

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

**ESTUDO NUMÉRICO E EXPERIMENTAL DOS
PROCESSOS DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR EM
PROTOTIPAGEM RÁPIDA POR SOLDAGEM A ARCO**

FELIPE FERREIRA FRAGA

**ORIENTADOR: GUILHERME CARIBÉ DE CARVALHO
CO-ORIENTADOR: TAYGOARA FELAMINGO DE OLIVEIRA**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM SISTEMAS MECATRÔNICOS

PUBLICAÇÃO: ENM.DM – 059 A/13

BRASÍLIA/DF: MAIO – 2013

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

**ESTUDO NUMÉRICO E EXPERIMENTAL DOS PROCESSOS DE
TRANSFERÊNCIA DE CALOR EM PROTOTIPAGEM RÁPIDA POR
SOLDAGEM A ARCO**

FELIPE FERREIRA FRAGA

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA DA FACULDADE DE TECNOLOGIA
DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA COMO PARTE DOS
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE
MESTRE EM SISTEMAS MECATRÔNICOS.**

APROVADA POR:

**Prof. Dr. Guilherme Caribé de Carvalho, ENM - UnB
(Presidente da Banca)**

**Prof. Dr. Eder Lima de Albuquerque, ENM - UnB
(Examinador Interno)**

**Prof. Dr. Paulo Villani Marques, DEMEC - UFMG
(Examinador Externo)**

BRASÍLIA/DF, 27 DE MAIO DE 2013

FICHA CATALOGRÁFICA

FRAGA, FELIPE FERREIRA

Estudo Numérico e Experimental dos Processos de Transferência de Calor em Prototipagem Rápida por Soldagem a Arco [Distrito Federal] 2013.

xix, 118p., 210 x 297 mm (ENM/FT/UnB, Mestre, Sistemas Mecatrônicos, 2013).

Dissertação de Mestrado – Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia.

Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Prototipagem rápida

2. Metalografia

3. Transferência de calor

4. Diferenças finitas

I. ENM/FT/UnB

II. Título (série)

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

FRAGA, F. F. (2013). Estudo Numérico e Experimental dos Processos de Transferência de Calor em Prototipagem Rápida por Soldagem a Arco. Dissertação de Mestrado em Sistemas Mecatrônicos, Publicação ENM.DM – 059 A/13, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 118p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Felipe Ferreira Fraga.

TÍTULO: Estudo Numérico e Experimental dos Processos de Transferência de Calor em Prototipagem Rápida por Soldagem a Arco.

GRAU: Mestre

ANO: 2013

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

Felipe Ferreira Fraga

SQN 312; Bl. D; Apt. 309; Asa Norte

70765-040 Brasília – DF – Brasil.

Dedicatória

Dedico este trabalho a todos aqueles que me ajudaram a hoje estar aqui. Minha família e namorada com apoio afetivo e conselhos, meus amigos com os estudos e as diversões e meus mestres com o amplo conhecimento e empenho em ensinar.

Agradecimentos

Agradeço aos meus pais, Odiney e Ana Cláudia, e à minha irmã, por estarem sempre comigo nos mais diversos momentos da minha vida.

Aos meus familiares, tios, primos e avós, os quais me proporcionam a felicidade de ter uma família unida e amiga por toda a vida

Agradeço também aos meus amigos e à minha namorada, sempre presentes nos momentos de alegrias e de tristezas.

A todos meus companheiros de curso que se aventuraram comigo para fazer o mestrado na Ucrânia.

Ao orientador ucraniano Artyom Andrianov, que me recebeu muito bem em seu país e me ajudou a atingir meu objetivo compartilhando seu conhecimento.

Aos professores e orientadores brasileiros Guilherme C. Carvalho e Taygoara F. Oliveira, sem os quais não seria possível a realização de um trabalho tão denso e comprometido com o meio acadêmico.

Ao prof. Gurgel, que abriu a porta para uma experiência única no exterior.

Pelo apoio financeiro do CNPq nesses 2 anos de mestrado e da Agência Espacial Brasileira (AEB) enquanto no exterior.

À Universidade de Brasília (UnB) e à Oles Honchar Dnipropetrovsk National University por receber os alunos brasileiros com tamanha boa vontade.

Obrigado a todos vocês e a todos os que nesse momento não me vêm à mente, mas merecem ser lembrados. Obrigado pelo sorriso, amizade, carinho, conhecimento, compreensão e apoio que me fizeram crescer e ser o que sou hoje.

RESUMO

Neste trabalho é realizado um estudo sobre a tecnologia aditiva de deposição de metal em camadas sucessivas por soldagem a arco, também chamada de prototipagem rápida por soldagem a arco. Primeiramente é realizada uma análise comparativa de tal tecnologia com métodos tradicionais de fabricação para uma possível aplicação aeroespacial, levando-se em conta o desperdício de material. Ainda nessa parte, com o intuito de simular o processo de prototipagem rápida por soldagem a arco e verificar suas implicações do ponto de vista metalúrgico, um estudo metalográfico detalhado de uma sequência de cordões de solda sobrepostos foi realizado, utilizando como materiais de base e de deposição aços amplamente utilizados na área espacial. Os resultados obtidos na avaliação metalográfica mostraram a necessidade de um estudo mais profundo em processos de transferência de calor em prototipagem rápida por soldagem a arco. Assim, foi criado um modelo numérico, discretizado por diferenças finitas, representativo do processo em estudo. Estudos experimentais nas mesmas condições do modelo numérico foram realizados e confrontados entre si. Um parâmetro adimensional de importância é proposto para análise dos resultados, sendo denominado “número de Fourier do processo de soldagem” ($F_{O_{sold}}$), o qual se mostrou importante do ponto de vista fenomenológico para as análises dos ciclos térmicos envolvidos no processo.

ABSTRACT

In this work, a study about additive technology by shape metal deposition with arc welding, also named as rapid prototyping by arc welding, is carried out. First, a comparative analysis of this technology compared with traditional manufacturing methods is made, looking at a possible aerospace application regarding the wasting of material. Still in this part, in order to simulate the arc welding rapid prototyping and to find out its metallurgical implications, a detailed metallographic study of a sequence of weld beads deposited in a layered pattern using base metal and filler wire composed of stainless steels widely used on the space field is also carried out. The results of the metallographic study showed the necessity of a deeper study in process of heat transfer in rapid prototyping by arc welding. Therefore, a numerical model representative of the process under study was developed and discretized by finite differences. Experimental studies in the same conditions of the numerical model were also made and compared to the numerical one. A dimensionless parameter of importance is proposed for the analysis of the results, being denominated as the “Fourier number associated with the welding process” ($F_{O_{sold}}$), which proved to be important from the phenomenological point of view for the analysis of the thermal cycles involved in the process.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
1.1	MOTIVAÇÃO.....	1
1.2	OBJETIVOS.....	3
1.3	ESTRUTURA DO TRABALHO.....	4
1.4	HISTÓRICO DA PROTOTIPAGEM RÁPIDA.....	6
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	11
2.1	CONDUÇÃO DE CALOR.....	11
2.2	EQUAÇÃO DA DIFUSÃO DE CALOR.....	11
2.3	CONVECÇÃO DE CALOR.....	13
2.3.1	Convecção Natural.....	14
2.3.2	Convecção Forçada.....	15
2.4	RADIAÇÃO DE CALOR.....	15
2.5	MEDIÇÕES DE TEMPERATURA.....	18
2.5.1	Medição termoeétrica de temperatura.....	18
2.5.2	Termografia.....	21
2.6	SOLDAGEM.....	25
2.6.1	Processos de soldagem por fusão.....	25
2.6.2	Fluxo de calor na soldagem.....	36
2.6.3	Tensão residual, distorção e fadiga.....	43
2.6.4	Conceitos básicos de solidificação.....	43
2.6.5	Estrutura de grãos na zona de fusão.....	49
2.6.6	Transformação de fase pós-solidificação.....	53
3	ESTUDO PRELIMINAR EM APLICAÇÃO E METALOGRAFIA NO PROCESSO DE PROTOTIPAGEM RÁPIDA POR SOLDAGEM A ARCO.....	57
3.1	APLICAÇÃO AEROESPACIAL.....	57
3.2	ESTUDO METALOGRÁFICO.....	59

3.2.1	Metodologia	59
3.2.2	Resultados experimentais	61
3.2.3	Interpretação dos resultados	66
3.3	CONCLUSÕES PRELIMINARES	74
4	MODELO MATEMÁTICO.....	75
4.1	PRINCIPAIS HIPÓTESES	75
4.2	DEDUÇÃO DO MODELO DIMENSIONAL	76
4.3	ADIMENSIONALIZAÇÃO E GRUPOS ADIMENSIONAIS GOVERNANTES	77
5	METODOLOGIA NUMÉRICA	81
5.1	DISCRETIZAÇÃO DA EQUAÇÃO GOVERNANTE ADIMENSIONAL	84
5.2	DISCRETIZAÇÃO DAS CONDIÇÕES DE CONTORNO	85
5.3	MODELAGEM DO APORTE TÉRMICO PELO PROCESSO DE SOLDAGEM	87
6	METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....	89
6.1	APARATO EXPERIMENTAL.....	89
6.2	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	92
7	RESULTADOS	95
7.1	DADOS EXPERIMENTAIS.....	95
7.2	ESTABILIZAÇÃO INICIAL DA TEMPERATURA E REGIME ESTACIONÁRIO DE CICLOS TÉRMICOS.....	96
7.3	COMPARAÇÃO ENTRE RESULTADOS NUMÉRICOS E EXPERIMENTAIS.....	99
7.4	INFLUÊNCIA DA FULIGEM PARA OS ENSAIOS	100
7.5	CICLO COMPOSTO DE AQUECIMENTO	102
7.6	FOURIER DA SOLDAGEM ($F_{O_{sold}}$).....	103
7.6.1	Relação entre $F_{O_{sold}}$ e os ciclos térmicos para diferentes pontos da placa.....	104
8	CONCLUSÕES.....	111
9	TRABALHOS FUTUROS	115
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	117

