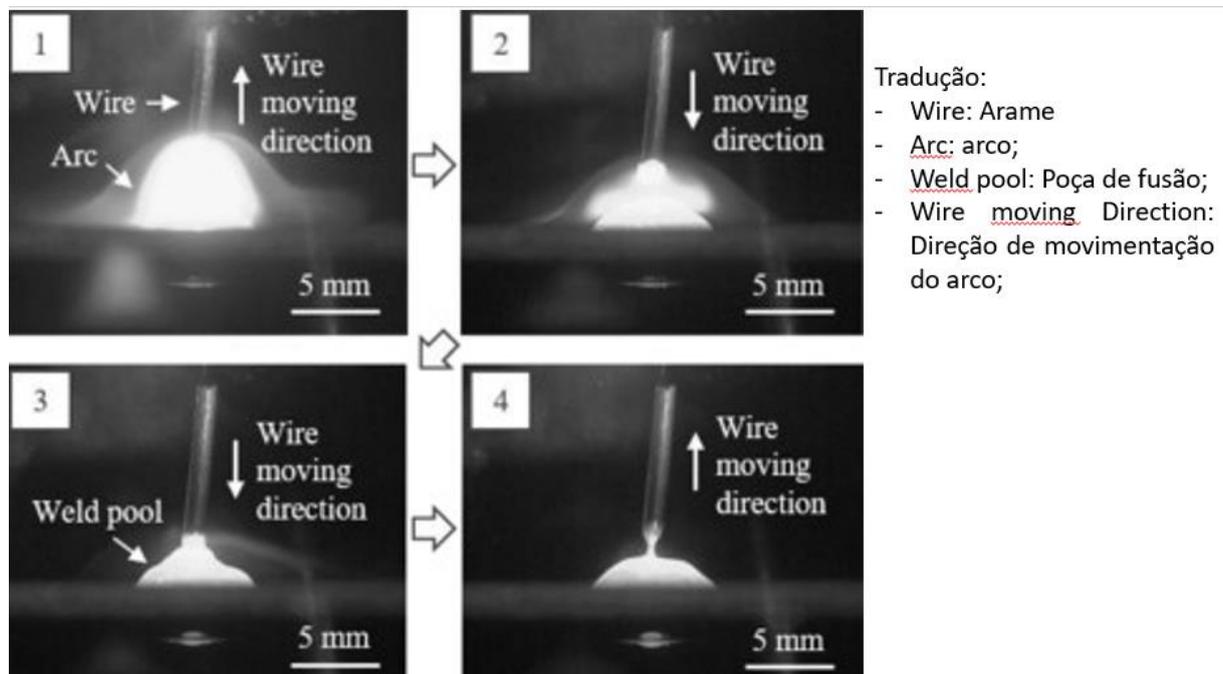


Figura 2.7: Processo de transferência por curto-circuito capturado por câmeras de alta velocidade (Eda, Ogino e Asai 2020).

Além destes três métodos principais de deposição de material no processo de soldagem MIG/MAG; têm-se também a deposição MIG/MAG pulsado, que necessita de um aparato específico para sua aplicação. Pois neste processo, os valores de corrente podem ser ajustados e controlados com maior flexibilidade e facilidade, utilizando pulsos de corrente. Uma das principais funções do MIG/MAG pulsado é alinhar e conciliar vantagens da deposição por spray (arco com alta estabilidade, soldas com bom acabamento superficial) e da deposição por curto circuito (soldagem em chapas de menor espessura e com maior liberdade posicional) (Miranda e Ferraresi 2003).

**iv) Deposição MIG/MAG pulsado:** Na deposição por pulsos, normalmente são estabelecidos dois valores de corrente; um valor mais baixo que indica a corrente de base ( $I_b$ ) e outro valor mais alto denominado corrente de pulso ( $I_p$ ). Ambas as correntes também possuem um tempo específico, tempo de base ( $T_b$ ) e tempo de pulso ( $T_p$ ) (Craig 1987). Na figura 2.8, têm-se a esquematização simplificada da forma de onda que os pulsos se formam ao longo da transferência metálica. Os autores Modenesi e Bracarense (2007) indicam  $I_c$  como o valor de corrente limite para a utilização da deposição por spray. Normalmente, os baixos valores de  $I_b$  são definidos para manter a estabilidade do arco, após isso, os pulsos são iniciados.

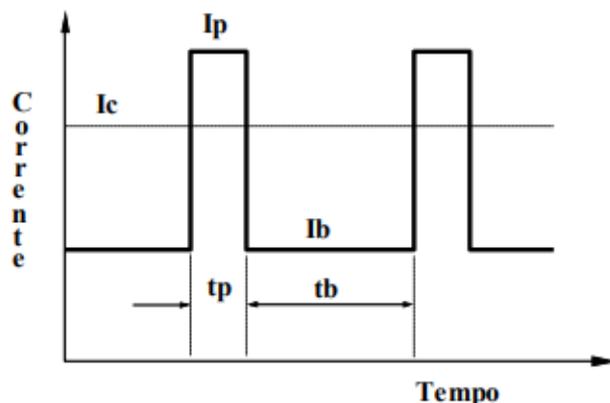


Figura 2.8: Indicação das correntes e tempos na deposição por pulsos ((Modenesi, Marques e Santos 2012) p. 89).

O tempo de pulso é um fator muito importante no processo MIG/MAG pulsado, pois é ele quem vai determinar de qual maneira o material será depositado. Modenesi, Marques e Santos (2012) indicam que para tempos de pulso mais longos, a transferência de material é de mais de uma gota por pulso (+UGPP), portanto pode ser caracterizada como spray; e para tempos muito curtos de pulso, a deposição é de menos de uma gota por pulso (-UGPP); há também uma deposição intermediária, ou UGPP, na qual têm-se a deposição de uma gota de material por pulso.

Zhai et al. (2020) fizeram um comparativo entre os três modos de deposição previamente citados (-UGPP, UGPP e +UGPP), analisando algumas características como aparência, microestrutura, microdureza, propriedades de tração e resistência ao impacto do aço Q345. Os parâmetros de soldagem são listados na tabela 2.2. Pode ser observado que as correntes médias das condições UGPP e +UGPP são semelhantes; contudo, a corrente média da condição -UGPP é maior em praticamente 15A, contribuindo assim, para seu maior aporte de calor. Apesar das condições UGPP e +UGPP terem aportes de calor e corrente semelhantes, a distribuição dos grãos se mostrou mais uniforme na primeira condição.

Transferência metálica	Frequência (Hz)	Corrente média (A)	Tensão média (V)	Aporte de calor (J/mm)
-UGPP	129	128	24,4	625
UGPP	96	113	23,8	538
+UGPP	68	115	23,1	531

Tabela 2.2: Parâmetros de soldagem para as três condições de transferência metálica por pulso no processo MIG/MAG pulsado (Zhai et al. 2020).

Além disso, a profundidade de penetração em UGPP foi cerca de 10% maior em relação aos outros dois modos. Também vale ressaltar que a quantidade de fumaça presente na chapa de aço após a soldagem, se mostrou menor no modo UGPP, o que facilita na limpeza, economiza tempo e aumenta a eficiência e poder de produção (Zhai et al. 2020). Na figura 2.9 também pode ser observado, que após submetidos a valores semelhantes (entre 550 e 600 MPa) nos testes de tração, o maior alongamento pôde ser visto no modelo UGPP (ODPP, em inglês), com aproximadamente 27%; enquanto os modos -UGPP (ODMP) e +UGPP(MDPP) têm aproximadamente 18% e 23% respectivamente. Pôde ser concluído pelos autores que a condição UGPP se mostrou a mais estável para o processo de soldagem MIG/MAG pulsado, pois possui maior penetração de solda, menor quantidade de fumaça produzida, maior alongamento quando submetido à tração, e distribuição dos grãos mais uniformes.

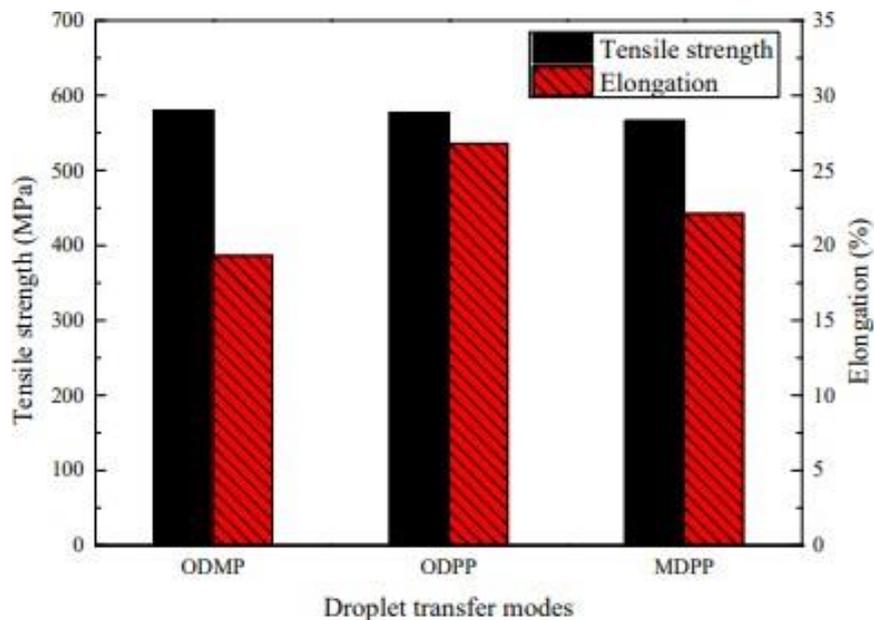


Figura 2.9: Análise do alongamento das peças soldadas com: -UGPP (ODMP); UGPP (ODPP); e +UGPP(MDPP); após ensaio de tração (Zhai et al. 2020).

### 2.1.3. Cold Metal Transfer

O processo de soldagem Cold Metal Transfer (CMT) foi desenvolvido pela *Fronius* em 2004. Tal processo pode ser caracterizado como um MIG/MAG modificado. Baseado no modelo de deposição de material por curto circuito, previamente citado, o CMT se diferencia do MIG/MAG pois possui um sistema de corte mecânico da gota do material fundido, sistema não encontrado previamente nos outros processos (Furukawa 2006). Este processo possui um sistema de controle de deposição de material a baixas temperaturas de entrada; e possui um sistema de alimentação de arame acoplado com controle digital (Pickin e Young 2006). Ou seja, é um processo que requer um aparato específico, com controle digital de alta velocidade, como na figura 2.10.

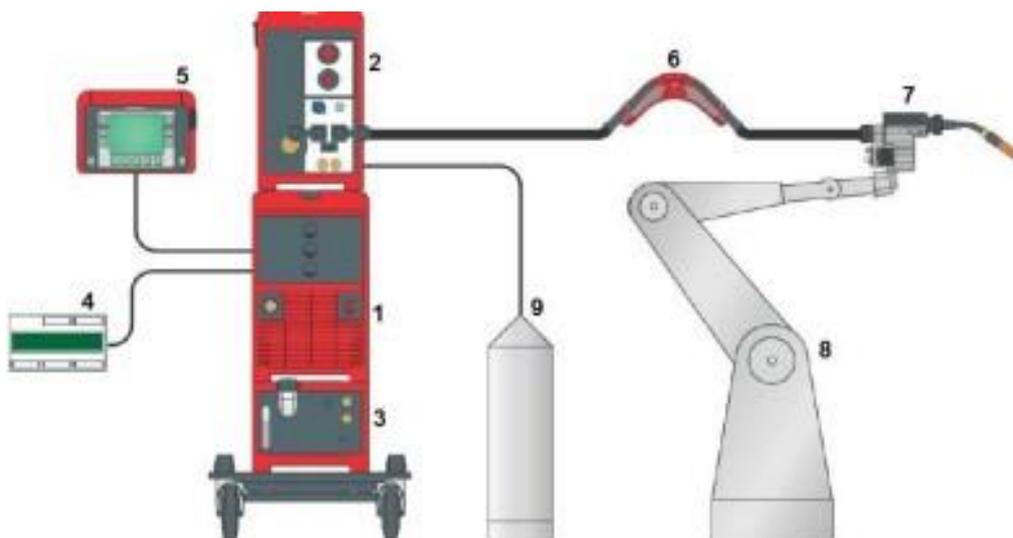


Figura 2.10.: 1 – Fonte de Alimentação; 2 – Cabeçote alimentador; 3 – Refrigeração; 4 – Interface ; 5 – Unidade de Controle Remoto (RCU 5000i); 6 – Buffer de arame; 7 – Tocha; 8 – Dispositivo manipulador (Robô); 9 – Gás de proteção. (Marques et al. 2013).

Existem duas características principais desta tecnologia de soldagem. Primeiramente, os baixos valores de corrente no curto-circuito, que correspondem às temperaturas de entrada reduzidas; a outra característica é o controle do curto-circuito gerado, que se mantém estável. O controle digital do aparato também atua no sistema de deposição de material, como é ilustrado na figura 2.11, pode ser observado que quando a ponta do arame do eletrodo entra em contato com a poça de material fundido. O servomotor *Robacter Drive* inverte a direção da tocha de usinagem; fazendo com que o arame retraia e o material seja depositado na poça de fusão. Enquanto a transferência de material para a peça de trabalho é feita, os valores de corrente caem para quase zero, evitando o surgimento de respingos. Após completada a transferência do metal, o arco elétrico gerado é reiniciado, e o arame é alimentado com os valores iniciais de corrente definidos (Selvi, Vishvaksenan e Rajasekar 2018).

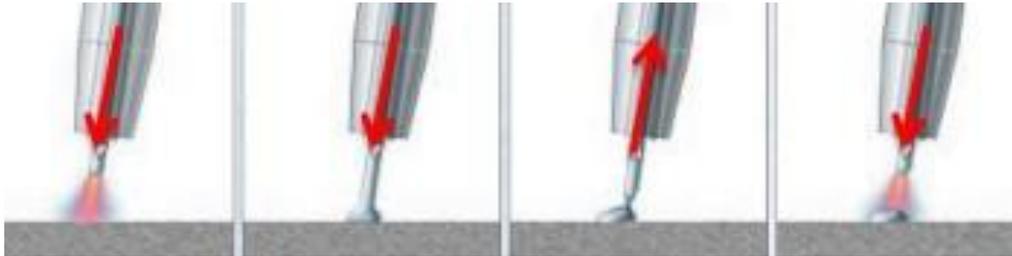


Figura 2.11: Controle da extremidade do arame no CMT (Marques et al. 2013).

Neste processo, têm-se quatro formas de arco elétrico: CMT convencional (previamente citado); *pulsed CMT* (C + P); *advanced CMT* (C + A); e *pulsed advanced CMT* (C + P + A) (Cong, Ding e Williams 2015).

#### i) *Pulsed CMT*:

Este modo de transferência é uma combinação entre o CMT convencional, e um modo pulsado projetado para ter transferência equivalente a UGPP. Após o pulso, a transferência do material se adequa ao CMT convencional, ou seja, é feita uma deposição por curto-circuito, e o ciclo se repete (Pang et al. 2016). Neste processo, o material do eletrodo é fundido no momento em que o arco elétrico atinge o pico do pulso (correntes mais elevadas). Após fusão, o valor da corrente cai, e a intensidade do arco elétrico cai drasticamente; fazendo com que a soldagem entre no período de base do pulso, e ocorre o desprendimento do material fundido (Zhang et al. 2015). Liu et al. (2020) mostram na figura 2.12, a diferença dos valores de corrente e tensão ao longo da soldagem no (a) CMT convencional e (b) *pulsed CMT*.

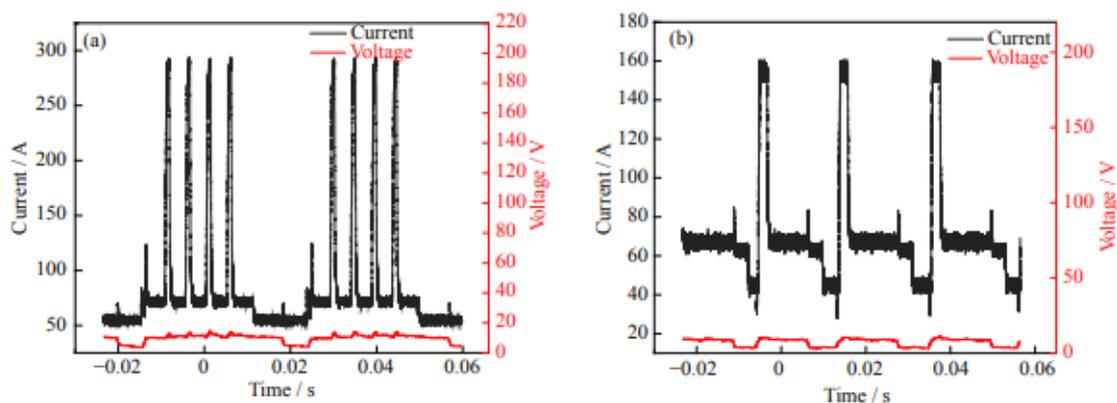


Figura 2.12: Análise de corrente e tensão durante a soldagem usando CMT convencional (a) e *pulsed CMT* (b). (Liu et al. 2020)

(Pang et al. 2016) fizeram uma análise comparativa entre CMT convencional e *pulsed* CMT; os experimentos foram realizados com um metal de base (AA6061-T6), um arame de enchimento (ER4043) com diâmetro de 1.2 mm. Pôde ser observado que a corrente de arco fornecida nos pulsos é bem maior que a corrente de arco no CMT convencional, resultando assim em uma melhora na entrada de calor do processo. Portanto o *pulsed* CMT fornece maior aporte de calor do que o CMT convencional; desta maneira, o *pulsed* CMT possui maior penetração e menor ângulo de contato do cordão de solda.

## ii) *Advanced* CMT:

Cong et al. (2017) também fizeram um comparativo entre *pulsed* CMT e *advanced* CMT, no qual ele utiliza destes processos para fazer a impressão (por manufatura aditiva) de peças da liga de Al-6,3%Cu; foi utilizado também o arame ER2319 (1,2 mm de diâmetro) e a placa 2219-T87 (200 mm × 200 mm × 19 mm de dimensão). Na figura 2.3, têm-se a análise dos parâmetros elétricos envolvidos em ambos os processos. Foi observado que o *advanced* CMT possui um menor aporte de calor - quando comparado ao *pulsed* CMT - fazendo com que o *advanced* CMT controle sua porosidade de maneira mais eficiente. Vale ressaltar, que o arco elétrico no *advanced* CMT possui corrente alternada, de modo com que os ciclos positivos e negativos se alterem e isso também influencia para ter um menor número de poros. Além disso, com auxílio de microscópios digitais, pôde ser observado que a microestrutura presente nas amostras do *advanced* CMT são mais refinadas.

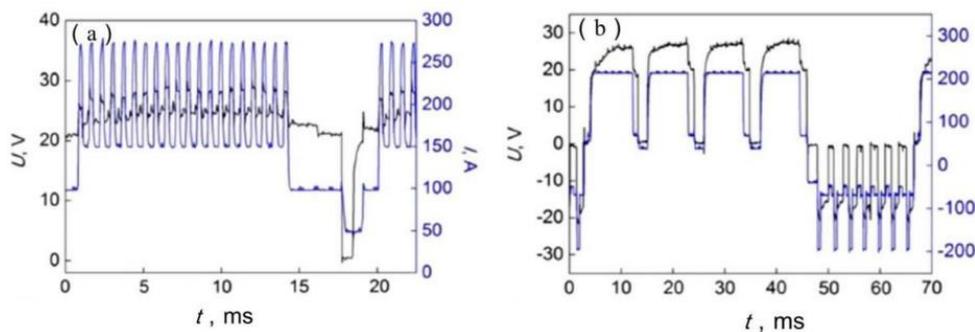


Figura 2.13: Variação dos parâmetros elétricos durante a soldagem utilizando *pulsed* CMT (a) e *advanced* CMT (b) (Cong et al. 2017).

Na tabela 2.3 podem ser observados alguns parâmetros utilizados na deposição de paredes finas e blocos com as tecnologias de *pulsed* CMT e *advanced* CMT; como a velocidade de alimentação do arame, a taxa de transferência metálica e o aporte de calor. Observa-se que *advanced* CMT possui ainda um menor aporte de calor tanto para a deposição de paredes finas quanto para os blocos.

Processo	Caminho de deposição	Wire Feed System (m/min)	Taxa de transferência (kg/h)	Aporte de calor (J/mm)
CMT+P	Parede fina	6	0,8	189,1
CMT+P	Blocos	7,5	0,6	385,7
CMT+A	Parede fina	6	0,8	135,7
CMT+A	Blocos	7,5	0,6	227,8

Tabela 2.3: Parâmetros de soldagem envolvidos no estudo utilizando dois caminhos de deposição diferentes para *pulsed* CMT e *advanced* CMT (Cong et al. 2017).

**i) Pulsed Advanced CMT:**

Este processo é uma combinação entre ciclos de polaridade negativa do eletrodo, e uma fase de impulso com polaridade positiva. E a inversão dos ciclos ocorre pelo curto circuito controlado (FRONIUS, 2022). Fang et al. (2018) fazem um experimento comparativo entre os 4 modelos de CMT; neste caso, a liga utilizada foi a de Alumínio 2219, e um dos intuitos do estudo era analisar a porosidade gerada nas impressões. Na figura 2.14, têm-se a análise de corrente e voltagem nos quatro modelos distintos, mostrando a combinação dos ciclos

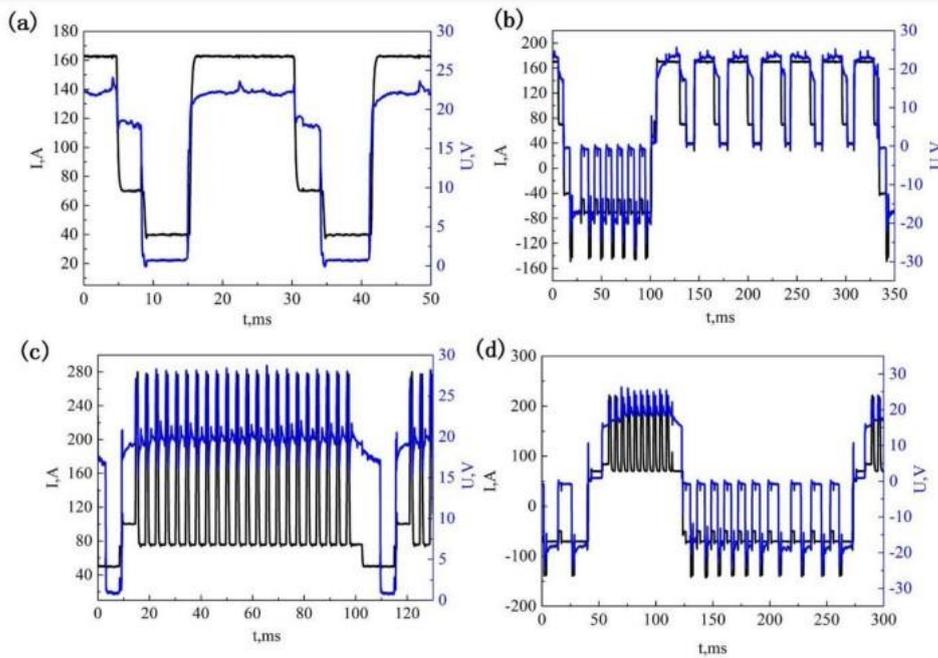


Figura 2.14: Parâmetros elétricos durante a soldagem nos modelos CMT convencional (a); *advanced* CMT (b); *pulsed* CMT (c); *pulsed advanced* CMT (d). (Fang et al. 2018).

Com auxílio de um microscópio digital, os autores concluem que a tecnologia *pulsed advanced* CMT foi o que obteve menor área de poros, dentre os quatro, com apenas 0,98%, podendo ser considerado como o método mais adequado para deposição de ligas com porosidade controlada. Na tabela 2.4, pode ser observado que o *pulsed advanced* CMT foi o que teve menor aporte de calor (Fang et al. 2018).

Processo	Wire Feed System (m/min)	Aporte de calor (J/mm)
CMT	6	220,9
CMT+P	6	194,0
CMT+A	5	231,8
CMT+P+A	7	130,1

Tabela 2.4: Análise do aporte de calor envolvido nos quatro modelos de CMT (Fang et al. 2018).

No geral, para os quatro modelos de CMT, devido ao baixo aporte de calor que os processos envolvem, e também devido ao manuseio de forma digital e precisa; fazem com que a tecnologia CMT seja uma ferramenta utilizada nos estudos e projetos envolvendo manufatura aditiva de metais.

## 2.2 Manufatura Aditiva

A Manufatura Aditiva, conhecida também como impressão 3D, é um processo de fabricação de peças que vem ganhando seu espaço nos mais variados setores industriais do mundo. O investimento tecnológico, financeiro e intelectual cresce cada vez mais, e hoje, tal manufatura é considerada uma das ferramentas chave na Indústria 4.0. Portanto, espera-se que o seu impacto gerado no setor industrial se torne cada vez maior. Na fabricação por manufatura aditiva, o material vai sendo depositado, criando uma peça a partir de um modelo de desenho (CAD) pré-estabelecido. E isso se torna interessante para a indústria, pois facilita na produção de peças mais complexas e personalizadas, além de reduzir para quase zero o desperdício de material na fabricação (Asnafi 2020 p.9). De acordo com Gibson (2015 p.4-6) a confecção de uma peça utilizando a manufatura aditiva compreende 8 etapas:

- (1) CAD: desenho da peça que será impressa, com todas suas geometrias definidas;
- (2) Conversão para formato STL: *STereoLithography* é um modelo pratica-mente padrão em todas as máquinas de MA, pois ele forma a base do desenho para o cálculo de fatias;
- (3) Manipulação do arquivo STL: feito dentro do software da máquina instalado no computador. Ajustes posicionais, dimensionais e orientações particulares;
- (4) Configuração da máquina: ajustes de todos os parâmetros de fabricação;
- (5) Construção: a máquina produz a peça de maneira automática;
- (6) Remoção da peça usinada de dentro da máquina;
- (7) Pós processamento: Limpeza e acabamento da peça confeccionada;
- (8) Aplicação: a peça está pronta para uso.

Atualmente, a manufatura aditiva é uma alternativa utilizada para a produção de peças de polímeros e resinas; sendo operadas por impressoras 3D. Contudo, para a confecção de peças metálicas, a manufatura aditiva encontra um empecilho no que diz respeito à manutenção das características dos materiais, que diferem das características originais, como tensões de engenharia, ductilidade, além de ser observado o fenômeno anisotrópico em vários casos que utilizam a matéria-prima em forma de arame. Portanto, atualmente a manufatura aditiva de metais é uma das metodologias industriais mais estudadas, testadas e em constante evolução.

### 2.2.1 Manufatura Aditiva de Metais

Para a produção de peças metálicas utilizando a manufatura aditiva, têm-se uma variedade de categorias e métodos que se diferem por alguns fatores, como: forma da matéria-prima; fonte de energia; tamanho da peça; aplicação da peça, dentre outros (Zhai, Lados e LaGoy 2014). Como pode ser observado na figura 2.15, na qual têm-se a esquematização da construção de uma peça por manufatura aditiva utilizando quatro formas diferentes do metal (líquido, folhas, arame e pó).

Geralmente, as fontes de energia mais utilizadas são lasers ou arcos elétricos. E, semelhante aos processos de soldagem, o metal (seja ele em pó ou arame) é fundido e se forma a poça de fusão. Em seguida, o comando digital localiza o próximo ponto de inserção de material (previamente modelado e configurado) e a poça de fusão se resfria rapidamente por uso de um substrato de refrigeração (Liu et al. 2022). Uma das categorias mais amplas de MA com metais é o Wire Feed System (WFS), que utiliza um sistema de alimentação do material em forma de arame.

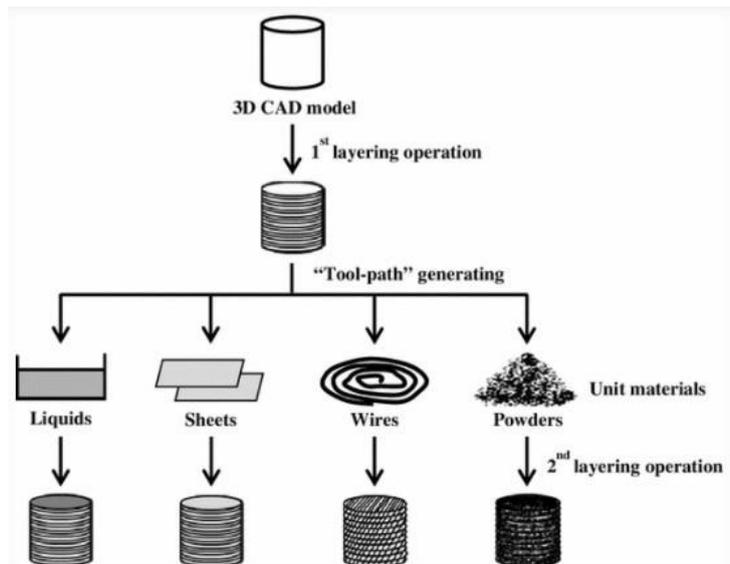
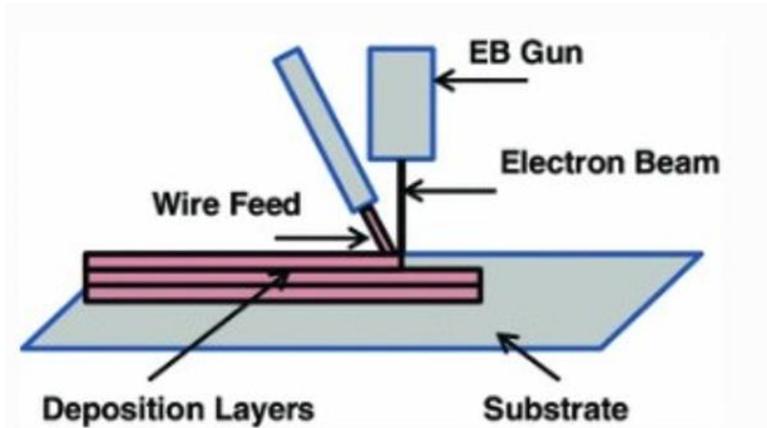


Figura 2.15: Esquematisação de algumas variações de processos para manufatura aditiva de metais. (Zhai, Lados e LaGoy 2014)

Sistema de alimentação por arame (WFS) é um método utilizado na manufatura aditiva de metais, com deposição direta de energia e no qual se utiliza a matéria-prima em arame. Para manufatura aditiva de metais, este sistema tem algumas vantagens como a alta utilização do material, ciclos de fabricação curtos, e a capacidade de usinar peças estruturais grandes e complexas. Na indústria, é utilizado em várias áreas, com bastante ênfase e recebendo bastante investimento tecnológico, intelectual e financeiro das áreas de fabricação aeroespacial e naval (Guo et al. 2020). Na figura 2.16 têm-se a esquematização do processo, no qual a fonte de energia é responsável por fundir o arame e a transferência do material para a peça de trabalho vai sendo feita por camadas. Uma das principais técnicas pertencentes a esse modelo é a deposição de energia direta é a fabricação de feixe de elétrons em forma livre (EBF3), desenvolvida pela *Lockheed Martin (Bethesda, MD)* em 1999. Essa tecnologia foi amplamente estudada e aprimorada pela NASA para a produção de estruturas metálicas de ligas variadas como alumínio, titânio, ligas a base de níquel, aços de alta resistência, dentre outros (Zhai, Lados e LaGoy 2014).

Uma técnica bastante utilizada na manufatura aditiva de metais, que utiliza o material em forma de arame; é a manufatura aditiva por deposição a arco elétrico, na qual a fonte de energia utilizada no sistema é o arco elétrico gerado entre o eletrodo maciço e a peça de deposição, utilizando os conceitos sobre soldagem previamente estudados no atual projeto. Para isso, um dos métodos utilizados é utilizando a ferramenta CMT, podendo ser convencional, *pulsed CMT*, *advanced CMT* ou *pulsed advanced CMT*. Pois, como mostrado previamente, a tecnologia CMT é uma ferramenta muito útil na manufatura aditiva de metais, devido ao seu baixo aporte de calor, e também pelo manuseio de forma digital e precisa, além da maior flexibilidade que o aparelho possui no que diz respeito ao controle e variação dos parâmetros envolvidos no processo.



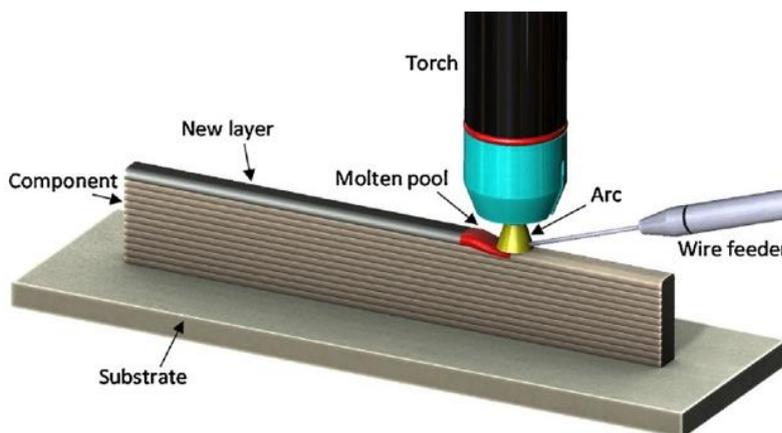
Tradução:

- Wire feed: Alimentação do arame;
- Deposition layers: Camadas de deposição
- Substrate: Substrato
- Electron beam: Raio de elétrons;
- EB gun: Arma de EB.

Figura 2.16: Sistema de alimentação por arame (Frazier 2014).

## 2.2.2 Manufatura Aditiva por Deposição a Arco

A Manufatura Aditiva por Deposição a Arco, de acordo com a norma ISO/ASTM 52900 é um modo de deposição de energia direcionada. Para tal modo de operação, como é ilustrado na figura 2.17, utiliza-se matéria-prima em forma de arame e a fonte de energia do sistema é o arco elétrico, que é controlado e funde o metal, formando uma poça de fusão e a deposição metálica ocorre por camadas, seguindo o sentido de movimentação da tocha. O arco elétrico pode ser gerado entre o arame eletrodo e o material de base (caso utilizadas tecnologias do processo MIG/MAG de soldagem); ou entre eletrodo não consumível e material de base (caso utilizadas tecnologias do processo TIG de soldagem); ou entre um eletrodo não consumível e um bocal estritor (caso utilizadas tecnologias do processo de soldagem a plasma com arco não transferido) (Novelino et al. 2021).



Tradução:

- Wire feed: Alimentação do arame;
- Deposition layers: Camadas de deposição;
- Substrate: Substrato;
- Torch: Tocha;
- Molten pool: Poça de fusão.

Figura 2.17: Processo de produção de uma peça utilizando manufatura aditiva por deposição a arco elétrico (McAndrew et al. 2018).

Como a manufatura aditiva por deposição a arco é um processo automatizado, os componentes que envolvem a movimentação da tocha ao longo do plano cartesiano são controlados e indicados a uma central de dados. Apresentando também os valores dos parâmetros envolvidos no processo, como tensão, corrente, velocidade de alimentação do arame, velocidade de tocha, além de angulação e posicionamento da tocha. A análise destes parâmetros é importante para o processo de manufatura aditiva como um todo, para obtenção e/ou procura de otimizações, como o aumento da qualidade das camadas, controle de aporte

térmico envolvido, controle e modo de taxa de transferência metálica utilizada. Devido a importância da análise dos parâmetros de soldagem, o processo mais indicado é o MIG/MAG, por possuir ferramentas muito úteis, como a transferência metálica MIG/MAG pulsado e ao aparelho CMT, que é um MIG/MAG modificado que possui alta flexibilização e controle dos parâmetros envolvidos de maneira precisa, e também devido ao baixo aporte de calor que o processo possui (Novelino et al. 2021); além de obter uma solda de qualidade com alta taxa de deposição e menor índice de respingos (Zhang et al. 2013).

Vários metais podem ser fabricados por manufatura aditiva por deposição a arco, como ligas a base de níquel, ligas de titânio, ligas de alumínio e aços. Dentre os aços mais utilizados em pesquisa e desenvolvimento de prototipagem para a metalurgia, têm-se o aço inoxidável com alto teor de nitrogênio (HNS), SS316L, SS308L, aço inoxidável superduplex (SDSS) e aço de baixo teor de carbono (ER70S-6) (Raut e Taiwade 2021).

Geng et al. (2021) realizam um estudo investigativo para determinar a microestrutura e o mecanismo de fratura de ligas de Al-5,0Mg fabricadas por manufatura aditiva por deposição a arco elétrico, utilizando um *advanced CMT*. Dentre algumas especificações do projeto, têm-se que o arame de enchimento utilizado foi da liga ER 5356 com 1,2 mm de diâmetro, a deposição por multicamadas foi feita no substrato que é uma placa de liga de alumínio 6061-T6, gás de proteção composto por 99,99% de Argônio, distância do bocal à peça de trabalho constante de 15 mm, além dos incremento Z e tempo de espera; que foram escolhidos com base em projetos anteriores dos mesmos autores, com valores de 2 mm e 90 s, respectivamente. Além disso, têm-se os parâmetros envolvidos no processo, como corrente = 168 A; Tensão de arco elétrico = 16,9 V; Velocidade de alimentação de arame (*Wire Feed Speed*) = 7,5 m/min; taxa de fluxo de Argônio = 20 l/min; aporte de calor = 227, 13 J/m.