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Figura meramente ilustrativa da simulação de um processo de Soldagem 3D utilizando GMAW. [2].....	2
Figura 2.1 - Transferência de calor no volume de controle.	12
Figura 2.2 – Circuito básico de um termopar. [20]	19
Figura 2.3 – Representação sistemática da medição de uma câmera termográfica. 1- Radiação circundante. 2- Objeto. 3- Atmosfera. 4- Câmera.	22
Figura 2.4 – Magnitude das fontes de radiação sob diferentes condições de medida (câmera SW - 2 a 5 μ m). 1- Temperatura do objeto. 2- Emissividade. Parâmetros fixos: $\tau = 0,88$, $T_{refl} = 20^{\circ}\text{C}$ e $T_{atm} = 20^{\circ}\text{C}$. [21].....	24
Figura 2.5 – Magnitude das fontes de radiação sob diferentes condições de medida (câmera LW - 8 a 14 μ m). 1- Temperatura do objeto. 2- Emissividade. Parâmetros fixos: $\tau = 0,88$, $T_{refl} = 20^{\circ}\text{C}$ e $T_{atm} = 20^{\circ}\text{C}$. [21].....	25
Figura 2.6 – Variação da entrada de calor para a peça com a densidade de energia da fonte de calor. [10]	26
Figura 2.7 – Taxa de deposição em processos de soldagem a arco. Processos: SMAW (shielded metal arc welding); GTAW (gas-tungsten arc welding); PAW (plasma arc welding); GMAW (gas-metal arc welding); FCAW (flux-cored arc welding); SAW (submerged arc welding); ESW (eletroslag welding). [10].....	27
Figura 2.8 - Eficiência das fontes de calor, também conhecido como eficiência do processo de soldagem, para diversos processos de soldagem. Processos: LBW (<i>laser beam welding</i>); PAW (<i>plasma arc welding</i>); GTAW (gas-tungsten arc welding); SMAW (<i>shielded arc welding</i>); GMAW (<i>gas-metal arc welding</i>); SAW (<i>submerged arc welding</i>); EBW (<i>electron beam welding</i>). [10]	28
Figura 2.9 - Níveis de oxigênio e nitrogênio para vários processos de soldagem. [10].....	30
Figura 2.10 – Área de seção transversal da solda representando as contribuições do metal de base e do metal de preenchimento.....	37
Figura 2.11 - Eficiência de fusão e sua relação com o parâmetro adimensional na abcissa. [23]	38

Figura 2.12 - (a) Eficiência de fusão menor para menores energia de soldagem e velocidade de soldagem; (b) Eficiência de fusão maior para maiores energia de soldagem e velocidade de soldagem. [23].....	38
Figura 2.13 - Variação da taxa de resfriamento com fornecimento de calor por unidade de comprimento de solda (UI/u). [26].....	41
Figura 2.14 - Ciclos térmicos de soldagem a arco e eletroescória. [27]	41
Figura 2.15 - Efeito da densidade de energia na forma da solda GTAW de 3,2mm de diâmetro do eletrodo, em alumínio 6061 com 880W de potência e velocidade de 4,23mm/s. [10]	42
Figura 2.16 – Parte de um diagrama de fase binário mostrando o coeficiente de segregação em equilíbrio. (a) $k < 1$; (b) $k > 1$	44
Figura 2.17 – Redistribuição de soluto na ausência de difusão sólida. (a) Modo 1: difusão líquida completa; (b) Modo 2: difusão líquida limitada com convecção; (c) Modo 3: difusão líquida limitada sem convecção. [23].....	46
Figura 2.18 – Efeito do superesfriamento constitucional no modo de solidificação. S, L e M se referem ao sólido, líquido e à zona mole (zona de sedimentos). [23].....	47
Figura 2.19 – Perfis de segregação através de células ou dendritos. (a) $k < 1$; (b) $k > 1$	48
Figura 2.20 – Efeito do gradiente de temperatura (G) e da taxa de crescimento (R) na morfologia e no tamanho da microestrutura. [23].....	49
Figura 2.21 – Estrutura de grãos colunares de solda feitas com poças na forma de gota e elíptica: (a, b) estrutura colunar regular; (c, d) estrutura axial. [10]	50
Figura 2.22 – Diferentes modos de solidificação através da poça de fusão. [10].....	52
Figura 2.23 – Esquema mostrando a solidificação e pós-solidificação em soldas Fe-Cr-Ni: (a) ferrita interdendrítica; (b) ferrita vermicular; (c) ferrita laçada; (d) seção vertical de um diagrama de fases ternário com aproximadamente 70% Fe. [10]	54
Figura 2.24 – Diagrama de Schaeffler para prever a quantidade de ferrita e o modo de solidificação. [10].....	55
Figura 2.25 – Diagrama de DeLong para prever a quantidade de ferrita e o modo de solidificação. [10].....	56

Figura 3.1 – Corpo e flange de um bloco de válvula da unidade gás-hidráulica do motor de foguete.....	57
Figura 3.2 – Primeiro método de fabricação por soldagem a arco.....	58
Figura 3.3 – Resultado do segundo método de fabricação por soldagem a arco	59
Figura 3.4 – Amostra a ser estudada, fabricada pelo método da prototipagem rápida por soldagem a arco (amostra superior).	60
Figura 3.5 – (a) Foto mostrando a macroestrutura da amostra. (b) Esquema da amostra com as divisões dos cordões de solda.	62
Figura 3.6 – Microestrutura do metal de base, a qual consiste em sorbita (perlita fina) com pequena quantidade de austenita. a) x63; b) x250.	63
Figura 3.7 – Microestrutura do metal na zona de transição entre o metal de base (sorbita com pequenas quantidades de austenita) e ZTA (austenita com carbeto não dissolvidos e sorbita). a) x63; b)x250.	64
Figura 3.8 – Microestrutura da ZTA (centro – austenita com carbeto não dissolvidos e sorbitas; acima e a esquerda – áreas de austenita). a) x63; b) x250.....	64
Figura 3.9 – Microestrutura na zona de transição do metal de base e do cordão raiz (acima – dendritos colunares do metal de solda, centro – finas faixas de austenita, abaixo – fase austenita sorbita com manchas grandes de austenita). (a) e (b) regiões mais à direita da amostra; (c) e (d) regiões mais ao centro da amostra. (a) e (c) x63; (b) e (d) x250.....	65
Figura 3.10 – Microestrutura do cordão raiz (fase austenita-ferrita refinada). a) x63; b) x250.....	65
Figura 3.11 – Microestrutura do quinto cordão (fase austenita-ferrita com dendritos grandes quando comparados ao cordão raiz). a) x63; b)x250.....	66
Figura 3.12 – Diagrama TRC para o aço EP56: Ac_1 – começo da transformação da austenita; Ac_3 –fim da transformação da austenita; A – austenita; k – carbeto; P – perlita; M_i – começo da transformação da martensita; M – martensita (Y – temperatura, °C; X – tempo, s). Extraído do certificado do fabricante e modificado. .	67
Figura 3.13 – Linha solvus para precipitação de carbeto no aço 304 (0,08% C; 2% Mn; 18-20% Cr; 8-12% Ni). [23]	69

Figura 3.14 – Seção pseudo-binária de um diagrama de fase tripla. a) Sistema Fe-Cr-Ni [30]; b) Sistema Fe-Cr-Mn [32] para diferentes quantidades de Mn.	70
Figura 3.15 – Microestrutura da zona de fusão entre cordões adjacentes (x300): a) fronteira entre a zona de fusão e o cordão; b) zona de fusão.	71
Figura 3.16 – Ciclos térmicos nos cordões de solda.	71
Figura 3.17 – Zona de fusão de cordões adjacentes no metal de solda.	72
Figura 3.18 – Diferença na dimensão dos dendritos para a amostra multicamada (x300): a) 1° cordão; b) 2° cordão; c) 4° cordão; d) 6° cordão; e) 8° cordão; f) borda superior do 8° cordão.	73
Figura 4.1 - Ilustração do modelo físico pretendido.	75
Figura 4.2 – Volume diferencial da placa plana.	76
Figura 5.1 – Discretização do domínio de cálculo.	81
Figura 5.2 – Nó virtual, fora do domínio.	85
Figura 6.1 – Visão geral da bancada de testes e seus componentes.	90
Figura 6.2 – Mesa de trabalho para realização dos ensaios.	91
Figura 6.3 – Curva de calibração do termopar tipo K utilizado no centro da placa.	92
Figura 6.4 – Placa de aço com fuligem sobre a superfície e pasta térmica nos espaços vazios, já soldada à mesa de trabalho e o termopar calibrado inserido ao centro.	93
Figura 7.1 – Teste numérico para que a placa atinja o regime permanente de temperatura. Marcações (<i>datatips</i>) mostram as temperaturas praticamente constantes.	96
Figura 7.2 – Ciclos térmicos em função do tempo para o Ensaio 1. Ponto situado em 0,75L e 0,83H.	97
Figura 7.3 – Reprodução numérica do Ensaio 5 ($u = 21$ mm/s e $I = 162$ A) com tensão média. Marcações (<i>datatips</i>) mostram a localização do 15° ciclo.	98
Figura 7.4 – Reprodução numérica do Ensaio 6 ($u = 3,5$ mm/s e $I = 27$ A) com tensão média. Marcações (<i>datatips</i>) mostram a localização do 15° ciclo.	98
Figura 7.5 – Comparação entre o ensaio experimental (Ensaio 1) e o ensaio numérico equivalente. Enquanto a câmera termográfica completa 9 ciclos a simulação já está quase em 9,5 ciclos. Ponto situado em 0,75L e 0,83H.	99

Figura 7.6 – Efeito do arco da tocha no aumento da temperatura superficial das faces laterais e sua influência na fuligem. Queima do material isolante pelo arco em (b). Corrente do ensaio (b) maior que do ensaio (a).	101
Figura 7.7 – Influência da utilização da fuligem sobre a temperatura medida pela câmera termográfica. Ensaio com $u=14$ mm/s e $I=108$ A.....	101
Figura 7.8 – Efeito da velocidade no ciclo composto de aquecimento por duas frequências. Ponto (0,75L; 0,83H).	103
Figura 7.9 – Temperaturas médias para vários valores de $F_{O_{sold}}$ e diferentes valores de eficiência do processo de soldagem (ζ_p) e emissividade do material (ε).	105
Figura 7.10 – Amplitudes de temperatura para vários valores de $F_{O_{sold}}$ e diferentes valores de eficiência do processo de soldagem (ζ_p) e emissividade do material (ε).	105
Figura 7.11 – Variação da emissividade na câmera termográfica e sua aproximação com os valores medidos pelo termopar.	106
Figura 7.12 – Comparação dos ciclos térmicos em diferentes alturas da placa para $F_{O_{sold}} = 0,0666$ (maior valor de $F_{O_{sold}}$). Dados: $\varepsilon = 1$; $\zeta_p = 0,7$	107
Figura 7.13 – Comparação dos ciclos térmicos em diferentes alturas da placa para $F_{O_{sold}} = 0,0111$ (menor valor de $F_{O_{sold}}$). Dados da câmera ajustados por regressão polinomial de 4° ordem para eliminar ruído do arco da tocha, explicado na Seção 7.4. Dados: $\varepsilon = 1$; $\zeta_p = 0,7$	108
Figura 7.14 – Temperaturas médias para diferentes alturas e valores de $F_{O_{sold}}$	108
Figura 7.15 – Amplitudes de temperatura para diferentes alturas e valores de $F_{O_{sold}}$	109

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Classificação dos termopares e suas características.....	20
Tabela 2.2 - Efeito do nitrogênio, oxigênio e hidrogênio na soldagem. [10].....	29
Tabela 2.3 - Técnicas de proteção de processos de soldagem usuais. [10].....	29
Tabela 2.4 - Processos de soldagem por fusão: características e importâncias/influências para a fabricação aditiva (prototipagem rápida). Compilada a partir de [10].	30
Tabela 2.5 - Comparação entre GTAW e GMAW.....	35
Tabela 3.1 – Composição química do aço 9Kh16N4B utilizado como substrato.....	60
Tabela 3.2 – Composição química do aço de deposição 08Kh21N10G6.	60
Tabela 3.3 – Parâmetros de soldagem utilizados.	61
Tabela 3.4 – Dimensões geométricas da amostra.	61
Tabela 3.5 – Breve descrição da microestrutura da amostra.....	62
Tabela 3.6 – Quantidade das fases do aço EP56 a diferentes temperaturas (dados extraídos do certificado do fabricante).	67
Tabela 3.7 – Cálculo da composição dos dois primeiros cordões depositados com 50% de dissolução.	69
Tabela 7.1 – Dados dos ensaios realizados.	95
Tabela 7.2 – Valores de $F_{O_{sold}}$ e seus respectivos parâmetros.	104

LISTA DE SÍMBOLOS

Símbolos Latinos

A_s	Área da superfície sujeita ao fluxo de calor da tocha de soldagem	[m ²]
$A_{adição}$	Área de adição	[m ²]
A_{base}	Área da base	[m ²]
I	corrente elétrica	[A]
u	Velocidade de deslocamento da tocha de soldagem	[m/min], [m/s]
u_{∞}	Velocidade de referência	
$u_{adição}$	Velocidade de alimentação (adição) do arame	[m/s]
k	Condutividade térmica	[W/m.K]
k	Coefficiente de segregação em equilíbrio	
K_0	função modificada de Bessel de segundo tipo e ordem zero	
q''	Fluxo de calor	[W/m ²]
q''_{rad}	Fluxo de calor por radiação	[W/m ²]
q'	Energia por unidade de comprimento (energia de soldagem)	[J/m]
i, j, k	Vetores normais unitários	
i, j, k	Índices dos pontos da malha gerada	
U	Energia interna, tensão elétrica	[J], [V]
U_{refl}	Tensão elétrica teórica de saída da câmara para um corpo negro com T_{refl}	[V]
U_{atm}	Tensão elétrica teórica de saída da câmara para um corpo negro com T_{atm}	[V]
U_{tot}	Tensão elétrica de saída da câmara para o caso real	[V]
\dot{Q}	Taxa de transferência de calor (potência transferida)	[W]
$\dot{Q}_{nominal}$	Potência nominal	[W]
\dot{W}	Taxa de transferência de trabalho	[W]
t	Tempo	[s]
V	Volume de controle	
q	Densidade de energia, na soldagem	[W/m ²]
\dot{q}	Geração interna de energia	[W/m ³]
c	Calor específico	[kJ/kg.K]
\bar{T}, T_{med}	Temperatura média	[K]
T_{min}	Temperatura mínima	[K]
T_{max}	Temperatura máxima	[K]

T_w, T_s	Temperatura da superfície	[K]
T_∞	Temperatura do fluido	[K]
T_{viz}	Temperatura da vizinhança	[K]
T_{obj}	Temperatura do objeto	[K]
T_{refl}	Temperatura refletida	[K]
T_{atm}	Temperatura atmosférica	[K]
h	Coeficiente de transferência de calor	[W/m ² .K]
\bar{h}	Coeficiente de transferência de calor médio	[W/m ² .K]
h_{conv}	Coeficiente de transferência de calor por convecção	[W/m ² .K]
\bar{h}_{conv}	Coeficiente de transferência de calor por convecção médio	[W/m ² .K]
h_{rad}	Coeficiente de transferência de calor por radiação	[W/m ² .K]
\bar{h}_{rad}	Coeficiente de transferência de calor por radiação médio	[W/m ² .K]
ν	Viscosidade cinemática	[m ² /s]
g	Aceleração da gravidade	[m/s ²]
L	Comprimento	[m]
H	Altura	[m]
E	Poder emissivo	[W/m ²]
G	Irradiação	[W/m ²]
G	Gradiente de temperatura	[°C/cm]
w	Espessura da placa	[m]
W	Potência radiada	[W/s]
D_{obj}	Distância entre a termocâmara e o objeto	[m]
SW, SL	Faixas espectrais	
R	Distância radial da origem	[m]
R	Taxa de crescimento	[cm/s]
$R_{adição}$	Raio do arame de adição	[m]
r	Distância radial	[m]
c_s/c_L	Composição de sólido/líquido na interface sólido/líquido	[%p]
D_s	Coeficiente de difusão de soluto no líquido	[cm ² /s]
D_L	Coeficiente de difusão de líquido no soluto	[cm ² /s]

Símbolos Gregos

α	Coeficiente de difusão de temperatura (difusividade térmica)	[m ² /s]
α	Absorvidade	

α	Fase ferrita no diagrama Fe-C	
ξ_p	Eficiência térmica do processo de soldagem	
$\xi_{fusão}$	Eficiência de fusão	
Δ	Variação entre duas grandezas similares	
ρ	Massa específica (densidade)	[kg/m ³]
σ	Constante de Stefan-Boltzmann	
ε	Emissividade	
∇	Gradiente	
∇^2	Laplaciano	
λ	Amplitude de temperatura,	[K]
τ	Transmitância da atmosfera	
δ	Ferrita	
γ	Austenita	

Grupos Adimensionais

Nu	Número de Nusselt
Re	Número de Reynolds
Ra	Número de Rayleigh
Gr	Número de Grashof
Pr	Número de Prandtl
Fo	Número de Fourier
Fo_{sold}	Número de Fourier do processo de soldagem
Bi	Número de Biot
Bi_{conv}	Número de Biot da convecção
Bi_{rad}	Número de Biot da radiação
π_1, π_2, π_3	Grupos adimensionais governantes da equação geral

Sobrescritos

—	Valor médio
*	Adimensional

Subscritos

ref	Valor de referência
-------	---------------------

<i>sold</i>	Soldagem
<i>refl</i>	Reflexão
<i>tot</i>	Total
<i>atm</i>	Atmosférica
<i>viz</i>	Vizinhança
<i>obj</i>	Objeto
<i>max</i>	Valor máximo
<i>min</i>	Valor mínimo
<i>med</i>	Valor médio
<i>conv</i>	convecção
<i>rad</i>	radiação
<i>w, s</i>	Valor na superfície

Siglas

CAD	Computer Aided Designer
3D	Tridimensional
FDM	Modelagem por deposição fundida
SL	Estereolitografia
SLS	Sinterização laser
SGC	Cura em solo sólido
EUA	Estados Unidos das Américas
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
ELT	Erro local de truncamento
EDP	Equação diferencial parcial
EDF	Equações de diferenças finitas
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
MIG	Metal Inert Gas
MAG	Metal Active Gas
SMAW	Shielded Arc Welding
SAW	Submerged Arc Welding
FCAW	Flux-Cored Arc Welding
PAW	Plasma Arc Welding
ESW	Eletroslag Welding
OFW	Oxyfuel Gas Welding

OAW	Oxyacetylene Arc Welding
EBW	Electron Beam Welding
LBW	Laser Beam Welding
DCEN	Direct Current Electrode Negative
DCEP	Direct Current Electrode Positive
ZTA	Zona termicamente afetada
ZPF	Zona parcialmente fundida
TRC	Diagrama de transformação por resfriamento contínuo

1 INTRODUÇÃO

1.1 MOTIVAÇÃO

A crescente exigência do mercado consumidor em produtos tecnológicos de qualidade e cada vez mais modernos traz uma corrida tecnológica de uma indústria focada em conquistar o mercado para assim otimizar seus lucros e resultados. Nesse contexto, a construção de protótipos é uma parte importante do processo de fabricação industrial, a qual consome bastante tempo e dinheiro. Com o intuito de resolver essa questão, desenvolveu-se uma nova forma de fabricação de protótipos denominado prototipagem rápida (do inglês, *Rapid Prototyping*).

Diferentemente de processos convencionais como o de usinagem, no qual é subtraído material da peça bruta para se obter a peça desejada, na prototipagem rápida utiliza-se o processo de fabricação por deposição de material em camadas sucessivas, também conhecida por tecnologia aditiva. A quantidade de diferentes sistemas de prototipagem rápida ultrapassa a casa das duas dezenas [1], mas normalmente os processos estão relacionados a produção de protótipos de materiais com propriedades mecânicas inferiores àquelas do produto final (resinas, polímeros ou ligas metálicas específicas), nesse caso, servindo unicamente para avaliação visual, ergonômica ou viabilidade de fabricação.

Dessa forma um novo modelo de prototipagem rápida veio suprir esse desfalque. Trata-se da deposição de metal em camadas sucessivas (do inglês, *Shape Metal Deposition*) por meio de um processo de soldagem automatizada, também conhecida como Soldagem 3D (*3D Welding*) ou, simplesmente, prototipagem rápida por soldagem a arco. Esse processo poderia permitir a realização de ensaios mecânicos realistas, já que o protótipo seria confeccionado em materiais soldáveis semelhantes ou exatamente iguais ao do produto final que, para produtos com finalidade estrutural, frequentemente são algum tipo de aço, ou de alumínio. A Figura 1.1 exemplifica um processo de prototipagem rápida por soldagem a arco.