Na figura 2.18 têm-se a peça produzida no experimento em duas vistas diferentes, assim como também é possível observar as multicamadas feitas no processo pelo *advanced CMT*. Dentre as conclusões obtidas no projeto, pôde ser observado que a microestrutura do Al-5,0Mg fabricada pela manufatura aditiva por deposição a arco, nas direções vertical e horizontal é heterogênea; diferentemente da peça fundida (da mesma liga e propriedades), que possui muitos compostos intermetálicos distribuídos de maneira uniforme na matriz de Al e ao longo do contorno dos grãos. Outra comparação que os autores fizeram, foi com ensaio de resistência a tração, no qual pôde ser obtido os valores de 265,8 MPa (tração horizontal) e 232,4 MPa (tração vertical) na peça produzida por manufatura aditiva por deposição a arco; já para a mesma liga fundida, têm-se uma melhor resistência a tração (292,2MPa). Tal diferença se dá por causa do tamanho de grão pequeno e compostos intermetálicos distribuídos de maneira uniforme presentes na liga fundida.



Figura 2.18: Peça produzida por manufatura aditiva por deposição a arco com um *advanced CMT* (a) vista frontal e (b) vista lateral (Geng et al. 2021).

A manufatura aditiva por deposição a arco também se mostrou um método promissor

para a produção de ligas com memória de forma NiTi, com geometria complexa; e Yu et al. (2022) realizaram um estudo produzindo cinco camadas de liga de NiTi com dimensões de 80 x 12 x 15 mm. O processo foi feito por um CMT convencional, o arame possui 1,0 mm de diâmetro, o gás de proteção tem composição de 30% He + Ar com vazão de 20 l/min; além disso, um tempo de resfriamento de 120 s foi utilizado para reduzir o acúmulo de calor no material. Os parâmetros elétricos e operacionais do estudo estão indicados na tabela 2.5.

Camada nº	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de alimentação do arame (m/min)
1	130	14,9	8,9
2	120	14,8	8,1
3	110	14,7	7,4
4	110	14,7	7,4
5	110	14,7	7,4

Tabela 2.5: Parâmetros envolvidos na produção de 5 camadas diferentes da liga NiTi de memória de forma utilizando manufatura aditiva por deposição a arco com um CMT convencional (Yu et al. 2022).

Têm-se ainda na figura 2.19 a macro morfologia das camadas (a) e a disposição das cinco camadas distintas produzidas no experimento (b). Dentre as conclusões dos autores, têm-se que a parede de NiTi possuía boa ligação metalúrgica em cada camada, sem poros macroscópicos, rachaduras ou descontinuidades. Contudo, é possível observar oxidação em uma zona próxima ao substrato, e a espessura da camada de óxido foi de cerca de 1,17 mm. Em relação aos grãos encontrados nas camadas, pôde ser observado que os grãos da região inferior eram colunares e epitaxiais com grande relação entre comprimento e diâmetro, já na região intermediária, foram encontrados grãos colunares mais finos devido à diminuição da temperatura da região; e grãos gradientes e equiaxiais foram encontrados próximo à superfície superior (Yu et al. 2022).

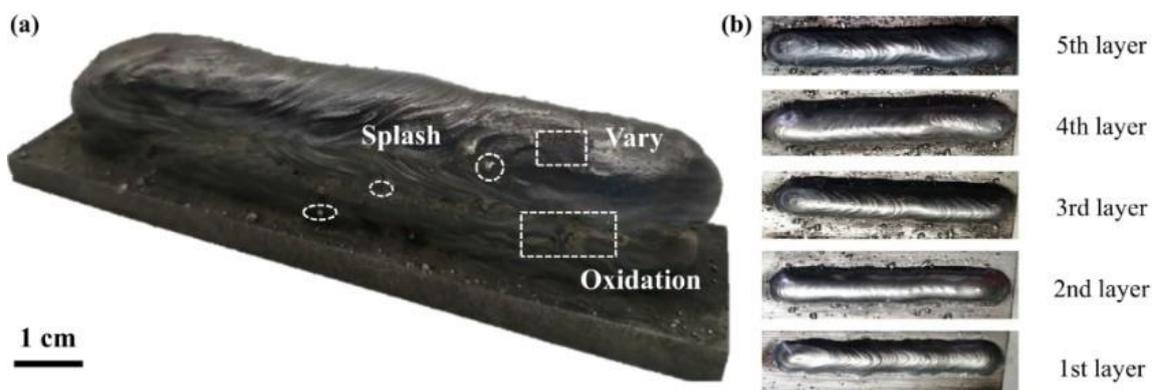


Figura 2.19: (a) análise macro morfológica das camadas produzidas (b) as cinco camadas diferentes produzidas por manufatura aditiva por deposição a arco utilizando um CMT convencional (Yu et al. 2022).

### 2.3 Propriedades Mecânicas de Peças Impressas

Para que os benefícios provenientes da manufatura aditiva sejam explorados ao máximo -

principalmente em projetos para suporte de cargas elevadas, vibrações e oscilações de temperatura -, é necessário entender também como estes materiais se comportam durante e após o processo de fabricação. E para isso, análises microestruturais são importantes para melhor entendimento dos fenômenos de anisotropia, heterogeneidade dos grãos, além do comportamento do material e suas propriedades mecânicas (Kok et al. 2018).

Goviazin, Shirizly e Rittel (2022) analisam algumas propriedades mecânicas de peças impressas a partir de arames dos materiais SS316L e ER70S-6, e para efeito comparativo, utilizam os materiais SS316L *bulk* (original) e AISI 1020 *bulk* (original), respectivamente. Na figura 2.20 têm-se a amostra e as dimensões da peça produzida por WAAM, os corpos de prova foram retirados desta peça e foram selecionados para os ensaios seguindo a seguinte maneira: corpo de prova cilíndrico para ensaio de compressão; corpo de prova *Dog-Bone* para ensaios de tração; corpo de prova STS (*Shear Tension Specimen*) para ensaio de tensão cisalhante; e SCS (*Shear Compression Specimen*) para ensaio de compressão cisalhante.

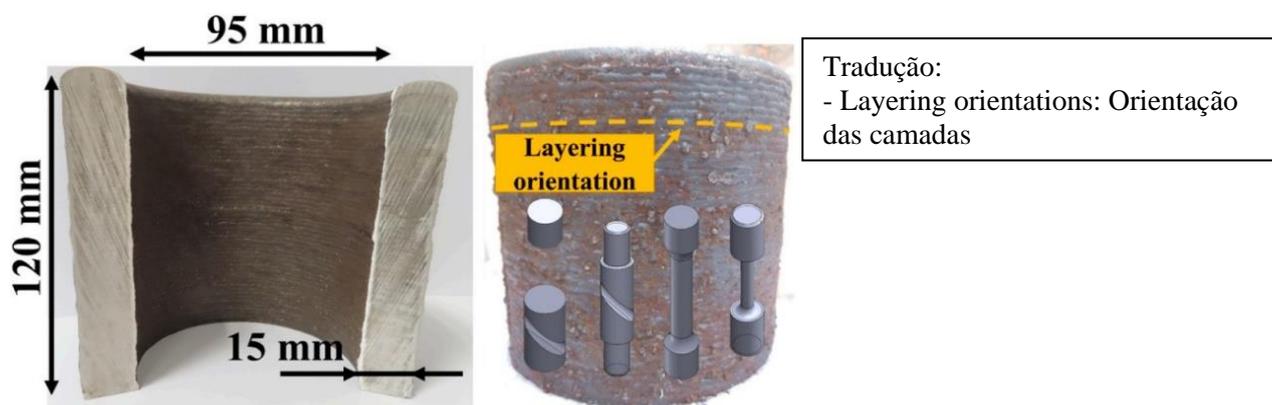


Figura 2.20: Peça impressa pelo processo de manufatura aditiva por deposição a arco com arame ER70S-6 (Goviazin, Shirizly e Rittel 2022).

Os autores explicitam que o experimento é uma continuação de outro trabalho e o processo de manufatura aditiva por deposição a arco realizado para a confecção das peças de SS316L e ER70S-6 foi realizado por Shirizly e Dolev (2019). Foi utilizado portanto, o robô de soldagem Cloos que utiliza o processo de soldagem MIG/MAG para a produção, os arames utilizados possuíam diâmetro de 1,2 mm (ER70S-6) e 1,4 mm (SS316L) e os parâmetros utilizados foram: corrente de 210 A; tensão de 23,9 V; taxa de alimentação do arame de 6,10 m/min; frequência de pulso de 120 Hz; velocidade de tocha tangencial de 14 cm/min; e o gás utilizado para proteção tinha proporções de 98% de Argônio e 2% de  $O_2$ .

Os resultados de tensão e deformação verdadeiras obtidos por Goviazin, Shirizly e Rittel (2022) a partir dos quatro ensaios realizados (tração, compressão, tensão cisalhante e compressão cisalhante) estão indicados na figura 2.21, onde têm-se em (a) o comparativo entre o material SS316L *bulk* (original) e produzido por WAAM, e em (b) o comparativo entre o aço AISI 1020 *bulk* (original) e ER70S-6 produzido por WAAM. Pôde ser observado pelos autores, que no primeiro comparativo (SS316L *bulk* e por WAAM) os valores obtidos por WAAM são menores em relação ao material *bulk*, porém possuem curvas semelhantes até a deformação equivalente de 0,2; também foi observada uma reação incomum no teste SCS da peça produzida por WAAM, pois há uma mudança no encruamento do material à medida que a curva apresenta uma concavidade para cima. Já para o segundo comparativo (AISI 1020 a granel e ER70S-6 por WAAM), mesmo com distinção de valores pôde ser observada uma similaridade nas curvas, e têm-se que para deformações inferiores a 0,2 há divergência significativa nos valores encontrados; contudo, para deformações maiores que 0,3 têm-se que o material ER70S-6 produzido por WAAM possui valores próximos e até quase

iguais como é o caso do ensaio de cisalhamento por compressão (SCS). Os autores puderam concluir que o material ER70S-6 produzido por manufatura aditiva por deposição a arco pode ser um possível candidato a substituto do aço AISI 1020 pela similaridade das curvas de propriedades apresentadas, e por valores bem próximos ao do aço quando submetidos a deformações maiores.

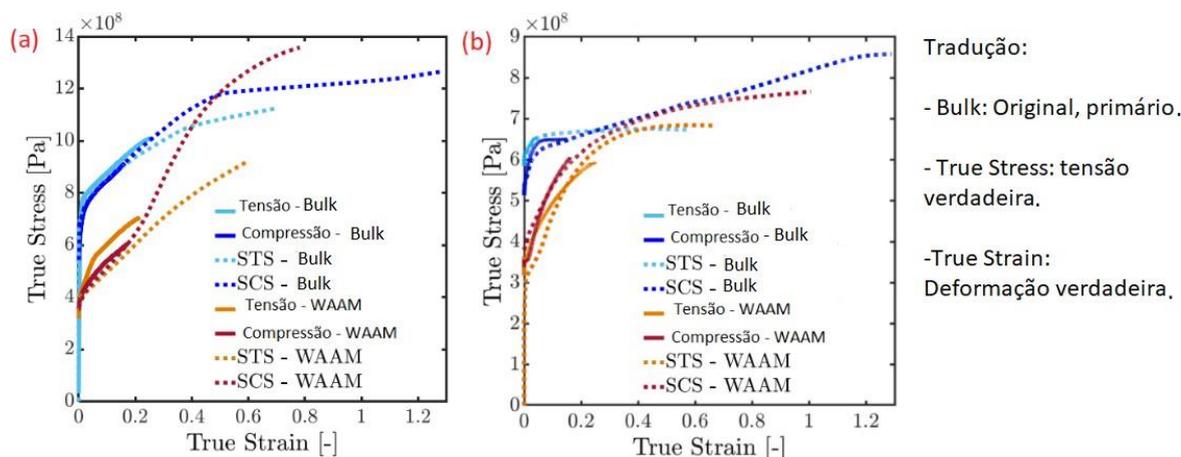


Figura 2.21: Resultados obtidos após ensaios realizados, com comparativo entre (a) SS316L *bulk* e por WAAM, e (b) AISI 1020 a granel e ER70S-6 por WAAM. Adaptado de (Goviazin, Shirizly e Rittel 2022).

Ermakova et al. (2020) realizam um experimento para caracterizar e comparar algumas propriedades mecânicas de peças feitas por WAAM utilizando dois arames diferentes, sendo eles ER70S-6 e ER100S-1. O processo de soldagem utilizado foi MIG/MAG, utilizando a tecnologia do CMT convencional; o diâmetro dos arames é de 1,2 mm, o gás de proteção utilizado é composto por Ar + 20% O<sub>2</sub> e tem fluxo de 15 l/min, velocidade de alimentação do arame de 7,5 m/min e velocidade do robô de 7,33 mm/seg, e a deposição foi feita camada sobre camada, usando um padrão de oscilação para obter uma parede suficientemente espessa de 24 mm. Têm-se na figura 2.22 em (a) uma das paredes feitas utilizando WAAM com tecnologia CMT e em (b) os corpos de prova retirados das duas placas, para cada um dos materiais quatro corpos de prova (C(T)-70-1, C(T)-70-2, C(T)-70-3 e C(T)-70-4) foram retirados e quatro cilindros uniaxiais (UC-70-1, UC-70-2, UC-70-3, UC-70-4) em duas orientações diferentes.

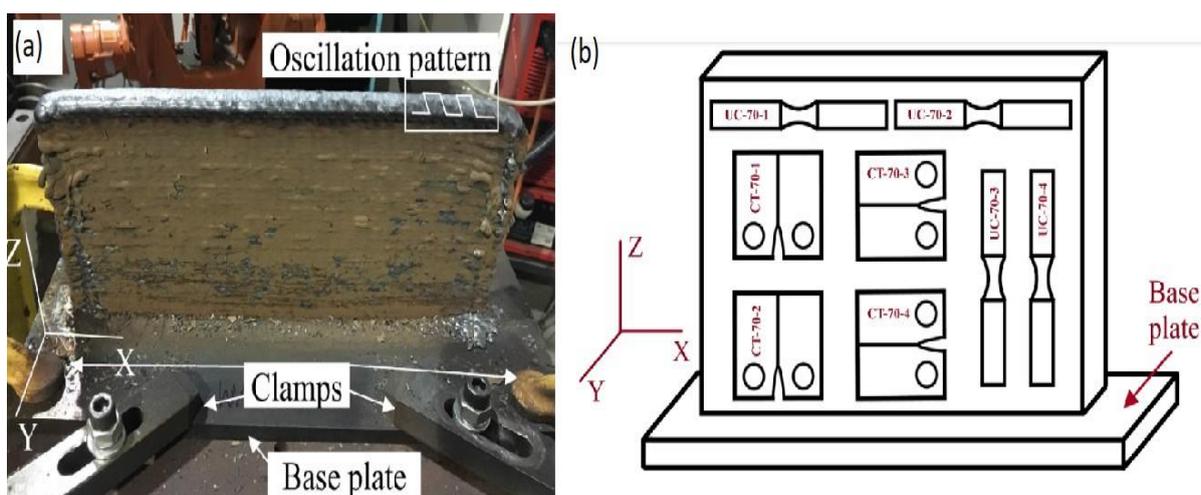


Figura 2.22: (a) Parede feita por WAAM e (b) orientação dos corpos de prova usinados a partir da parede depositada. Adaptado de (Ermakova et al. 2020).

Os testes de tração foram conduzidos seguindo a norma ASTM E8M e a distribuição de tensões foi medida na superfície externa dos corpos de prova usando um extensômetro. Têm-se na tabela 2.6 os valores encontrados de tensão de escoamento, limite de resistência a tração (LRT) e deformação axial para os dois materiais estudados, em ambas direções (horizontal e vertical) analisadas. Pôde ser analisado pelos autores que o material ER70S-6 tem menor tensão de escoamento e LRT do que o ER100S-1, contudo possui maior ductilidade tendo em vista sua maior deformação axial, além do que as amostras retiradas na direção horizontal apresentam propriedades ligeiramente maiores quando comparadas às das amostras verticais, e isso pode ocorrer por que a amostra vertical abrange a área de varias camadas diferente, aumentando a discordância nos corpos de prova (Ermakova et al. 2020).

Material/ Orientação	Tensão de Escoamento (MPa)	LRT (MPa)	Deformação (mm/mm)
ER70S-6	-	-	-
Horizontal	390	522	0,44
Vertical	365	518	0,43
ER100S-1	-	-	-
Horizontal	538	818	0,40
Vertical	536	815	0,39

Tabela 2.6: Propriedades mecânicas das peças dos materiais ER70S-6 e ER100S-1 obtidas por WAAM nas orientações vertical e horizontal (Ermakova et al. 2020).

Testes de microdureza também foram realizados em ambos os materiais, seguindo a norma BS EN ISO 6507-1, e utilizando cargas de 500 g no primeiro ensaio e 2000 g no segundo ensaio. Para o ER70S-6 foram encontrados os valores de  $158 \pm 14$  HV e  $151 \pm 12$  HV para ambos os testes respectivamente; e para o ER100S-1 foram aferidas as durezas de  $257 \pm 22$  HV e  $245 \pm 18$  HV respectivamente (Ermakova et al. 2020). Os autores ainda fizeram um comparativo entre as propriedades obtidas dos materiais estudados com outros três materiais, sendo eles o S355 que é amplamente utilizado na fabricação de estruturas offshore, SS316 que é bastante utilizado em componentes que são submetidos a altas temperaturas, e o Alumínio que é vastamente utilizado em vários setores industriais no mundo todo, os valores estão descritos na tabela 2.7. Para efeito comparativo, os autores tiraram a média dos valores apresentados nas amostras retiradas nas direções verticais e horizontais.

Material	Tensão de Escoamento (MPa)	LRT (MPa)	Microdureza (HV)
S355	446	546	198
SS316	313	603	155
Al	503	564	175
ER70S-6	378	520	155
ER100S-1	537	817	251

Tabela 2.7: Comparativo entre os parâmetros obtidos dos materiais ER70S-6 e ER100S-1 com Alumínio, S355 e SS316. Adaptado de (Ermakova et al. 2020).

O trabalho de Prado-Cerqueira et al. (2018) consiste na análise de algumas propriedades mecânicas de peças impressas por manufatura aditiva por deposição a arco, e para efeito comparativo, são usados diferentes processos, como MIG, CMT convencional, *advanced CMT* com polaridades -5, 0 e +5; e CMT de trajetória contínua. O arame utilizado em todos os processos é do material da AWS (*American Welding Society*) ER70S-6 com diâmetro de 0,8 mm

com revestimento de cobre, a corrente elétrica variou com os valores de 50 A, 66 A, 70 A, 78 A, e alguns parâmetros de soldagem foram constantes em todos os casos, como: tensão de 9,2 V; velocidade de soldagem de 400 mm/min; velocidade de deposição de 2,5 m/min. Na tabela 2.8 têm-se a indicação de corrente utilizada em cada processo, além do aporte de calor aferido em cada um deles.

Processo utilizado	Corrente (A)	Aporte de calor (J/mm)
MIG	50	55,19
CMT convencional	50	35,87
CMT adv. Pol 0	70	50,22
CMT adv. Pol -5	66	47,36
CMT adv. Pol +5	78	55,97
CMT contínuo	50	35,87

Tabela 2.8: Corrente e aporte de calor utilizados para os diferentes modos de deposição para manufatura aditiva por deposição a arco. Adaptado de (Prado-Cerqueira et al. 2018).

Como em WAAM a confecção das peças é feita majoritariamente por camadas, a área localizada na sobreposição de duas camadas (ou perto desta região) é a mais crítica ((Prado-Cerqueira et al. 2018). Portanto foram escolhidos cinco pontos diferentes localizados nessas regiões críticas para ensaio de dureza Brinell de todos os corpos de prova e os valores médios das cinco perfurações são encontrados de estão indicados na tabela 2.9. Têm-se que o processo MIG possui a maior dureza média, contudo é o processo que obteve maior aporte térmico para ser realizado; para os casos envolvendo o *advanced CMT*, a dureza não parece seguir um padrão que dependa do aporte térmico; já para os casos envolvendo o CMT (convencional e de deposição contínuo), mesmo possuindo o mesmo aporte de calor, pôde ser observada uma diferença de dureza, indicando que o caminho de deposição escolhido pode influenciar também nas propriedades mecânicas da peça final.

Processo utilizado	Dureza Brinell média
MIG	172,89
CMT convencional	142,14
CMT adv. Pol 0	159,03
CMT adv. Pol -5	154,49
CMT adv. Pol +5	148,84
CMT contínuo	152,67

Tabela 2.9: Dureza Brinell média aferida em todos os corpos de prova feitos nos variados métodos de WAAM. Adaptado de (Prado-Cerqueira et al. 2018).

Dirisu et al. (2019) também analisam algumas propriedades mecânicas em peças impressas por manufatura aditiva por deposição a arco; para isso, três materiais são comparados (ER70S-6, ER90S-B3 e ER120S-G). O processo de soldagem utilizado para a confecção das peças foi o MIG/MAG, com auxílio de um CMT e o robô ABB. Os gases de proteção utilizados foram compostos por 80%Ar e 20%CO<sub>2</sub> para os materiais ER70S-6 e ER90S-B3, e 98%Ar e 2%O<sub>2</sub> para o material ER120S-G, e os diâmetros dos arames foram todos iguais a 1,2 mm.

Na confecção das peças impressas, foram utilizadas duas estratégias de deposição: passagem oscilatória (*Oscillatory pass - OS*) e passagem simples (*Single pass - SP*) e os parâmetros de soldagem envolvidos no processo foram de 157 A para a corrente, 13,3 V de tensão de arco elétrico, aporte de calor de 0,313 kJ/mm, velocidade da tocha de 0,4 m/min e

velocidade de alimentação do arame de 6,5 m/min. Após ensaios de tração nos três materiais, utilizando os dois modos de deposição (passagem oscilatória OS e passagem simples SP), foram obtidos os valores de tensão de escoamento (YS, em MPa) na coluna à esquerda, limite de resistência a tração (UTS, em MPa) na coluna central e alongamento (elongation, em % de área) na coluna à direita, os valores aferidos estão incluídos na figura 2.23. Analisando as propriedades dos mesmos materiais, têm-se que a diferença das propriedades observadas ocorre pela diferença de estratégia de deposição utilizada. Os autores explicam que para a estratégia SP, a deposição ocorreu camada por camada em cordão único e sendo assim, possui apenas uma velocidade de tocha específica e, portanto, a tocha não passa pela mesma região do cordão mais de uma vez; já para a deposição oscilatória, têm-se mais caminhos de deposição e por mais que possua o mesmo aporte de calor, têm-se duas velocidades de tocha diferentes, e a velocidade de avanço na direção da oscilação faz com que tenha o acúmulo de calor em uma determinada região, como resultado da oscilação da tocha em um local por mais tempo, podendo alterar assim a microestrutura do material, e portanto, suas propriedades mecânicas.

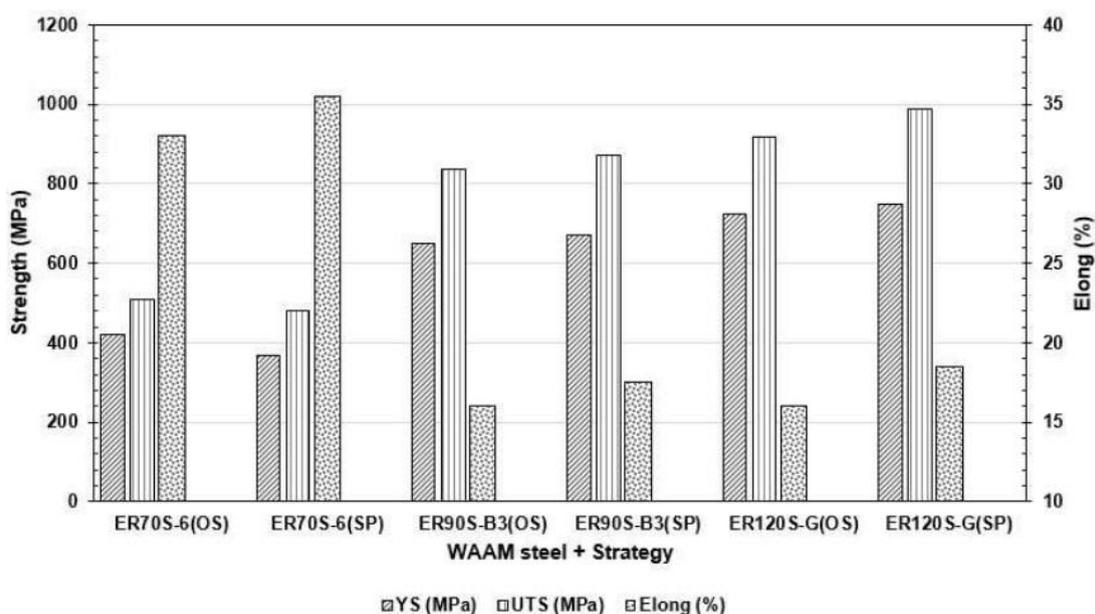


Figura 2.23: Propriedades mecânicas obtidas nas peças impressas utilizando duas estratégias de deposição para três materiais diferentes (Dirisu et al. 2019).

A manufatura aditiva por deposição a arco de materiais metálicos se mostrou uma ferramenta com grande capacidade de otimização, além de ser um método capaz de produzir peças complexas e com desperdício quase zero de material. Contudo, as propriedades mecânicas das peças produzidas ainda não estão alinhadas quando comparadas a outras tecnologias de fabricação portanto, o investimento acerca de tal metodologia está em constante crescente, a fim de procurar maneiras para "recuperar" tais propriedades mecânicas. Para tentar amenizar ou solucionar os obstáculos apresentados, vários testes com ferramentas e tratamentos diferentes estão sendo testados em várias frentes da engenharia. E os tratamentos térmicos de metais, por exemplo, podem apresentar benefícios para este impasse, pois como são processos capazes de alterar a microestrutura presente no material tratado, é possível modificar e controlar algumas propriedades do material, como dureza, ductilidade, tenacidade e as suas resistências (fadiga, tração, ruptura).

## 2.4 Métodos de Tratamentos Térmicos em Metais

De acordo com Chiaverini (2002 p. 23-25) , os tratamentos térmicos são processos que

podem alterar algumas características do material, tais como dureza, resistências à tração e fadiga, limite de resistência, alívio de tensões internas; tais alterações ocorrem, pois os tratamentos térmicos são capazes de alterar a microestrutura presente no material. Sendo assim, tratar termicamente o material é submetê-lo a grandes variações de temperatura, sob condições controladas de alguns parâmetros, visando obter as propriedades necessárias para a liga em questão. Salvalaggio et al. (2006) frisam a grande importância das variáveis envolvendo o resfriamento, como tempo, velocidade e ambiente no qual será feito; pois é no processo de resfriamento que indicará qual a microestrutura final, e portanto, as propriedades finais em que o material terá. Os modos mais usuais de resfriamento são no forno (método mais brando), em temperatura ambiente (um pouco severo) ou utilizando um fluido (muito severo). Na figura 2.24 têm-se os três resfriamento citados, retiradas de portfólios de duas empresas diferentes prestadoras deste tipo de serviço.

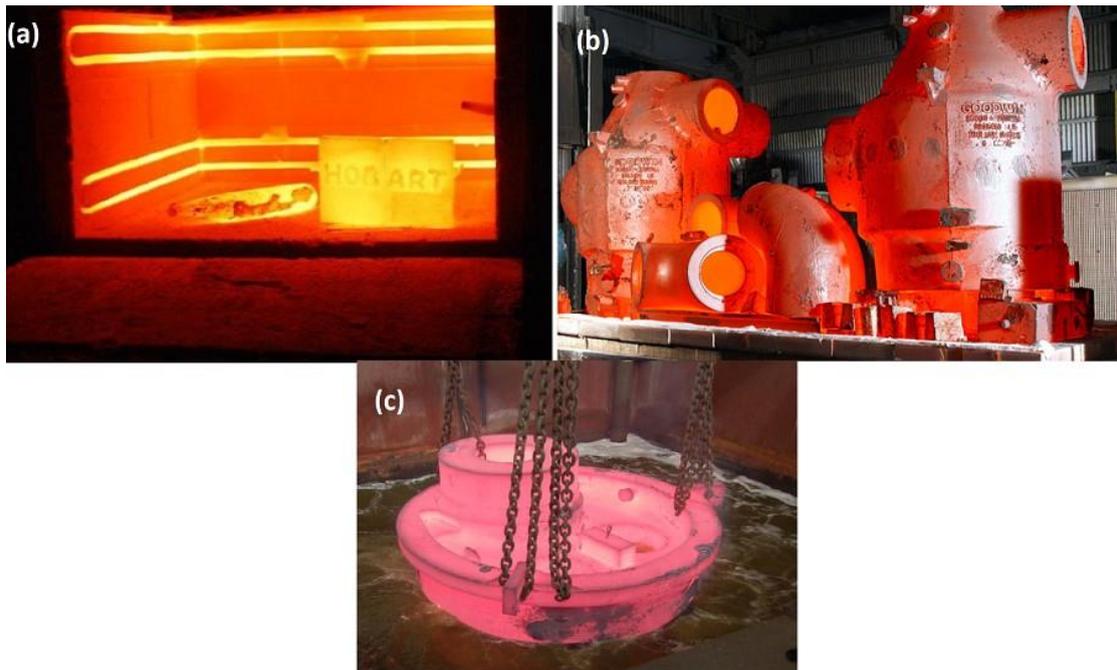


Figura 2.24: (a) Resfriamento em um forno (ProAQT, 2022); (b) Resfriamento em temperatura ambiente (ProAQT, 2022); (c) Resfriamento utilizando um fluido (Soluções Industriais, 2022)

De acordo com Callister et al. (2000 p.282-285), o diagrama de fase é essencial para compreender as mudanças microestruturais geradas pelos tratamentos térmicos, pois ele indica a influência das temperaturas nas fases presentes na microestrutura do material. Têm-se na figura 2.29 o diagrama de fase da liga Ferro-Carbono, onde têm-se nos eixos horizontais a porcentagem de Carbono na liga, e nos eixos verticais as faixas de temperatura em duas escalas diferentes. O aço em questão, apresenta variações em suas fases antes de se fundir; em temperatura ambiente e estável, a fase inicial é conhecida como Ferrita, ou ferro- $\alpha$ . A ferrita passa por uma transformação polimórfica na estrutura cristalina CCC (cúbica de corpo centrado) para CFC (cúbica de face centrada), aos 912°C (1674° F), mudando a sua fase para Austenita (Ferro- $\gamma$ ); que também sofre alteração na sua fase aos 1394°C (2541°F), denominada Ferrita- $\delta$  retornando para estrutura cristalina inicial CCC (Krauss 1995). Para concentrações superiores a 6,70% de Carbono, se forma um composto intermediário Carbeto de Ferro, ou Cementita ( $Fe_3C$ ). O material utilizado no presente estudo (ER70S-6) apresenta porcentagem em peso de carbono inferior a 0,8 %, portanto o aço é caracterizado como hipoeutetóide. Na figura 2.25, têm-se o diagrama de transformação da estrutura de aços

com essa classificação, na qual é possível perceber as zonas de transição a depender da temperatura em que o material é submetido. Percebe-se também com a figura 2.25, que de acordo com a temperatura e a concentração de carbono na liga, o aço se encontra em diferentes fases, sendo que em muitas regiões há fases coexistentes. As alterações de fase envolvendo a Austenita são importantes para os tratamentos térmicos de ligas Ferro-Carbono, pois as posições intersticiais na estrutura cristalina CFC são maiores, podendo assim ter solubilidades de carbono bem maiores quando comparada às fases Ferrita  $\alpha$  ou Ferrita  $\delta$ .

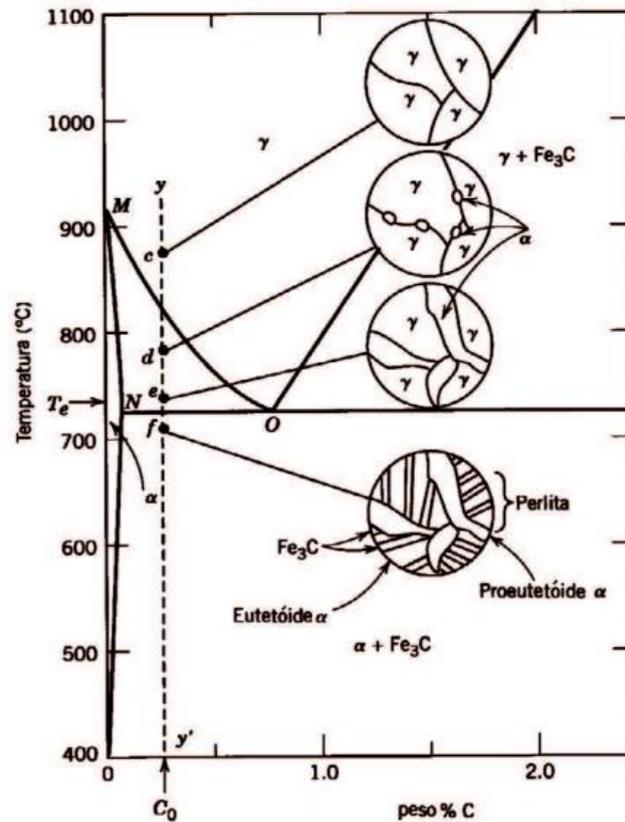


Figura 2.25: Diagrama de fases da liga de Ferro-Carbono para aços hipoeutetóides (Callister et al. 2002)

Além disso, a composição do material indica a quantidade de carbono equivalente presente no material; o índice de carbono equivalente de um material indica a temperabilidade do mesmo. A temperabilidade do material, pode também ser indicada como “capacidade do aço endurecer”, sendo que, quanto menor o teor de carbono, menor a propicidade do material em ser levado à tempera, pois pode aumentar a propagação de trincas nas amostras (Colpaert, Costa et al. 2008 p. 63-66). Pelo fato de tratamentos térmicos envolverem difusão de átomos, o tempo (taxa de resfriamento) é importantíssimo para a determinação da microestrutura final do material (Chiaverini 2002). Assim como a perlita, outras microestruturas podem se formar no processo de resfriamento do tratamento térmico, abaixo da temperatura eutetóide (727 °C), sendo elas:

- Perlita: A transformação eutetóide de materiais metálicos produz uma microestrutura denominada perlita, que consiste em camadas alternadas de ferrita e cementita, podendo ser dividida entre perlita grosseira e fina de acordo com a espessura das camadas de cementita. A perlita fina apresenta maior dureza e resistência, já que as fronteiras entre as camadas servem como uma barreira contra a deformação (Krauss 2015 p. 35-36).

- Bainita: Também é formada a partir da transformação austenítica em Ferrita-  $\alpha$  + Cementita. Contudo, sua temperatura de transformação isotérmica é mais baixa, e sua estrutura é diferente da estrutura lamelar alternada encontrada na perlita, sendo composta por uma matriz de ferrita com partículas finas e alongadas de cementita. Por possuírem uma estrutura mais fina, os aços bainíticos são mais resistentes e duros que os perlíticos, e estruturas bainíticas podem aparecer como cristais aciculares, ripas e cristais em formas de placas de martensita (Krauss 2015 p. 90-92). Podendo ser classificada portanto como uma microestrutura formada em taxas de resfriamentos intermediárias, ocorrendo entre a transformação eutetóide (formação da perlita) e a formação martensítica, constituído por agregados de cementita e ferrita (Colpaert, Costa et al. 2008 p. 196).

- Martensita: É formada quando as ligas de Ferro-Carbono austenitizadas são resfriadas rapidamente (ou temperadas) até baixas temperaturas. Sendo assim, a formação martensítica ocorre quando a taxa de têmpera é alta e não ocorre a difusão do carbono; portanto a martensita possui uma estrutura monofásica que não se encontra em equilíbrio (Colpaert, Costa et al. 2008 p. 187-189). Todos os átomos de Carbono permanecem como impurezas intersticiais na martensita, caracterizada visualmente por sua geometria pontiaguda. A martensita é a microestrutura que possui maior dureza, contudo possui pouca resistência e ductilidade. Sendo assim necessária a aplicação de tratamentos adicionais para ter aplicações viáveis (Krauss 1995).

As microestruturas geradas a partir da austenitização podem coexistir, portanto é importante a análise do diagrama de transformação isotérmica das microconstituintes (também conhecido como curva TTT) indicado na figura 2.30. Onde têm-se no eixo horizontal o tempo de resfriamento, e nos eixos verticais a temperatura do material. A transformação martensítica está representada pela linha horizontal  $M_i$  (início), e  $M_f$  (final) a porcentagem de martensita que foi gerada a partir do rápido resfriamento da liga. Na figura 2.26 têm-se a indicação da Austenita (A), Perlita (P), Bainita (B) e Martensita (M). Percebe-se que em casos de recozimento, cujo resfriamento é lento e dentro do forno desligado, espera-se que o material apresente microestrutura majoritariamente composta por perlita e ferrita.