Figura 1.1 – Figura meramente ilustrativa da simulação de um processo de Soldagem 3D utilizando GMAW. [2]

No processo de prototipagem rápida por soldagem a arco a geração do protótipo é feita diretamente a partir de um modelo sólido 3D gerado no sistema CAD (*Computer Aided Design*). A técnica consiste em utilizar o modelo CAD criado, dividir esse modelo em camadas sucessivas e gerar uma trajetória contínua, a qual deve ser seguida por uma tocha guiada por um robô. Após a contínua deposição de material o robô reproduz o modelo virtual em uma peça real.

A principal dificuldade desse tipo de prototipagem diz respeito ao acúmulo excessivo de calor devido aos vários ciclos térmicos envolvidos, os quais influenciam a geometria do sólido e o acabamento superficial da peça [3], sendo primordial a escolha correta de parâmetros de soldagem e de um caminho otimizado para a prototipagem. Os múltiplos ciclos térmicos também são a razão das heterogeneidades (segregação de fases) encontradas ao longo das várias camadas. Tais heterogeneidades estruturais fornecem diferentes propriedades mecânicas ao longo da extensão do material, que devem ser cuidadosamente analisadas a fim de se determinar, por exemplo, a resistência mecânica do material processado.

A prototipagem rápida por soldagem a arco também vem ganhando visibilidade na área aeroespacial. Alguns estudos comprovam a possibilidade da utilização da tecnologia para

reparo das pás de motores a jato e para fabricação de pequenos componentes funcionais [4]. Ligas de titânio, muito utilizadas na área espacial, têm sido utilizadas em prototipagem rápida por soldagem a arco para estudo das propriedades mecânicas e uma possível utilização dessas em componentes aeroespaciais [5], [6] e [7]. Em geral, os ensaios mecânicos realizados mostram resultados semelhantes ou melhores que daqueles fabricados por fundição.

Embora alguns estudos tenham sido realizados em transformações de fase pós-solidificação [8] e [9], pouco se sabe a respeito das macro e micro-segregações que ocorrem ao longo dos materiais sujeitos a essa prototipagem. Tais segregações podem ocasionar diferenças locais significativas nas propriedades físicas de materiais com difusão sólida limitada. No caso de aços, enquanto a micro-segregação possui grande influência na susceptibilidade à fissura por solidificação a macro-segregação possui influência na quantidade de ferrita em cada camada, a qual afeta a resistência à fissura por solidificação e corrosão [10]. Dessa forma, se faz presente a necessidade de estudar com mais detalhe os aspectos e influências ocasionadas também pelas segregações.

1.2 OBJETIVOS

Os principais objetivos do presente trabalho são:

- Analisar as possibilidades de implementação e a importância da utilização do processo de prototipagem rápida por soldagem a arco no meio aeroespacial, assim como realizar a prototipagem com um material amplamente utilizado em foguetes (aço inoxidável EP56) a fim de realizar uma análise metalográfica detalhada da amostra.
- Estudar os processos de transferência de calor transiente em prototipagem rápida por soldagem 3D, desenvolvendo uma solução teórico/numérica por meio do software MatLab. O problema específico selecionado para o estudo é representativo da prototipagem rápida de uma placa plana, sujeita a condições de contorno de condução, convecção e radiação.
- Realizar ensaios experimentais nas mesmas condições dos ensaios numéricos e confrontá-los a fim de compreensão do ponto de vista fenomenológico do processo de prototipagem rápida por soldagem a arco.

Os objetivos específicos do projeto são:

- Realizar uma revisão bibliográfica sobre prototipagem rápida, transferência de calor (condução, convecção e radiação), processos de soldagem, metalurgia da soldagem e métodos numéricos.
- Mostrar a importância e a viabilidade desse tipo de prototipagem também na área aeroespacial. Aqui, métodos de fabricação são explorados a fim de se determinar o menor desperdício possível de material.
- Utilizar a prototipagem rápida por soldagem a arco em aço inoxidável amplamente utilizado no meio aeroespacial (EP56) a fim de se obter uma amostra multicamadas. Realizar um estudo metalográfico detalhado da amostra a fim de compreender melhor a complexidade de se ter vários ciclos térmicos envolvidos e sua consequente influência microestrutural.
- Desenvolver as equações para transferência de calor em uma placa plana sujeita a condução bidimensional, condição de contorno de temperatura prescrita na extremidade inferior, convecção e radiação em todas as faces e extremidades (exceto a inferior), além de propriedades térmicas variáveis.
- Discretizar as equações encontradas por meio do método de diferenças finitas explícitas com aproximação de segunda ordem no espaço e de primeira ordem no tempo.
- Desenvolver um código em MatLab, a partir do modelo matemático discretizado, capaz de solucionar numericamente o problema transiente de transferência de calor utilizando uma tocha móvel de soldagem agindo sobre a superfície da placa.
- Realizar ensaios experimentais de uma tocha agindo sobre a superfície de uma placa plana para medir a temperatura em pontos pré-determinados. Os resultados encontrados devem ser comparados com aqueles obtidos da solução numérica.

1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO

Esta dissertação está dividida nos seguintes capítulos, respectivamente:

1- Introdução: primeiramente é dada uma visão geral da motivação que incentivou a realizar este trabalho, em seguida são mostrados os objetivos gerais (principais) e específicos para as duas partes do estudo, bem como um breve histórico da prototipagem.

2- Fundamentação Teórica: nesse capítulo é feito um estudo dos processos de transferência de calor por condução, convecção e radiação, das medições de temperatura, dos processos de soldagem e da metalurgia da soldagem.

3- Estudo Preliminar em Aplicação e Metalografia no Processo de Prototipagem Rápida por Soldagem a Arco: duas formas de utilização da prototipagem rápida por soldagem a arco em uma peça de foguete são utilizadas a fim de comparar com métodos tradicionais de usinagem e verificar a melhor solução segundo o menor desperdício de material. Também é confeccionada uma amostra por meio da prototipagem em um aço inoxidável utilizado no meio aeroespacial para uma análise metalográfica detalhada e demonstrada a necessidade de um estudo aprofundado dos fenômenos de transferência de calor no processo.

4- Modelo Matemático: aqui são mostradas as principais hipóteses consideradas do modelo estudado e é realizado o equacionamento do modelo dimensional. Após a modelagem, é feita a adimensionalização do modelo e os grupos adimensionais governantes são determinados.

5- Metodologia Numérica: a partir do modelo matemático encontrado é feita a discretização das equações demonstrando a técnica utilizada e o método numérico de solução.

6- Metodologia Experimental: aqui é demonstrado como é realizado o experimento e a aquisição de dados necessários para comparação com o método numérico desenvolvido.

7- Análise de Resultados: os dados adquiridos pelo método numérico e pelo método experimental são comparados e avaliados a fim de demonstrar, ou inferir, o porque da concordância ou discordância entre ambos.

8- Conclusões: conclusões são tiradas a fim de avaliar os resultados finais e a importância deste trabalho desenvolvido.

9- Trabalhos Futuros: especificação do que ficou pendente e do que precisa ser realizado em trabalhos futuros a fim de concluir todo o estudo de transferência de calor em prototipagem rápida por soldagem a arco.

- Referências Bibliográficas: referências utilizadas neste trabalho estão ordenadas aqui de forma a melhorar organização e a busca por parte dos interessados.

1.4 HISTÓRICO DA PROTOTIPAGEM RÁPIDA

No final da década de 60, Herbert Voelcker, um professor de engenharia da Universidade de Rochester (*University of Rochester*), questionou-se sobre a possibilidade de fazer coisas interessantes com o controle do computador e máquinas-ferramentas automáticas. Voelcker tentava encontrar alguma forma de programar essas máquinas-ferramentas por meio de um software de computador.

Já nos anos 70, Voelcker desenvolveu as ferramentas básicas da matemática descrevendo os aspectos tridimensionais do problema, o que resultou nas primeiras teorias e algoritmos matemáticos para a modelagem de sólidos; teorias essas que constituem a base da programação moderna no projeto da maioria das coisas mecânicas, desde carrinhos de brinquedo a grandes edifícios [11].

As máquinas-ferramentas controladas por computador, desenvolvidas nesse período, eram capazes de cortar grandes pedaços de material restando assim apenas a parte desejada. A restrição na forma geométrica dos objetos que poderiam ser criados era grande devido às peculiaridades funcionais de cada máquina-ferramenta e sua dimensão própria.

Embora Voelker tenha contribuído no desenvolvimento matemático do problema computacional, na verdade, as máquinas-ferramentas criadas eram exatamente o oposto do conceito de prototipagem rápida que, ao contrário daquelas, adiciona material à peça para chegar ao protótipo final. As raízes dessa tecnologia podem ser traçadas por duas grandes áreas técnicas - a Topografia e a Fotoescultura, descrito em [1] como se segue:

- Na área da topografia, Blather, em 1890, desenvolveu um método para a construção de moldes para mapas de relevo topográfico com diversos discos de cera com o contorno topográfico (curvas de nível), reproduzindo superfícies tridimensionais. Nos anos seguintes, diversos outros estudiosos refinaram este método utilizando outros materiais.
- Em 1972, Matsubara, da Mitsubishi Motors, propôs um método de construção através de uma resina fotopolimerizável, a qual era coberta com partículas refratárias e curada a partir da emissão de uma fonte de luz coerente seletivamente projetada provocando o endurecimento de uma região determinada. As finas camadas formadas eram sobrepostas em sequência formando um modelo de fundição.
- Mais tarde, em 1974, DiMatteo utilizou a técnica para fabricação de superfícies de geometrias mais complexas. Já em 1979, o professor da Universidade de Tóquio Takeo Nakagawa utilizou-se das técnicas de adição de camadas para fabricar moldes para injeção.

- A fotoescultura foi desenvolvida no século XIX para criar réplicas exatas de objetos e formas humanas. Um dos desenvolvedores de sucesso dessa técnica foi Frenchman François Willeme que, em 1860, utilizou 24 câmeras fotográficas dispostas em torno de um objeto e que eram acionadas ao mesmo tempo. Após isso a silhueta de cada foto era utilizada por um artista para esculpir cada um dos vinte e quatro avos da porção cilíndrica da figura.
- Já em 1935, Morioka desenvolveu no Japão um processo combinando as técnicas de fotoescultura e topografia, o qual consistia no uso de uma luz estruturada (luz negra), para criar linhas de contorno do objeto a ser reproduzido. Tais linhas eram então desenvolvidas em folhas que eram cortadas e empilhadas ou projetadas sobre o material a ser esculpido.
- Um sistema precursor da técnica atualmente conhecida como Estereolitografia foi desenvolvida por Munz em 1951. A técnica consistia de um sistema com exposição seletiva de seções transversais do objeto a ser desenvolvido, sobre uma emulsão foto transparente. Após isso um pistão era acionado abaixando a plataforma e adicionando-se a quantidade apropriada de emulsão e do agente fixador para o início da produção da próxima camada.
- Em 1968, Swainson propôs um processo para a fabricação direta de modelos de plástico com a polimerização seletiva de um polímero fotossensível pela intersecção de dois feixes de laser, o qual formava o objeto devido às reações fotoquímicas ou pela degradação do polímero quando os feixes se encontravam.
- Outro processo, agora utilizando pós de materiais que poderiam ser fundidos quando expostos a um feixe de laser ou plasma foi concebido por Ciraud em 1972. As partículas eram aplicadas a uma matriz por ação eletrostática, magnética ou gravitacional, sendo posteriormente fundida pela ação de um ou mais feixes de laser ou plasma, formando as sucessivas camadas.
- Na área de fotopolimerização Herbert, da empresa 3M, em 1982, utilizou um sistema de feixe de laser ultravioleta polimerizando as camadas através de um computador que comandava os movimentos do feixe de laser no plano X-Y. Após o término da polimerização da camada, esta era abaixada aproximadamente em 1mm e nova quantidade de líquido fotopolimerizável era adicionado para a confecção da próxima camada.

Em 1987, surgiu comercialmente o processo de prototipagem chamado de estereolitografia (*StereoLithography* - SL), da empresa americana 3D Systems, o qual consistia na solidificação de camadas de resina foto-sensível por meio de laser. Sua primeira máquina de SL era o SLA-1, precursora da SLA-250, ainda bastante popular nos dias de hoje. Nos anos

seguintes, empresas como NTT Data e Sony/D-MEC do Japão e Eletro Optical Systems - EOS da Alemanha, passaram a comercializar suas versões de máquinas SL.

Também por volta de 1987, Carl Deckard, um pesquisador da universidade de Texas criou uma técnica chamada de sinterização seletiva a laser (*Selective Laser Sintering - SLS*), a qual consiste na utilização de luz laser para fundir pó metálico de composição específica ou sinterizar polímeros utilizando condições controladas em protótipos sólidos camada por camada [11].

A partir dos anos 90 várias tecnologias de prototipagem rápida passaram a ser concebidas e comercializadas, como, por exemplo, a modelagem por deposição fundida (FDM), a cura em solo sólido (SGC), a impressão tridimensional (*3D Printing*), a modelagem por jato múltiplo (*Multi Jet Modeling - MJM*), entre outras.

Apenas em 1992, o processo de sinterização, concebido por Carl Deckard, passou a ser comercializados pela empresa americana DTM.

Embora o possível fato de Herbert Voelcker e Carl Deckard terem sido os primeiros grandes contribuidores no desenvolvimento da prototipagem rápida, algumas fontes contradizem afirmando serem outras pessoas os pioneiros dessa tecnologia. Para a indústria, Charles Hull, por sua patente de um aparelho de estereolitografia em 1986, é considerado pai da prototipagem rápida [12].

Nos últimos 10 anos, as técnicas de prototipagem rápida vem ganhando cada vez mais popularidade ao redor do mundo. Atualmente, estão sendo feitas diversas pesquisas de forma a melhorá-las, direcionando o estudo para várias aplicações. Nota-se a importância da prototipagem rápida quando se depara com o seu uso em escala industrial, como acontece nas indústrias aeroespacial e automotiva, e como ela se estende a outros setores, podendo ser utilizada até mesmo no desenvolvimento de próteses médicas.

No ano de 2002, pesquisadores da universidade de Lexington - USA, desenvolveram uma tecnologia para prototipagem rápida usando GMAW e mostraram a falta de precisão do processo [3]. Podem-se encontrar alguns outros estudos a respeito do processo de prototipagem rápida por soldagem a arco como, por exemplo, a fabricação de alguns protótipos provindos de testes pela Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG) [13].

É possível encontrar estudos para se desenvolver modelos, a princípio teóricos, a fim de descrever a transferência de calor na prototipagem rápida por processo GMAW, como o realizado pela Universidade Sul Metodista do Texas, EUA [14], o qual desenvolveu um

sistema especial de hardware, software e procedimentos para auxiliar na tarefa de controle da qualidade superficial e acurácia do processo devido aos problemas de acúmulo de calor. Vale a pena citar também a pesquisa do Instituto Nacional de Ciências Aplicadas de Lion, que utiliza métodos numéricos para prever as possíveis distorções causadas pelo processo de solda, além de verificar a sensibilidade do material usado [15].

A prototipagem rápida por soldagem a arco ainda não é uma área muito explorada. Os estudos realizados vêm aumentando, mas estão longe da conclusão e obtenção de resultados satisfatórios devido a problemas intrínsecos do processo (acúmulo excessivo de calor, controle da poça de fusão, de parâmetros elétricos ideais, etc). Assim, os estudos voltados à transferência de calor no processo devem ser explorados e analisados a fundo para obter um controle preciso e constante das características da peça final.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 CONDUÇÃO DE CALOR

A condução ou difusão de calor pode ser vista como a transferência de energia interna entre as partículas com diferentes graus de agitação molecular, sempre das de maior para as de menor grau. Assim, na presença de um gradiente de temperatura, ocorre a transferência de calor por condução, portanto, na direção contrária ao gradiente de temperatura.

É possível quantificar os processos de transferência de calor em termos do fluxo de energia que, no caso da condução, é dada empiricamente pela lei de Fourier,

$$\mathbf{q}'' = -k\nabla T = -k\left(\mathbf{i}\frac{\partial T}{\partial x} + \mathbf{j}\frac{\partial T}{\partial y} + \mathbf{k}\frac{\partial T}{\partial z}\right), \quad (7.1)$$

onde \mathbf{q}'' representa o fluxo de calor em W/m^2 , k a condutividade térmica do material em W/m.K , ∇T o gradiente tridimensional de temperatura e \mathbf{i} , \mathbf{j} e \mathbf{k} os vetores mutuamente ortogonais nas direções das coordenadas segundo um sistema cartesiano.

De outro modo, a parcela do fluxo de calor que cruza uma superfície de controle é dada por

$$q_n'' = -k\nabla T \cdot \hat{n} = -k\frac{\partial T}{\partial n}, \quad (7.2)$$

em que \hat{n} representa o vetor unitário normal à superfície.

2.2 EQUAÇÃO DA DIFUSÃO DE CALOR

De acordo com a Primeira Lei da Termodinâmica a taxa de variação de energia interna em um sistema é dada por

$$\frac{dU}{dt} = \dot{Q} - \dot{W}, \quad (7.3)$$

em que dU/dt é a taxa de variação de energia interna U , \dot{Q} é a taxa de transferência de calor (positivo para dentro do sistema) e \dot{W} a taxa de transferência de trabalho (positivo para fora do sistema).

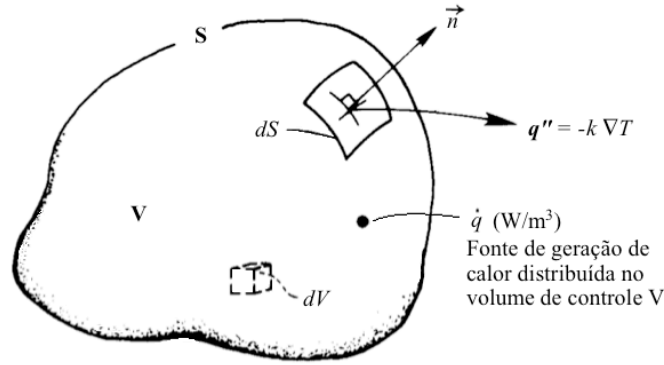


Figura 2.1 - Transferência de calor no volume de controle.

No volume de controle mostrado na Figura 2.1 o fluxo de calor para fora de um elemento diferencial de superfície dS é $\mathbf{q}'' \cdot \vec{n} dS$. A geração interna dentro do volume de controle V é \dot{q} . Dessa forma, e considerando que o material sob análise é um sólido e, portanto, $\dot{W} = 0$, segue que

$$\frac{dU}{dt} = - \int_S \mathbf{q}'' \cdot \vec{n} dS + \int_V \dot{q} dV. \quad (7.4)$$

em que, na verdade, a integral simples \int_S se trata da integral dupla fechada de superfície e \int_V da integral tripla fechada de volume.

Como $\mathbf{q}'' = -k \nabla T$ (lei de Fourier) e $U = \int_V \rho c T dV$, em que c é o calor específico do material sólido, então

$$\frac{d}{dt} \int_V \rho c T dV = \int_S k \nabla T \cdot \vec{n} dS + \int_V \dot{q} dV. \quad (7.5)$$

Por consequência da aplicação do Teorema do Transporte de Reynolds [16] e rearranjando os termos da Equação (7.5),

$$\int_S k \nabla T \cdot \vec{n} dS = \int_V \left[\rho \frac{\partial}{\partial t} (cT) - \dot{q} \right] dV. \quad (7.6)$$

Utilizando o teorema da divergência de Gauss para transformar a integral de superfície da Equação (7.6) em uma integral de volume, segue que

$$\int_V \left[\nabla \cdot k \nabla T - \rho \frac{\partial}{\partial t} (cT) + \dot{q} \right] dV = 0. \quad (7.7)$$

Como a análise deu-se em um volume de controle arbitrário, isto é, a integral de volume na Equação (7.7) é nula não importando o volume de integração V , o teorema da localização [17] garante que

$$\rho \frac{\partial}{\partial t}(cT) = \nabla \cdot (k\nabla T) + \dot{q}. \quad (7.8)$$

Nessa equação, os parâmetros c , ρ e k podem variar. No caso de c e k serem constantes a Equação (7.8) simplifica-se para

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \nabla^2 T + \dot{q}/\rho c, \quad (7.9)$$

em que $\alpha = k/\rho c$ é o de coeficiente de difusão de temperatura.