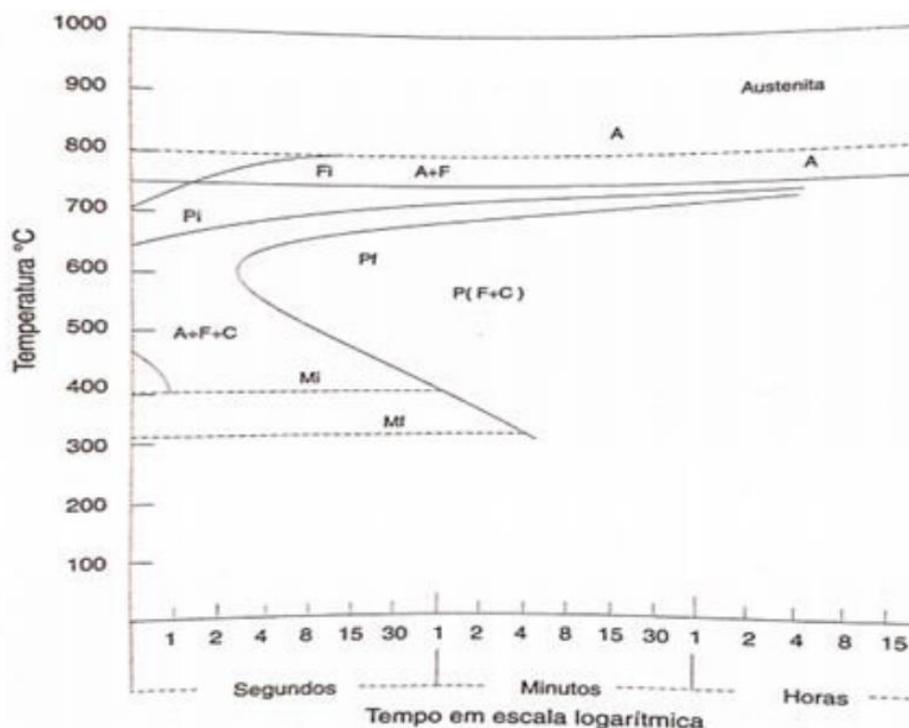


Figura 2.26: Diagrama de transformação isotérmica (Curva TTT) da liga Ferro-Carbono com composição hipoeutetóide (Silva, 2009)

Assim como nos processos de soldagem, a aplicabilidade dos tratamentos térmicos é bem vasta e podem ser utilizados em variados setores. Portanto, existem vários modos diferentes de tratar um material, que se distinguem pelos parâmetros envolvidos no processo, e, por consequência, a microestrutura final desejada. Além do resfriamento, têm-se também as oscilações de temperatura que serão empregadas, o tempo em que o material estará submetido ao tratamento, e também o meio em que o mesmo será realizado.

### 2.4.1 Têmpera

Têmpera é um tratamento térmico que consiste no aquecimento do material até uma temperatura de aproximadamente 800 °C (completa austenitização) e em seguida resfriada bruscamente em água, óleo ou em meios de têmpera de composição química especial. O objetivo do tratamento de têmpera é obter martensita na estrutura do aço, microconstituente de dureza elevada, contudo com ductilidade reduzida. Para tanto, as peças devem ser resfriadas rapidamente, para evitar a formação de ferrita, perlita, bainita, microconstituintes mais dúcteis que a martensita (Krauss 2001). O sucesso da têmpera depende também da composição da liga, do tipo e natureza da têmpera e tamanho/forma da amostra; o processo precisa ser realizado com cautela para não gerar microtrincas na estrutura devido às diferentes taxas de resfriamento da parte externa e interna da amostra. (Prabhu 2017). Têm-se também uma variação da têmpera, denominada como têmpera intensiva (*Intensive Quenching (IQ)*) possui três subcategorias com três modos de resfriamento diferentes (IQ1, IQ2, IQ3). Os processos de têmpera intensiva se diferenciam pelo número de estágios de resfriamento, e o meio em que são realizados (Aronov, Kobasko e Powell 2003)

Albano (2012) realizou um estudo comparativo entre algumas propriedades mecânicas em corpos de prova que foram submetidos a têmpera convencional e intensiva. Foram utilizados corpos de prova de aço AISI 5160; óleo para têmpera rápida da marca Houghthon, modelo TP444 Houghthon Quench KB com velocidade de resfriamento entre 114°C/s e 490°C/s; forno da marca EDG, modelo FI-2 que chega à temperatura de austenitização; gás argônio com 99,99% de pureza da marca White Martins. O forno foi programado para atingir 900°C com uma rampa de elevação de 25°C/min; durante o processo foi adicionado gás Argônio para promover atmosfera inerte. No processo de resfriamento, têm-se que a têmpera convencional foi realizada em óleo aquecido em 60°C, deixando que os corpos de prova fossem resfriados até esta temperatura; já na têmpera intensiva o resfriamento foi realizado com banho a temperatura ambiente. O teste de dureza HRC foi realizado nos corpos de prova antes dos tratamentos térmicos, e após a têmpera convencional e intensiva; foram medidas a dureza em 36 corpos de prova para cada uma das condições citadas, e na tabela 2.10 têm-se as durezas médias encontradas, assim como o desvio padrão e a variância em cada uma das condições.

	Dureza Média (HRC)	Desvio padrão	Variância
Antes do tratamento térmico	21,5	1,5	2,1
Têmpera Convencional	59,2	1,1	1,26
Têmpera Intensiva	61,5	1,2	1,55

Tabela 2.10: Parâmetros de dureza obtidos após têmpera Convencional e Intensiva. Adaptado de (Albano 2012).

A partir da análise micrográfica, foi possível perceber martensita em toda a extensão da peça. Na figura 2.27 têm-se na parte superior as análises feitas nos corpos de prova submetidos à têmpera convencional com um aumento de 150x (a) e 1500x (b). Na parte inferior da imagem têm-se as amostras que foram submetidas à têmpera intensiva com um aumento de 150x (c) e 600x (d). Foi possível observar uma estrutura de grãos mais refinada após a têmpera intensiva, e tal fenômeno ocorre devido aos tipos de resfriamento diferentes para cada um dos ensaios; no caso da têmpera convencional, o resfriamento foi mais homogêneo e mais lento, enquanto na têmpera intensiva, os corpos de prova foram retirados ainda em alta temperatura de banho e houve uma retirada de calor mais drástica no sistema. Unindo as análises de dureza e micrográficas, pôde ser concluído pelo autor que o método de têmpera intensiva se mostrou eficiente para amostras com pequenos corpos de prova.

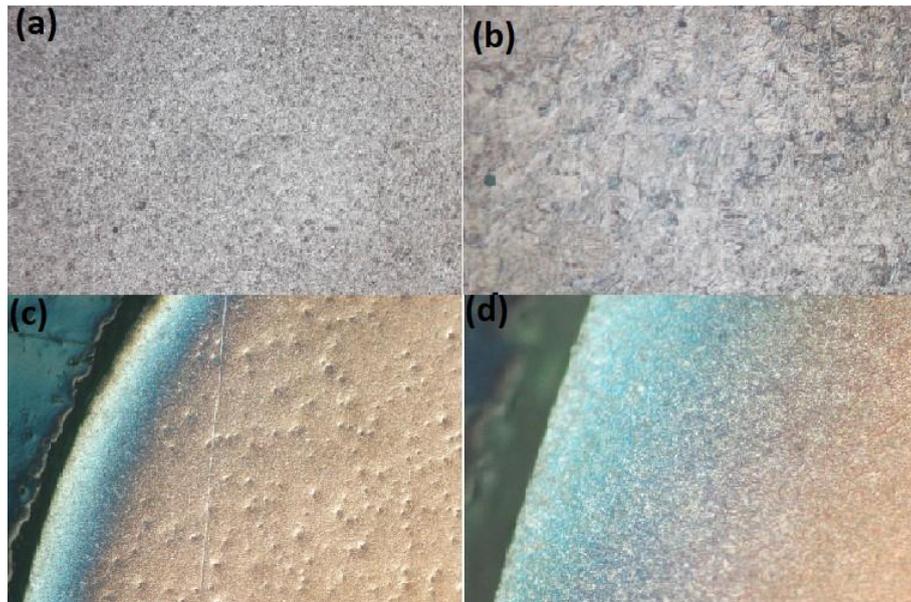


Figura 2.27: Análise microscópica dos corpos de prova após têmpera convencional com aumento de 150x (a) e aumento de 1500x (b) e têmpera intensiva com aumento de 150x (c) e aumento de 600x (d) (Albano 2012)

#### 2.4.2 Revenimento

O revenimento é um tratamento térmico geralmente feito em peças após serem submetidos à tempera e já possuem martensita em grande parte da sua análise microscópica. Sendo assim, é realizado um aquecimento em temperaturas entre 250 e 650 °C para eliminar tensões internas geradas a partir do rápido resfriamento da têmpera, e aumentar a tenacidade e ductilidade sem grandes diminuições na dureza (Swarr e Krauss). Após esse processo, é obtido a martensita revenida, que é apropriada para uma gama maior de aplicações; martensita revenida é uma microestrutura com matriz de ferrita com partículas de cementita dispersas. Essa estrutura é tão dura quanto a martensita, só que com maior tenacidade. O tamanho das partículas de cementita são fundamentais na definição das propriedades – quanto maiores, menor a dureza, mas maior a ductilidade do material (Callister et al. 2000).

Hafeez, Inam e Farooq (2020) realizaram os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento de maneira cíclica (*Quenching-Tempering - QT*); para comparação, os autores realizaram o ciclo QT de maneira simples (SQT), também realizaram um duplo QT (DQT) e triplo QT (TQT). Foi utilizado um aço de baixa liga e médio teor de Carbono, cuja composição em % de peso é definida pela tabela 2.11.

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	S	P
0,31	0,54	1,24	0,07	0,24	1,0	0,02	0,03

Tabela 2,11 – Composição química em porcentagem de peso do material utilizado (Hafeez, Inam e Farooq 2020)

Têm-se na figura 2.28 a esquematização de como foram feitas as variações de temperatura ao longo do tempo de procedimento: em (a) para o método SQT com temperatura de revenido de 450°C; em (b) para o método DQT com temperatura de revenido de 250°C para o primeiro estágio e 450°C para o segundo estágio; em (c) para o método TQT com temperatura de revenimento de 250°C para os dois primeiros estágios e 450 °C para o terceiro estágio; a temperatura de têmpera se manteve 900 °C em todos os estágios dos três testes, e os tempos de encharque também são definidos como 30 minutos para têmpera e 60 minutos para o revenimento (Hafeez, Inam e Farooq 2020).

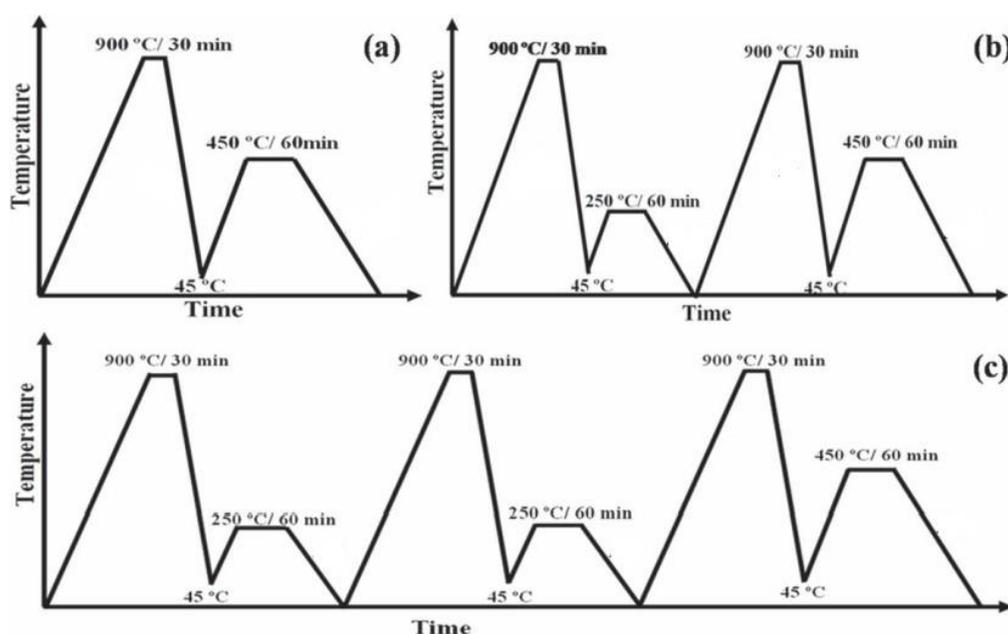


Figura 2.28: Esquematização das variações de temperatura realizadas nos tratamentos térmicos utilizando o método SQT (a), DQT (b) e TQT (c) (Hafeez, Inam e Farooq 2020) .

A partir dos tratamentos cíclicos realizados e descritos na figura 2.28, foram realizados ensaios de tração, impacto e dureza nos corpos de prova. Os valores obtidos para os três métodos estão listados na tabela 2.12. Pôde ser observado que o método DQT obteve um aumento de 18,69% na resistência do material, pequena redução na dureza e aumento de quase 100% na ductilidade quando comparado ao método SQT. Para o método TQT, é observado uma significativa melhoria na resistência mecânica e ductilidade quando comparado ao método SQT; quando comparado ao método DQT, mostrou ligeira melhoria na ductilidade, grande melhoria na tenacidade, contudo possui menor resistência mecânica, ocorrendo tal fenômeno pois o tamanho médio do grão em TQT foi maior do que em DQT, aumentando assim no número de discordâncias presentes na microestrutura. Os autores puderam concluir que os tratamentos térmicos DQT e TQT aumentou a resistência mecânica do material, além de melhorar sua ductilidade (aumento do alongamento) e sua tenacidade (aumento da energia de impacto), às custas da redução da dureza, como previsto em teoria (Hafeez, Inam e Farooq 2020).

Método	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Vickers	Energia de impacto (J)
STQ	1423	8	351	10
DQT	1689	14	332	15
TQT	1593	16	303	20

Tabela 2.12: Propriedades mecânicas após realizados os tratamentos térmicos SQT, DQT e TQT. Adaptado de (Hafeez, Inam e Farooq 2020).

### 2.4.3 Recozimento

Em alguns casos, as peças metálicas passam por diversos processamentos que incluem deformações a frio na sua fabricação, como laminação, forjamento e extrusão, buscando chegar em uma geometria desejada. Tais procedimentos podem alterar a microestrutura dos metais, aumentando o número de discordâncias e elevando a resistência mecânica e a dureza, contudo perdendo ductilidade. Em muitos casos isso é benéfico, mas em algumas aplicações, é desejável que o material apresente uma melhor ductilidade (Colpaert, Costa et al. 2008). Portanto é necessário reorganizar a estrutura dos grãos da peça, diminuir as discordâncias, e obter uma microestrutura mais adequada para o projeto em questão. No tratamento térmico de recozimento, o material é exposto a uma temperatura elevada durante um longo período, logo após ocorre a manutenção ou encharque nessa temperatura, e posteriormente resfriado lentamente - normalmente o resfriamento ocorre em temperatura ambiente ao ar ou dentro do forno desligado. Geralmente, esse processo é realizado para aliviar tensões, reduzir dureza, além de aumentar a ductilidade e tenacidade (Li et al. 2021). Um dos métodos desse tratamento é o recozimento intermediário, utilizado para anular os efeitos da etapa de deformação à frio previamente citada, com a finalidade de aumentar a tenacidade e ductilidade, resultando em uma granulometria fina. Outro exemplo é o recozimento pleno, utilizado em aços com baixo e médio teor de carbono que serão usinados ou sofrerão grande deformação plástica. Como resultado deste tratamento, têm-se como microestrutura a perlita grosseira, com grãos pequenos e uniformes, relativamente macia e dúctil (Callister et al. 2000).

Li et al. (2021) realizaram um estudo comparativo de dureza e tensões de engenharia do aço inoxidável AISI 321. Para isso, foram realizados três ensaios: sendo aquecido a 500°C por 30 min, seguido de aquecimento a 950°C por 12 h em taxa de aquecimento de 10 °C/min, e por fim resfriado até a temperatura ambiente sob a atmosfera de ar; por fim, o aço aluminizado foi submetido ao recozimento, em um forno tubular a vácuo em atmosfera de argônio, em que a temperatura foi controlada para 1050°C com uma duração de 1h. A microdureza foi aferida com um microdurômetro Vickers de 410 MVA usando uma carga de 300 g e um tempo de espera de 15 s. Já os testes de tração foram realizados na máquina de teste de fadiga de fluência RDL05 com taxa de deformação de  $10^{-3}/s$  a 30°C. Na figura 2.29 têm-se em (a) os dados obtidos após ensaio de microdureza Vickers, sendo a curva preta indicada pela amostra inicial (*As-received*), a curva vermelha do corpo de prova pós aluminização (*Aluminized*) e a curva azul indica a microdureza do corpo de prova recozido (*Annealed*); e em (b) os dados obtidos após teste de tração/deformação dos corpos de prova, sendo indicado pelas mesmas cores do teste de microdureza. Os autores puderam concluir que a resistência e a plasticidade do aço inoxidável foram degradadas pelo tratamento de aluminização. Após o recozimento, o aço aluminizado apresenta uma maior ductilidade e menor resistência que é atribuído ao crescimento de grãos, além de possuir uma microdureza bem maior que ambas as amostras.

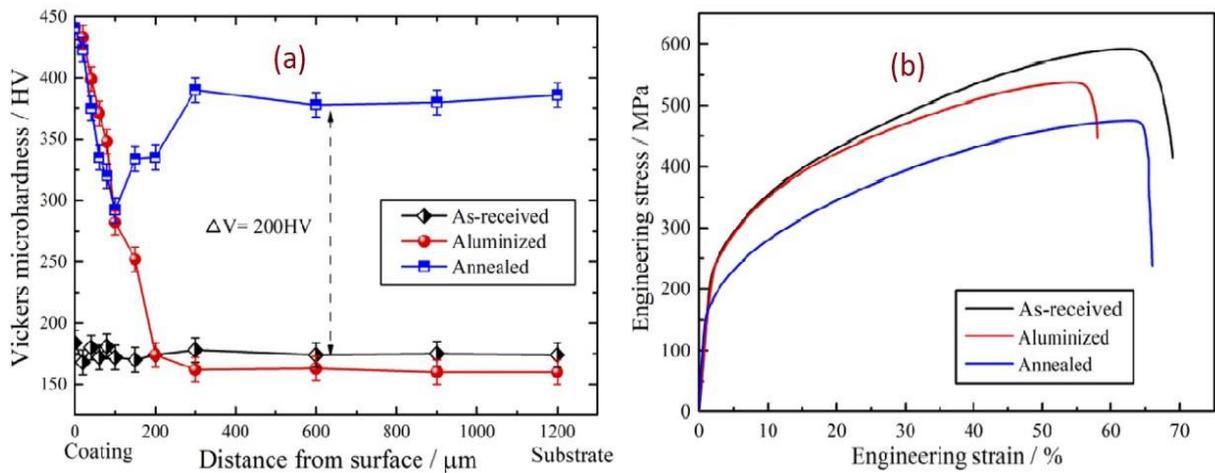


Figura 2.29: Ensaios realizados nas três amostras diferentes (a) microdureza, (b) teste de tração/deformação (Li et al. 2021).

#### 2.4.4 Normalização

A normalização do aço é um tratamento térmico que é realizado quando se deseja refinar o grão do material, sendo que aços com grãos maiores tendem a apresentar maior heterogeneidade de propriedades e maior fragilidade. O refino dos grãos garante maior homogeneidade e maior tenacidade (Pandey et al. 2017). As microconstituintes que se obtêm na normalização são Ferrita e Perlita fina ou Cementita e Perlita fina; eventualmente, dependendo do tipo de aço, pode-se obter a Bainita. O tratamento térmico de normalização é iniciado no aquecimento do material até 60 °C acima do limite superior da zona crítica, sempre garantindo austenitização total do material. Em seguida é retirado do forno e o resfriamento ocorre ao ar natural, resultando em uma estrutura com grãos mais finos e homogêneos de ferrita e perlita fina. Esse tratamento é bem mais barato que o de recozimento pleno, pois o forno pode ser desligado logo após o fim do período de austenitização (Callister et al. 2000)

Saber, Almalki e El-Aziz (2020) desenvolveram um método automatizado para realizar o tratamento térmico de normalização, e para averiguarem o projeto, foi realizado um comparativo entre os tratamentos térmicos de recozimento, normalização convencional e a normalização automatizada, para obtenção de análise das microestruturas geradas, assim como a dureza presente nos corpos de prova. O material utilizado foi o aço AISI1040, com composição química de 0,39% em peso de C, 0,6% em peso de Mn, 0,5% em peso de Si, 0,10% em peso de Cu. Inicialmente, os corpos de prova foram aquecidos (na taxa de 150°C/h para evitar rachaduras devido ao choque de calor), aquecidos a 950°C para obter estrutura austenítica e foi mantida a essa temperatura por 60 minutos para completa austenitização. No processo de normalização, após retenção de estrutura austenítica, os corpos foram retirados do forno e resfriados com ar forçado, e posteriormente, os corpos de prova endurecidos foram recozidos por reaquecimento a 400°C por 60 minutos, seguido de resfriamento em temperatura ambiente a fim de estudar o efeito da temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas do aço em questão.

Para tal estudo, foi utilizado um microscópio óptico metalúrgico para análise micrográfica dos corpos de prova submetidos aos tratamentos térmicos e estão indicadas na figura 2.30, a escala das análises não foi evidenciada pelos autores. Em (a) têm-se que a microestrutura resultante após o recozimento foi perlita grosseira (regiões escuras) e ferrita (região claras); em (b) têm-se uma estrutura de grão fino de perlitas e ferritas finas obtidas após tratamento térmico de normalização tradicional feito em paralelo para comparação com a normalização automatizada, presente em (c), que pode ser observado microestruturas muito similares às

obtidas pelo método tradicional; o refino dos grãos presente após normalização indicam que os corpos de prova possuem maior homogeneidade na sua estrutura, e por consequência, maior tenacidade e usinabilidade. Os autores ainda fizeram um teste de dureza nos corpos de prova para cada um dos tratamentos térmicos feitos, e os valores obtidos foram de 258 HV para o aço recebido, 190 HV para o aço recozido, 234 HV para o aço normalizado de maneira tradicional e 232 HV para o aço normalizado de maneira automatizada. Os autores puderam concluir que o processo projetado para realizar de maneira automática a normalização obteve bons resultados pois são bem semelhantes aos resultados obtidos pela maneira convencional.

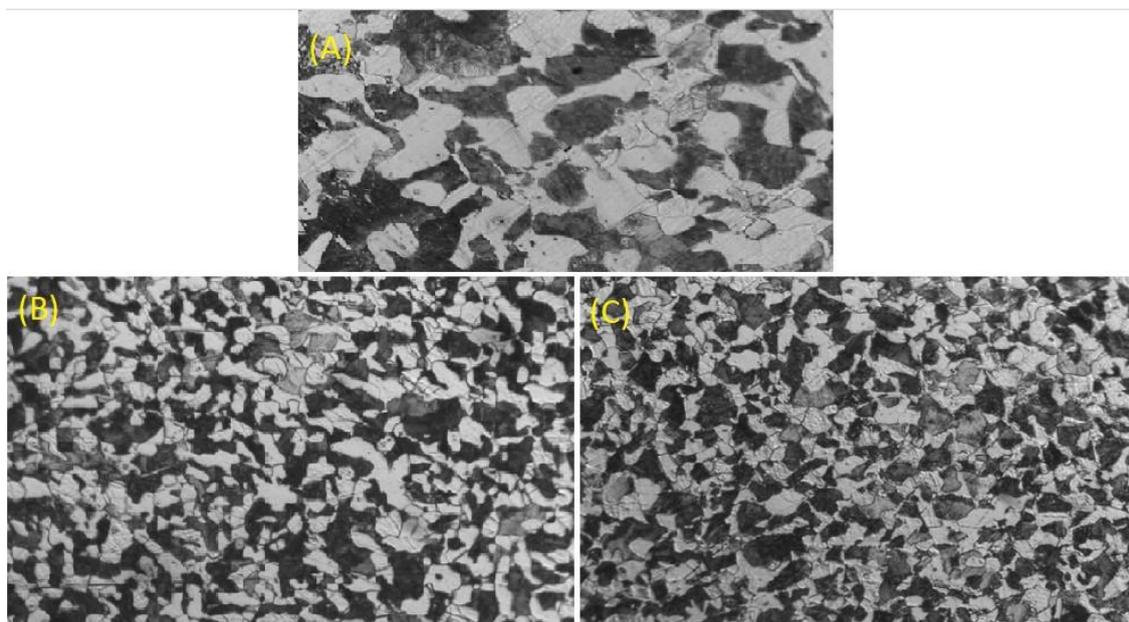


Figura 2.30: Análise micrográfica dos corpos de prova de aço AISI1040 após (a) recozimento, (b) normalização convencional a 950°C, (c) normalização automatizada a 950°C (Saber, Almalki e El-Aziz 2020).

Trindade et al. (2004) realiza em seu estudo o tratamento térmico de normalização em quatro juntas soldadas de quatro materiais diferentes (CMn, CMnMo, CMnMoTiB e CMnMoCr). O tratamento térmico foi feito com uma taxa de 220°C/h até uma temperatura de 920°C e mantido nesta temperatura por duas horas; e depois retirados do forno e resfriados ao ar até obterem temperatura ambiente. Na figura 2.31 é possível observar as análises micrográficas das amostras de dois dos materiais estudados, sendo em (a) as microestruturas presentes no material CMn soldado antes do tratamento térmico de normalização, que podem ser indicadas como AF (ferrita acicular), PF(G) (ferrita proeutetóide), PF(I) (ferrita poligonal) e FS(A) (ferrita de placa lateral alinhada); em (b) têm-se a análise micrográfica do material CMn após tratamento térmico de normalização e pode ser observado uma grande área dominante de Perlita com pequenos filamentos de Cementita; em (c) têm-se a análise microestrutural do material CmnMoTiB soldado antes do tratamento térmico e na sua estrutura há predominância da estrutura A-M (Austenita-Martensita); e por fim em (d) têm-se a análise micrográfica do material CmnMoTiB soldado após submetido à normalização, onde pode ser observado uma estrutura mesclada de Martensita, Austenita e Bainita (M-A-B).

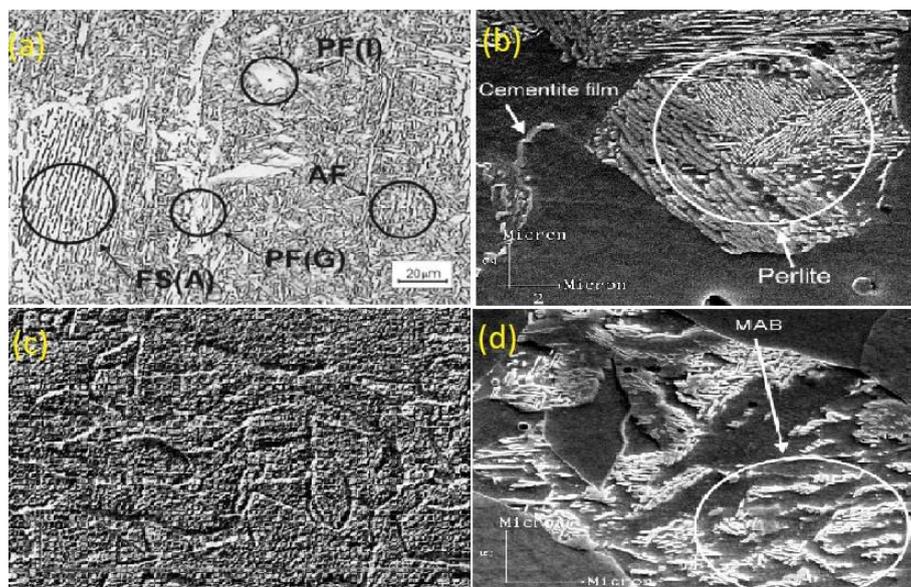


Figura 2.31: Micrografia (a) material CMn soldado; (b) material CMn soldado e tratado termicamente; (c) material CmnMoTiB soldado; (d) material CmnMoTiB soldado e tratado termicamente (Trindade et al. 2004).

Trindade et al. (2004) ainda realizaram ensaios mecânicos para averiguar algumas propriedades antes e após o tratamento térmico de normalização ser realizado, os valores encontrados estão na tabela 2.13, onde têm-se como YS (tensão de escoamento); UTS (limite de resistência à tração); EL (alongamento); HV (microdureza Vickers). Pôde ser concluído então pelos autores, que o tratamento térmico reduziu as microdurezas e tensões (de escoamento e limite de resistência), contudo o alongamento se mostrou maior, demonstrando que as peças obtiveram um ganho considerável na homogeneidade dos grãos, e conseqüentemente, na tenacidade.

Material	YS (MPa)	UTS (MPa)	EL (%)	HV
Soldado	-	-	-	-
CMn	434	585	30	170
CmnMo	500	605	25	194
CMnMoTiB	545	620	27	180
CMnMoCr	565	685	24	198
Soldado e Normalizado	-	-	-	-
CMn	305	448	38	119
CmnMo	244	472	36	186
CMnMoTiB	241	454	36	179
CMnMoCr	248	510	33	205

Tabela 2.13: Propriedades mecânicas antes e após tratamentos térmicos para os quatro materiais diferentes (Trindade et al. 2004)

## 2.5 Tratamentos Térmicos em Peças Impressas

Como pôde ser observado no tópico 2.3 (Propriedades mecânicas em peças impressas),

as propriedades mecânicas do material metálico produzido por manufatura aditiva possuem algumas discordâncias, quando comparadas a outras tecnologias convencionais de fabricação. E têm-se também no tópico 2.4 (Tratamentos térmicos em metais) que os tratamentos térmicos podem alterar a microestrutura do material, e, como consequência, algumas propriedades mecânicas do mesmo. Este tópico portanto, é composto por estudos que realizaram tratamentos térmicos em peças metálicas confeccionadas por meio de manufatura aditiva por deposição a arco, evidenciando as análises microestruturais e mudanças nas propriedades mecânicas observadas nas peças impressas após realização dos tratamentos.

No experimento realizado por Klein et al. (2022), uma liga Al-Mg-Si (MA-6063) modificada com  $TiB_2$  foi tratada termicamente a fim de traçar comparativos das propriedades mecânicas e análises microestruturais antes e após realização do tratamento térmico. A impressão das amostras foi utilizando WAAM com auxílio da tecnologia *pulsed* CMT; dentre os parâmetros envolvidos na confecção da peça, têm-se 1,2 mm de diâmetro do arame, velocidade de alimentação do arame de 3,5 m/min, corrente variando de 82 a 102 A, taxa de deposição de 0,64 kg/h, tensão de 9,3 V, entrada de energia por unidade de comprimento de 64 J/mm, e foi utilizado Argônio 5.0 como gás de proteção com fluxo de 15 l/min. Para realização dos tratamentos térmicos, inicialmente foi realizada um tratamento de solução a 575°C durante 1 h, seguido de rápido resfriamento em água; logo após foi realizado um envelhecimento a 175 °C por 8 h, seguido de um resfriamento em ar. Na figura 2.32 têm-se o comparativo das análises micrográficas da liga Al-Mg-Si +  $TiB_2$  antes ((a)-(e)) e após ((f)-(j)) ser tratada termicamente; e as setas brancas indicam os limites dos grãos e poros que puderam ser observados na amostra após tratamento térmico. A morfologia do arame antes da impressão era composta principalmente por fases em blocos, o que mudou para fases em hastes após realização da impressão. Pôde ser notado também um refino dos grãos nas fases predominantes de Mg e Ti. Devido ao rápido resfriamento na primeira etapa do tratamento térmico, pôde ser notado um acúmulo de tensões internas no material, e a redução de impurezas no Fe pode aumentar a dureza do material.

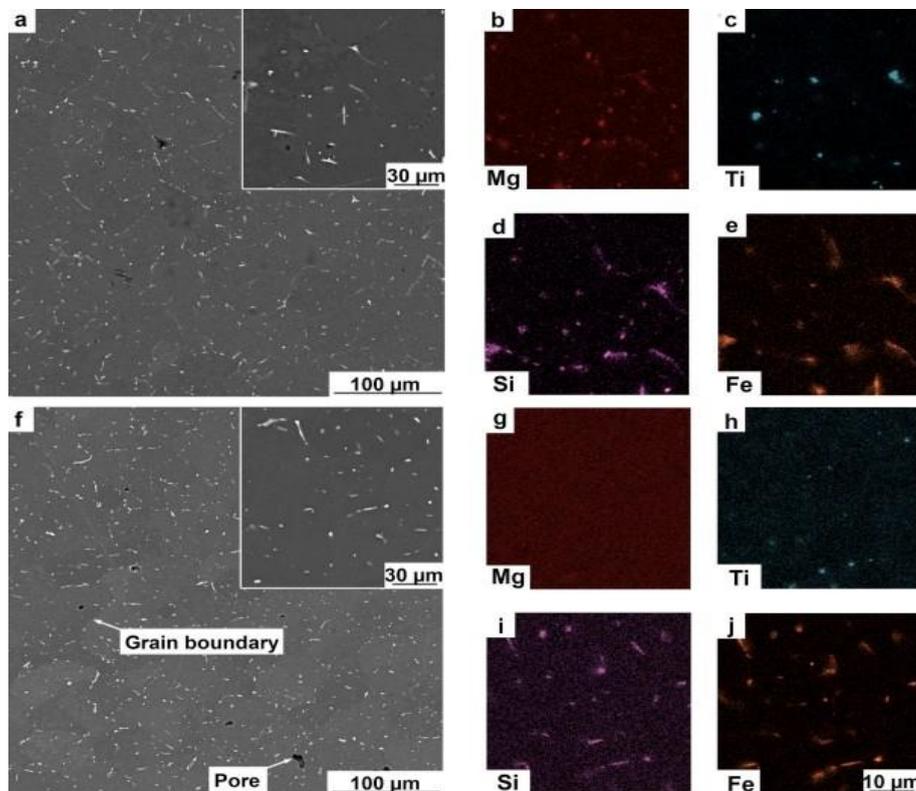


Figura 2.32: Análise micrográfica da amostra impressa (a-e) e tratada termicamente (f-j)(Klein et al. 2022).

Para ampliação do efeito comparativo, Klein et al. (2022) realizaram ensaios de dureza e tração nas amostras antes e após realização dos tratamentos térmicos. Os valores encontrados no teste de dureza estão indicados na figura 2.33-a; têm-se valores entre 40 e 50 HV0,1 para a amostra antes de tratada termicamente e valores entre 95 e 105 HV0,1 para a amostra após tratada termicamente, podendo então ser confirmado o endurecimento do material proveniente do tratamento térmico.

Para a análise do ensaio e tração, têm-se na figura 2.33-b as curvas traçadas para corpos de prova retirados nas direções longitudinal e transversal da amostra. Pode ser observado que o endurecimento causado também possui influência na tensão de escoamento e no limite de resistência à tração do material, pois estes valores aumentaram drasticamente após o tratamento térmico; contudo, a ductilidade do material caiu substancialmente de  $24 \pm 0,7\%$  para  $7,2 \pm 2\%$  (direção longitudinal) e  $16,2 \pm 2,3\%$  para  $5,9 \pm 0,8\%$  (direção transversal), devido ao fato do acúmulo de tensões internas geradas pelo endurecimento do material. Tendo em vista ainda a análise das deformações geradas nas amostras em direções distintas, pôde ser concluído que o tratamento térmico também teve influência na anisotropia presente na peça impressa, pois antes do tratamento térmico, os valores de deformação possuíam diferenças significativas entre as direções longitudinal e transversal, o que foi reduzido após o tratamento térmico (Klein et al. 2022).

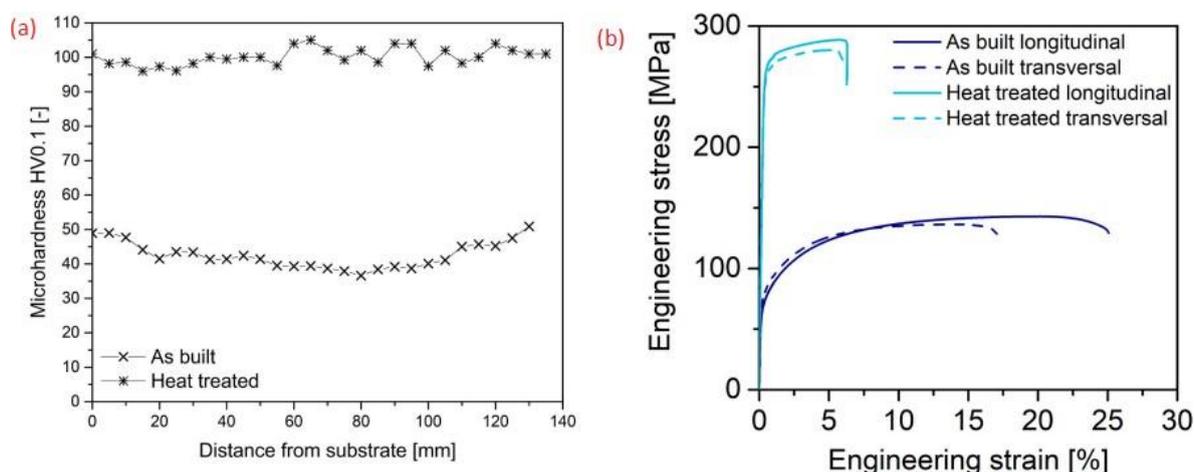


Figura 2.33: Análise dos ensaios de microdureza (a) e de tração (b) realizados. Adaptado de (Klein et al. 2022).