A Equação (7.8) governa o fenômeno de difusão de calor através de um meio sólido isotrópico. Essa equação complementada por condições de contorno apropriadas pode descrever os fenômenos de transferência de calor pertinentes ao processo de prototipagem rápida.

2.3 CONVECÇÃO DE CALOR

A forma de transferência de calor por convecção está associada ao movimento aleatório molecular (difusão) e ao movimento global (advecção) de um fluido [18]. Esse movimento, na presença de um gradiente de temperatura, contribui para a transferência de calor.

Quando o escoamento do fluido é gerado por agentes externos, a convecção é dita forçada (ex.: ventiladores, ventos atmosféricos), mas se o escoamento for induzido por forças de empuxo, originadas pela diferença de densidade devido à diferença de temperatura, então a convecção será dita livre ou natural.

A expressão que rege a transferência de calor por convecção é a lei do resfriamento de Newton, e é dada por,

$$q'' = h_{conv}(T_s - T_\infty) \quad (7.10)$$

onde q'' é o fluxo de calor convectivo (W/m^2), T_s e T_∞ são a temperatura da superfície e do fluido, respectivamente, e h_{conv} o coeficiente de transferência de calor por convecção, que depende das condições na camada limite, da natureza do escoamento, da geometria da superfície e de uma série de propriedades termodinâmicas do fluido [18].

2.3.1 Convecção Natural

Para a convecção natural as relações empíricas para as geometrias mais comuns imersas (escoamento externo) são,

$$\overline{Nu}_L = \frac{\bar{h}_{conv}L}{k} = CRa_L^n \quad (7.11)$$

em que \overline{Nu}_L é o número de Nusselt médio, L um comprimento característico do problema, k o coeficiente de condutividade térmica do material sólido, \bar{h}_{conv} o coeficiente médio de convecção, C e n são constantes empíricas determinadas em função do número de Rayleigh, o qual é definido como

$$Ra_L = Gr_L Pr = \frac{g\beta(T_s - T_\infty)L^3}{\nu\alpha}, \quad (7.12)$$

em que Pr é o número de Prandtl e Gr_L o número de Grashoff, dados por

$$Pr = \frac{\nu}{\alpha}, \quad (7.13)$$

$$Gr_L = \frac{g\beta(T_s - T_\infty)L^3}{\nu^2}, \quad (7.14)$$

respectivamente, e g é a aceleração da gravidade, β é o coeficiente de expansão térmica volumétrico que, para um gás ideal, vale T^{-1} (inverso da temperatura absoluta do fluido) e ν a viscosidade cinemática do fluido [18].

Uma correlação de Nusselt que pode ser aplicada para toda a faixa de Ra_L a partir de uma placa vertical é dada por,

$$\overline{Nu}_L = \left\{ 0,825 + \frac{0,387Ra_L^{1/6}}{\left[1 + (0,492 / Pr)^{9/16}\right]^{8/27}} \right\}^2. \quad (7.15)$$

Dessa forma, conhecendo as características do fluido torna-se possível determinar o coeficiente médio de troca de calor por convecção \bar{h}_{conv} .

2.3.2 Convecção Forçada

Em se tratando de convecção forçada, deve-se determinar primeiramente se o escoamento é laminar ou turbulento, para assim, utilizar a correlação apropriada de Nusselt em função de Reynolds e Prandtl. Para tanto, o número de Reynolds deve ser calculado como se segue.

$$Re_L = \frac{u_\infty L}{\nu} \quad (7.16)$$

sendo u_∞ uma velocidade de referência. No escoamento externo sobre uma placa o número de Reynolds crítico para o escoamento laminar é $Re = 5 \cdot 10^5$. Determinada a característica do escoamento, uma das seguintes equações de Nusselt deve ser utilizada [18]:

$$\overline{Nu}_L = 0,664 Re_L^{1/2} Pr^{1/3} \quad (7.17)$$

para escoamento laminar, ou

$$\overline{Nu}_L = 0,0308 Re_L^{4/5} Pr^{1/3} \quad (7.18)$$

para escoamento turbulento.

Dessa forma, a expressão básica do número de Nusselt ($\overline{Nu}_L = \overline{h}_{conv} L / k$) pode ser utilizada para assim calcular o coeficiente médio de transferência de calor por convecção \overline{h}_{conv} , quando o escoamento for induzido por um agente externo.

2.4 RADIAÇÃO DE CALOR

Radiação térmica, ou radiação de calor, é um tipo de energia transferida por toda matéria que possua temperatura finita independentemente da existência de um meio material. A emissão pode ser atribuída a mudanças nas configurações dos elétrons que constituem os átomos ou moléculas e é transportada por ondas eletromagnéticas ou, alternativamente, por fótons [18].

A taxa de transferência de calor por unidade de área (W/m^2), ou seja, o fluxo de energia, que é emitido por uma superfície é conhecido como poder emissivo E . O poder emissivo é determinado pela lei de *Stefan-Boltzmann* para um corpo negro (radiador ideal) como

$$E_b = \sigma T_s^4, \quad (7.19)$$

em que σ é a constante de Stefan-Boltzmann e é igual a $5,67 \times 10^{-8} Wm^{-2}K^{-4}$ e T_s é a temperatura da superfície em Kelvin.

Para uma superfície real o poder emissivo é menor que o de um corpo negro, de forma que

$$E = \varepsilon E_b = \varepsilon \sigma T_s^4, \quad (7.20)$$

onde ε é a emissividade da superfície, que mede a capacidade que uma superfície tem de emitir energia, em relação ao corpo negro. A emissividade é uma propriedade limitada entre zero (radiador ideal) e um (corpo negro), a qual depende do acabamento superficial e da temperatura. Assim, sua determinação correta pode ser crucial em etapas experimentais no estudo de transferência de calor por meio do uso de sensores infravermelho e câmeras térmicas, ou mesmo para o cálculo numérico ou analítico em questão.

A radiação que incide sobre uma superfície é denominada de irradiação G . Parte dela pode ser absorvida, parte transmitida e outra refletida. Apenas a parte absorvida aumenta a energia térmica do material e deve ser considerada. Tem-se então que

$$G_{abs} = \alpha G, \quad (7.21)$$

onde α é a absorvidade, que varia entre zero e um, e depende da natureza da irradiação e das características da superfície.

Quando uma superfície isotérmica grande (vizinhança) envolve uma superfície muito menor a temperatura diferente, a irradiação pode ser aproximada pela emissão de um corpo negro $G = \sigma T_{viz}^4$ [18]. Se a superfície em questão tiver emissividade igual a absorvidade ($\varepsilon = \alpha$), conhecida por superfície cinza, então o fluxo líquido de calor é dado por

$$q''_{rad} = \varepsilon E_b - \alpha G = \varepsilon \sigma T_s^4 - \alpha \sigma T_{viz}^4 = \varepsilon \sigma (T_s^4 - T_{viz}^4). \quad (7.22)$$

Considerando que a temperatura média \bar{T} é muito maior que a variação de temperatura ΔT entre superfície e da vizinhança, pode-se linearizar a Equação (7.22) como se segue:

$$q''_{rad} = \varepsilon \sigma (T_s^2 + T_{viz}^2)(T_s + T_{viz})(T_s - T_{viz}), \quad (7.23)$$

que é a Equação (7.22) fatorada.

Definindo agora temperatura média e a variação de temperatura, tem-se

$$\bar{T} = \frac{(T_s + T_{viz})}{2} \quad (7.24)$$

e

$$\Delta T = (T_s - T_{viz}) \quad (7.25)$$

que, elevados ao quadrado resultam em

$$\bar{T}^2 = \left(\frac{T_s + T_{viz}}{2} \right)^2 = \frac{T_s^2 + T_{viz}^2 + 2T_s T_{viz}}{4} \quad (7.26)$$

e

$$\Delta T^2 = (T_s - T_{viz})^2 = T_s^2 + T_{viz}^2 - 2T_s T_{viz}. \quad (7.27)$$

Isolando o último termo da Equação (7.27) obtém-se

$$2T_s T_{viz} = T_s^2 + T_{viz}^2 - \Delta T^2. \quad (7.28)$$

Substituindo agora a Equação (7.28) na Equação (7.26) chega-se a

$$4\bar{T}^2 = T_s^2 + T_{viz}^2 + (T_s^2 + T_{viz}^2 - \Delta T^2) = 2(T_s^2 + T_{viz}^2) - \Delta T^2, \quad (7.29)$$

que, rearranjada resulta em

$$T_s^2 + T_{viz}^2 = 2\bar{T}^2 + \frac{1}{2}\Delta T^2. \quad (7.30)$$

Finalmente, substituindo as Equações (7.30) e (7.25) na Equação (7.23) e manipulando-a tem-se

$$\mathbf{q}_{rad}'' = \varepsilon\sigma 4\bar{T}^3 \left(1 + \frac{1}{4} \left(\frac{\Delta T}{\bar{T}} \right)^2 \right) \Delta T. \quad (7.31)$$

Assim, na situação em que $\bar{T} \gg \Delta T$, é possível linearizar o fluxo de calor radiativo por

$$\mathbf{q}_{rad}'' = \varepsilon\sigma 4\bar{T}^3 \Delta T = h_{rad}(T_s - T_{viz}), \quad (7.32)$$

em que h_{rad} é definido como sendo o coeficiente de transferência de calor por radiação, dado por

$$h_{rad} = \varepsilon\sigma 4\bar{T}^3. \quad (7.33)$$

A aproximação para \mathbf{q}_{rad}'' fornecida pelas Equações (7.32) e (7.33) é tanto mais precisa quanto menor for a diferença entre a temperatura da vizinhança e da superfície, medidas em uma escala absoluta (Kelvin, tipicamente). No caso do estudo aqui realizado, a utilização dessa equação não é aconselhável devido ao alto valor de ΔT , devendo ser utilizada apenas para uma primeira aproximação do coeficiente de transferência de calor por radiação.

2.5 MEDIÇÕES DE TEMPERATURA

Todas as grandezas existentes são basicamente derivadas de quatro grandezas fundamentais independentes definidas pela *International Measuring System*, as quais são o comprimento, o tempo, a massa e a temperatura. [19]

A temperatura é essencialmente diferente das demais unidades fundamentais pois, quando dois objetos são postos juntos, ao invés dos valores das unidades se somarem, eles atingem o que é conhecido por equilíbrio térmico, ou seja, uma temperatura intermediária e igual para os dois corpos. Dessa forma, a lei zero da termodinâmica diz que se dois sistemas estão, cada um, em equilíbrio térmico com um terceiro sistema, então eles estão em equilíbrio térmico entre si.

A diferença de temperatura, ou seja, da agitação molecular, entre dois corpos é o que proporciona a transferência de calor, sempre no sentido de um corpo mais quente para outro mais frio.

Existem várias formas possíveis de medir a temperatura de um objeto, são elas: a termometria por expansão térmica, que baseia-se na variação do tamanho de um material devido à variação da temperatura; a termometria por resistência elétrica, que avalia a variação da resistência elétrica de um condutor ou semicondutor com a temperatura; a medição termoelétrica de temperatura, a qual utiliza dois condutores de materiais diferentes conectados e que produzem diferentes tensões entre si a diferentes temperaturas; e as medições de temperatura radiante pela termografia, que considera as características espectrais da radiação da superfície cuja temperatura está sendo medida. Todas elas possuem vantagens e desvantagens de utilização como faixas de temperaturas alcançadas e precisão dos dados coletados.

Neste trabalho, serão utilizados os termopares (medição termoelétrica de temperatura) e os radiômetros e termovisores (medição de temperatura radiante pela termografia).

2.5.1 Medição termoelétrica de temperatura

A forma mais comum de medição e controle de temperatura utiliza um circuito elétrico chamado termopar. Um termopar consiste de dois condutores elétricos feitos de materiais diferentes e que possuem pelo menos uma conexão elétrica referida como uma junção ou junta. A saída de um circuito de termopar é uma tensão e existe uma relação definida entre

essa tensão e as temperaturas das junções que formam o circuito do termopar criando uma força eletromotriz (fem). O circuito básico de um termopar pode ser visualizado na Figura 2.2 [20].

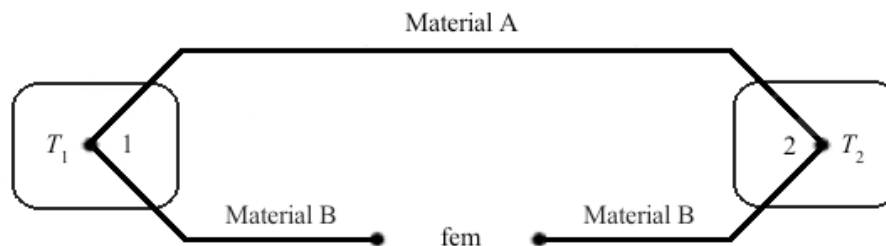


Figura 2.2 – Circuito básico de um termopar. [20]

Existem três fenômenos básicos que podem ocorrer nesse tipo de circuito: o efeito Seebeck, o efeito Peltier e o efeito Thomson.

O efeito Seebeck refere-se à geração de um potencial elétrico, ou fem, em um circuito aberto de termopar devido a uma diferença de temperatura entre as junções.

O efeito Peltier diz respeito à produção de um gradiente de temperatura em duas junções de dois condutores (ou semicondutores) de materiais diferentes quando submetidos a uma corrente elétrica devido a uma tensão elétrica, em um circuito fechado.

O terceiro fenômeno é o efeito Thomson. Ele refere-se à capacidade generalizada de um metal submetido a uma corrente elétrica e um gradiente de temperatura em produzir frio ou calor.

A utilização de circuitos de termopar para medir temperatura é baseada nos comportamentos dos materiais e dos circuitos de termopares cuidadosamente controlados. As leis fundamentais dos termopares fornecem a base necessária para a medição de temperatura com termopares [20]:

1 - Lei dos Materiais Homogêneos. Uma corrente termoelétrica não pode ser sustentada em um circuito de um único material homogêneo apenas pela aplicação de calor, independente de como a seção transversal do material possa variar. Segundo essa lei pelo menos dois materiais diferentes são necessários para construir um circuito de termopar com o intuito de medir temperatura.

2 - Lei dos Materiais Intermediários. A soma algébrica das forças termoelétricas em um circuito composto por qualquer número de materiais diferentes é zero se todo circuito está a uma mesma temperatura. Por essa lei é fácil entender que um material diferente dos materiais do termopar pode ser inserido no circuito sem variação na fem de saída do sistema.

3 - Lei das Temperaturas Sucessivas ou Intermediárias. Se dois materiais homogêneos diferentes que formam um circuito de termopar produzem a fem_1 , quando as junções estão a T_1 e T_2 , e produzem a fem_2 , quando estão a T_2 e T_3 , então a fem gerada quando as junções estão a T_1 e T_3 será $fem_1 + fem_2$. Essa lei é de grande importância pois possibilita que um termopar calibrado para uma temperatura de referência possa ser utilizado em outra temperatura de referência.

Existe uma grande variedade de termopares diferentes no mercado. A classificação desses termopares se dá devido ao tipo de material utilizado e, dependendo do tipo, pode ser utilizado para uma certa faixa de temperatura. A Tabela 2.1 mostra as classificações utilizadas segundo os materiais, bem como a faixa de utilização e o tipo de atmosfera do ambiente de trabalho.

Tabela 2.1 - Classificação dos termopares e suas características.

Tipo	Composição (+ / -)	Faixa (°C)	Características
T	Cobre / Constantan	-200 a 370	Podem ser usados em atmosferas oxidantes, redutoras, inertes e no vácuo. Adequado para medições abaixo de zero grau celsius. Apresenta boa precisão na sua faixa de utilização.
J	Ferro / Constantan	0 a 760	Utilizados em atmosferas oxidantes, redutoras, inertes e no vácuo. Não deve ser usados em atmosférica sulfurosas e não se recomenda o uso em temperatura abaixo de zero grau celsius. Apresenta baixo custo.
E	Cromel / Constantan	-200 a 870	Próprio para atmosfera oxidante e inertes. Em ambientes redutores ou vácuo perde suas características termoelétricas. Adequado para uso em temperatura abaixo de zero celsius.
K	Cromel / Alumel	-200 a 1260	Recomendáveis em atmosfera oxidante ou inertes. Ocasionalmente pode ser usado abaixo de zero grau celsius. Não deve ser utilizado em atmosfera redutoras e sulfurosas. Seu uso no vácuo é por curto período de tempo.
S R	Platina-10% Ródio / Platina Platina-13% Ródio / Platina	0 a 1600	Recomendáveis em atmosfera oxidante ou inertes. Não deve ser usado abaixo de zero grau celsius, no vácuo em atmosfera redutoras ou com vapores metálicos. Apresenta boa precisão em temperaturas elevadas.

B	Platina-30% Ródio / Platina-6% Ródio	870 a 1795	Recomendáveis em atmosfera oxidante ou inerte. Não deve ser usado abaixo de zero grau celsius, no vácuo em atmosfera redutora ou com vapores metálicos. É mais adequado a temperaturas mais elevadas que os tipos S/R.
N	Nicrosil / Nisil	0 a 1260	Excelente resistência a oxidação até 1200 °C, curva fem vs Temperatura similar ao tipo K, porém possui menor potência termoelétrica, apresenta maior estabilidade e menor tempo de resposta.

2.5.2 Termografia

A termografia é uma técnica de inspeção não destrutiva que se utiliza da banda infravermelha do espectro eletromagnético para permitir a verificação da temperatura de objetos ou seres vivos. Assim, ela permite visualizar o perfil térmico e medir as variações de calor emitido pelas diversas regiões da superfície de um corpo sem a necessidade de contato físico com o mesmo, podendo formar uma imagem térmica (termograma) no momento da inspeção, para análise ou correção de algum problema.

É utilizada em diversas áreas do conhecimento (medicina, manutenção preditiva, vigilância noturna, vazamentos de gás, estudos de temperatura de um corpo, forças armadas, etc) e cada vez mais vem encontrando novas aplicações.

Uma câmera de termovisão transforma radiação infravermelha invisível ao olho humano em uma imagem visível. Detecta a energia emitida por um objeto, modifica esta energia e nos mostra a imagem infravermelha.

Assim, a termografia infravermelha é o mapeamento sem contato e análise dos padrões térmicos da superfície de um objeto. Para formação de uma imagem térmica, deve-se ter diferenças de temperatura. Caso uma superfície e sua vizinhança possuam temperaturas idênticas, não se formará nenhuma imagem.

2.5.2.1 Fórmula de medição [21]

Ao ver um objeto, a câmera não só recebe a radiação própria do objeto como também a radiação ambiente que é refletida por ele. Ambas as radiações são atenuadas pelo meio atmosférico no caminho para a medição e, assim, essa contribuição atmosférica deve ser contabilizada nos cálculos.

Esta descrição da medição, conforme ilustrado na Figura 2.3, é uma descrição bastante fiel das condições reais, mas o que pode ter sido negligenciado é a capacidade de espalhamento

de luz na atmosfera ou radiação dispersa a partir de fontes de radiação intensa fora do campo de visão. Tais distúrbios são difíceis de quantificar, no entanto, na maioria dos casos eles são pequenos o suficiente para serem negligenciados. No entanto, eles podem não ser desprezíveis, já que a configuração de medição pode ser de tal forma que o risco de perturbação seja óbvio, pelo menos para um operador treinado. Assim, é responsabilidade do operador modificar a situação de medição para evitar as perturbações, por exemplo, mudando a direção de visualização, ou protegendo-a de fontes de radiação intensa.

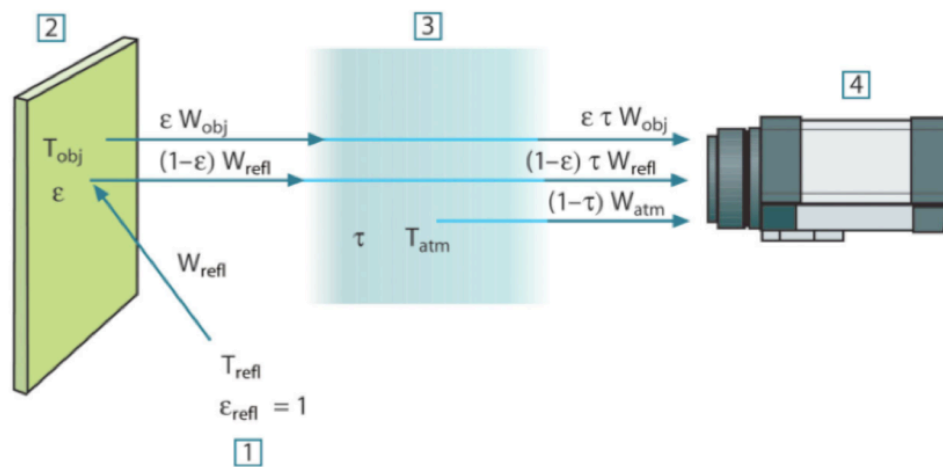


Figura 2.3 – Representação sistemática da medição de uma câmera termográfica. 1- Radiação circundante. 2- Objeto. 3- Atmosfera. 4- Câmera.