Seow et al. (2019) realizaram tratamentos térmicos diferentes com etapas diferentes em amostras impressas por manufatura aditiva por deposição a arco; o arame utilizado é uma liga a base de Níquel IN718, com diâmetro de 1,2 mm. A impressão foi realizada por meio do processo de soldagem a plasma, usando um *Migatron* 320 A, com controlador de plasma DC, a tocha foi refrigerada à base de água e argônio purificado foi utilizado para produzir o plasma e para blindagem do sistema. Os parâmetros de soldagem utilizados foram os mesmos de Xu et al. (2018); com corrente de 240 A para as primeiras camadas e diminuiu aos poucos para 200 A após 18 camadas, velocidade de deslocamento da tocha de 6,5 mm/s, velocidade de alimentação do arame entre 1,5 e 2 m/min.

Foram realizados três tratamentos térmicos diferentes, na figura 2.34 têm-se a esquematização de como a temperatura variou ao longo tempo nos dois primeiros tratamentos, que eram normalizações com diferentes etapas e temperaturas. Para o primeiro caso (*Standard HSA*), foi realizada uma homogeneização dos grãos a 1100°C durante 1 h, resfriamento em ar (padrão HSA), depois foi realizado uma solução a 980°C durante 1 h, seguido de um envelhecimento de duas etapas, com temperaturas de 720°C (com resfriamento em forno frio) e 625 °C (com resfriamento em ar forçado) respectivamente, durante 8h. Para o segundo

tratamento (*Modified HA*), a homogeneização foi feita a 1186 °C por 40 min, com resfriamento em ar fresco; seguido das duas etapas de envelhecimento também utilizadas para o primeiro caso; e o terceiro tratamento realizado foi apenas envelhecimento, seguindo os mesmos parâmetros de temperatura, tempos de encharque e resfriamento, e meio de resfriamento. (Seow et al. 2019).

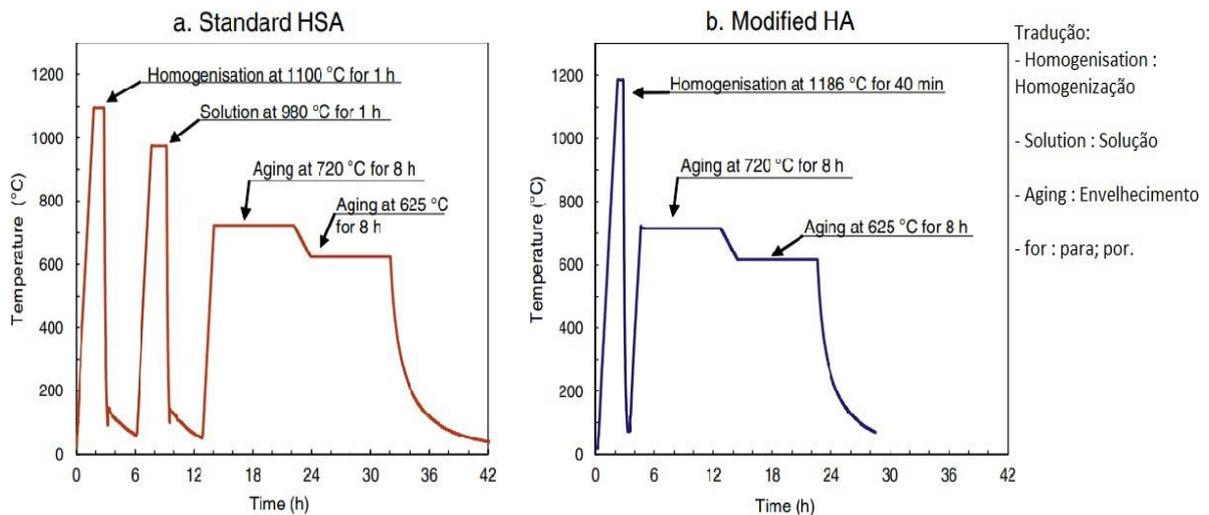


Figura 2.34: Esquematização da variação de temperatura ao longo do tempo para as duas normalizações realizadas com etapas e temperaturas distintas. Adaptado de (Seow et al. 2019).

Pode ser observado na figura 2.35 os ensaios de dureza e tração realizados nas amostras impressa (*As-Dep*), apenas envelhecida (*Aging only*), HSA padrão (*Standard HSA*) e HA modificado (*Modified HA*). Analisando a figura 2.35-a, têm-se que que as amostras tratadas termicamente obtiveram um aumento significativo na dureza Vickers, sendo as médias de 434 HV de para o método HSA padrão, 411 HV para a amostra apenas envelhecida e 392 HV para o método HA modificado; este aumento nos valores de microdureza nas peças tratadas termicamente são uma reação do tratamento de envelhecimento. Para os ensaios de tração realizados, mostrados na figura 2.35-b, têm-se que para as amostras apenas envelhecida e HSA padrão obtiveram altos valores de tensão de escoamento (YS) e limite de resistência a tração (UTS), contudo a ductilidade do material é muito reduzida quando comparada à ductilidade da peça apenas impressa, isso de deve ao fato das tensões internas presentes devido à precipitação da fase Laves no material. Já para a amostra tratada termicamente pelo método HA modificado, pode ser observado valores bem maiores de ductilidade, mesmo que com menores valores de YS e UTS quando comparado às outras amostras tratadas termicamente; no geral, Seow et al. (2019) puderam concluir que o tratamento HA modificado foi o que obteve melhores combinações de dureza Vickers, tensão de escoamento, limite de resistência a tração e deformação (*elongation*).

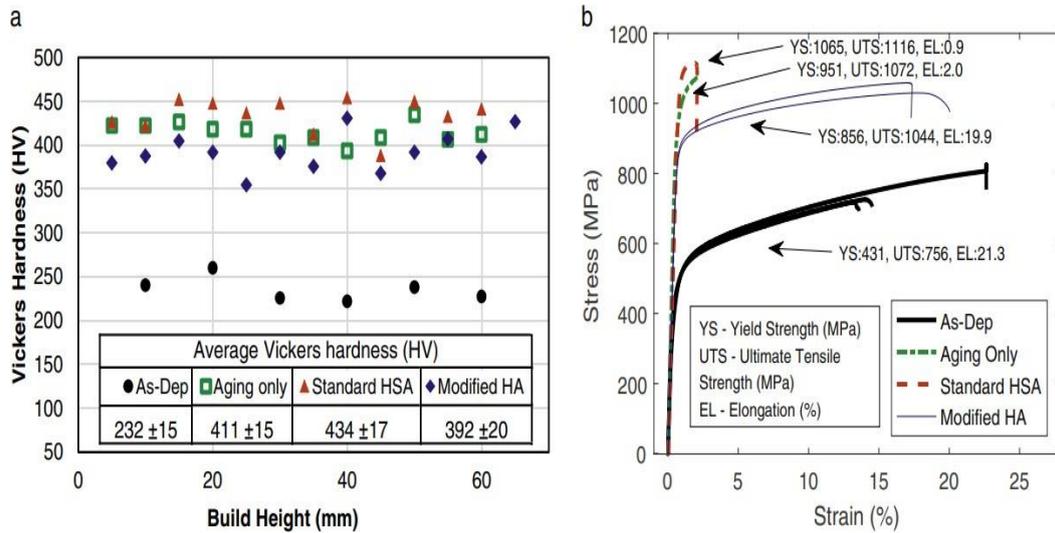


Figura 2.35: Ensaios de dureza Vickers e tração realizados nas amostras: impressa, *Standard HSA*, *Modified HA*, e apenas envelhecida; (a) dureza, (b) tensão x deformação (Seow et al. 2019).

Li et al. (2021) confeccionaram uma peça com o aço de grau 91 (P91) utilizando o processo de soldagem a plasma para impressão por meio de manufatura aditiva por deposição a arco. Dentre os parâmetros iniciais da impressão, têm-se corrente de 158 A, tensão de 20,8 V, velocidade de alimentação do arame de 3,1 m/min, velocidade de tocha de 300 mm/min e a corrente do arco de plasma de 25 A. Com as análises microestruturais, pôde ser observado duas fases distintas, com grande heterogeneidade dos grãos; uma fase mais escura que possui martensita como microestrutura dominante, e outra fase clara tem ferrita- $\delta$  como microestrutura dominante. Têm-se na figura 2.36, além da tabela com a composição química do material, a análise microestrutural da amostra impressa, sendo em (a) evidenciando as diferenças microestruturais nas fases escura e clara, (b, c, d) com maior ampliação na zona clara e (e, f, g) com maior ampliação na zona escura; e ainda uma tabela com as porcentagens (em peso) dos elementos presentes na liga estudada.

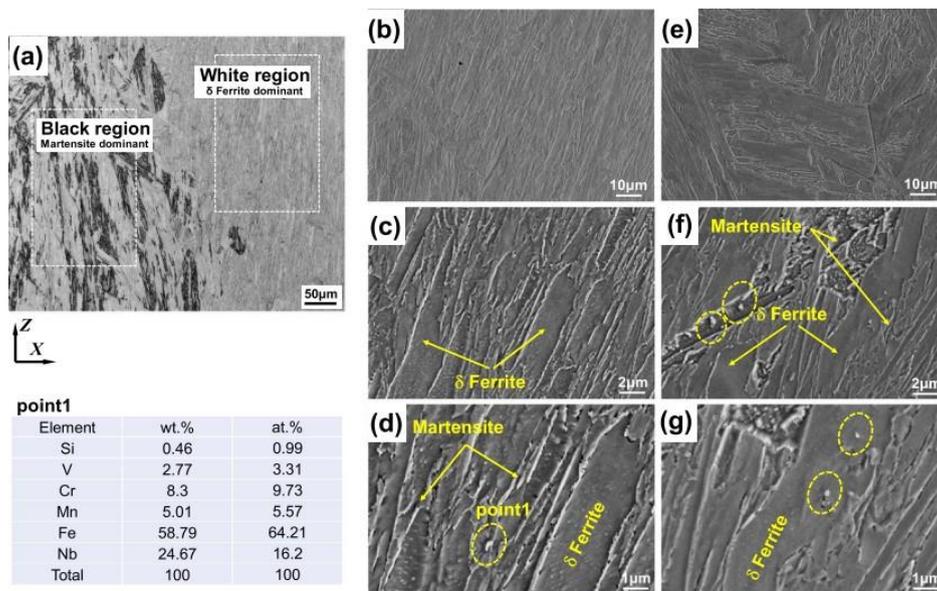


Figura 2.36: Análise microestrutural do aço P91 impresso por manufatura aditiva por deposição a arco (a) evidência de diferentes fases com dominâncias diferentes, (b,c,d) zona clara com maior ampliação, (e,f,g) zona escura com maior ampliação (Li et al. 2021).

Foi realizado portanto um tratamento térmico de homogeneização a 1200 °C, em três tempos distintos (1 h, 2 h e 3 h). Na figura 2.37 pode ser observado a análise microestrutural do aço P91 após realizados o tratamento térmico em diferentes tempos, e em três zonas distintas do corpo de prova; em (a, b, c) para 1 h de tratamento térmico, (d, e, f) para duas horas e (g, h, i) para três horas, e as setas vermelhas indicam as fronteiras do grão austenítico primário. Pode ser notado que para 1 h de tratamento, as regiões medianas e superiores da amostra possuem teores maiores de ferrita- $\delta$  quando comparada a análise da parte inferior da amostra; e um fenômeno parecido acontece com as ripas de martensita, que se mostram mais presentes na parte inferior e mediana da amostra, e quase nula na parte superior. Podendo ser concluído que, para 1 h de tratamento térmico não é suficiente para eliminar as discordâncias e heterogeneidade da amostra. Dentre as amostras tratadas termicamente em 2 h e 3 h, os autores puderam concluir que o tratamento ideal é realizado em 2 h; pois ocorre maior homogeneização da microestrutura, além de obter ripas mais finas de martensita, fazendo com que a amostra possua maior dureza e com menos desvios (Li et al. 2021).

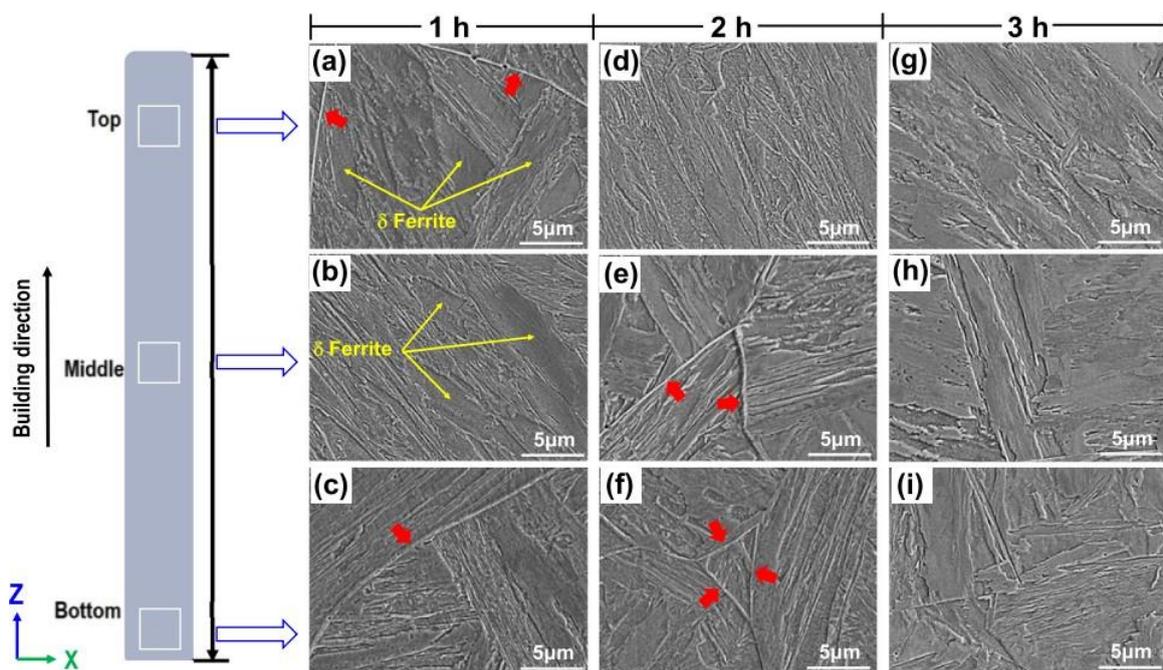


Figura 2.37: Micrografia do aço P91 impresso após tratado termicamente por 1 h (a-c), 2 h (d-f), 3 h (g-i) em três regiões da amostra (superior, central e inferior (Li et al. 2021).

Após realização dos tratamentos térmicos previamente citados, Li et al. (2021) ainda realizam um envelhecimento a 760 °C por 2 h, na mesma amostra que foi tratada termicamente a 1200 °C por 2h, pois se mostrou o processo de homogeneização ideal. Foram realizados testes de tração nas amostras impressa e após realização de homogeneização e envelhecimento por 2 horas cada (H2 + A2). Têm-se na figura 2.38 os gráficos traçados para ambas as amostras, em preto a amostra apenas impressa, e em vermelho a amostra após submetidos os dois tratamentos térmicos citados. Para efeito comparativo, os autores obtiveram as propriedades de tensão de escoamento, limite de resistência a tração e deformação do aço P91 forjado na indústria, da amostra impressa e da amostra tratada termicamente por H2+A2. Para o aço forjado, obteve-se 415 MPa (escoamento), 585 MPa (resistência) e 20% (deformação). Já para a amostra impressa, os valores foram de 985 MPa (escoamento), 1242 MPa (resistência) e 10,9% (deformação). Para a amostra tratada termicamente, têm-se 686 MPa (escoamento), 774 MPa (resistência) e 19,4% (deformação). Os autores puderam concluir que a amostra impressa, apesar de possuir resistências maiores do que a forjada, possui ductilidade muito

baixa, e portanto está suscetível a presença de trincas e discordâncias que podem afetar o uso da peça. E a amostra tratada termicamente, mesmo reduzindo consideravelmente as resistências, quase dobra a sua ductilidade, e isso está associado à maior homogeneização dos grãos obtidos no tratamento térmico.

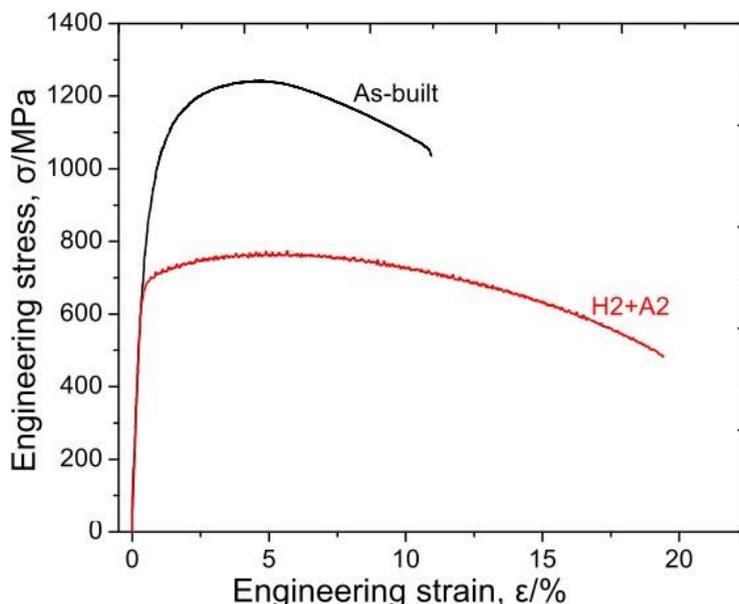


Figura 2.38: Ensaio de tensão x deformação realizado nas amostras impressas (*as-built*) e após homogeneização a 1200 °C por 2 h seguida de envelhecimento a 760 °C por 2 h (H2 + A2) (Li et al. 2021).

O experimento de Patel et al. (2021) consiste na avaliação da influência de diferentes tratamentos térmicos em peças impressas utilizando o processo de soldagem MIG/MAG com deposição pulsada por spray. Para confecção das peças, os parâmetros utilizados foram: corrente de soldagem variando de 175-200 A; tensão de arco elétrico variando de 22-28 V; velocidade da tocha de 330–390 mm/min; gás de proteção composto por 99.997% de Ar; o material utilizado foi o arame ER4010 (AlSi7Mg), com 1,2 mm de diâmetro, e foram retiradas amostras nas direções X, Y e Z para melhor análise das propriedades e verificação de anisotropia da peça impressa. Foram realizados portanto dois tratamentos térmicos diferentes; no primeiro caso, o material foi envelhecido artificialmente a 155 °C por 2 h e 30 min; e no segundo caso, foi realizado o tratamento térmico de solução T6 a 540 °C por 5 h, seguido do mesmo envelhecimento a 155 °C por 2 h e 30 min. Para efeito comparativo, foram utilizados os valores de tensão de escoamento, limite de resistência a tração, deformação e dureza das peças fundidas 356.0-T6 e A356.0-T6 e tratadas termicamente pelo mesmo tratamento T6 das peças produzidas por WAAM, valores estes que foram retirados do site da ASTM. Têm-se na tabela 2.14 os valores utilizados pelos autores para comparação.

	356.0-T6	A356.0-T6
Tensão de escoamento mínima (MPa)	138	166
Limite de resistência a tração mínimo (MPa)	207	235
Deformação (%)	3	3,5
Dureza Brinell (plano XY)	70	80

Tabela 2.14: Propriedades mecânicas das ligas 356.0-T6 e A356.0-T6 forjadas e tratadas termicamente. Adaptado de (Patel et al. 2021).

Os valores de tensão de escoamento, limite de resistência a tração e deformação encontrados nos ensaios de tração das amostras produzidas por WAAM, nas três direções distintas, após realizado o primeiro tratamento térmico (apenas envelhecimento artificial), são mostrados na tabela 2.15. Vale ressaltar que os valores indicados na tabela são uma média dos valores obtidos em três ensaios realizados para cada caso (Patel et al. 2021).

	X	Y	Z
Tensão de escoamento (MPa)	71,00	75,00	69,67
Limite de resistência a tração (MPa)	139,67	143,00	131,00
Deformação (%)	6,61	11,48	12,07

Tabela 2.15: Propriedades mecânicas obtidas após ensaio de tração em uma peça produzida por WAAM a partir do arame ER4010 submetida ao tratamento térmico de envelhecimento artificial a 155 °C por 2 h e 30 min. Adaptado de (Patel et al. 2021).

Para o segundo tratamento térmico (solução T6 a 540 °C por 5 h seguido de envelhecimento artificial a 155 °C por 2h e 30 min), também foram realizados três ensaios de tração nas três direções (X, Y e Z), e na tabela 2.16 têm-se a média destes valores aferidos. Pôde ser observado que a influência do tratamento térmico T6 se dá principalmente na redução de ductilidade (menores valores de deformação) em virtude do aumento das propriedades de resistência mecânica.

	X	Y	Z
Tensão de escoamento (MPa)	207,67	209,00	193,00
Limite de resistência a tração (MPa)	249,67	253,67	241,00
Deformação (%)	4,22	3,99	3,76

Tabela 2.16: Propriedades mecânicas obtidas após ensaio de tração em uma peça produzida por WAAM a partir do arame ER4010 submetida ao tratamento térmico de solução T6 a 540 °C por 5 h seguido de envelhecimento artificial a 155 °C por 2 h e 30 min. Adaptado de (Patel et al. 2021).

Para análise de dureza Brinell, foram realizados testes nos três planos das peças (XY, XZ e YZ) e os valores encontrados estão descritos na tabela 2.17. Como esperado pelos autores, os valores aferidos de dureza são bem menores nas amostras apenas envelhecidas, devido ao fato de também possuírem menores resistências mecânicas e maior ductilidade (quando comparada à amostra tratada termicamente por T6 seguido de envelhecimento artificial).

Tratamento	YZ	XZ	XY
Apenas envelhecimento artificial	47	44	45
Solução T6 + envelhecimento artificial	82	74	75

Tabela 2.17: Valores de dureza aferidos em três planos diferentes (YZ, XZ e XY) para as amostras tratadas termicamente. Adaptado de (Patel et al. 2021).

A fim de reduzir a heterogeneidade dos grãos e diminuir a anisotropia das propriedades mecânicas dos materiais impressos, Nemani, Ghaffari e Nasiri (2020) realizam tratamentos térmicos nas peças impressas e traçam comparativos de microestrutura e propriedades mecânicas do material ER70S-6 impresso antes e após ser tratado termicamente. Para a confecção das paredes por manufatura aditiva por deposição a arco, utilizou-se uma máquina *Lincoln Electric GMA* com uma tocha montada em um robô Fanuc de 6 eixos como fonte de energia. Dentre os parâmetros de soldagem utilizados, têm-se uma corrente de 135 A, tensão de 28 V, taxa de alimentação do arame de 104 mm/s, gás para proteção com 99,98% de Ar e fluxo de 20 l/min, e aporte de calor de 7,56 kJ/cm; o arame utilizado foi do material ER70S-6 e com diâmetro de 0,9 mm. Têm-se na figura 2.39 a parede produzida (a) e a esquematização dos corpos de prova retirados em direções horizontais e verticais para analisar a anisotropia do material impresso (b), e a deposição foi feita camada por camada, em ambas as direções horizontais como indicado.

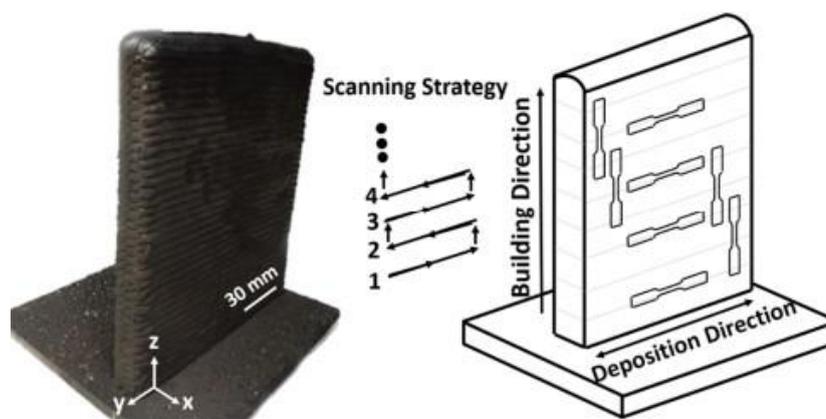


Figura 2.39: (a) peça impressa por manufatura aditiva por deposição a arco (b) esquematização dos corpos de prova retirados para ensaios mecânicos e tratamentos térmicos (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020).

Têm-se na figura 2.40 as análises microestruturais realizadas na amostra impressa antes de ser tratada termicamente. Em (a) têm-se uma análise de menor ampliação mostrando a diferença dos grãos nas três áreas indicadas (centro da poça de fusão, fronteira da poça de fusão e zona termicamente afetada), evidenciando que na zona termicamente afetada os grãos são bem maiores e mais discordantes entre si, quando comparados aos grãos das demais regiões. Em (b) a micrografia foi realizada no centro da poça de fusão, mostrando que a microestrutura presente era majoritariamente formada por uma porção de perlita lamelar (P) formada nos contornos dos grãos da ferrita poligonal (PF); e em (c) têm-se a análise micrográfica na fronteira da poça de fusão, podendo ser notado pelos autores (com maior ampliação da imagem microscópica) a formação de ferrita (AF) e bainita (B) devido a taxa de resfriamento ao longo das extremidades do cordão ser maior quando comparada ao centro da mesma (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020).

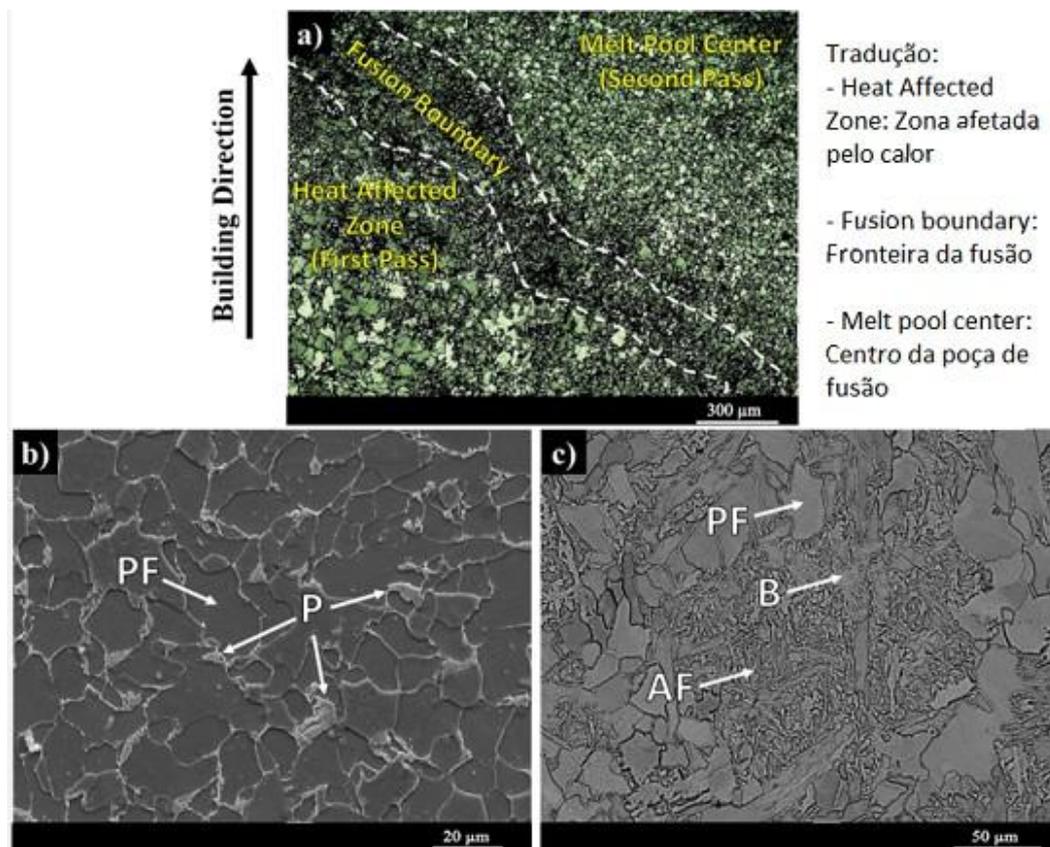


Figura 2.40: Análise microestrutural de uma peça impressa por manufatura aditiva por deposição a arco do arame ER70S-6 (a) análise com baixa ampliação evidenciando três diferentes regiões do material impresso, (b) micrografia do centro da poça de fusão, (c) micrografia na fronteira da poça de fusão. Adaptado de (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020).

A fim de aprimorar o efeito comparativo do estudo, Nemani, Ghaffari e Nasiri (2020) realizaram dois tratamentos térmicos diferentes, vale ressaltar que os tratamentos não foram realizados em sequência na mesma peça, cada tratamento foi realizado em corpos de prova distintos. Para o tratamento térmico de normalização, a temperatura foi elevada a 900°C durante uma hora, para completa austenitização do material, seguida de resfriamento ao ar parado. A normalização foi realizada visando homogeneizar a microestrutura. Pois na análise microestrutural presente na figura 2.44 indicou que há grande discordância e heterogeneidade entre os grãos, o que pode implicar na propagação de trincas no material. Para o tratamento térmico de endurecimento, a austenitização foi realizada também a 900°C por uma hora, seguida de um resfriamento rápido (têmpera em água) a fim de aumentar a dureza da amostra, e verificar se foi possível obter estrutura martensítica em um material com baixo teor de Carbono equivalente.

Na figura 2.41 têm-se as análises das microestruturas após a realização dos tratamentos térmicos de normalização (a) e (b), e endurecimento (c) e (d), em duas escalas. Para o tratamento térmico de normalização, observa-se na figura 2.41-b que a microestrutura presente no material não sofreu grandes alterações, contendo dominância de perlita, com pouca presença de ferrita poligonal e precipitação de cementita terciária; contudo, percebe-se na figura 2.41-a que o material possui grãos bem mais refinados e homogêneos em toda sua extensão. Para o tratamento térmico de endurecimento com uma taxa de resfriamento alta, têm-se na figura 2.41-c,d têm-se a presença perlita lamelar, ferrita acicular e bainita meta-estável. Os autores também ressaltam que para o endurecimento, os grãos também ficaram mais homogêneos em toda a amostra (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020).

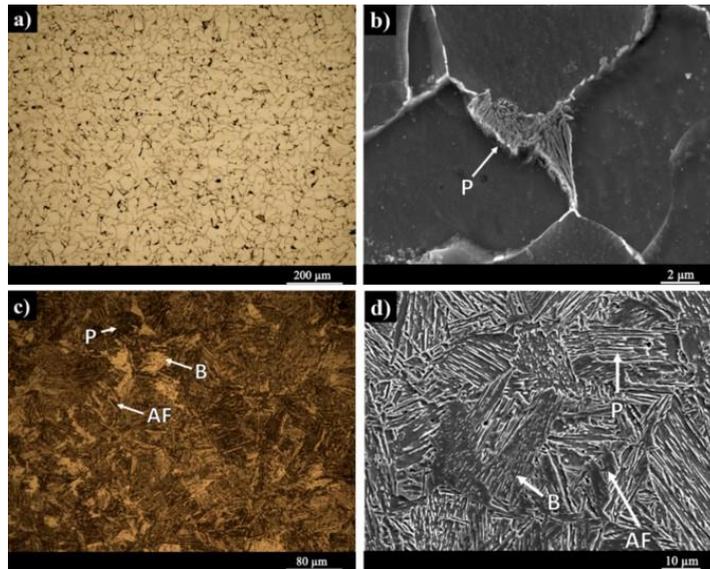


Figura 2.41: Micrografias realizadas após tratamentos térmicos de normalização (a, b) e endurecimento (c, d) (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020).

Na figura 2.42, têm-se a análise das microdurezas aferidas no experimento, para a amostra impressa (indicada pela cor roxa), normalizada (cor preta) e endurecida (cor azul). Também são sinalizadas em um zoom, as indicações de microdureza na peçasamente impressa, mostrando os maiores valores ( $175 \pm 2$  HV) nas regiões de fronteira da poça de fusão, valores intermediários ( $160 \pm 2$  HV) no centro da poça de fusão, e valores mais baixos na zona afetada pelo calor ( $150 \pm 1$  HV); a média de microdureza para a peça depositada foi de  $160 \pm 2$  HV. As diferenças observadas podem ser justificadas devido a discrepância dos grãos observados anteriormente, em específico aos da ZTA que possui microdureza mais baixa devido ao tamanho e heterogeneidade dos grãos. Para a peça normalizada, observa-se uma pequena diminuição de dureza (média de  $154 \pm 2$  HV), podendo ser justificada pelo alívio de tensões internas causado pela austenitização causada pelo tratamento térmico. E para a amostra endurecida, têm-se valores bem elevados (média de  $260 \pm 3$  HV), podendo ser justificados por alguns fatores como a formação de microestruturas mais finas e a precipitação de bainita devido a alta taxa de resfriamento utilizada (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020).

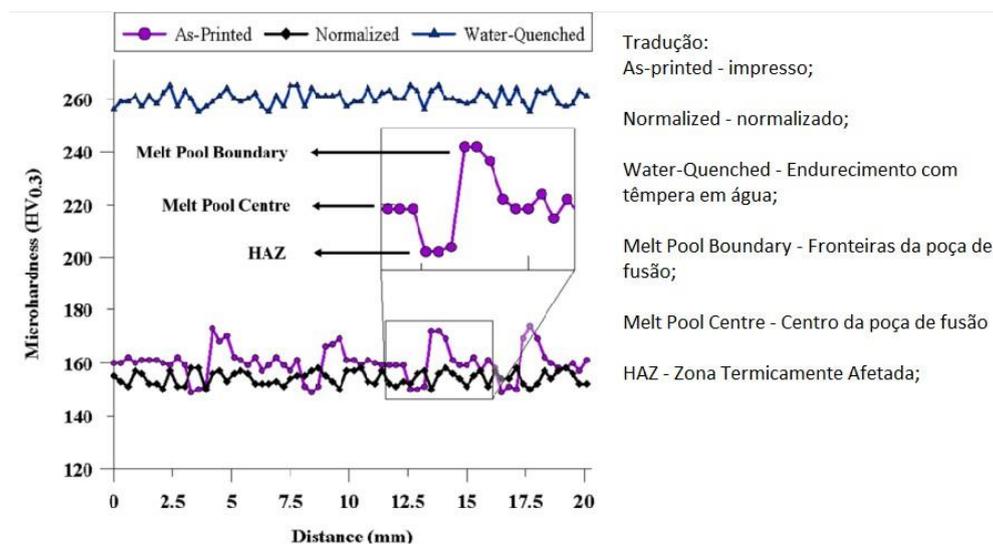


Figura 2.42: Valores de microdureza obtidos das amostras impressa, normalizada e endurecida com têmpera em água. Adaptado de (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020).

Por fim, Nemani, Ghaffari e Nasiri (2020) fazem o ensaio de tração para todas as amostras (impressa, normalizada e endurecida) com corpos de prova retirados em direções distintas (horizontal e vertical), as curvas traçadas para cada ensaio estão indicadas na figura 2.43. Para as amostras impressas, as resistências à tração obtidas nas duas direções são similares e aproximadamente 500 MPa; já para a deformação, foi observada uma ductilidade bem maior na direção horizontal ( $35 \pm 2\%$ ) do que na direção vertical ( $12 \pm 3\%$ ), indicando que houve anisotropia na peça impressa. Para a amostra endurecida, houve um grande aumento na resistência a tração do material, obtendo  $640 \pm 14$  MPa para a amostra vertical e  $624 \pm 13$  MPa para a amostra horizontal, contudo houve diminuição na ductilidade do material, onde as deformações observadas foram de  $8 \pm 1\%$  na direção vertical e  $28 \pm 2\%$  na direção horizontal, indicando portanto que a anisotropia ainda é presente no material e podendo concluir que o endurecimento foi benéfico para as propriedades mecânicas obtidas na direção horizontal.

No caso da amostra normalizada, os valores de resistência a tração são um pouco menores (aproximadamente 465 MPa) do que a peça impressa (500 MPa); contudo ambas as amostras obtiveram valores próximos de deformação máxima em ambas as direções, sendo  $29 \pm 2\%$  na direção vertical e  $34 \pm 3\%$  na direção horizontal. Podendo ser concluído pelos autores que o tratamento térmico de endurecimento modificou as propriedades do material drasticamente, mas não solucionou o problema de anisotropia presente na peça impressa; já no tratamento térmico de normalização, pôde ser observado que as propriedades continuam similares às da peça impressa, contudo a anisotropia presente foi bastante reduzida. O fenômeno pode ser explicado pois na taxa de resfriamento mais lenta da normalização, a amostra obteve uma estrutura mais homogênea e com grãos mais refinados, sendo que toda a extensão da peça foi submetida a mesma taxa de resfriamento, enquanto para o endurecimento, não se garante homogeneidade da taxa de resfriamento em toda a extensão da amostra.

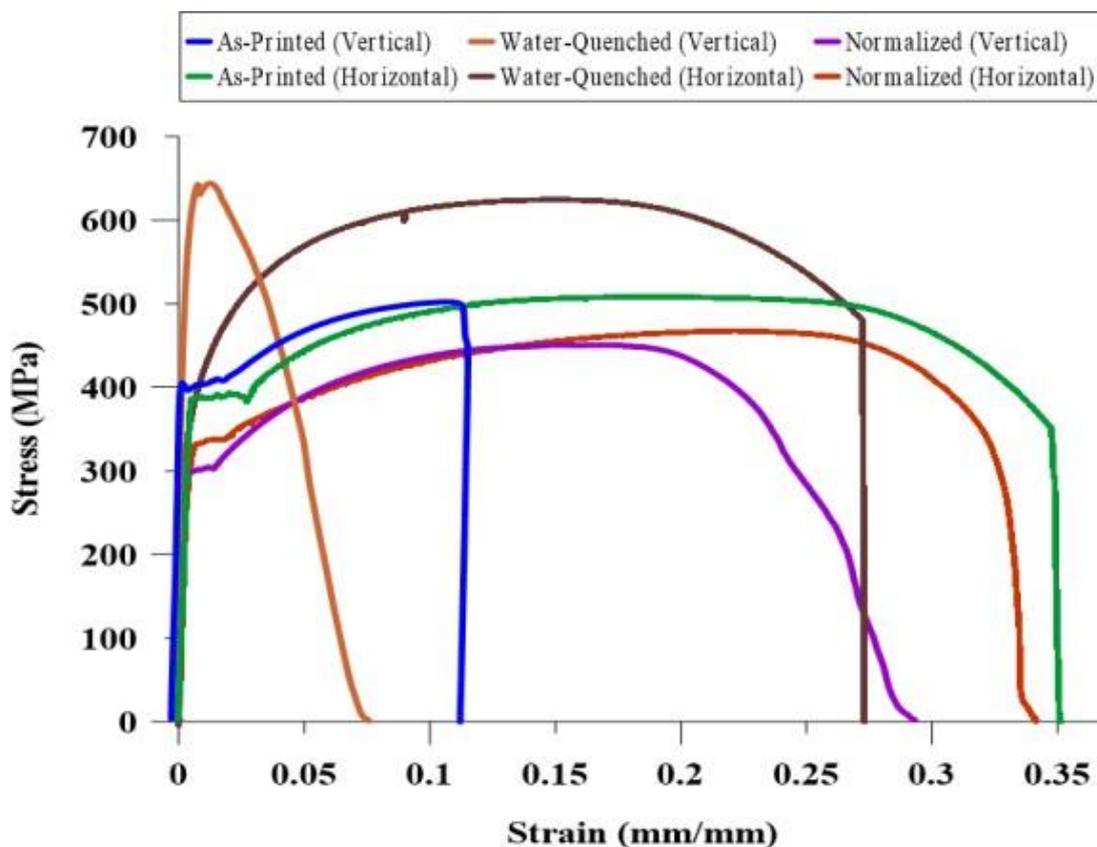


Figura 2.43: Gráfico tensão x deformação para as três amostras estudadas, nas direções vertical e horizontal (Nemani, Ghaffari e Nasiri 2020).

# Planejamento Experimental

### 3.1 Metodologia

Para a realização do atual trabalho, foram retirados corpos de prova (CP's) de peças já impressas. Ou seja, não foi realizado o processo de preparação do equipamento para manufatura aditiva; contudo, as especificações dos parâmetros envolvidos na deposição das peças foram evidenciados no presente capítulo, na descrição dos métodos de deposição e dos equipamentos utilizados.

Pôde ser observado ao longo do capítulo 2, que os grãos presentes nas peças impressas por manufatura aditiva por deposição a arco possuem características e dimensões bastante heterogêneas, com elevado número de discordâncias e deixando o material mais propício a trincas. Um bom exemplo que ilustra este cenário microestrutural pós impressão é indicado na figura 2.40-a, onde pode ser notado a diferença da organização e tamanho dos grãos (do material ER70S-6) presentes na zona termicamente afetada, na fronteira e no centro da poça de fusão. A fim de reorganizar o arranjo dos grãos, diminuir as discordâncias, buscar uma maior homogeneidade da estrutura do material e aumentar a ductilidade do mesmo, foi realizado um recozimento no material; com resfriamento lento dentro do forno desligado. E para verificação da influência do tratamento de recozimento na anisotropia do material, os ensaios de tração e microdureza Vickers foram realizados em corpos de prova retirados nas direções horizontal e vertical da peça depositada. Além do ensaio Sonelastic para obtenção de características do material recozido, como o módulo de elasticidade à flexão, frequência natural e fator de amortecimento.

Têm-se na figura 3.1 o fluxograma feito para esquematizar o planejamento experimental realizado. Sendo, portanto, iniciado já na preparação dos corpos de prova para ensaio de tração, que foram retirados nas direções horizontal e vertical da peça depositada, para melhor compreensão da anisotropia presente. Após a finalização do preparo dos corpos de prova, os mesmos foram submetidos ao tratamento térmico de recozimento, buscando maior homogeneização da estrutura cristalina presente no material, aumentando também a ductilidade do mesmo, e diminuindo as tensões de engenharia presentes. Com os corpos de prova já tratados termicamente, foi realizado um processo de preparação da superfície dos mesmos, para retirar a película de oxidação que se formou, permitindo dar continuação dos experimentos/ensaios mecânicos. A análise do perfil de rugosidade, assim como o ensaio Sonelastic foram realizados em corpos de prova de apenas uma direção, enquanto os ensaios de tração e de microdureza Vickers foram realizados em corpos de prova de ambas as direções, para gerar melhor comparação das propriedades mecânicas a serem analisadas, e verificação da influência do recozimento no fenômeno anisotrópico presente.

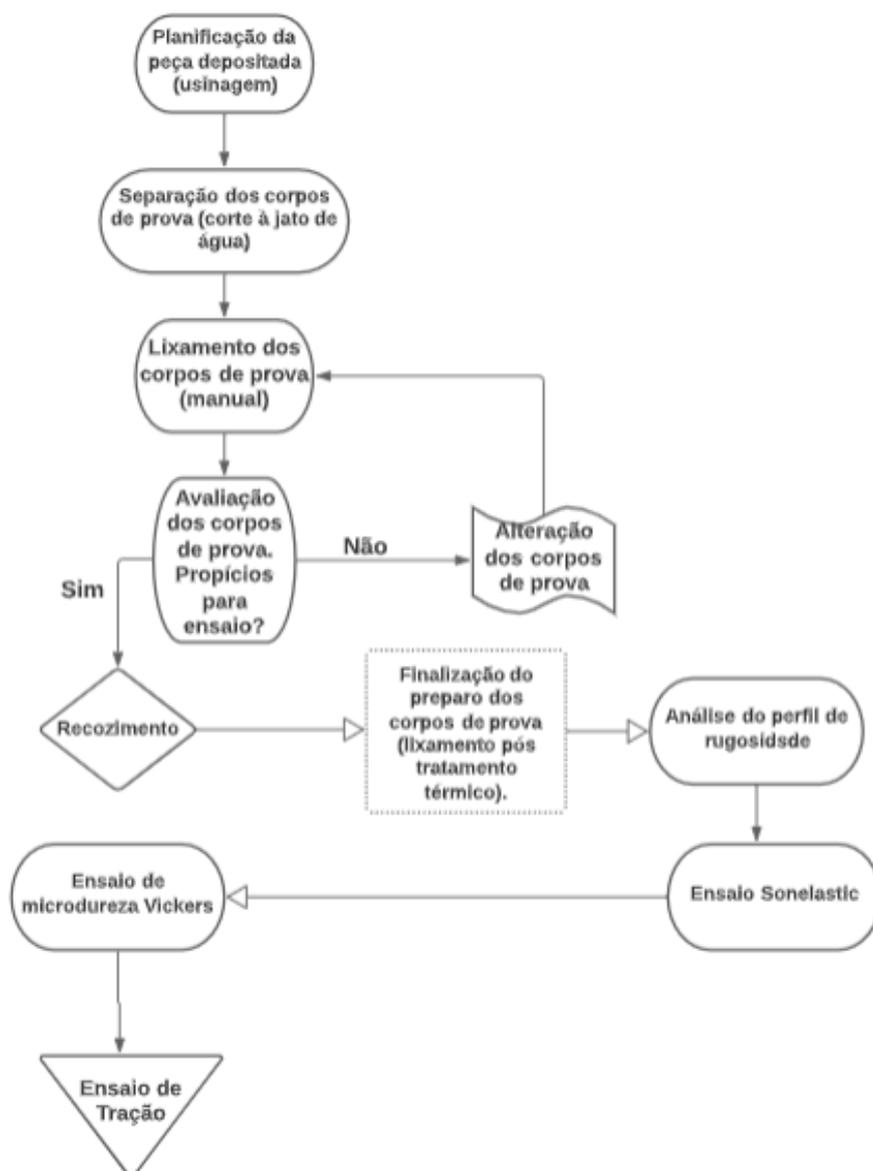


Figura 3.1: Fluxograma experimental

## 3.2 Fabricação dos Corpos de Prova

Para a fabricação do corpo de prova, o processo compreendeu três etapas. Inicialmente as medições da peça, contendo análises visuais e geométricas; depois o processo de planificação da peça depositada; e por fim a separação dos corpos de prova com corte a jato d'água.

### 3.2.1 Medições da Peça Depositada

As medições da peça pós deposição foi realizada por meio de um paquímetro analógico com resolução de 0,1 mm. Para análise das três dimensões da peça (comprimento, altura e espessura), foram realizadas dez medidas em pontos igualmente espaçados para cada direção. Além disso, foram feitas três medidas em cada ponto. Têm-se na figura 3.2 a indicação dos pontos de medição em cada uma das direções, em duas diferentes vistas (superior e frontal), vale ressaltar que as medições de espessura e altura foram realizadas nos mesmos pontos (indicados em amarelo), e para o caso da altura, foi desconsiderado a altura do substrato. Vale ressaltar que os as medições obtidas possuem confiabilidade de 99,70% .

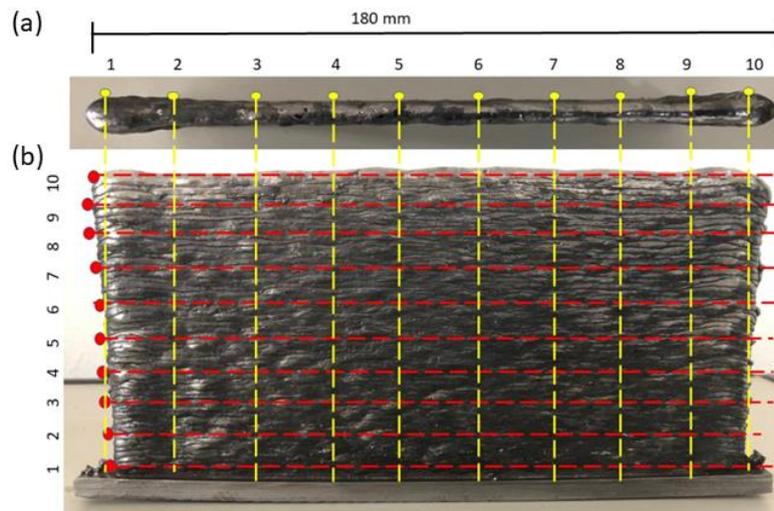


Figura 3.2: Indicação dos pontos de medição (a) vista superior, (b) vista frontal.

### 3.2.2 Usinagem da Peça

Antes da fabricação dos corpos de prova para ensaio de tração com as geometrias estabelecidas, deve ser realizada uma preparação da peça impressa. Inicialmente foi realizada uma análise visual e dimensional da peça depositada, evidenciando pequenas discordâncias, e as medições feitas em diferentes direções da peça, além dos valores médios e de desvio padrão calculados em cada ponto de medição. Após análise visual e dimensional, foi feita a usinagem da peça depositada para a preparação dos corpos de prova. O processo foi idealizado, utilizando o modelo indicado por Pimenta, Oliveira e Ziberov (2022), porém não houve a separação entre a peça e o substrato, a fim de aumentar o tamanho dos corpos de prova e aproveitar o máximo do material depositado. Portanto, a preparação dos corpos de prova se inicia já com a usinagem da peça depositada.

Outra característica que diferencia do estudo de Pimenta, Oliveira e Ziberov (2022) é a máquina utilizada e o diâmetro da ferramenta de corte. Pois para a planificação do presente estudo, a peça foi submetida à usinagem utilizando a máquina TOS KURIM modelo FA3A, com ferramenta de corte ROCAST DIN 844K com 25 mm de diâmetro de corte, diâmetro da haste de 25 mm, comprimento total de 121 mm e comprimento de corte de 45 mm, além de possuir 6 cortes. Na figura 3.3 têm-se a ferramenta de corte utilizada.



Figura 3.3: Ferramenta de corte utilizada (Piveta Ferramentas, 2022).

Os parâmetros envolvidos no processo de planificação são: rotação da máquina de 700 rpm; profundidade de 0,5 mm a 0,1 mm; velocidade de corte de 28 m/min e 80 m/min, sendo menor nos acabamentos, e maior nas regiões de desbaste; e ausência de fluido de corte. Durante a usinagem, foi utilizada ainda a câmera *CX-Series (Compact Thermal Imaging Camera)* da

marca FLIR, para análise da temperatura ao longo da peça.

### 3.2.3 Dimensões e Normas

De acordo com a Norma ASTM A370 (ASTM, 2016), têm-se que corpos de prova com seção retangular para ensaio de tração deve seguir a esquematização indicada na figura 3.4, na qual as dimensões indicadas em milímetros são:

- L = comprimento máximo;
- G = comprimento de referência;
- A = comprimento de seção reduzida;
- B = comprimento da seção de encaixe;
- W = largura central;
- C = largura das extremidades;
- T = espessura do corpo de prova.

Para maior detalhamento das dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração com seção retangular, têm-se a esquematização da norma em anexo.

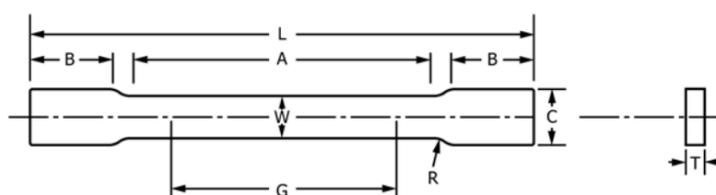


Figura 3.4: Corpos de prova de seção retangular para ensaio de tração (ASTM, 2016).

Como a peça depositada não possui 100 mm de altura, algumas alterações foram realizadas de modo que os corpos de prova horizontais e verticais possuam mesmas dimensões e caibam na peça depositada. Na tabela 3.2, têm-se portanto a dimensões de acordo com a norma ASTM A370 e as dimensões finais de todos os corpos de prova que foram extraídos.

Medida	Dimensões normativas (mm)	Dimensões finais do corpo de prova (mm)
L	100	80
G	25	35
A	32	42
B	32	15
W	6,25	6
C	10	10
R	6	6
T	Espessura do material	2,5

Tabela 3.1: Dimensões dos corpos de prova de seção retangular para ensaios de tração

Como indicado anteriormente, as geometrias dos corpos de prova que foram retirados para ensaio de tração foram calculadas tomando como princípio a norma ASTM A370 (ASTM, 2016). Portanto, têm-se na figura 3.5 (a) as dimensões dos corpos de prova retirados, e em 3.5 (b) esquematização da quantidade de corpos de prova retirados da peça impressa e usinada, por meio de corte à jato d'água, todas as dimensões inseridas na figura 3.5 são em mm. Como indicação da empresa prestadora do serviço, os CP's devem ser distanciados por no mínimo 3 mm entre eles e deve-se ter uma folga nas extremidades da peça depositada, de modo que as presilhas de fixação não interfiram no corte à jato; além de  $\pm 0,5$  indicados para a fabricação dos corpos de prova e para planificação da peça depositada. Por fim, têm-se que na peça depositada cabem seis corpos de prova verticais e seis horizontais.

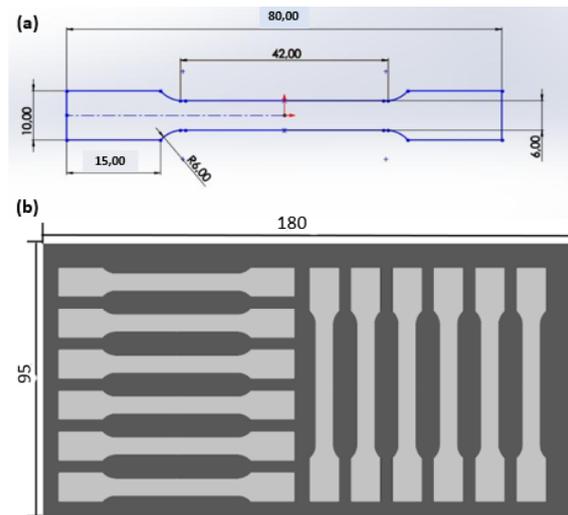


Figura 3.5: Esquematização com (a) as dimensões finais dos corpos de prova, (b) a disposição dos corpos de prova retirados da peça depositada

### 3.3 Equipamentos e Consumíveis

#### 3.3.1 Deposição da Peça

A peça foi depositada no estudo de Pimenta, (2021), por meio do processo WAAM-CMT, sendo realizada a partir da deposição de 100 camadas com 180 mm de comprimento. Foi utilizado o modo de deposição bidirecional utilizando arco contínuo, como indicado na figura 3.6, com parâmetros de tensão de 20,6 V, corrente de 62 A, velocidade de arame de 2,6 m/min, e com velocidades horizontal e vertical da tocha de 8 mm/seg e 24 mm/seg respectivamente; além do deslocamento vertical da tocha ao fim de cada camada, de 1 mm.

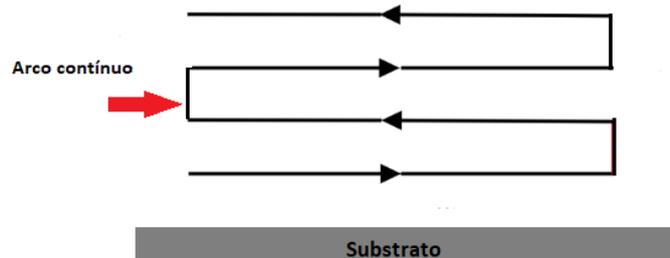


Figura 3.6: Modo de deposição com arco contínuo

#### 3.3.1.1 Materiais Consumíveis

Conforme Pimenta, (2021), a deposição da peça foi feita com o arame ER70S6, com 1,2 mm de diâmetro; e sua composição química típica está indicada na tabela 3.2, e demais informações do material estão no catálogo do fabricante indicado no Anexo A. O gás de proteção utilizado é uma mistura de Ar + 18%  $CO_2$  e a vazão do mesmo variou de 15 l/min a 20 l/min. Por fim, têm-se uma peça impressa com dimensões de altura, largura e espessura de aproximadamente 85 mm, 180 mm e 6 mm respectivamente.

C (%)	Mn (%)	Si (%)
0,07	1,5	0,85

Tabela 3.2: Composição química do arame ER70S6 (Boehler, 2022).

### 3.3.2 Tratamentos Térmicos

Para realização do tratamento térmico de Recozimento, foi utilizado o forno *Mufla Nabertherm LHTC 08/16*, indicado na figura 3.7, possui alcance máximo de temperatura de 1600°C, com carcaça de parede dupla em chapas de estrutura de aço inoxidável com refrigeração adicional para temperaturas exteriores baixas (Nabertherm, 2012); e demais informações retiradas do catálogo da *Nabertherm* estão no anexo B. O recozimento foi realizado aquecendo o material até 950 °C visando a completa austenitização do material, a uma taxa de aquecimento de 10 °C/min. O tempo de encharque utilizado foi de 25 min, valor utilizado devido a similaridade do atual corpo de prova ao utilizado no estudo de Nemani, Ghaffari e Nasiri, (2020). E por fim, o resfriamento realizado dentro do forno, a uma taxa aproximada de 5°C/min.



Figura 3.7: Forno Mufla LHTC 08/16 da empresa Nabertherm (Tenessine Fornos, 2022).

Inicialmente, havia-se a intenção de realizar um segundo tratamento térmico de têmpera no presente estudo, visando aumentar a resistência mecânica do material. Portanto, para obtermos a temperabilidade do material, ou seja, a sua suscetibilidade à formação de trincas, têm-se o cálculo do carbono equivalente do material ER70S-6, a partir da equação 3.1, indicada para aços com baixo teor de carbono (por volta de 0,11 %) onde as incógnitas C, Mn, Si, Cu e Cr representam a % em peso de cada um dos componentes no material. Como o material possui teor de carbono equivalente relativamente baixo, não é indicado que haja o tratamento térmico de têmpera após o recozimento pois aumenta o risco de propagação de trincas e deformações flexurais causados pelo resfriamento brusco.

$$C_{eq} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 = 0,173\% \quad (3.1)$$

Em alguns casos, quando as amostras tratadas termicamente são expostas a altas taxas de resfriamento, as suas dimensões podem ser alteradas, e isso ocorre pela mudança de martensita tetragonal em cúbica, precipitação de carbonetos e a dissolução da austenita retida (Liscic et al. 2010). Tal fenômeno também é observado no trabalho de Vicen et al. (2018), no qual é obtida estrutura martensítica na amostra após tratamentos térmicos, e pôde ser observado um aumento médio de dimensão após o tratamento térmico de 0,103 mm, o que representa 0,22% de aumento dimensional. Portanto, o tratamento térmico realizado no presente estudo será nos corpos de prova já dimensionados.

### 3.3.3 Análise do Perfil de Rugosidade

A análise do perfil de rugosidade foi realizada no presente estudo, visando traçar comparativos com o estudo de Pimenta (2022), que realizou a planificação com uma CNC, e

não houve lixamento dos corpos de prova. Dentre os vários parâmetros diferentes relacionados à rugosidade do material, foram escolhidos três  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_q$ , pois são os parâmetros mais utilizados na indústria pelo mundo, no ano de 2016, conforme estudo de Todhunter et al (2017). Os significados físicos destes parâmetros são:

- $R_a$ : Rugosidade média de todas as medições ao longo da distância percorrida pelo rugosímetro.
- $R_z$ : Altura máxima do perfil de rugosidade, sendo a soma da altura do maior vale com a altura do maior pico, ao longo da distância de medição percorrida.
- $R_q$ : Raiz quadrada da média dos quadrados das ordenadas do perfil em relação à linha média dentro do percurso de medição

Para análise do perfil de rugosidade, foi utilizado o rugosímetro e leitor de dados da empresa Mitutoyo modelo SJ-201. Foi selecionado um corpo de prova na direção vertical da peça depositada, e foram feitas cinco medições em três regiões distintas do mesmo. A temperatura ambiente era de aproximadamente 25 °C, e de acordo com a norma ABNT NBR NM ISO 1 (ABNT, 1997), a temperatura padrão para medições de rugosidade é de 20 °C. O equipamento utilizado está indicado na figura 3.8.

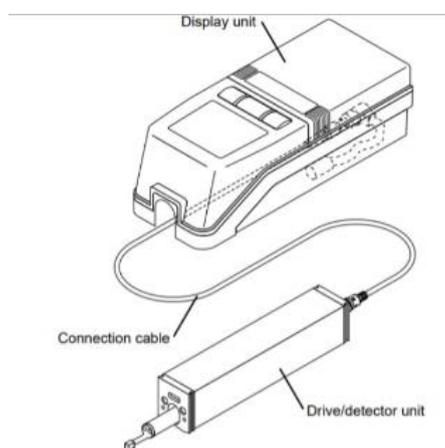


Figura 3.8: Rugosímetro e leitor de dados Mitutoyo modelo SJ-201 (Mitutoyo, 2008)

### 3.3.4 Ensaio Sonelastic

A realização do ensaio Sonelastic em ensaios dinâmicos para obtenção de características do material, tais como o módulo de elasticidade à flexão, a frequência natural do material e o coeficiente de amortecimento. O equipamento utilizado foi um pulsador IED e os corpos de prova foram fixados em um suporte apropriado para o tamanho dos mesmos. O pulsador IED desenvolvido pela empresa Sonelastic permite a excitação automática, ajustável e reproduzível de corpos de prova., com operação remota via USB pelo Software Sonelastic®. Os pulsadores são fabricados em aço inox, alumínio anodizado e Nylon. (Sonelastic, 2022). Na figura 3.9 têm-se o corpo de prova indicado pela seta, fixado no suporte adaptado.

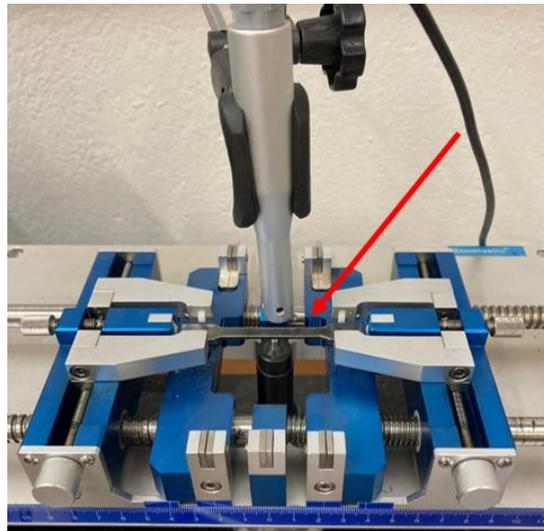


Figura 3.9: Maquinário para ensaio Sonelastic

### 3.3.5 Medição de Microdureza

Para análise da microdureza Vickers do material, foi utilizado o equipamento EMCOTEST Durascan, indicado na figura 3.10. O ensaio foi realizado em três corpos de prova diferentes, sendo dois verticais (V1 e V3) e um horizontal (H2), aplicada uma carga de 0,5 kgf para realização das medições, e escolhidos cinco pontos ao longo de uma das extremidades.



Figura 3.10: Equipamento EMCOTEST Durascan utilizado para medida de microdureza Vickers (EMCOTEST, 2022)

### 3.3.6 Ensaio de Tração

A realização dos ensaios de tração foi feita pela máquina MTS810, indicada na figura 3.11, assim como seus componentes. O equipamento possui quatro pares de garras com diferentes dimensões para corpos de prova variados, e seu funcionamento é coordenado pela central de base, que além de direcionar os esforços para a bomba hidráulica, fornece alguns comandos como abertura das garras e elevação da travessa para encaixe do CP (Nascimento 2013). Para aquisição e análise dos dados experimentais, foi utilizado o software *Station*

*Manager*. Os parâmetros iniciais utilizados foram de deslocamento de 1 mm/min, pressão nas garras de 2 MPa, e distância entre garras de 50 mm.

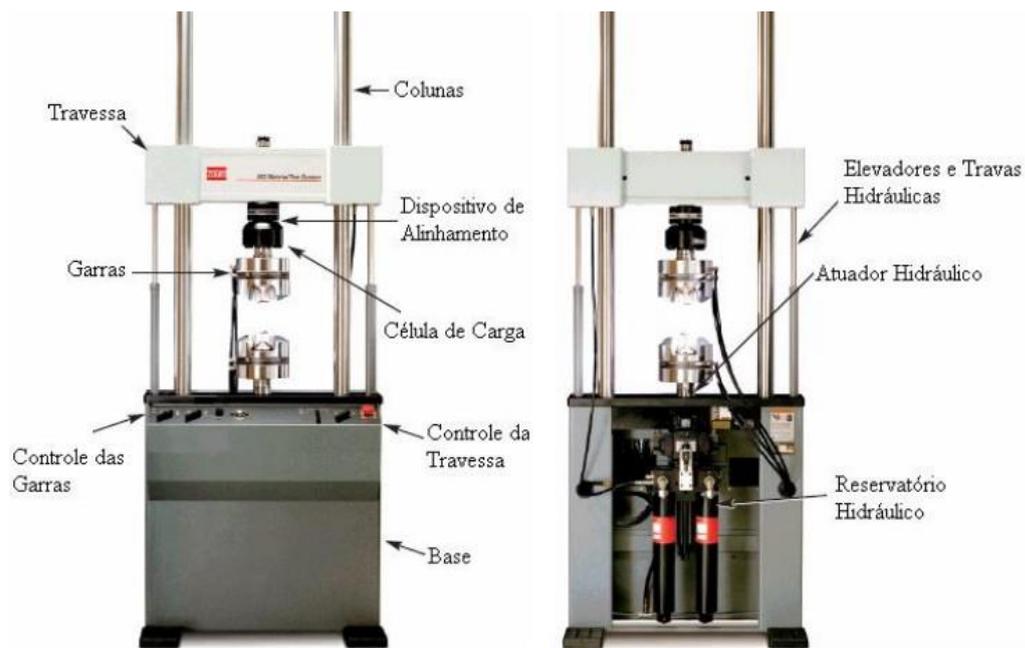


Figura 3.11: Máquina de ensaio de tração MTS 810 (Nascimento 2013).

## RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Análise da Peça Depositada

Foi realizada análises visuais e geométricas da peça depositada, a fim de verificar possíveis desvios geométricos e medi-los. Também para realizar comparações com outros estudos que também utilizaram a técnica WAAM para deposição metálica.

#### 4.1.1 Análise Visual

A análise visual foi realizada por meio de imagens, evidenciando as dimensões da peça depositada, o material que se acumulou nas extremidades das camadas, além locais com ondulações acentuada. Pode ser observado na figura 4.1 as três vistas da peça depositada, tendo na figura 4.1 (a) a análise da espessura, podendo ser observado uma maior variação de dimensão nas extremidades, que pode ser explicada pela não interrupção do arco elétrico, fazendo com que a tocha passe pela mesma região duas vezes, depositando assim mais material. Na figura 4.1 (b) têm-se a vista frontal da peça, evidenciando ondulações ao longo da extensão da peça e frações de material que se acumulam ao fim das camadas. Este deslocamento de material que gera ondulações, ocorre principalmente na sobreposição das camadas, fazendo com o que o material depositado escorra. Perfis de ondulação semelhantes foram obtidos nos trabalhos de Novelino, (2021), Pimenta, (2022), que utilizaram o processo WAAM-CMT e Huang, (2022) com o processo WAAM-GMAW, todos estes utilizando o mesmo material ER70S-6. Por fim, na figura 4.1 (c) têm-se a vista lateral da peça, indicando os 6 mm de espessura

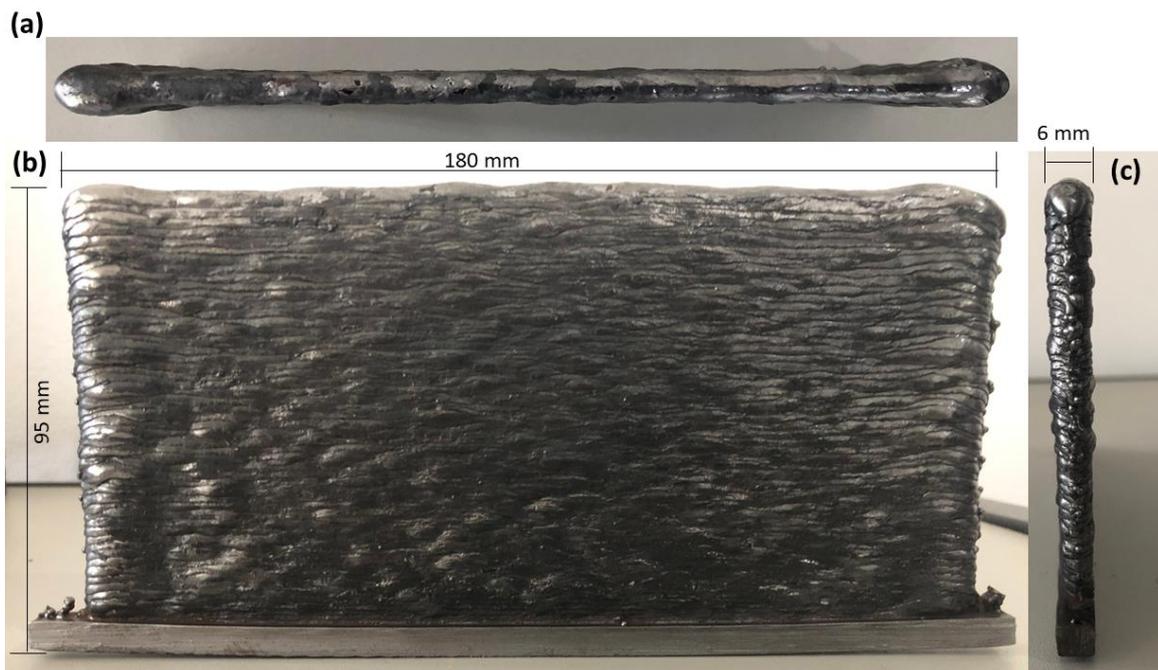


Figura 4.1: vistas (a) superior, (b) frontal (c) lateral da peça impressa

Pode ser observado também frações de material que se aglomeram na extremidade das camadas, provenientes da deposição metálica. Como indicado pela figura 4.2, na qual têm-se uma ampliação da vista frontal da peça, na região com maior foco de material escorrido. Tal característica ocorre pois o modo de deposição escolhido (sem interrupção de arco) faz com que mais material se aglomere nas extremidades, e a medida que mais camadas são sobrepostas,

este material escorre. Também foi observado no trabalho de Santos, (2022), no qual a deposição seguiu a mesma metodologia do presente trabalho, utilizando os mesmos equipamentos e parâmetros.

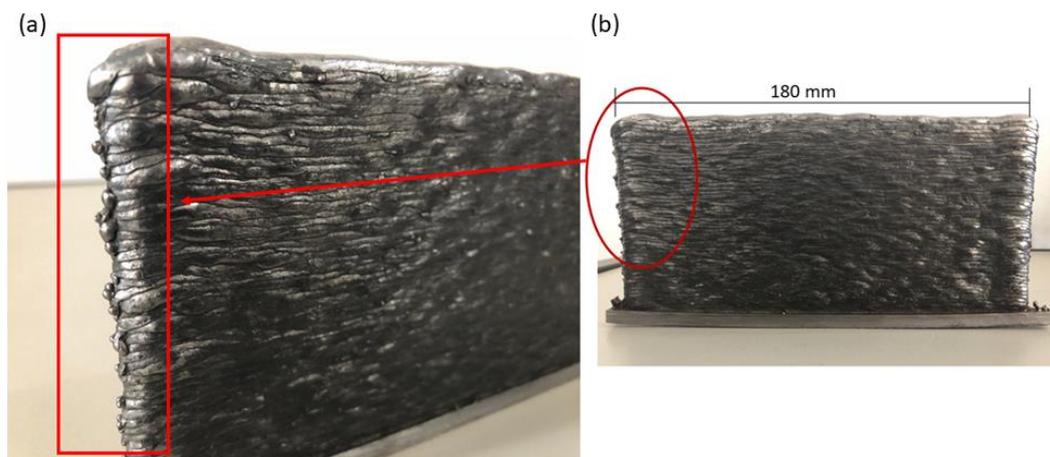


Figura 4.2: Material acumulado ao fim das camadas (a) região amplificada, (b) vista frontal.

Pode ser observado também pequenos desvios ao longo da altura da peça, como mostrado na figura 4.3 (a), onde pode-se analisar pelas curvas tracejadas que as camadas não são sobrepostas com exatidão, havendo desvios entre elas, provenientes do material que também escorre nesta direção, gerando variações nas dimensões aferidas. Esta característica também foi observada no trabalho de Kindermann, (2022), que realizou a deposição metálica do material Inconel 718, utilizando WAAM com um *advanced* CMT, e um robô KUKA KR 30 HÁ como manipulador. Já na figura 4.3 (b) é possível confirmar que as extremidades de cada camada possuem maior espessura, e tal fenômeno pode ser relacionado novamente pelo arco elétrico utilizado de forma contínua. Têm-se ainda em (a') a ampliação da vista lateral com maior detalhamento da sobreposição de camadas, e em (b') a ampliação da vista superior com a seta dupla em amarelo indicando a variação da espessura.

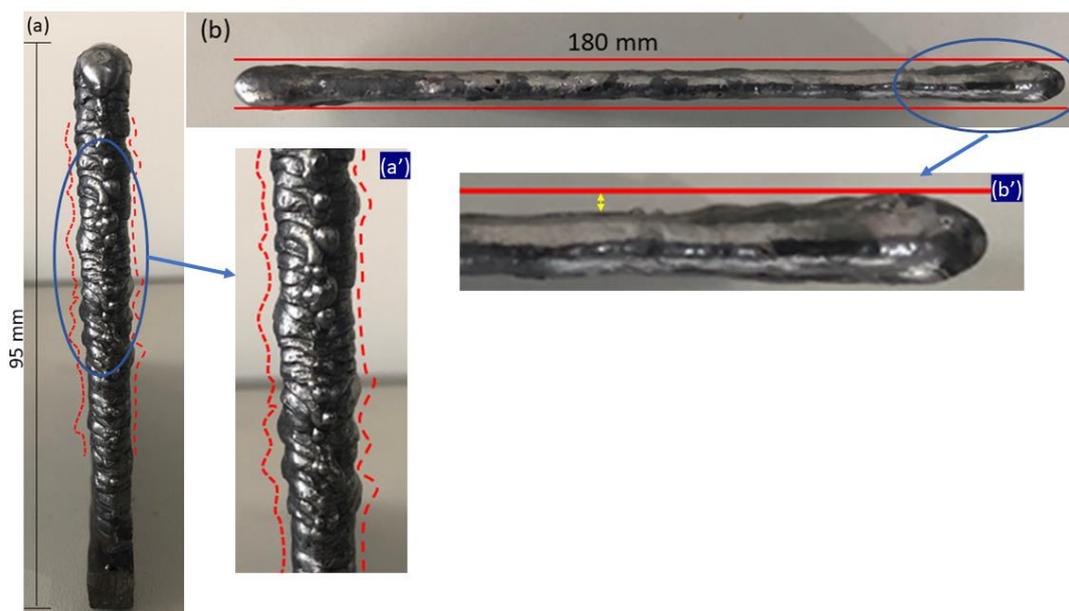


Figura 4.3: (a) análise da vista lateral da peça evidenciando discordâncias de dimensões provenientes da deposição camada por camada, (b) análise da vista superior da peça evidenciando alargamento das camadas em suas extremidades, (a' e b') ampliações em ambas as vistas.

#### 4.1.2 Dimensões Obtidas

Utilizando a metodologia de medições, em cada um dos pontos indicados na seção 3.3.3, foram realizadas três medições para verificação das três dimensões da peça depositada (altura, comprimento e espessura). Na tabela 4.1, são indicados os valores obtidos ao longo do comprimento da peça depositada assim como a média e o desvio padrão para cada ponto. Por fim, analisando todas as médias obtidas, têm-se um valor médio de  $180,58 \pm 1,15$  mm.

Ponto	Medição 1	Medição 2	Medição 3	Média
1	180,45	180,47	180,48	$180,47 \pm 0,04$
2	181,02	181,03	180,97	$181,01 \pm 0,09$
3	180,64	180,65	180,62	$180,64 \pm 0,04$
4	180,13	180,09	180,15	$180,12 \pm 0,09$
5	179,95	179,97	180,03	$179,98 \pm 0,12$
6	180,47	180,45	180,48	$180,47 \pm 0,04$
7	180,61	180,58	180,62	$180,60 \pm 0,06$
8	180,35	180,37	180,36	$180,36 \pm 0,03$
9	180,96	181,03	181,01	$181 \pm 0,11$
10	181,16	181,13	181,15	$181,15 \pm 0,04$

Tabela 4.1 – Medições equivalentes ao comprimento da peça depositada, em dez pontos igualmente espaçados.

Para análise dimensional da altura da peça, os valores estão indicados na tabela 4.2. Na qual são indicadas as três medidas obtidas em cada um dos dez pontos analisados, assim como a média e o desvio padrão destes valores. Por fim, analisando todas as médias obtidas em cada ponto, têm-se um valor médio de  $86,738 \pm 1,068$  mm de altura. O estudo de Novelino, (2020), apresentou menor média de altura e maior desvio padrão ( $84,46 \pm 1,56$  mm), e o de Pimenta, (2022) obteve maior altura média nas quatro peças depositadas a partir de 100 camadas, sendo a média das quatro 87,41 mm.

Ponto	Medição 1	Medição 2	Medição 3	Média
1	86,85	86,88	86,87	$86,87 \pm 0,04$
2	86,35	86,37	86,34	$86,35 \pm 0,04$
3	87,12	87,07	87,10	$87,09 \pm 0,07$
4	86,73	86,75	86,76	$86,74 \pm 0,04$
5	86,55	86,53	86,53	$86,55 \pm 0,03$
6	86,82	86,85	86,81	$86,83 \pm 0,06$
7	87,29	87,32	87,31	$87,31 \pm 0,04$
8	87,05	87,03	87,02	$87,03 \pm 0,04$
9	86,17	86,20	86,21	$86,19 \pm 0,06$
10	86,45	86,42	86,41	$86,73 \pm 0,06$

Tabela 4.2 – Medições equivalentes a altura da peça depositada, em dez pontos igualmente espaçados

Para análise dimensional da espessura da peça, os valores estão indicados na tabela 4.3. Na qual são indicadas as três medidas obtidas em cada um dos dez pontos analisados, assim como a média e o desvio padrão destes valores. Por fim, analisando todas as médias obtidas, têm-se um valor médio de  $4,944 \pm 2,631$ . Novamente, comparando ao estudo de Novelino, (2020), o presente trabalho apresenta uma média de espessura menor, e desvio padrão mais elevado. O desvio padrão medido é maior nesta direção do que nas outras, confirmando o

alargamento das camadas em suas extremidades, devido à utilização do arco contínuo, como pôde também ser observado na análise visual da peça depositada, tal característica também pôde ser indicada no estudo de Pimenta, (2022), no qual as cinco peças depositadas também obtiveram os maiores valores de espessura nas extremidades das camadas; neste estudo, a espessura média foi de 7,37 mm.

Ponto	Medição 1	Medição 2	Medição 3	Média
1	6,58	6,55	6,54	6,55 ± 0,06
2	4,98	5,01	5,02	5,01 ± 0,06
3	4,41	4,44	4,42	4,42 ± 0,04
4	3,87	4,02	4,04	4,01 ± 0,11
5	4,19	4,21	4,22	4,21 ± 0,04
6	4,64	4,67	4,67	4,66 ± 0,05
7	4,24	4,26	4,23	4,24 ± 0,04
8	4,86	4,85	4,88	4,86 ± 0,04
9	5,07	5,11	5,13	5,10 ± 0,06
10	6,37	6,36	6,39	6,37 ± 0,04

Tabela 4.3 – Medições equivalentes a espessura da peça depositada, em dez pontos igualmente espaçados

## 4.2 Fabricação dos Corpos de Prova

A preparação dos corpos de prova é iniciada no processo de planificação da peça depositada, com os parâmetros indicados na metodologia do experimento. Inicialmente a peça foi fixada na bancada por meio de quatro presilhas de fixação, como indicado na figura 4.4 (a), e em seguida as passagens foram ocorrendo ao longo do comprimento da peça (dimensão com aproximadamente 180 mm), como indicado nas figuras 4.4 (b-c), e ao final da planificação, a peça ficou com aproximadamente 2,5 mm de espessura. Não foi feita a aplicação de fluido de corte, de modo a deixar o processo sustentável, sem descartes de fluido no meio ambiente, após a realização da usinagem. Também porque o material viria a ser aquecido no recozimento até sua completa austenitização em 950 °C e resfriado lentamente, reduzindo assim as tensões internas no material advindas de processos anteriores.

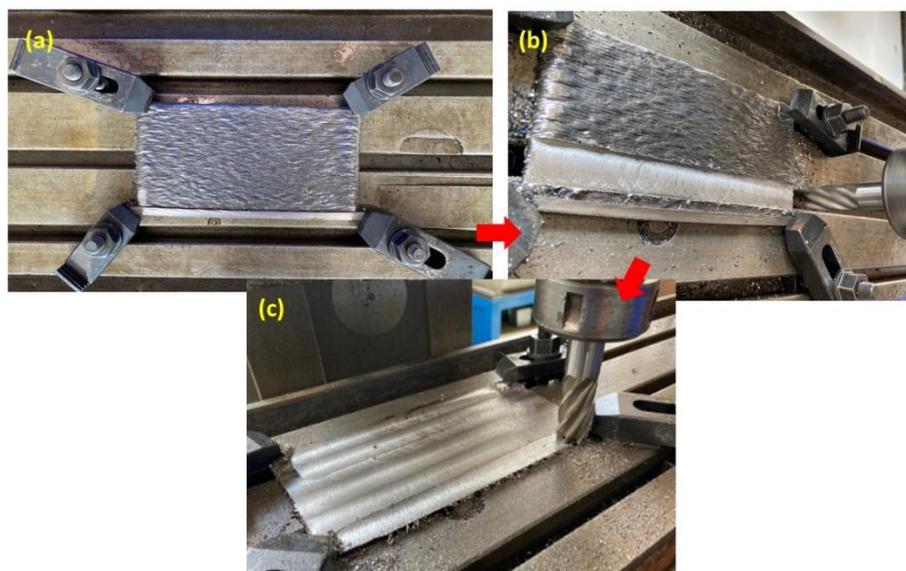


Figura 4.4: Processo de planificação da peça depositada (a) fixação, (b) primeiras passagens, (c) final do processo.

Para verificação da temperatura da peça ao longo da usinagem sem a aplicação do fluido de corte, foi utilizado no presente estudo e no de Santos (2022), a câmera térmica *CX-Series* da marca FLIR, para analisar a quais níveis de temperatura a peça alcançou e identificar os pontos mais aquecidos. A figura 4.5 nos apresenta o mapa térmico da peça depositada durante o processo de planificação, é possível observar a temperatura máxima de 88,8 °C no local onde ocorre a usinagem, e a maneira com que o calor é distribuído para regiões próximas. Sendo assim, não houve transformação de fase durante o processo de usinagem para planificação, e a temperatura máxima está abaixo da temperatura de recristalização, caracterizando um processo de deformação a frio, que pode gerar encruamento no material, caso deformado plasticamente nessa faixa de temperatura.

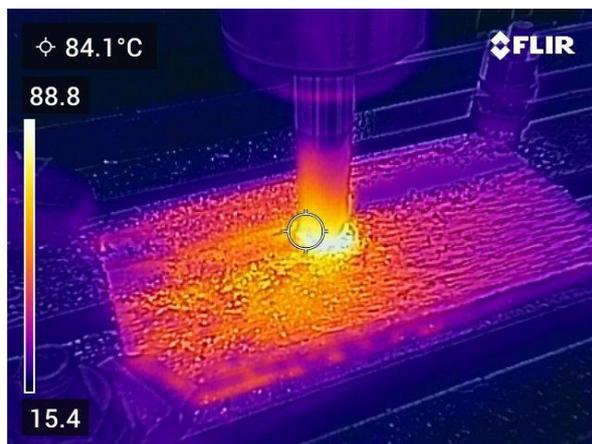


Figura 4.5: Análise térmica da peça depositada durante o processo de planificação (Santos, 2022).

Após planificação, a peça depositada foi enviada para uma empresa terceirizada para o desenho e retirada dos corpos de prova; em que a técnica utilizada para o processo foi de corte à jato d'água, e os corpos de prova não foram destacados da peça depositada. Foi escolhido este processo, para manutenção das características obtidas no trabalho de Pimenta, (2021), o qual fez a separação dos corpos de prova para fadiga, não submetendo a peça depositada à temperaturas elevadas, o que poderia gerar um aumento nas tensões internas nas extremidade dos corpos de prova.

Com a finalização do corte à jato d'água, foi realizado o lixamento manual, utilizando lixas com granulometria de 120 no início. Tal processo de lixamento inicial foi realizado fim de reduzir riscos mais profundos advindos da planificação da peça, e regiões com rugosidade elevada, para que não interfiram nos ensaios de tração que foram realizados posteriormente. Têm-se na figura 4.6 o resultado do processo todo, após lixamento, em que os corpos de prova indicados por V1, V2, V3, H1, H2 e H3 (V para os verticais e H para os horizontais).

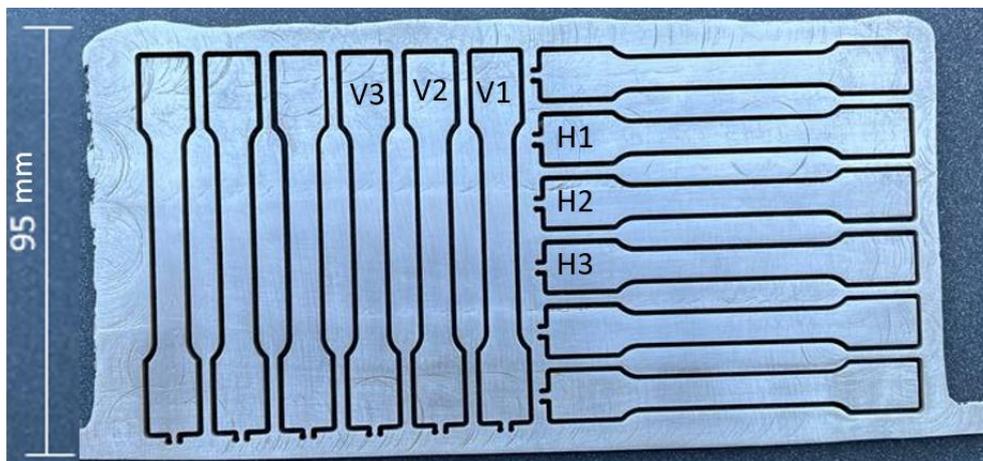


Figura 4.6: Corpos de prova na peça impressa após lixamento

O acabamento do lixamento manual dos corpos de prova foi realizado com lixas de granulometria 200. Por fim, os corpos de prova V1, V2, V3, H1, H2 e H3, foram introduzidos ao forno para a realização do tratamento térmico de recozimento. Os demais corpos de prova serão destinados a trabalhos futuros. Têm-se na figura 4.7 os espécimes utilizados após conclusão do lixamento, os corpos de prova horizontais estão no suporte à esquerda, e verticais à direita.



Figura 4.7: Corpos de prova retirados da peça depositada, prontos para o tratamento térmico de recozimento

Antes de dar início ao tratamento e aos ensaios, foram realizadas cinco medições de espessura e largura dos corpos de prova (ao longo do comprimento útil de deformação), para medição da área da seção. Na tabela 4.4 estão indicados os valores médios de espessura e largura, além da área da seção; permitindo assim o cálculo das tensões, uma vez que o software de aquisição de dados do ensaio de tração nos fornece a resposta da força aplicada em kN.

Corpo de prova	Espessura média (mm)	Largura média (mm)	Área da seção média (mm <sup>2</sup> )
V1	2,14	6,02	12,88
V2	2,15	6,05	13,01
V3	2,11	5,98	12,62
H1	2,15	5,98	12,86
H2	2,10	6,03	12,66
H3	2,08	6,00	12,48

Tabela 4.4: Dimensões da seção retangular dos corpos de prova antes dos ensaios de tração

### 4.3 Tratamento Térmico

Os corpos de prova foram inseridos no forno ainda em temperatura ambiente, não sendo realizado um pré-aquecimento apenas do forno. Como indicado na metodologia do atual projeto, a taxa de aquecimento utilizada foi de 10 °C/min, até uma temperatura máxima de 950 °C. Após atingirem temperatura máxima, os corpos de prova foram mantidos em tempo de encharque por 30 min, seguindo um padrão utilizado por Nemani, Ghaffari e Nasiri, (2020), e o resfriamento ocorreu dentro do forno desligado, a uma taxa de 5 °C/min. A figura 4.8 indica graficamente como a temperatura variou ao longo dos aproximados 310 min de duração do tratamento térmico.

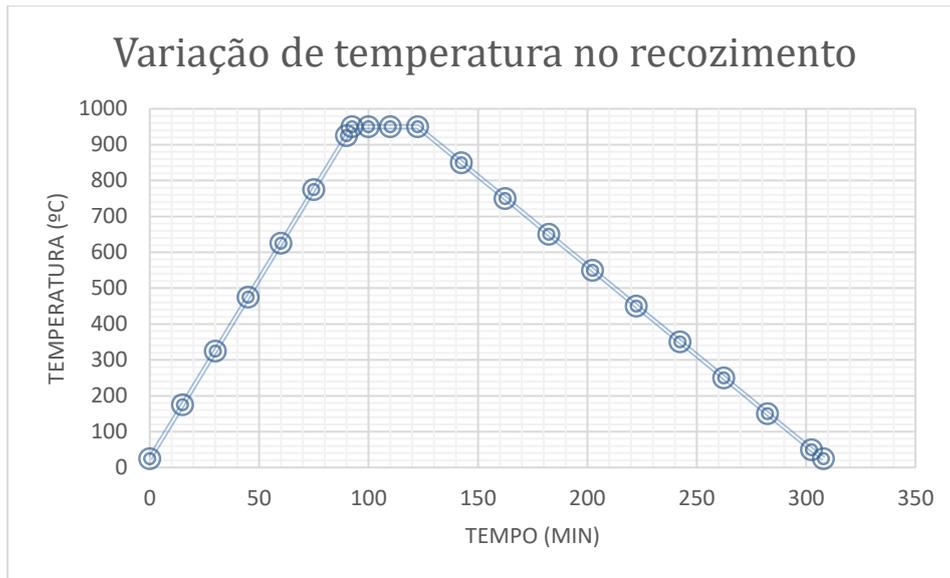


Figura 4.8: Variação da temperatura ao longo do tempo no recozimento realizado.

Pode ser observado que a direção em que os corpos de prova foram inseridos influenciou na característica de oxidação dos mesmos, uma vez que o forno utilizado possui resistências apenas nas suas laterais. Nos corpos de prova inseridos de forma paralela às resistências (figura 4.9 (a)), formou-se uma película de oxidação mais homogênea, enquanto os corpos de prova inseridos de forma perpendicular às resistências (4.9(b)) apresentam uma película de oxidação com maior ondulação.

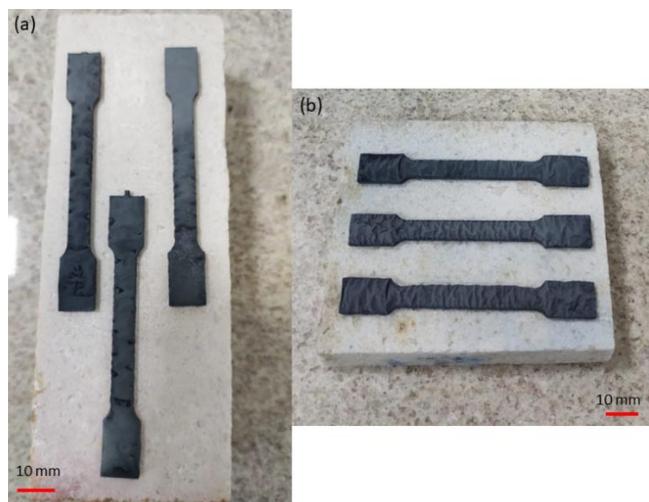


Figura 4.9: Corpos de prova (a) verticais e (b) horizontais, após tratamento térmico.

Essa diferença no perfil de oxidação observada, deve-se ao posicionamento dos corpos de prova durante o tratamento térmico, e ao fato do forno ter suas resistências (R1 e R2) acopladas na lateral. Na figura 4.10 têm-se a esquematização da propagação de calor dentro do forno, na qual as setas vermelhas a direção e o sentido que o calor se propaga, e as setas tracejadas amarelas esquematizam a distância do corpo de prova está nessa mesma direção de propagação. Ou seja, nos CP's inseridos perpendicularmente às resistências, o calor será propagado ao longo de toda a extensão do corpo de prova, gerando um gradiente de temperatura maior; que por sua vez, tem influência no perfil de oxidação que será formado no material.

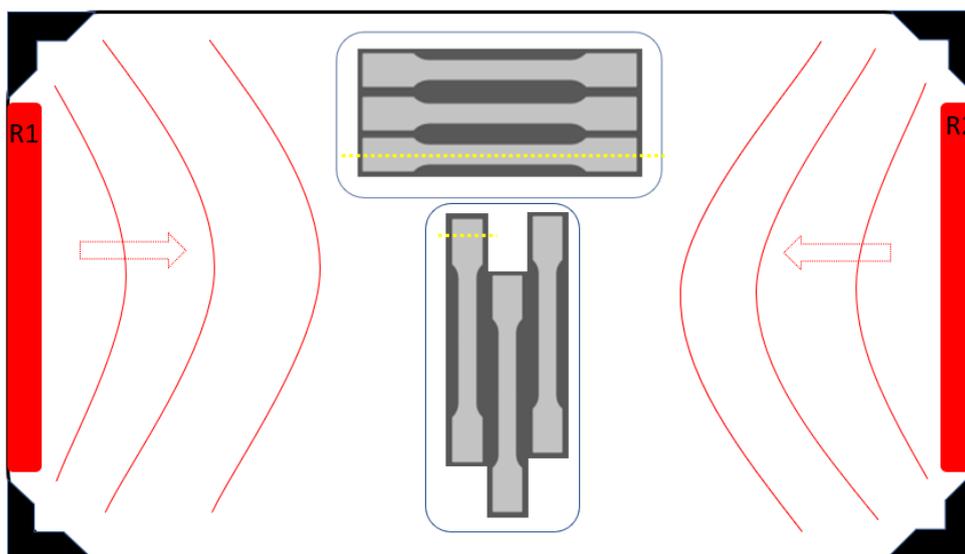


Figura 4.10: Esquematização da propagação de calor dentro do forno

Após o tratamento térmico realizados, os corpos de prova foram novamente lixados com o auxílio de uma escova giratória, para eliminar a película de oxidação presente, antes de dar início às medições de rugosidade e ensaios mecânicos. Nos corpos de prova com perfil de oxidação com maior ondulação após tratamento térmico (H1, H2 e H3), foi mais demorada e difícil a retirada desta película, e o material apresentou maior liberação de lascas. Esta característica pode influenciar nos resultados dos ensaios de tração, pois as lascas que se soltam, caso entrem no interior do maquinário utilizado, pode atrapalhar seu funcionamento durante os ensaios.

#### 4.4) Perfil de Rugosidade

Para medição do perfil de rugosidade, foi utilizado o leitor de dados SJ-201 da empresa Mitutoyo, acoplado ao rugosímetro da mesma empresa. Como indicado na figura 4.11, o primeiro ensaio foi na face superior do corpo de prova (H1), no mesmo sentido do lixamento realizado antes do tratamento térmico. O segundo foi realizado na face superior do mesmo corpo de prova, no sentido contrário do lixamento. E o terceiro ensaio realizado na face lateral do mesmo corpo de prova.

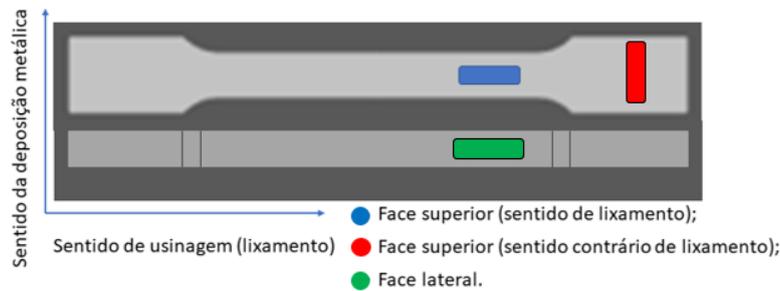


Figura 4.11: Esquematização das três regiões analisadas pelo rugosímetro.

Em cada uma das regiões indicadas, foram feitas cinco medições de três características diferentes do perfil de rugosidade dos corpos de prova, sendo elas  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_q$ . Os valores de Cut-off para cada caso foram de 0,8 mm para as duas regiões na face superior e 2,5 mm para a face lateral, e na tabela 4.5 são indicados os valores para as três regiões analisadas. Percebe-se que os valores de rugosidade na face lateral são maiores, sendo esta, a região onde o jato de água fez a separação dos corpos de prova. Já na face superior, onde houve lixamento manual, os valores aferidos são menores. Comparando os dois valores da face superior, é possível observar que no sentido contrário do lixamento, os valores são maiores em cerca de 27,16%, 43,77% e 29,04% para  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_q$  respectivamente. Têm-se, portanto, que além dos maiores valores de rugosidade na região lateral, o desvio padrão também é maior, indicando mais uma vez que o jato de água teve influência na rugosidade acentuada desta região do corpo de prova. Além disso, os valores de  $R_z$  são maiores que  $R_a$  e  $R_q$  em todas as regiões analisadas, pois  $R_z$  é a soma do maior vale com o maior pico aferido ao longo da análise, enquanto os parâmetros  $R_a$  e  $R_q$  indicam uma média de toda a região.

Face superior (sentido de lixamento)	$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_z$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_q$ ( $\mu\text{m}$ )
Medição 1	1,04	5,71	1,31
Medição 2	1,01	5,89	1,28
Medição 3	1,40	7,24	1,75
Medição 4	1,10	6,00	1,39
Medição 5	1,19	6,57	1,50
Média	1,15	6,28	1,45
Desvio padrão	0,14	0,56	0,17
Face superior (perpendicular ao lixamento)	$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_z$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_q$ ( $\mu\text{m}$ )
Medição 1	1,11	7,22	1,42
Medição 2	1,47	10,08	1,90
Medição 3	1,49	9,32	1,95
Medição 4	1,38	6,91	1,67
Medição 5	1,90	11,63	2,39
Média	1,46	9,03	1,87
Desvio padrão	0,25	1,77	0,32
Face lateral	$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_z$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_q$ ( $\mu\text{m}$ )
Medição 1	7,40	36,79	8,93
Medição 2	7,86	41,25	9,19
Medição 3	7,36	37,68	8,97
Medição 4	7,53	40,39	9,11
Medição 5	6,54	35,32	7,83
Média	7,34	38,29	8,81
Desvio padrão	0,44	2,22	0,50

Tabela 4.5: Medições de rugosidade e parâmetros estatísticos para as três faces analisadas

Em seu estudo, Pimenta, (2022) realizou análises semelhantes, com os mesmos parâmetros analisados nas mesmas regiões de corpos de prova depositados por WAAM com o equipamento CMT; contudo, as medições foram realizadas após o fresamento, sem lixamento manual. Os três parâmetros medidos no presente estudo foram menores nas duas regiões superiores dos CP's (onde o lixamento manual foi realizado), indicando a influência do lixamento na análise do perfil de rugosidade. Já na face lateral, os três parâmetros do presente estudo apresentaram menores valores, e os processos de separação dos corpos de prova foram ambos por corte a jato d'água.

#### 4.5) Ensaios Mecânicos

Ao todo foram realizados três ensaios, primeiramente o ensaio Sonelastic – para determinação de parâmetros elásticos como os coeficientes de amortecimento e módulo de elasticidade do material antes e após o recozimento. Seguido pelos ensaios de microdureza Vickers e tração, estes realizados em corpos de prova de ambas as direções, para verificação da influência do recozimento na ductilidade, tensões de engenharia e durezas presentes. Os dados obtidos relacionados ao material sem a aplicação de tratamentos térmicos nos ensaios Sonelastic e de tração, foram disponibilizados para comparações por Santos, (2022).

##### 4.5.1) Ensaio Sonelastic

O ensaio Sonelastic, que possui caracterização não destrutiva, foi feito em um corpo de prova sem o tratamento térmico, e em outro tratado termicamente. Ao todo foram realizados 11 ensaios para cada um dos casos, e as grandezas analisadas foram o módulo de elasticidade a flexão do material (GPa), coeficiente de amortecimento (adimensional), frequência natural do material (Hz).

Iniciando a análise pelo módulo de elasticidade à flexão do material, foi gerado o gráfico indicado na figura 4.12, com os valores obtidos nos 11 ensaios realizados em cada um dos corpos de prova. Na qual é possível observar que o material tratado termicamente obteve maiores valores, com média de  $166,91 \pm 0,226$  GPa. Já o material sem tratamento térmico obteve um valor médio de  $160,06 \pm 0,375$  GPa. Os valores sinalizam que características esperadas do recozimento como a homogeneização dos grãos e o aumento da ductilidade, influenciam no módulo de elasticidade do material depositado por WAAM.

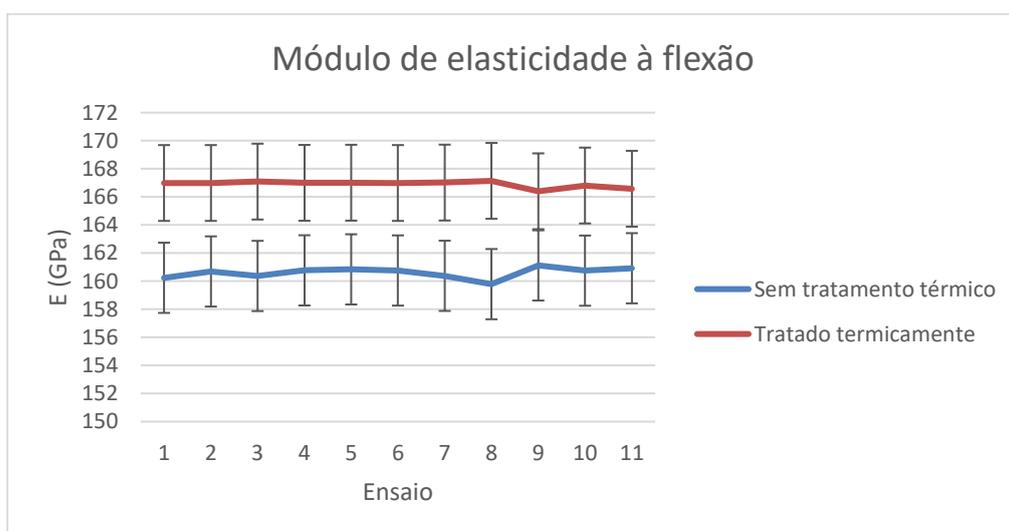


Figura 4.12: Módulo de elasticidade à flexão do material sem tratamento térmico disponibilizado por Santos, (2022); e recozido.

Analisando a frequência natural nos dois casos ensaiados, foram plotadas as curvas indicadas na figura 4.13. Foi possível analisar que o material sem aplicação do tratamento térmico possui maiores valores de frequência natural, obtendo um valor médio de 1650,56 Hz e desvio padrão 1,918, enquanto o material recozido obteve uma média de 1581,74 Hz e desvio padrão de 1,104.

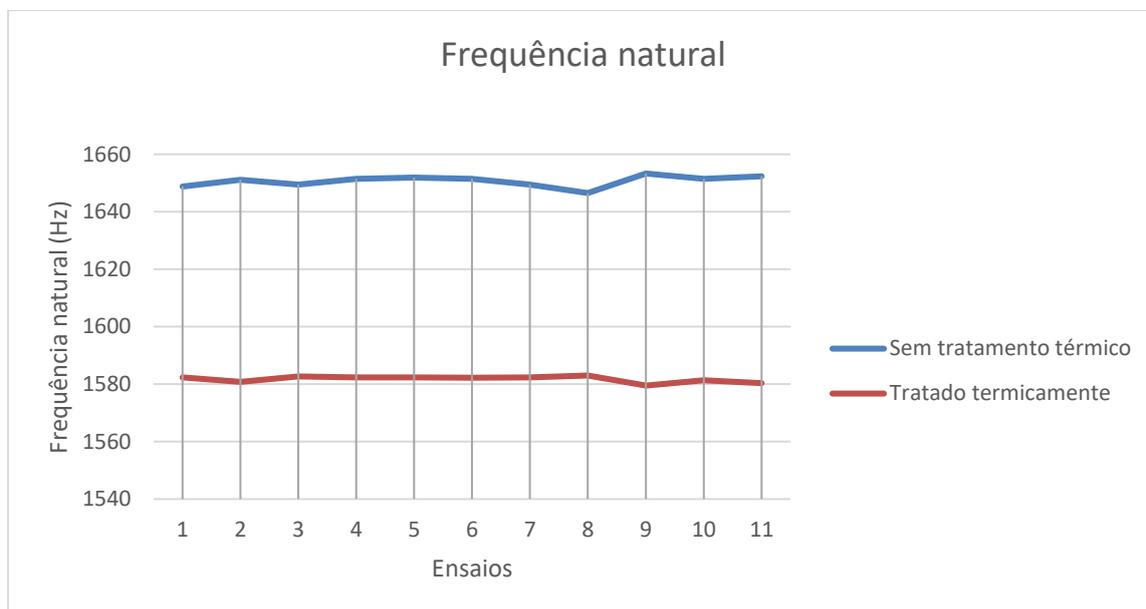


Figura 4.13: Frequência natural do material sem tratamento térmico disponibilizado por Santos, (2022); e recozido.

Os dados referentes ao coeficiente de amortecimento  $\xi$  estão indicados na figura 4.14. Em ambos os casos, dois valores foram iguais a zero, portanto foi retirado um zero em cada caso, para a plotagem do gráfico e cálculo estatístico. As curvas plotadas a partir dos 10 ensaios nos indicam que o tratamento térmico de recozimento também influenciou no amortecimento do material, devido ao aumento de ductilidade e homogeneização dos grãos. O material apenas depositado obteve um valor médio de 0,00011 e desvio padrão 0,0000762, enquanto o material recozido apresentou um valor médio de 0,000538 e desvio padrão de 0,0007421.

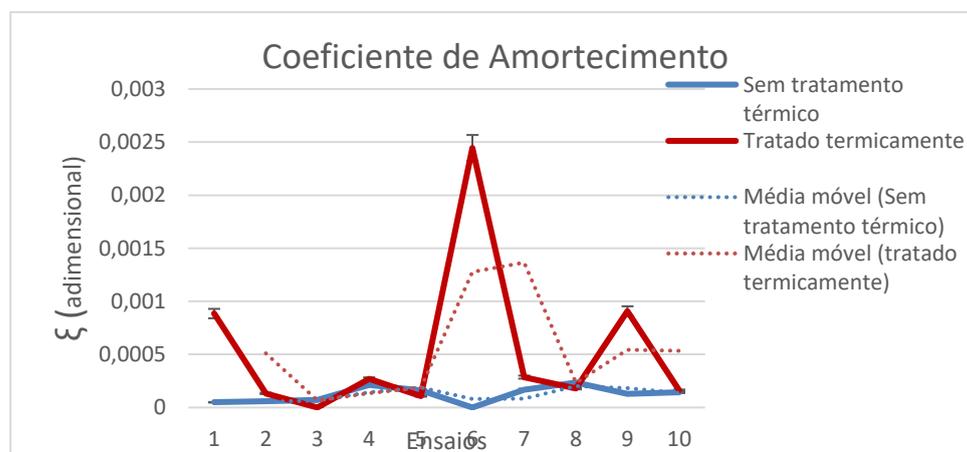


Figura 4.14: Coeficiente de amortecimento do material sem tratamento térmico disponibilizado por Santos, (2022); e recozido.

#### 4.5.2) Ensaio de Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado em três corpos de prova diferentes, sendo dois verticais (V1 e V3) e um horizontal (H2). Foi aplicada uma carga de 0,5 kgf para realização das medições, e escolhidos cinco pontos ao longo de uma das extremidades de cada corpo de prova. As medições indicadas na figura 4.15 indicam o posicionamento destes pontos de medição, tendo a origem dessas distâncias indicada pela ponta do triângulo preto.

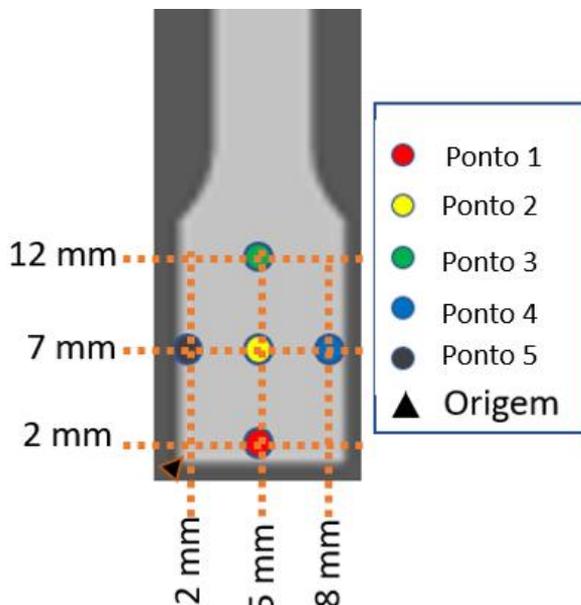


Figura 4.15: Esquematização dos locais onde a microdureza Vickers foi medida.

Os valores obtidos em cada um dos cinco pontos, para os três corpos de prova estão, indicados na figura 4.16, assim como a dureza média e o desvio padrão calculados para cada corpo de prova. Pode ser observado que V1 obteve a menor média e desvio padrão ( $188,4 \pm 4,177$  HV), ressaltando que também na análise da microdureza, a reestruturação cristalina do material teve influência. Pois no experimento de Nemani, Ghaffari e Nasiri, (2020), corpos de prova verticais do mesmo material ER70S-6 havia discordâncias relevantes na análise de microdureza do material, devido à heterogeneidade dos grãos em regiões distintas (ZTA, fronteira e centro da poça de fusão) após a deposição de cada camada. Em seu estudo, Chen et al. (2020) também realizaram recozimento pós deposição por WAAM com o equipamento de soldagem TIG - *EHM TIGER TIG*, porém em outro material (liga dupla TC11-TC1), e assim como no presente estudo, o tratamento térmico teve intenção de homogeneização da estrutura do material. Portanto os valores de microdureza, que eram díspares ao longo do CP antes do tratamento térmico, se mostrou mais uniforme após aplicação do recozimento. A homogeneização dos grãos pós tratamento térmico de recozimento também forneceu valores de microdurezas mais uniformes no experimento de Wang et al. (2017), que realizam a deposição metálica por WAAM-MIG com o arame H13.

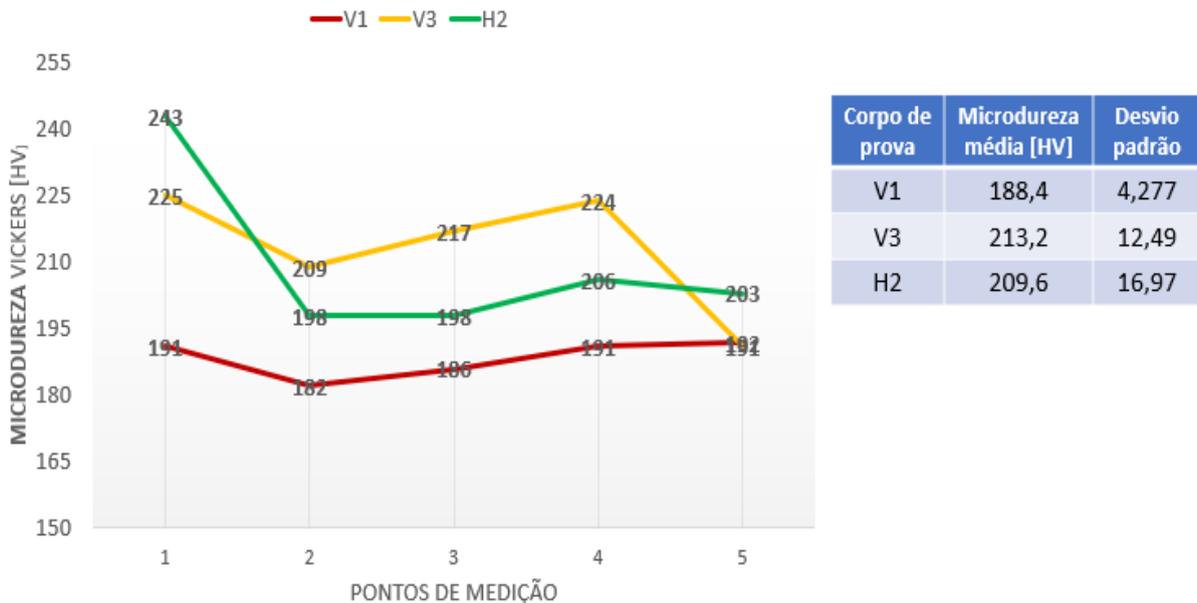


Figura 4.16: Microdureza Vickers medida em cinco pontos diferentes nos CP's de ambas direções V1, V3 e H2

Além disso, ainda na figura 4.16 pode-se analisar que as curvas dos corpos de prova V1 e H2, possuem os maiores valores de microdureza nas extremidades dos corpos de prova (pontos 1, 4 e 5), e cada um também possui valores próximos nas extremidades laterais (pontos 4 e 5). Indicando que mesmo com certa divergência em alguns pontos – como o alto valor no ponto 1 em H2, que eleva o desvio padrão do ensaio horizontal –, a microdureza nesses dois corpos de prova possuem similaridades na região analisada, mesmo sendo as duas médias mais distantes calculadas. Têm-se ainda que comportamento da curva V3, mesmo tendo valores mais próximos à H2, possui uma curva mais heterogênea que as outras, uma vez que o ponto 5 em V3 é o único ponto dentre as extremidades (1, 4 e 5) nos três corpos de prova, que é o ponto com menor dureza aferido. Os maiores valores de microdureza foram aferidos, em geral, nos pontos 1, 4 e 5, uma hipótese que pode ser levantada, é que houve o fenômeno de encruamento nos materiais advindos do trabalho a frio realizados no processo de usinagem e no corte a jato d'água, elevando a microdureza do material nessas regiões mais próximas às extremidades dos corpos de prova.

Para análise comparativa, foram utilizados os dados de Santos, (2022), a qual aferiu os valores médios para três CP'S verticais de  $275,6 \pm 45,12$ ,  $269 \pm 38,31$  e  $247,20 \pm 8,77$ . A microdureza ter reduzido após a aplicação do tratamento térmico de recozimento, deve-se pela diminuição das discordâncias advindas de trabalhos a frio, e também pelo alívio de tensões internas; fatores estes que podem também ser influentes na diminuição das tensões de engenharia do material (Li et al. 2021). Ainda neste estudo, os corpos de prova verticais apresentaram desvio padrão de 45,12, 38,31 e 8,77, sendo valores mais heterogêneos do que no presente estudo. Confirmando que a homogeneização dos grãos diminuiu a disparidade dos valores de microdureza aferidos.

### 4.5.3) Ensaio de Tração

A presente seção será dividida em duas etapas. Sendo a primeira etapa iniciada com a exposição dos gráficos plotados a partir dos ensaios e os parâmetros calculados, e finalizada com a discussão dos resultados, comparando com o caso não tratado termicamente de Santos, (2022) e outras referências. Na segunda etapa, será feita uma análise posicional da fratura, analisando também a variação da espessura do corpo de prova ao longo do comprimento entre as garras que o fixaram nos ensaios.

### 4.5.3.1) Análise Tensão – Deformação

O software de aquisição de dados, nos fornece quatro colunas de dados, sendo o deslocamento axial (mm), a força aplicada (kN), deformação (%) e o tempo de ensaio (s). O clip gage utilizado (medidor de deformações) possui alcance máximo em deformações de 15 %. E por questões de segurança, para o bom funcionamento do equipamento, o mesmo foi retirado dos ensaios após atingir valores de deformação entre 10 e 12 %. E para continuação da leitura dos dados relacionados à deformação, foram realizados os cálculos baseado no deslocamento (mm) e a distância entre as garras (mm) em cada ponto de medição após a retirada do clip gage, para todos os seis ensaios. Para cálculo das tensões (MPa), foram utilizadas as forças fornecidas pelo software Station Manager e a área da seção dos corpos de prova, previamente calculadas na seção 4.5.3. Foram plotados, portanto, os gráficos de tensão de engenharia vs deformação de engenharia para todos os corpos de prova ensaiados.

#### i) Corpos de prova verticais

Na figura 4.18 pode-se observar os três gráficos relacionados aos três corpos de prova verticais, sendo a figura 4.17 (a) para o corpo de prova V1, (b) para o corpo de prova V2 e (c) para o corpo de prova V3. As curvas tracejadas em vermelho indicam a tensão máxima em que os corpos de prova foram submetidos antes do rompimento (Limite de Resistência à Tração - LRT), e o rótulo indicado ao fim de cada curva, indica a aproximação da tensão de ruptura do material nos ensaios. O corpo de prova V1 foi o que obteve maior valor de tensão máxima (415,75 MPa), e a maior deformação na ruptura foi observada em V2 (22,36 %)

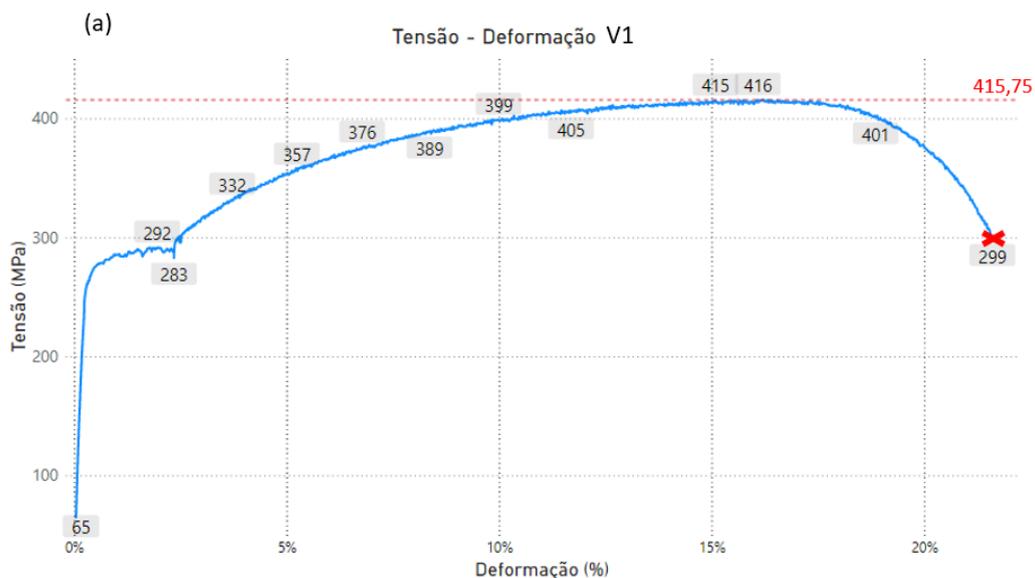
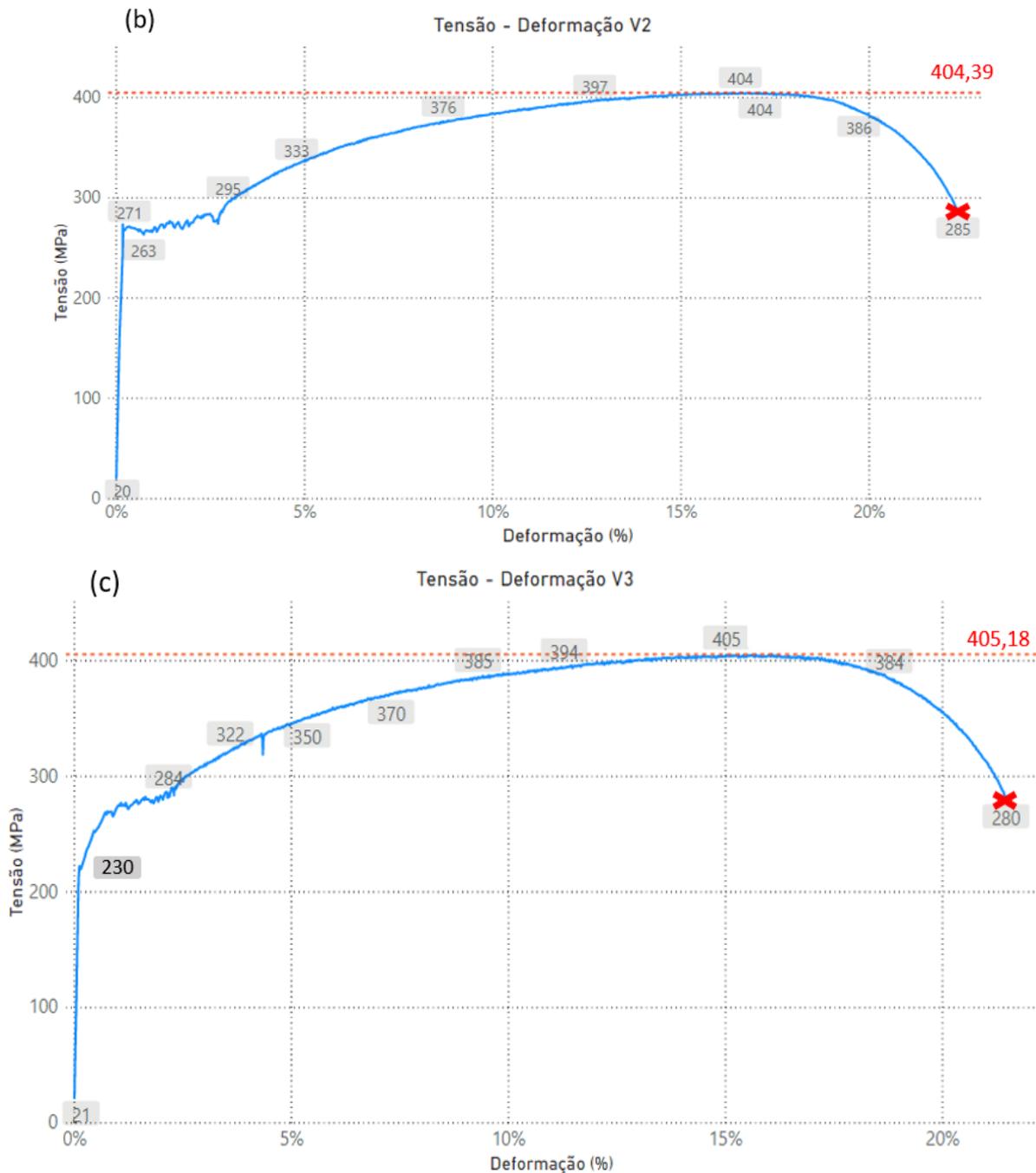


Figura 4.17: Gráficos de tensão de engenharia vs deformação de engenharia para os corpos de prova (a) V1, (b) V2 e (c) V3



Continuação da figura 4.17: Gráficos de tensão de engenharia vs deformação de engenharia para os corpos de prova (a) V1, (b) V2 e (c) V3.

Além das tensões indicadas no gráfico (tensão máxima aplicada  $\sigma_{m\acute{a}x}$  e tensão na ruptura  $\sigma_{rup}$ ), também foi analisada a tensão de escoamento ( $\sigma_{esc}$ ), o módulo de elasticidade a tração ( $E$ ) do material, deformação nos pontos de transição entre regimes elástico  $\rightarrow$  plástico ( $\epsilon_{esc}$ ), deformação no ponto de máxima tensão ( $\epsilon_{mt}$ ) e deformação máxima na ruptura do material ( $\epsilon_{rup}$ ), além da média e desvio padrão de cada parâmetro, entre os três ensaios. Para determinação do coeficiente de elasticidade a tração ( $E$ ), foram feitas cinco medidas diferentes para a tangente do ângulo de inclinação da “reta” ao longo do regime elástico do material, e foi utilizado uma média destes valores. Os parâmetros calculados estão indicados na tabela 4.6. Pode ser observado que não houve grande divergência nos pontos de máxima tensão e ruptura do material. Contudo, os valores relacionados à transição do regime elástico para o plástico do

material ( $\sigma_{esc}$ ,  $\epsilon_{esc}$ ) possuem maior heterogeneidade, e como consequência disso, os valores do coeficiente de elasticidade foi o parâmetro que obteve maior variação percentual, uma vez que o desvio padrão deste parâmetro (0,67) é quase metade da média obtida (1,46 GPa).

Parâmetro	V1	V2	V3	Média
$\sigma_{esc}$ (MPa)	239,29	243,77	221,80	234,95 ± 11,61
$\sigma_{máx}$ (MPa)	415,75	404,39	405,18	408,44 ± 6,34
$\sigma_{rup}$ (MPa)	298,86	285,45	280,21	288,17 ± 9,62
$E$ (GPa)	1,19	0,96	2,23	1,46 ± 0,67
$\epsilon_{esc}$ %	0,21	0,18	0,13	0,17 ± 0,05
$\epsilon_{mt}$ %	16,08	16,58	16,08	16,24 ± 0,28
$\epsilon_{rup}$ %	21,62	22,36	21,47	21,81 ± 0,47

Tabela 4.6: Parâmetros calculados a partir dos ensaios de tração nos CP's verticais.

## ii) Corpos de Prova Horizontais

A análise dos ensaios dos CP's horizontais seguiu a mesma metodologia, e os mesmos parâmetros foram calculados. Na figura 4.18 estão os três gráficos plotados (a) H1, (b) H2 e (c) H3. O corpo de prova H2 foi o que obteve maior valor de tensão máxima (449,23 MPa), e a maior deformação na ruptura foi também observada em H2 (29,08 %).

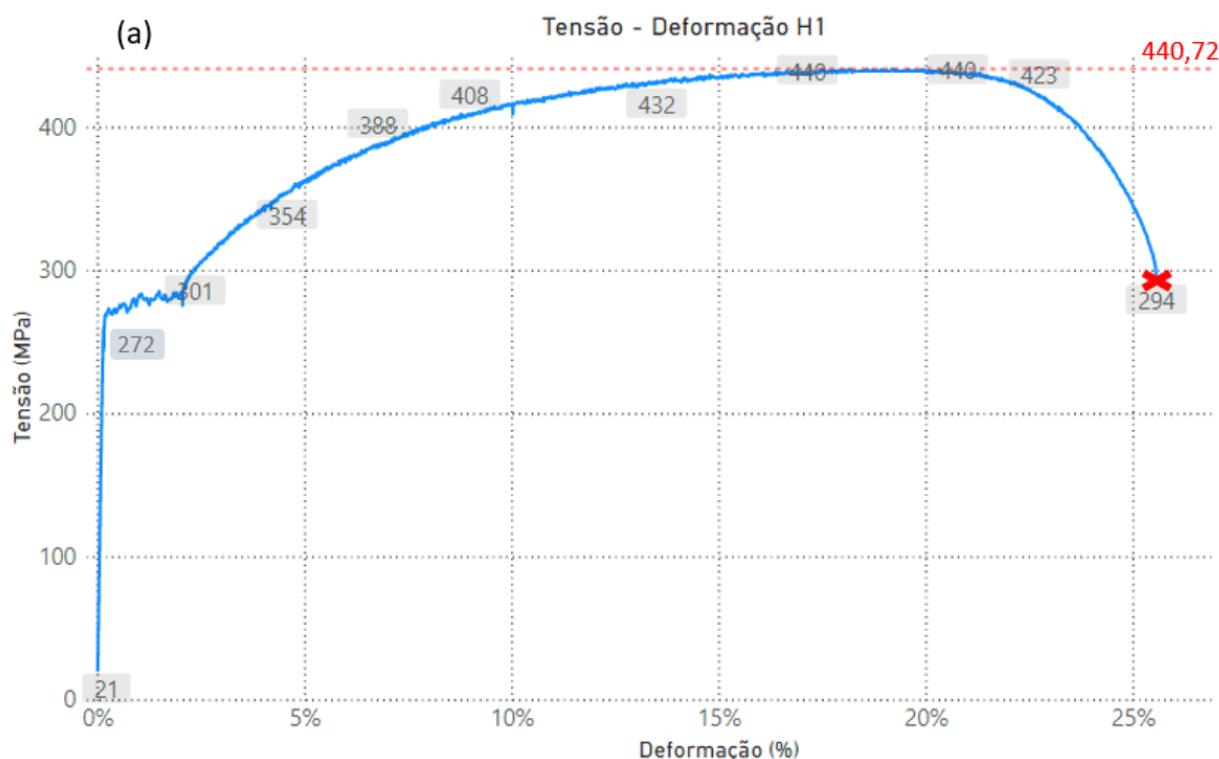
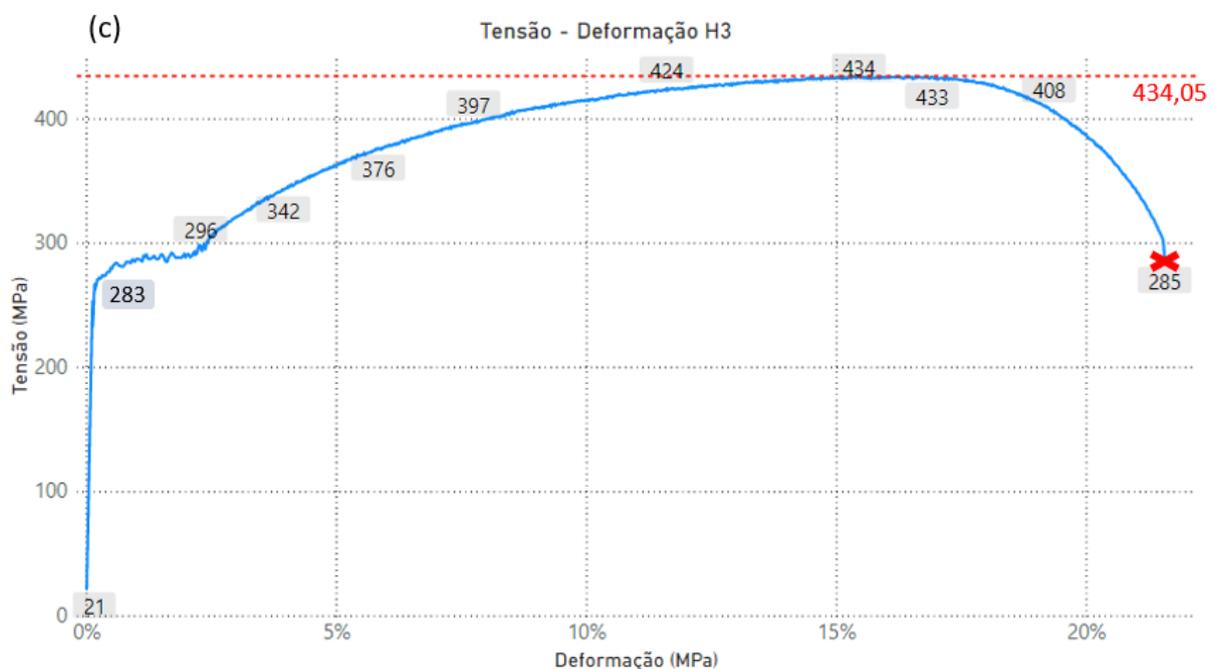
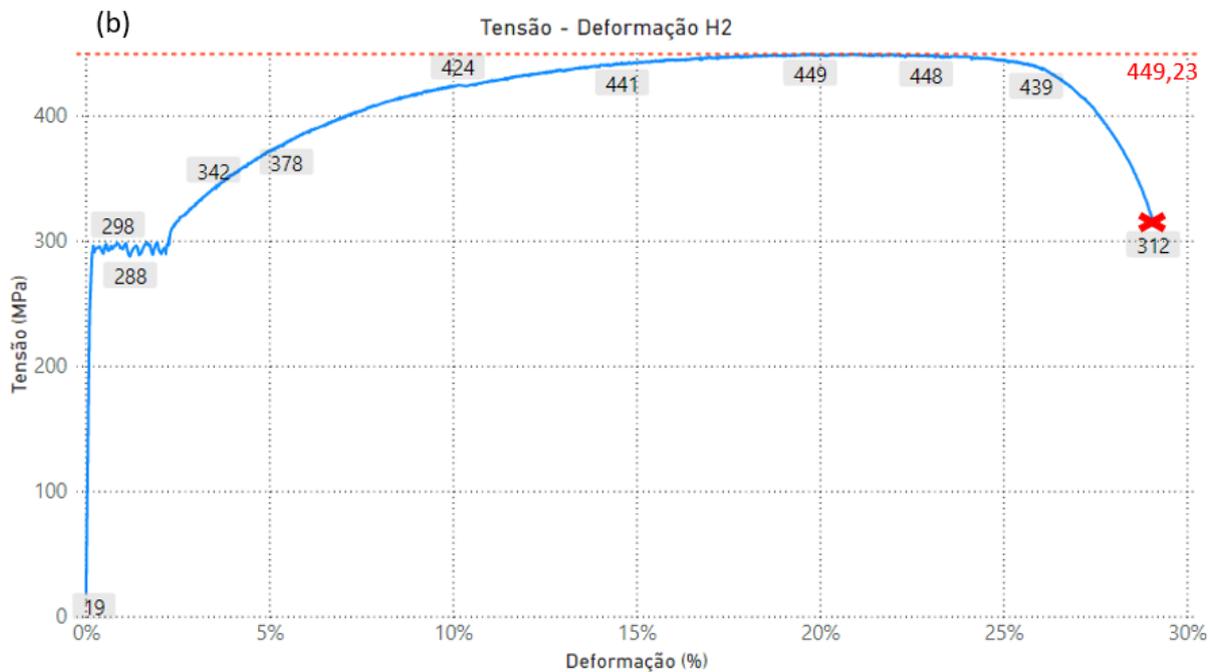


Figura 4.18: Gráficos de tensão de engenharia vs deformação de engenharia para os corpos de prova (a) H1, (b) H2 e (c) H3.



Continuação da figura 4.18: Gráficos de tensão de engenharia vs deformação de engenharia para os corpos de prova (a) H1, (b) H2 e (c) H3.

Os mesmos parâmetros foram calculados, seguindo a mesma metodologia. Nestes corpos de prova (horizontais) pôde ser observado maior homogeneidade nos valores na região de escoamento, e portanto, os coeficientes de elasticidade não são tão díspares como nos ensaios anteriores (verticais). Pode-se ainda perceber que em geral, os corpos de prova horizontais possuem maior ductilidade, nos indicando que o sentido de deposição metálica também obtém influência neste parâmetro. Nos estudos de Nemani, Ghaffari e Nasiri, (2020), Huang, (2022) e Santos (2022), os corpos de prova horizontais também são mais dúcteis, em CP's com e sem aplicação de tratamento térmico.

Parâmetro	H1	H2	H3	Média
$\sigma_{esc}$ (MPa)	250,86	248,05	252,87	250,59 ± 2,42
$\sigma_{máx}$ (MPa)	440,72	449,23	434,05	441,33 ± 7,61
$\sigma_{rup}$ (MPa)	294,15	311,79	285,28	297,07 ± 13,49
$E$ (GPa)	1,83	2,27	1,98	2,02 ± 0,22
$\epsilon_{esc}$ %	0,15	0,12	0,14	0,14 ± 0,01
$\epsilon_{mt}$ %	19,18	19,73	15,66	18,19 ± 2,21
$\epsilon_{rup}$ %	25,56	29,08	21,57	25,41 ± 3,75

Tabela 4.7: Parâmetros calculados a partir dos ensaios de tração nos CP's horizontais.

i) Comparações e Discussões

Inicialmente foi gerado um gráfico contendo as seis curvas, para facilitar a visualização e na comparação que será realizada. As curvas estão indicadas na figura 4.19. Observa-se que os CP's horizontais apresentaram curvas mais heterogêneas entre si. O que não vai de acordo com os estudos de Nemani, Ghaffari e Nasiri, (2020), Huang et al. (2022) e Santos, (2022), os quais a maior heterogeneidade é observada em CP's verticais. Como os corpos de prova horizontais foram os que ficaram perpendiculares às resistências dos fornos e apresentaram película de oxidação mais ondulada e de difícil remoção, levanta-se a hipótese de que o posicionamento dos CP's dentro do forno pode influenciar também nos resultados dos ensaios de tração.

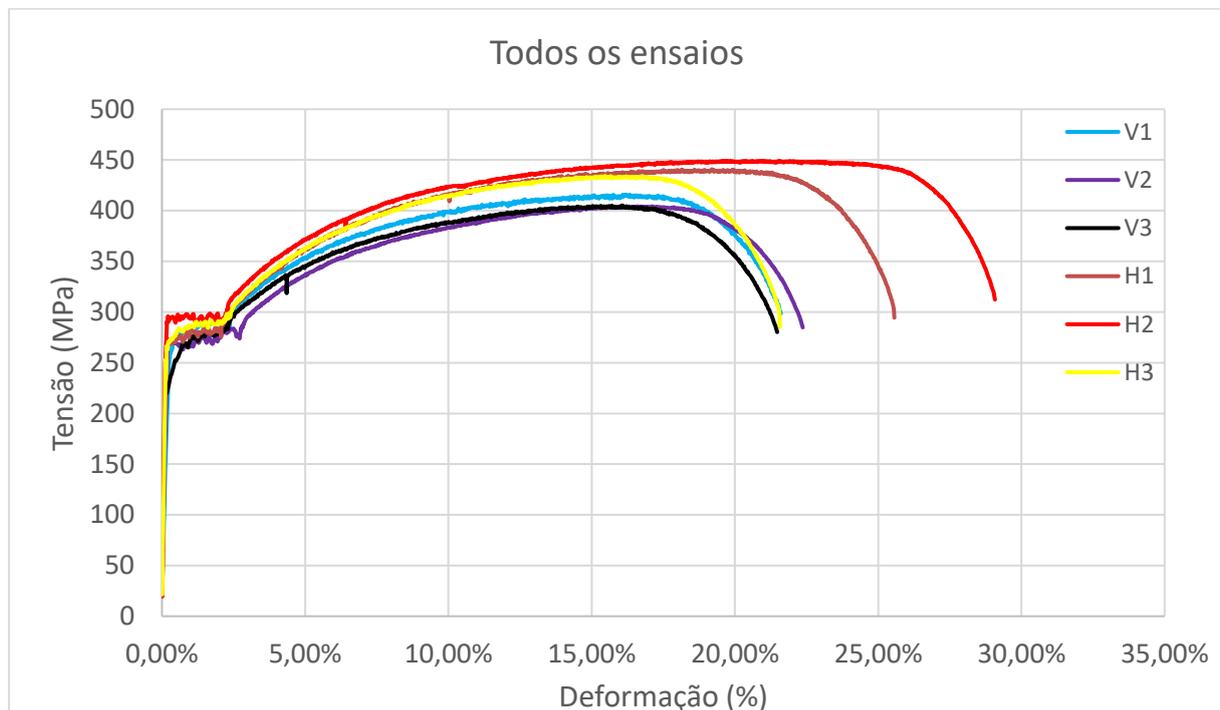


Figura 4.19: Todas as curvas geradas a partir dos seis ensaios de tração

Realizando uma comparação entre todos os valores obtidos nas seis curvas geradas no presente estudo, têm-se a tabela 4.8, contendo apenas a média dos três ensaios de cada direção após o recozimento, a última coluna indica a variação percentual entre os valores, em relação ao maior valor entre ambos. Pode ser observado que os ensaios horizontais obtiveram maiores valores de tensão nas três regiões analisadas (transição de regime, máxima tensão e ruptura), e

as maiores variações percentuais são observadas para a deformação na região de escoamento ( $\epsilon_{esc}$ ), e como consequência, no coeficiente de elasticidade à tração (E).

Parâmetros	Média - Verticais	Média - Horizontais	Variação (%)
$\sigma_{esc}$ (MPa)	234,95 ± 11,61	250,59 ± 2,42	6,24
$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	408,44 ± 6,34	441,33 ± 7,61	7,45
$\sigma_{rup}$ (MPa)	288,17 ± 9,62	297,07 ± 13,49	2,99
E (GPa)	1,46 ± 0,67	2,02 ± 0,22	27,73
$\epsilon_{esc}$ (%)	0,17 ± 0,05	0,14 ± 0,01	14,70
$\epsilon_{mt}$ (%)	16,24 ± 0,28	18,19 ± 2,21	10,72
$\epsilon_{rup}$ (%)	21,81 ± 0,47	25,41 ± 3,75	14,17

Tabela 4.8: Comparação entre valores médios de cada parâmetro entre corpos de prova horizontais e verticais após recozimento.

Os dados da tabela 4.8 nos indicam variações nas propriedades verticais e horizontais que também são observadas no experimento de (Nemani, Ghaffari e Nasiri, 2020) após tratamento térmico de normalização; pois, neste caso, o tratamento térmico reduziu o fenômeno anisotrópico, mas também não o corrigiu por completo. Ainda neste mesmo artigo, a maior diferença, entre parâmetros dos CP's horizontais e verticais antes e após o tratamento térmico, foi observada nas deformações, como exemplo a de ruptura ( $\epsilon_{rup}$ ), que era de aproximadamente 64 % antes do tratamento térmico e aproximadamente 15 % após tratado termicamente por normalização.

No experimento de (Huang et al., 2022), corpos de prova horizontais e verticais produzidos por WAAM-GMAW do mesmo material ER70S-6, possuíam uma diferença de aproximadamente 30% no valor de  $\epsilon_{rup}$ , sem aplicação de tratamento térmico, indicando novamente, que o fenômeno anisotrópico no presente estudo foi reduzido para este parâmetro em questão. Ainda pode-se analisar que em ambos os trabalhos citados, nos casos sem tratamento térmico, as tensões máximas observadas, foram de aproximadamente 480 a 500 MPa. Podendo ser concluído que o tratamento térmico de recozimento realizado no presente trabalho (o qual foram obtidas tensões máximas de 449 MPa no corpo de prova H2), reduziu a resistência mecânica do material devido à homogeneização da estrutura, que também gerou alívio das tensões internas, aumentando a ductilidade do material e reduzindo o fenômeno anisotrópico (Li et al. 2021). Em ambos os artigos comparados, o material também possui curvas de regime elástico com alta inclinação, o que resulta em deformações de escoamento ( $\epsilon_{esc}$ ) baixas, nos indicando que o material não é muito resiliente, contudo possui elevada ductilidade, provavelmente relacionado ao crescimento dos grãos obtido no resfriamento lento dentro do forno. No estudo de Chen et al. (2020), o qual também realizaram recozimento pós deposição por WAAM com o equipamento de soldagem TIG - *EHM TIGER TIG* na liga dupla TC11-TC1, puderam concluir também que a temperatura máxima do recozimento são influentes na ductilidade do material, uma vez que amostras aquecidas até 800 °C possuem maiores deformações na ruptura (12,3%) do que amostras aquecidas até 700 °C e 560 °C (10,5 % e 9,6% respectivamente. Ainda no estudo de Chen et al. (2020), a tensão de ruptura teve comportamento inverso, uma vez que para maiores temperaturas máximas de recozimento, menores foram as tensões observadas, indicando que para temperaturas abaixo do ponto de austenitização do material, como por exemplo a 560 °C, o material apresentava maior resistência mecânica.

Para análise comparativa entre os dados obtidos no presente estudo e os disponibilizados por Santos, (2022), o qual os corpos de prova foram fabricados pelos mesmos parâmetros mas

não foram submetidos a aplicação de tratamento térmico. Na tabela 4.9 (a) têm-se os parâmetros médios verticais e horizontais disponibilizados, assim como a variação percentual entre as médias, levando em consideração o maior valor.

Parâmetros	Média - Verticais	Média - Horizontais	Varição %
$\sigma_{esc}$ (MPa)	288,33 ± 13,12	293,51 ± 40,24	1,76
$\sigma_{máx}$ (MPa)	428,01 ± 8,81	453,49 ± 21,36	5,62
$E$ (GPa)	1,49 ± 0,04	1,32 ± 0,11	11,41
$\epsilon_{esc}$ (%)	0,22 ± 0,01	0,18 ± 0,01	18,18
$\epsilon_{mt}$ (%)	9,97 ± 2,18	11,50 ± 0,84	13,30
$\epsilon_{rup}$ (%)	14,21 ± 2,66	16,06 ± 1,25	11,52

Tabela 4.9: Comparação entre valores médios de cada parâmetro entre corpos de prova horizontais e verticais sem tratamento térmico (Santos, 2022).

Pode ser observado que os valores de  $\sigma_{esc}$  e  $\sigma_{máx}$  foram maiores neste caso, indicando o alívio de tensões internas e diminuição das discordâncias advindas do recozimento, também obtiveram influência na redução destas duas tensões de engenharia apresentadas. No estudo de Oliveira, (2022), o mesmo material apenas depositado apresentou camadas bainíticas, que podem explicar os maiores valores de tensões de engenharia no caso sem tratamento térmico. Uma vez que no recozimento, a temperatura do material foi elevada até sua completa austenitização, levanta-se a hipótese que a porcentagem de bainita foi reduzida, uma vez que o resfriamento ocorreu de forma lenta dentro do forno desligado. Analisando as deformações no estudo de Santos, (2022), também foi possível observar a influência do recozimento, uma vez que os CP's tratados termicamente apresentaram maiores valores de  $\epsilon_{mt}$  e  $\epsilon_{rup}$  para ambas as direções, em todos os ensaios, esse aumento na ductilidade após recozimento também foi observado no estudo de Li et al. (2021), Huang et al. (2022) e Nemani, Ghaffari e Nasiri (2020). Analisando a variação percentual entre CP's verticais e horizontais, pode-se inferir que o recozimento diminuiu a anisotropia do material nos parâmetros  $\epsilon_{mt}$  e  $\epsilon_{esc}$ . Contudo, para os demais parâmetros, a variação percentual após recozimento foi maior. Também pôde-se analisar que nos ensaios horizontais de Santos (2022), os valores de  $\epsilon_{mt}$  e  $\epsilon_{rup}$  possuem desvio padrão menor que os verticais, indicando a maior heterogeneidade dos ensaios verticais para estes parâmetros, e os do presente estudo apresentam maior heterogeneidade nos valores horizontais, reforçando a hipótese levantada anteriormente que o posicionamento no forno afetou nessa disparidade de resultados nos CP's horizontais, que estavam perpendiculares às resistências.

#### 4.5.3.2) Análise Posicional da Fratura

Após a realização dos ensaios, foram feitas medições para identificação da posição das fraturas. Na figura 4.20 são indicados os corpos de prova fraturados, as linhas tracejadas em vermelho indicam a região onde foram feitas as medições, utilizando a “base” da figura como a origem das medições, seguindo a direção e sentido indicados pela seta vermelha. Como pode ser observado, os corpos de prova horizontais obtiveram maior deformação, confirmando o que foi analisado na seção 4.5.3.1, e as fraturas ocorreram mais próximas à outra extremidade do comprimento entre garras. Para os corpos de prova V1, V2, V3, H1, H2, e H3, as fraturas ocorreram a 35,5; 34,7; 36,8; 43,7; 46,1; 45,4 mm, respectivamente, da origem de medição (base).

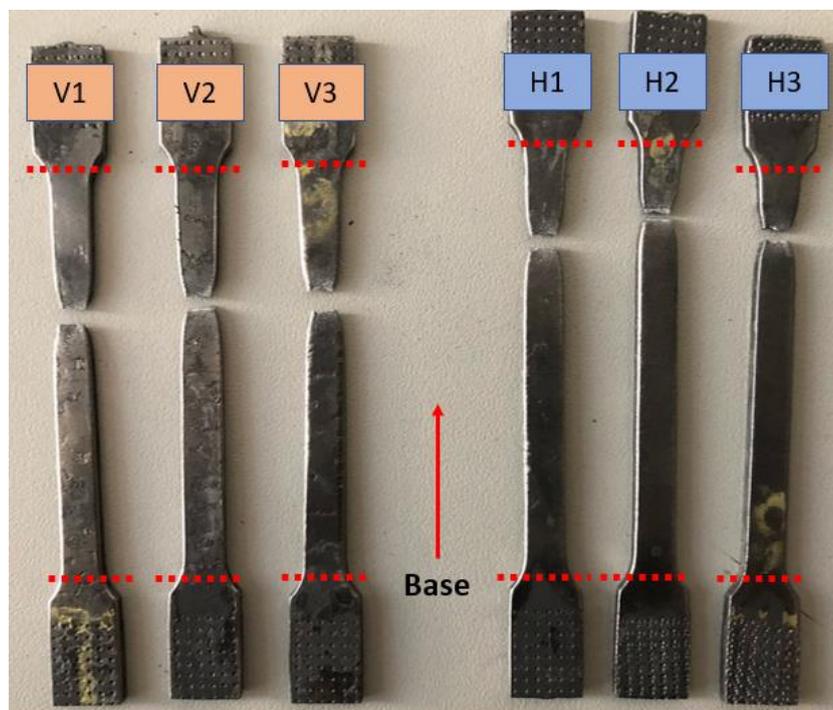


Figura 4.20: Análise posicional da fratura dos corpos de prova

Também foram realizadas medições da espessura do corpo de prova ao longo de todo o comprimento útil, espaçadas em 5 mm (também usando a origem de medição como o ponto base da figura 4.20), para verificação de como esta dimensão variou até a fratura. Portanto, foi gerada a tabela 4.10 com todos os valores aferidos, e os valores destacados em vermelho indicam os pontos adjacentes às respectivas fraturas.

Pontos	V1	V2	V3	H1	H2	H3
Base (0 mm)	2,15 (mm)	2,17 (mm)	2,12 (mm)	2,17 (mm)	2,15 (mm)	2,08 (mm)
+ 5 mm	2,09	2,15	2,07	2,15	2,11	2,05
+ 10 mm	2,05	2,13	2,02	2,11	2,07	2,05
+ 15 mm	2,01	2,08	2,02	2,08	2,05	2,02
+ 20 mm	1,95	2,03	1,96	2,06	2,05	2,02
+ 25 mm	1,91	1,96	1,92	2,02	2,01	1,98
+ 30 mm	1,85	1,88	1,85	2,02	1,97	1,95
+ 35 mm	1,79	1,93	1,65	1,96	1,95	1,93
+ 40 mm	1,85	2,02	1,82	1,82	1,92	1,93
+ 45 mm	1,92	2,05	1,92	1,95	1,85	1,83
+ 50 mm	1,95	2,09	1,98	2,02	1,92	1,85
+ 55 mm	2,10	2,12	2,05	2,05	1,98	2,02
+ 60 mm	2,12	2,15	2,10	2,09	2,02	2,08

Tabela 4.10: Variação da espessura dos corpos de prova após fratura por tração

## Capítulo 5

### Conclusões

Após a realização do tratamento térmico de recozimento no material ER70S-6 depositado por WAAM utilizando um CMT convencional. Analisou-se a influência do tratamento em parâmetros do perfil de rugosidade e nos ensaios mecânicos Sonelastic, microdureza Vickers e de tração, sendo estes dois últimos em amostras horizontais e verticais da peça depositada. Foi possível concluir a partir dos resultados que:

- i) A ininterruptão do arco elétrico faz com que mais material seja depositado nas extremidades das camadas, e, portanto, a peça depositada apresentou maior variação dimensional na sua espessura;
- ii) O corpo de prova lixado manualmente após usinagem para planificação, apresentou valores de rugosidade  $R_a$ ,  $R_q$  e  $R_z$  menores do que em casos sem lixamento manual.
- iii) O tratamento térmico de recozimento influenciou nos valores obtidos no ensaio Sonelastic, sendo possível observar o aumento dos coeficientes de elasticidade à flexão do material, pois subiu de 160 GPa para 166 GPa; e de amortecimento pois subiu de 0,00011 para 0,000538; e a frequência natural reduziu de 1650 Hz para 1581 Hz;
- iv) Os valores de microdureza aferidos após tratamento térmico de recozimento foram menores, sendo um decréscimo médio de aproximadamente 22,7%. Contudo os CP's verticais apresentaram valores mais homogêneos entre si, quando comparados ao caso sem tratamento térmico.
- v) O recozimento elevou a ductilidade do material, em ambas as direções; e também reduziu os valores de tensão de engenharia presentes, quando comparados ao caso sem tratamento térmico. A deformação no ponto de máxima tensão ( $\epsilon_{mt}$ ) aumentou aproximadamente 38%, e a deformação no ponto de ruptura ( $\epsilon_{rup}$ ) aumentou aproximadamente 36%.
- vi) CP's verticais apresentaram gráficos mais homogêneos do que os horizontais, característica que não vai de acordo com as outras teorias e estudos revisados e comparados.
- vii) CP's horizontais, em geral, se mostraram mais dúcteis do que os verticais, tanto neste estudo, quanto em estudos comparados; com e sem a aplicação de tratamento térmico;
- viii) O coeficiente de elasticidade a tração do material aumentou aproximadamente 19,55% após tratado termicamente, fazendo uma média entre CP's de ambas as direções;
- ix) O tratamento térmico de recozimento reduziu a anisotropia referente aos parâmetros  $\epsilon_{mt}$  e  $\epsilon_{esc}$ . Pois a variação entre CP's verticais e horizontais que era de 13,30% ( $\epsilon_{mt}$ ) e 18,18% ( $\epsilon_{esc}$ ) sem tratamento térmico; após recozimento apresentou valores de 10,72% e 14,70% respectivamente. Para os demais parâmetros, a variação percentual após recozimento, aumentou.
- x) CP's horizontais apresentaram a fratura mais próximas de uma das extremidades, enquanto os verticais mais próximas ao centro.

#### 5.1) Sugestões para trabalhos futuros

- i) Realizar a deposição metálica com arame que possui maior porcentagem de

carbono equivalente. Para realização de têmpera, buscando microestrutura martensítica;

- ii)** Realização da análise metalográfica e DRX após recozimento;
- iii)** Realização do tratamento térmico híbrido, inicialmente sendo normalizado, seguido de têmpera;
- iv)** Verificação do fenômeno de encruamento após usinagem e corte à jato d'água, fazendo comparações com e sem aplicação de fluido de corte.
- v)** Medições de microdureza ao longo de toda a extensão dos corpos de prova tratados termicamente, não somente em sua extremidade;
- vi)** Separação de corpos de prova em mais direções e angulações diferentes, não somente vertical e horizontal;
- vii)** Avaliação da influência do posicionamento dos corpos de prova dentro do forno, durante realização de tratamentos térmicos.

# Referências

Ao todo foram feitas citações de 105 fontes diferentes. Para a contagem das referências citadas, foram plotados os seguintes gráficos, indicando a quantidade de referências em cada espécie de fonte.

Revistas	Livros	Congressos	Teses	Normas	Outros (catálogos, manuais, sites)
26	14	32	11	4	18

Contagem de referências por tipo de fonte.



Ano de publicação das referências utilizadas

Abdulhameed, O. Al-Ahmari, Abdulrahman and Ameen, Wadea and Mian, Syed Hammad. Additive manufacturing: Challenges, trends, and applications. *Advances in Mechanical Engineering*, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 11, n. 2, 2019. <https://doi.org/10.1177/1687814018822880>

ABNT NBR NM ISO 1. Temperatura padrão de referência para medições industriais de comprimento. Associação Brasileira de Normas Técnicas. 2p, 1997.

Aeromagazine UOL, 2022. <https://www.unifesp.br/reitoria/dci/edicoes-antiores-entreteses/item/2004-impressora-3D-promete-revolucionar-mercado-de-próteses-de-mão>. "acessado em 05/04/2022".

Aires, M. D. O. and Rosa, Adriano Carlos Moraes and Gyori, Carlos Andr{\e} Mattei and Reis, Clara Regina Gaby and Buttignon, Karina; Indústria 4.0: a manufatura aditiva como ferra-

- menta de inovação e otimização. *Brazilian Journal of Business*, v. 1, n. 4, p. 1821–1833, 2019.
- Albano, L. L. M. *Estudo comparativo das propriedades mecânicas de aço AISI 5160 submetidos à Têmpera Convencional e Têmpera Intensiva*. Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, 2012.
- Amaral, E. C. Efeito da adição de ptfé no fluxo de arames tubulares sobre o arco elétrico em soldagem subaquática molhada. Universidade Federal de Minas Gerais, 2021.
- Aronov, M. A.; Kobasko, N. I.; Powell, J. A. Review of practical applications of intensive quenching methods for steel parts. In: *Proceedings of the 13th IFHTSE Congress*. (S.l.: s.n.), 2003. p. 7–10.
- Asnafi, N. *Metal Additive Manufacturing—State of the Art 2020: A special issue of Metals*. (S.l.): MDPI, 2020.
- Batista, L. A. Soldagem mig/mag com fluxo ativo do aço inoxidável austenítico aisi 304l. Universidade Federal de Minas Gerais, 2018.
- Boehler, 2022. <file:///C:/Users/rafae/OneDrive/%C3%81rea%20de%20Trabalho/tcc/BOEHLER%20arameER70s-6.pdf>. " acessado em 11/04/2022".
- BOEING, 2020. <https://www.boeing.com/features/2018/01/augmented-reality-01-18.page>. "acessado em 06/04/2022".
- Bunge, M. A. and Pasciak, Erick and Choi, Jonglak and Haverhals, Luke and Reichert, W Matthew and Glover, T Grant. Ionic liquid welding of the uio-66-nh2 mof to cotton textiles. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, ACS Publications, v. 59, n. 43, p. 19285–19298, 2020. <https://doi.org/10.1021/acs.iecr.0c03763>
- Callister, W. D.I. *Fundamentals of materials science and engineering*. (S.l.): Wiley London, 2000, 655p.
- Castro, J. N. d. Estudo comparativo entre as técnicas de curto-circuitoconvencional e controlado a partir de soldagens exploratórias por simples deposição e passe de raiz em soldagem mig/mag. 2017.
- Chen, Y., Yang, C., Fan, C., Zhuo, Y., Lin, S., & Chen, C. (2020). Microstructure evolution mechanism and mechanical properties of TC11-TC17 dual alloy after annealing treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 842, 155874. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155874>
- Chiaverini, V. *Aços e Ferros Fundidos, 7ª*. (S.l.): São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002.

- Colpaert, H.; Costa, A. L. V. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. (S.l.): Editora Blucher, 2008, 650p.
- Cong, B.; Ding, J.; Williams, S. Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured al-6.3% cu alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Springer, v. 76, n. 9-12, p. 1593–1606, 2015. <https://doi.org/10.1007/s00170-014-6346-x>
- Cong, B. and Qi, Zewu and Qi, Bojin and Sun, Hongye and Zhao, Gang and Ding, Jialuo. A comparative study of additively manufactured thin wall and block structure with al-6.3% cu alloy using cold metal transfer process. *Applied Sciences*, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 7, n. 3, p. 275, 2017. <https://doi.org/10.3390/app7030275>
- Craig, E. A unique mode of gmaw transfer. *Welding journal*, v. 66, n. 9, p. 51–55, 1987.
- Dirisu, P. and Ganguly, Supriyo and Mehmanparast, Ali and Martina, Filomeno and Williams, Stewart. Analysis of fracture toughness properties of wire+ arc additive manufactured high strength low alloy structural steel components. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 765, p. 138285, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138285>
- Eda, S.; Ogino, Y. Numerical simulation of dynamic behavior in controlled short-circuit transfer process. *Welding in the World*, Springer, v. 64, n. 2, p. 353–364, 2020. <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00837-7>
- EMCOTEST Durascan, 2022. <https://www.emcotest.com/en/products-services/hardness-testing-machines/durascan-g5/> Acessado em 12/09/2022.
- Ermakova, A. and Mehmanparast, Ali and Ganguly, Supriyo and Razavi, Javad and Berto, Filippo. Investigation of mechanical and fracture properties of wire and arc additively manufactured low carbon steel components. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Elsevier, v. 109, p. 102685, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102685>
- ESAB, 2006. [http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev1\\_apostilasoldagemmigmag\\_nova.pdf](http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev1_apostilasoldagemmigmag_nova.pdf). Acessado em 16/01/2022.
- Fang, X. and Zhang, Lijuan and Li, Hui and Li, Chaolong and Huang, Ke and Lu, Bingheng. Microstructure evolution and mechanical behavior of 2219 aluminum alloys additively fabricated by the cold metal transfer process. *Materials*, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 11, n. 5, p. 812, 2018. <https://doi.org/10.3390/ma11050812>
- Frazier, W. E. Metal additive manufacturing: a review. *Journal of Materials Engineering and performance*, Springer, v. 23, n. 6, p. 1917–1928, 2014.

- Fronius, 2022. <https://www.fronius.com/en/welding-technology/world-of-welding/fronius-welding-processes/cmt-pulse-advanced>. Acessado em 14/02/2022.
- Furukawa, K. New cmt arc welding process—welding of steel to aluminium dissimilar metals and welding of super-thin aluminium sheets. *Welding international*, Taylor & Francis, v. 20, n. 6, p. 440–445, 2006. <https://doi.org/10.1533/wint.2006.3598>
- Geng, Y. and Panchenko, Irina and Chen, Xizhang and Ivanov, Yurii and Konovalov, Sergey. Investigation of microstructure and fracture mechanism of al-5.0 mg alloys fabricated by wire arc additive manufacturing. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Springer, v. 30, n. 10, p. 7406–7416, 2021. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05973-0>
- Gibson, I. G. I. *Additive manufacturing technologies 3D printing, rapid prototyping, and direct digital manufacturing*. (S.l.): Springer, 2015.
- Goviazin, G. G.; Shirizly, A.; Rittel, D. Static and dynamic mechanical properties of wire and arc additively manufactured ss316l and er70s6. *Mechanics of Materials*, Elsevier, v. 164, p. 104108, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2021.104108>
- Guo, J. Huang, Anguo and Hu, Renzhi and Xu, Haiying and Yang, Guang and Pang, Shengyong. An in-situ monitoring system for electron beam wire-feed additive manufacturing. *Sensors and Actuators A: Physical*, Elsevier, p. 111983, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.sna.2020.111983>
- Hafeez, M. A.; Inam, A.; Farooq, A. Mechanical and corrosion properties of medium carbon low alloy steel after cyclic quenching and tempering heat-treatments. *Materials Research Express*, IOP Publishing, v. 7, n. 1, p. 016553, 2020. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab6581>
- Holshouser, C. Newell, Clint and Palas, Sid and Love, Lonnie J and Kunc, Vlastimil and Lind, Randall F and Lloyd, Peter D and Rowe, John C and Blue, Craig A and Duty, Chad E and others. Out of bounds additive manufacturing. *Advanced Materials and Processes*, Oak Ridge National Lab.(ORNL), Oak Ridge, TN (United States), v. 171, n. 3, 2013
- Huang, C., Kyvelou, P., Zhang, R., Britton, T. B., & Gardner, L. (2022). Mechanical testing and microstructural analysis of wire arc additively manufactured steels. *Materials & Design*, 216, 110544. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110544>
- ISO,2015. file:///C:/Users/rafae/OneDrive/%C3%81rea%20de%20Trabalho/tcc/NORMA%20ISO%20Tra%C3%A7%C3%A3o.pdf. "acessado em 19/04/2022".
- Kindermann, R. M., Roy, M. J., Morana, R., & Francis, J. A. (2022). Effects of microstructural

- heterogeneity and structural defects on the mechanical behaviour of wire+ arc additively manufactured Inconel 718 components. *Materials Science and Engineering: A*, 839, 142826. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142826>
- Klein, T. and Arnoldt, Aurel and Lahnsteiner, Robert and Schnall, Martin. Microstructure and mechanical properties of a structurally refined al–mg–si alloy for wire-arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 830, p. 142318, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142318>
- Kok, Y. and Tan, Xi Peng and Wang, P and Nai, MLS and Loh, Ngiap Hiang and Liu, Erjia and Tor, Shu Beng. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review. *Materials & Design*, Elsevier, v. 139, p. 565–586, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.021>
- Krauss, G. Heat treated martensitic steels: microstructural systems for advanced manufacture. *ISIJ international*, The Iron and Steel Institute of Japan, v. 35, n. 4, p. 349–359, 1995.
- Krauss, G. Deformation and fracture in martensitic carbon steels tempered at low temperatures. *Metallurgical and Materials Transactions B*, Springer, v. 32, n. 2, p. 205–221, 2001.
- Krauss, G. *Steels: processing, structure, and performance*. (S.I.): Asm International, 2015.
- Li, K. and Klecka, Michael A and Chen, Shuying and Xiong, Wei. Wire-arc additive manufacturing and post-heat treatment optimization on microstructure and mechanical properties of grade 91 steel. *Additive Manufacturing*, Elsevier, v. 37, p. 101734, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101734>
- Li, W. Chen, Huitao and Li, Cong and Huang, Weiyang and Chen, Jian and Zuo, Lu and Ren, Yanjie and He, Jianjun and Zhang, Shengde. Microstructure and tensile properties of AISI 321 stainless steel with aluminizing and annealing treatment. *Materials & Design*, Elsevier, v. 205, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109729>
- Liscic, B. and Tensi, Hans M and Canale, Lauralice CF and Totten, George E. *Quenching theory and technology*. (S.I.): CRC Press, 2010.
- Liu, Z. and Zhao, Dandan and Wang, Pei and Yan, Ming and Yang, Can and Chen, Zhangwei and Lu, Jian and Lu, Zhaoping. Additive manufacturing of metals: Microstructure evolution and multistage control. *Journal of Materials Science & Technology*, Elsevier, v. 100, p. 224–236, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.06.011>
- Liu, Z.-q. and Zhang, Pei-lei and Li, Shao-wei and Wu, Di and Yu, Zhi-shui. Wire and arc additive manufacturing of 4043 al alloy using a cold metal transfer method. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Springer, v. 27, n. 6, p. 783–791, 2020. <https://doi.org/10.1007/s12613-019-1930-6>

- Machado, I. G. Soldagem & técnicas conexas: processos. Ed. do Autor, 1996.
- Marques, C. Prospecções da natureza física da soldagem mig automática de ligas de alumínio. 2013.
- McAndrew, A. R. and Rosales, Marta Alvarez and Colegrove, Paul A and Honnige, Jan R and Ho, Alistair and Fayolle, Romain and Eytayo, Kamal and Stan, Ioan and Sukrongpang, Punyawee and Crochemore, Antoine. Interpass rolling of ti-6al-4v wire+ arc additively manufactured features for microstructural refinement. *Additive Manufacturing*, Elsevier, v. 21, p. 340–349, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.03.006>
- Mecânica Industrial, 2022. . <https://www.usinainfo.com.br/blog/solda-estanho-para-eletronica-materiais-para-uma-soldagem> "acessado em 23/04/2022".
- Miranda, H. C. d.; Ferraresi, V. A. Identificação da transferência metálica na soldagem mig/mag pulsada de aço inoxidável a partir de um sensor óptico. <https://www.abcm.org.br>, 2003.
- Mitutoyo, 2022. <https://www.mitutoyo.com.br/nossos-produtos/forma-e-contorno/rugosimetro-surfest.html>. “Acesso em 12/09/2022”
- Modenesi, P. J.; Bracarense, A. Introdução à física do arco elétrico e sua aplicação na soldagem dos metais. *Belo Horizonte 242p: UFMG*, 2007.
- Modenesi, P. J.; Marques, P. V.; Santos, D. B. Introdução à metalurgia da soldagem. *Belo Horizonte: UFMG*, 2012.
- Mousta, 2022. <https://www.mousta.com.br/uso-domestico-impressora-3d/>. "acessado em 05/04/2022".
- Nabertherm,2012.file:///C:/Users/rafae/OneDrive/%C3%81rea%20de%20Trabalho/tcc/Nabertherm\_Catálogo\_2012.pdf. "acessado em 19/04/2022".
- Nascimento, A. G. Estudo comparativo da resistência à fadiga do aço api 51 grau b submetido a tratamento criogênico. 2013.
- Nemani, A. V.; Ghaffari, M.; Nasiri, A. On the post-printing heat treatment of a wire arc additively manufactured er70s part. *Materials*, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 13, n. 12, p. 2795, 2020. <https://doi.org/10.3390/ma13122795>
- Novelino, A. and Carvalho, G.C. and Reis, R.P. and Ziberov, M.. Methods for wire and arc additive manufacturing of metals: a review. *Proceedings of the 11th Brazilian Congress on Manufacturing Engineering – COBEF 2021*, 2021.
- Oliveira, J.; Gouveia, F. M.; Santos, T. G. Micro wire and arc additive manufacturing ( $\mu$ -waam).

- Additive Manufacturing Letters*, Elsevier, v. 2, p. 100032, 2022.  
<https://doi.org/10.1016/j.addlet.2022.100032>
- Oliveira, C. C. F. Estudo da microestrutura de peças impressas de arame ER70S-6 a partir de manufatura aditiva por deposição a arco via processo CMT. Universidade de Brasília, 2022.
- Pandey, C. and Mahapatra, MM and Kumar, Pradeep and Giri, A. Microstructure characterization and charpy toughness of p91 weldment for as-welded, post-weld heat treatment and normalizing & tempering heat treatment. *Metals and Materials International*, Springer, v. 23, n. 5, p. 900–914, 2017. <https://doi.org/10.1007/s12540-017-6850-2>
- Pang, J. and Hu, Shengsun and Shen, Junqi and Wang, Peng and Liang, Ying. Arc characteristics and metal transfer behavior of cmt+ p welding process. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 238, p. 212–217, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.07.033>
- Patel, M. and Mulgaonkar, Sanjiv and Desai, Hemal and Borse, Tushar. Development and implementation of wire arc additive manufacturing (waam) based on pulse spray gmaw for aluminum alloy (alsi7mg). *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Springer, v. 74, n. 5, p. 1129–1140, 2021. <https://doi.org/10.1007/s12666-020-02154-w>
- Pickin, C.; Young, K. Evaluation of cold metal transfer (cmt) process for welding aluminium alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*, Taylor & Francis, v. 11, n. 5, p. 583–585, 2006. <https://doi.org/10.1179/174329306X120886>
- Pimenta, R. S.; Oliveira, D.; Ziberov, M. Preparação de corpos de prova fabricados por manufatura aditiva para ensaio de fadiga. XXIV Colóquio de Usinagem, p. 4, 2022.
- Piveta Ferramentas, <https://www.pivetaferramentas.com.br/fresamento/fresa-de-topo-hss/fresa-de-topo-reto-6-cortes-25-0mm-din-844-an-18-0032-rocast> . Acesso em: 23/08/2022, 17:45.
- Prabhu, T. R. Effects of ageing time on the mechanical and conductivity properties for various round bar diameters of aa 2219 al alloy. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, Elsevier, v. 20, n. 1, p. 133–142, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2016.06.003>
- Prado-Cerqueira, J. L. Camacho, Ana María and Dieguez, José Luis and Rodriguez-Prieto, Alvaro and Aragon, Ana Maria and Lorenzo-Martin, Cinta and Yanguas-Gil, Angel. Analysis of favorable process conditions for the manufacturing of thin-wall pieces of mild steel obtained by wire and arc additive manufacturing (waam). *Materials*, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 11, n. 8, p. 1449, 2018. <https://doi.org/10.3390/ma11081449>

- ProAQT, 2022. <http://www.proaqt.com.br/tratamento-termico-tempera>. "acessado em 05/03/2022".
- Raut, L. P.; Taiwade, R. V. Wire arc additive manufacturing: A comprehensive review and research directions. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Springer, v. 30, n. 7, p. 4768–4791, 2021. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05871-5>
- RML Máquinas, 2022. <https://www.rmlmaquinas.com.br/maquinas-operatrizes/serras-de-fita/serra-de-fita-horizontal-franho-fm?parceiro=5979>& “acessado em 13/04/2022
- Saber, D.; Almaki, H. M.; El-Aziz, K. A. Design and building of an automated heat-treatment system for industrial applications. *Alexandria Engineering Journal*, Elsevier, v. 59, n. 6, p. 5007–5017, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.aej.2020.09.023>
- Salvaggio, L. A. and de Sousa Messias, Jose Mauro Pimenta and Brandao, Leonardo Carvalho and Resende, Leonardo and da Silva Soares, Sergio Renato. Estudo do efeito do tempo no comportamento microestrutural de cavacos ferrosos compactados sob alta pressão. 2006.
- Santos, R. B. M. Estudo da resistência à tração em peças impressas através de manufatura aditiva por deposição a arco. Universidade de Brasília, 2022.
- Scotti, F. M. Efeitos gerais da alimentação pulsada de arame no processo mig/mag com transferência metálica globular. Universidade Federal de Uberlândia, 2019.
- Selvi, S.; Vishvaksenan, A.; Rajasekar, E. Cold metal transfer (cmt) technology an overview. *Defence technology*, Elsevier, v. 14, n. 1, p. 28–44, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2017.08.002>
- Seow, C. E. and Coules, Harry E and Wu, Guiyi and Khan, Raja HU and Xu, Xiangfang and Williams, Stewart. Wire+ arc additively manufactured inconel 718: Effect of post-deposition heat treatments on microstructure and tensile properties. *Materials & Design*, Elsevier, v. 183, p. 108157, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108157>
- Shirizly, A.; Dolev, O. From wire to seamless flow-formed tube: leveraging the combination of wire arc additive manufacturing and metal forming. *Jom*, Springer, v. 71, n. 2, p. 709–717, 2019. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-3200-x>
- Silva, D. V. New technologies to accelerate additive manufacturing processes on an industrial scale. Universitat Politècnica de Catalunya, 2019.
- Silva, Maurício de Carvalho; Determinação Experimental da Tenacidade à Fratura da Zona Termicamente Afetada de Junta Soldada de Aço API 5L X80; Tese de Doutorado em Engenharia, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 2009.
- Soluções Industriais, 2022. <https://www.solucoesindustriais.com.br/empresa/prestadores-de>

- servicos/ heattech/produtos/quimico/tratamento-termico-resfriamento. "acessado em 05/03/2022".
- Sonelastic, 2022. [https://www.sonelastic.com/images/CatalogoSonelastic\\_v1.7.pdf](https://www.sonelastic.com/images/CatalogoSonelastic_v1.7.pdf) . Acessado em 12/09/2022.
- Swarr, T.; Krauss, G. The effect of structure on the deformation of as- quenched and tempered martensite in an Fe-0.2 pct C alloy. *Metallurgical Transactions A*, v. 7. <https://doi.org/10.1007/BF02644037>
- Tenessine Fornos, 2022. <https://tenessine.com.br/fornos-de-alta-temperatura-compactos-com-aquecimento-por-varas-em-sic> "acessado em 14/04/2022".
- Todhunter, L. D., Leach, R. K., Lawes, S. D., & Blateyron, F. (2017). Industrial survey of ISO surface texture parameters. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 19, 84-92. <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2017.06.001>
- Trindade, V. Guimaraes, AS and Payao Filho, J da C and Paranhos, RP da R. Normalizing heat treatment effect on low alloy steel weld metals. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, SciELO Brasil, v. 26, n. 1, p. 62–66, 2004. <https://doi.org/10.1590/S1678-58782004000100011>
- UNIFESP, 2016. <https://www.unifesp.br/reitoria/dci/edicoes-antiores-entreteses/item/2004-impressora-3d-promete-revolucionar-mercado-de-protese-de-mao>. "acessado em 05/04/2022".
- UsinaInfo, 2022. <https://www.usinainfo.com.br/blog/solda-estanho-para-eletronica-materiais-para-uma-soldagem-perfeita/>"acessado em 19/04/2022".
- Vafadar, A. and Guzzomi, Ferdinando and Rassau, Alexander and Hayward, Kevin. Advances in metal additive manufacturing: a review of common processes, industrial applications, and current challenges. *Applied Sciences*, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 11, n. 3, p. 1213, 2021. <https://doi.org/10.3390/app11031213>
- Vicen, M. and Fabian, Peter and Bronček, Jozef and Drbúl, Mário. How the heat treatment influences changes of dimensions of structural components. Faculty of Philology, University of Belgrade, 2018.
- Wainer, E.; Brandi, S.; Mello, F. D. Soldagem: Processos e metalurgia, livro, ed. *Edgar Blucher Ltda., 4a reimpressão*, p. 1, 2004.
- Wang, T., Zhang, Y., Wu, Z., & Shi, C. (2018). Microstructure and properties of die steel fabricated by WAAM using H13 wire. *Vacuum*, 149, 185-189. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2017.12.034>
- Wohlers, T. T. and Campbell, Ian and Diegel, Olaf and Huff, Ray and Kowen, Joseph. *Wohlers Report*

- 2020: *3D printing and additive manufacturing global state of the industry*. (S.I.): Wohlers Associates, 2020.
- Wu, B. Pan, Zengxi and Ding, Donghong and Cuiuri, Dominic and Li, Huijun and Xu, Jing and Norrish, John. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. *Journal of Manufacturing Processes*, Elsevier, v. 35, p. 127–139, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001>
- Xu, X. and Ganguly, Supriyo and Ding, Jialuo and Seow, Cui Er and Williams, Stewart. Enhancing mechanical properties of wire+ arc additively manufactured inconel 718 superalloy through in-process thermomechanical processing. *Materials & Design*, Elsevier, v. 160, p. 1042–1051, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.10.038>
- Yu, L. and Chen, Keyu and Zhang, Yuanling and Liu, Jie and Yang, Lei and Shi, Yusheng. Microstructures and mechanical properties of niti shape memory alloys fabricated by wire arc additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 892, p. 162193, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162193>
- Zhai, P. and Xue, Songbai and Wang, Jianhao and Chen, Weizhong and Chen, Tao and Ji, Shilei. Effects of arc length adjustment on weld bead formation and droplet transfer in pulsed gmaw based on datum current time. *Metals*, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 10, n. 5, p. 665, 2020.
- Zhai, Y.; Lados, D. A.; LaGoy, J. L. Additive manufacturing: making imagination the major limitation. *Jom*, Springer, v. 66, n. 5, p. 808–816, 2014. <https://doi.org/10.1007/s11837-014-0886-2>
- Zhang, C. and Xue, Songbai and Wang, Jianhao and Chen, Weizhong and Chen, Tao and Ji, Shilei. Microstructure and process characterization of laser-cold metal transfer hybrid welding of aa6061 aluminum alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Springer, v. 68, n. 5, p. 1253–1260, 2013. <https://doi.org/10.1007/s00170-013-4916-y>
- Zhang, H. and Hu, Shengsun and Wang, Zhijiang and Liang, Ying. The effect of welding speed on microstructures of cold metal transfer deposited az31 magnesium alloy clad. *Materials & Design*, Elsevier, v. 86, p. 894–901, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.143>
- Zhao, Y.; Chung, H. Numerical simulation of the transition of metal transfer from globular to spray mode in gas metal arc welding using phase field method. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 251, p. 251–261, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.08.036>
- Zutin, G. C. Indústria 4.0 e suas tecnologias utilizando a escala trl (technology readiness level) na fabricação de aeronaves. Universidade de São Carlos (UFSCar, 2021)

# Anexos

## Anexo A: Catálogo do arame ER70S6



### BÖHLER SG 2

Solid Wire, mild steel

Classifications				
EN ISO 14341-A	AWS A5.18 / SFA-5.18			
G 42 3 M21 3Si1	ER70S-6			
G 38 3 C1 3Si1				
Characteristics and typical fields of application				
<p style="font-size: x-small; margin: 0;">GMAW solid wire for welding unalloyed and low alloy steels. Low spatter in short and spray arc transfer modes with CO<sub>2</sub> or gas mixture. The wire is used in boiler, pipeline and structural constructions, shipbuilding and vehicle manufacturing.</p>				
Base materials				
<p style="font-size: x-small; margin: 0;">Steels with yield strength &lt; 420 MPa (60 ksi)            S235JR-S355JR, S235J0-S355J0, S235J2-S355J2, S275N-S420N, S275M-S420M, P235GH-P355GH, P275NL1-P355NL1, P215NL, P265NL, P355N, P285NH-P420NH, P195TR1-P265TR1, P195TR2-P265TR2, P195GH-P265GH, L245NB-L415NB, L245MB-L415MB, GE200-GE240, ship building steels: A, B, D, E, A 32-E 36            ASTM A 106 Gr. A, B, C; A 181 Gr. 60, 70; A 283 Gr. A, C; A 285 Gr. A, B, C; A 350 Gr. LF1; A 414 Gr. A, B, C, D, E, F, G; A 501 Gr. B; A 513 Gr. 1018; A 516 Gr. 55, 60, 65, 70; A 573 Gr. 58, 65, 70; A 588 Gr. A, B; A 633 Gr. C; A 662 Gr. B; A 711 Gr. 1013; A 841 Gr. A; API 5 L Gr. B, X42, X52, X56, X60</p>				
Typical analysis				
	C	Si	Mn	
wt.-%	0.07	0.85	1.5	
Mechanical properties of all-weld metal - typical values (min. values)				
Condition	Yield strength R <sub>e</sub>	Tensile strength R <sub>m</sub>	Elongation A (L <sub>0</sub> =5d <sub>0</sub> )	Impact energy ISO-V KV J
	MPa	MPa	%	-30°C
u	450 (≥ 420)	575 (≥ 500 - 640)	30 (≥ 20)	≥ 27
u2	430 (≥ 420)	555 (≥ 500 - 640)	29 (≥ 20)	≥ 27
u untreated, as welded – shielding gas Ar + 15 – 25% CO <sub>2</sub> u2 untreated, as welded – shielding gas 100% CO <sub>2</sub>				
Operating data				
	Polarity	DC+	Dimension mm	
	Shielding gas (EN ISO 14175)	M21 C1	0.8	
			0.9	
			1.0	
			1.2	
			1.6	
Approvals				
TÜV (13009), DB (42.236.01), ABS, CWB, CE				

## Anexo B: Catálogo do forno utilizado (Modelo 08/16)

### LHT 02/16 - LHT 08/18

Como modelo de mesa, estes fornos de câmaras de elevadas temperaturas oferecem imensas vantagens. O processamento de primeira classe de materiais de elevada qualidade combinado com uma operação simples torna estes fornos multifuncionais na investigação científica e laboratorial. Estes fornos também são excelentes para sinterizar cerâmica técnica, p.ex., pontes dentárias em óxido de zircónio.

- Temperatura máx. 1600 °C, 1750 °C ou 1800 °C
- Resistências de aquecimento de elevada qualidade em dissiliceto de molibdénio
- Câmara do forno revestida com material em fibra de primeira classe e de longa durabilidade
- Carcaça de chapas de aço inoxidável
- Carcaça tipo sanduiche (parede dupla) com arrefecimento adicional para baixas temperaturas externas
- Dimensões dos fornos de 2, 4 ou 8 litros
- Versão que poupa espaço com uma porta de elevação que abre para cima
- Abertura de alimentação de ar regulável
- Saída de exaustão no topo
- Elementos térmicos tipo B
- Sistema de ligação com tiristores no funcionamento por corte de onda
- Descrição da regulação, vide pág. 60

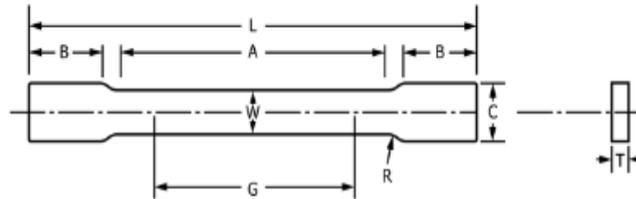
### Equipamento adicional

- Limitador da seleção da temperatura com temperatura de desactivação ajustável para a classe de protecção térmica 2 em conformidade com EN 60519-2 como protecção contra temperatura excessiva no forno e material
- Recipiente de carga empilhável angular para carregamento em até três níveis, vide pág. 13
- Comando de processo e documentação através do software Controltherm MV, vide pág. 61
- Ligação à atmosfera protectora
- Sistema de injeção de gás manual ou automático

Modelo	Tmáx. °C	Dimensões interiores em mm			Volume em L	Dimensões exteriores em mm			Potência instalada /kW	Ligação elétrica*	Peso em kg	Minutos até Tmáx. <sup>2</sup>
		l	p	a		L	P	A <sup>3</sup>				
LHT 02/16	1600	90	150	150	2	470	700	750+350	3,0	monofásico	75	30
LHT 04/16	1600	150	150	150	4	470	700	750+350	5,2	trifásico <sup>1</sup>	85	25
LHT 08/16	1600	150	300	150	8	470	850	750+350	8,0	trifásico <sup>1</sup>	100	25

**ANEXO C: Dimensões de acordo com a Norma ISO 6892-3 para corpos de prova para ensaio de tração com seção retangular**

**ASTM A370 / ASME SA-370**



**DIMENSIONS**

	Standard Specimens						Subsize Specimen	
	Plate-Type, 1½-in. (40-mm) Wide				Sheet-Type, ½ in. (12.5-mm) Wide			
	8-in. (200-mm) Gauge Length		2-in. (50-mm) Gauge Length		½-in. (12.5-mm) Wide		¼-in. (6-mm) Wide	
	in.	mm	in.	mm	in.	mm	in.	mm
G—Gauge length (Notes 1 and 2)	8.00 ± 0.01	200 ± 0.25	2.000 ± 0.005	50.0 ± 0.10	2.000 ± 0.005	50.0 ± 0.10	1.000 ± 0.003	25.0 ± 0.08
W—Width (Notes 3, 5, and 6)	1½ + ⅙ - ¼	40 + 3 - 6	1½ + ⅙ - ¼	40 + 3 - 6	0.500 ± 0.010	12.5 ± 0.25	0.250 ± 0.002	6.25 ± 0.05
T—Thickness (Note 7)	Thickness of Material							
R—Radius of fillet, min (Note 4)	½	13	½	13	½	13	¼	6
L—Overall length, min (Notes 2 and 8)	18	450	8	200	8	200	4	100
A—Length of reduced section, min	9	225	2¼	60	2¼	60	1¼	32
B—Length of grip section, min (Note 9)	3	75	2	50	2	50	1¼	32
C—Width of grip section, approxi- mate	2	50	2	50	¾	20	¾	10