Assuma que a potência radiada (W) por uma fonte de corpo negro de temperatura T_{fonte} em uma curta distância gera um sinal de saída (U_{fonte}) que é proporcional à potência de entrada. Dessa forma, a seguinte fórmula pode ser descrita,

$$U_{fonte} = CW(T_{fonte}), \quad (7.34)$$

ou em notação simplificada

$$U_{fonte} = CW_{fonte}, \quad (7.35)$$

onde C é uma constante. Caso a fonte seja um corpo cinza com emissividade ϵ , então a radiação recebida será ϵW_{fonte} .

Assim, os três termos da potência radiada podem ser escritos como:

1- Emissão do objeto = $\varepsilon\tau W_{obj}$, onde ε é a emissividade do objeto e τ é a transmitância da atmosfera. A temperatura do objeto é T_{obj} .

2- Emissão refletida pelo objeto de fontes providas do ambiente = $(1 - \varepsilon)\tau W_{refl}$, onde $(1 - \varepsilon)$ é a reflectância do objeto. Com as temperaturas das fontes do ambiente sendo T_{refl} .

Aqui assumiu-se que a temperatura T_{refl} é a mesma para todas as superfícies emissoras dentro da semiesfera vistas de um ponto sobre a superfície do objeto. Essa é uma simplificação necessária da situação real a fim de se adquirir uma fórmula viável. Assim, T_{refl} pode, ao menos teoricamente, ser dado como um valor que representa uma temperatura efetiva do complexo circundante.

Além disso, a emissividade para o ambiente foi assumida como sendo 1. Isso é correto de acordo com a lei de Kirchhoff: Todas as radiações que incidem sobre as superfícies circundantes acabaram por serem absorvidas pelas superfícies (Repare que a última discussão exige a esfera completa ao redor do objeto a ser considerada.).

3- Emissão da atmosfera = $(1 - \tau)W_{atm}$, onde $(1 - \tau)$ é a emitância da atmosfera. A temperatura da atmosfera é T_{atm} .

Dessa forma, a potência de radiação total recebida pela câmera é

$$W_{tot} = \varepsilon\tau W_{obj} + (1 - \varepsilon)\tau W_{refl} + (1 - \tau)W_{atm} . \quad (7.36)$$

Multiplicando a Equação (7.36) pela constante C o resultado é

$$U_{tot} = \varepsilon\tau U_{obj} + (1 - \varepsilon)\tau U_{refl} + (1 - \tau)U_{atm} . \quad (7.37)$$

Resolvendo a Equação (7.37) para U_{obj} tem-se

$$U_{obj} = \frac{1}{\varepsilon\tau} U_{tot} - \frac{1 - \varepsilon}{\varepsilon} U_{refl} - \frac{1 - \tau}{\varepsilon\tau} U_{atm} . \quad (7.38)$$

A Equação (7.38) é a fórmula geral de medição usada pelas câmeras termográficas, em que as tensões da fórmula são: U_{obj} , tensão de saída da câmera calculada para um corpo negro de temperatura T_{obj} , ou seja, uma tensão que pode ser convertida diretamente em temperatura verdadeira do objeto solicitado; U_{tot} , medida de tensão de saída da câmera para o caso real; U_{refl} , tensão de saída teórica da câmera para um corpo negro de temperatura T_{refl} de acordo com a calibração; U_{atm} , tensão de saída teórica da câmera para um corpo negro de temperatura T_{atm} de acordo com a calibração.

Para o cálculo da temperatura do objeto, o operador deve inserir valores para parâmetros de emissividade do objeto, umidade relativa, temperatura atmosférica (T_{atm}), distância do objeto a ser medido (D_{obj}) e temperatura efetiva dos objetos circundantes, ou temperatura do ambiente refletida T_{refl} .

Normalmente, encontrar valores precisos de emissividade e transmitância atmosférica para um caso específico não é uma tarefa fácil e, muitas vezes, torna-se tecnicamente inviável. Já as duas temperaturas em questão são menos problemáticas, desde que o ambiente não contenha grandes fontes de intensa radiação.

A pergunta natural a este respeito é: Qual é a importância de saber os valores corretos desses parâmetros? Para se ter uma idéia de quanto é importante o uso correto dos tais parâmetros, deve-se ter em mente a importância relativa entre os três termos da radiação.

A Figura 2.4 e a Figura 2.5 ilustram as magnitudes relativas das três contribuições radiativas para três diferentes temperaturas do objeto, duas emissividades e duas faixas espectrais: SW e LW.

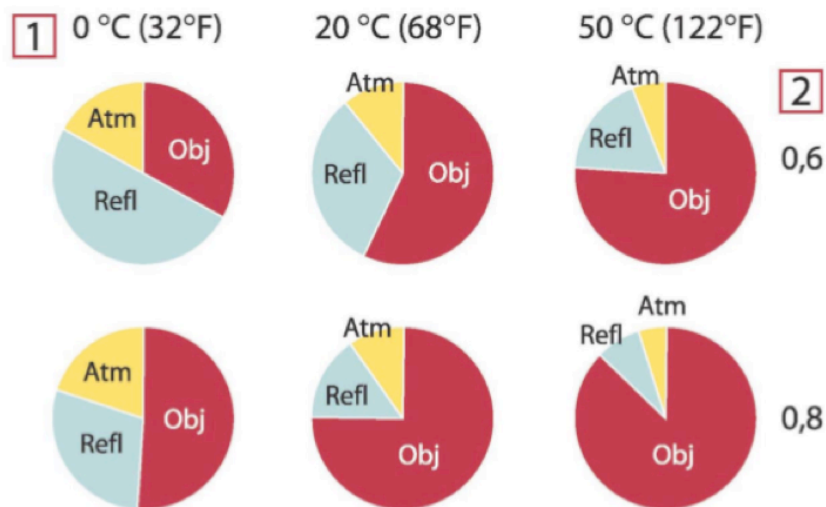


Figura 2.4 – Magnitude das fontes de radiação sob diferentes condições de medida (câmera SW - 2 a $5\mu\text{m}$). 1- Temperatura do objeto. 2- Emissividade. Parâmetros fixos: $\tau = 0,88$, $T_{refl} = 20^\circ\text{C}$ e $T_{atm} = 20^\circ\text{C}$. [21]

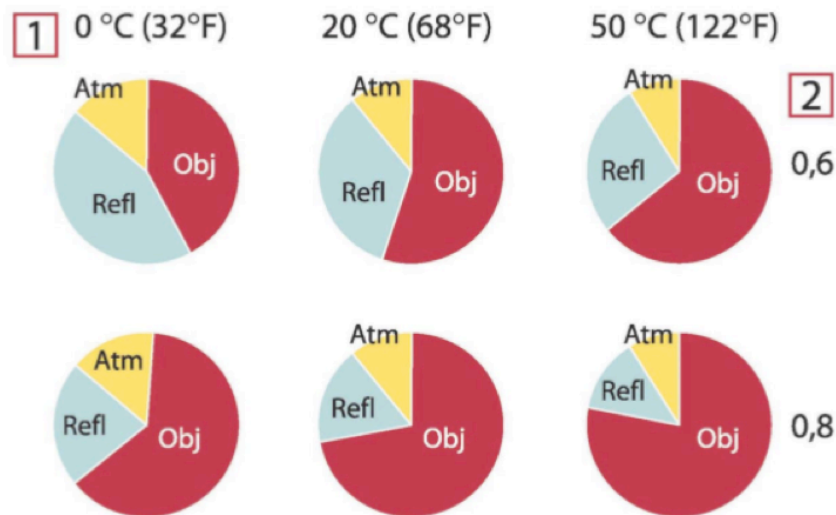


Figura 2.5 – Magnitude das fontes de radiação sob diferentes condições de medida (câmera LW - 8 a 14 μ m). 1- Temperatura do objeto. 2- Emissividade. Parâmetros fixos: $\tau = 0,88$, $T_{refl} = 20^{\circ}\text{C}$ e $T_{atm} = 20^{\circ}\text{C}$. [21]

Analisando a Figura 2.4 e a Figura 2.5 percebe-se que a medição de temperaturas mais baixas é mais crítica que a de temperaturas mais altas, já que os “distúrbios” das fontes de radiação são maiores no primeiro caso. Caso a emissividade do objeto seja baixa a dificuldade torna-se ainda maior.

2.6 SOLDAGEM

2.6.1 Processos de soldagem por fusão

Nos dias atuais existem diferentes processos de soldagem por fusão (soldagem a gás, soldagem a arco e soldagem por feixes de alta energia), cada um possuindo suas próprias características bem como suas próprias vantagens e desvantagens, que são mais ou menos importantes dependendo do uso.

A escolha do método mais apropriado para ser usado como tecnologia aditiva (prototipagem rápida) é importante para o sucesso do produto final. Tal sucesso representa não apenas a geometria correta mas também propriedades físicas apropriadas do material.

Uma série de características diferentes deve ser analisada a fim de decidir o melhor processo de soldagem para esta situação.

2.6.1.1 Parâmetros de interesse

Do ponto de vista da utilização do processo de soldagem para a união de peças, pode-se dizer que a densidade de energia da fonte de calor é um importante parâmetro a ser avaliado. Ela está relacionada com menores ou maiores danos às peças sendo unidas, com a penetração, com a velocidade de soldagem, com a qualidade da solda e com o custo do equipamento. Como mostrado na Figura 2.6, conforme a densidade de energia da fonte de calor aumenta a quantidade de calor de entrada necessária para a soldagem da peça diminui. De acordo com essa figura, a preferência de escolha pelo processo de soldagem mais adequado seria o do feixe por alta energia de soldagem.

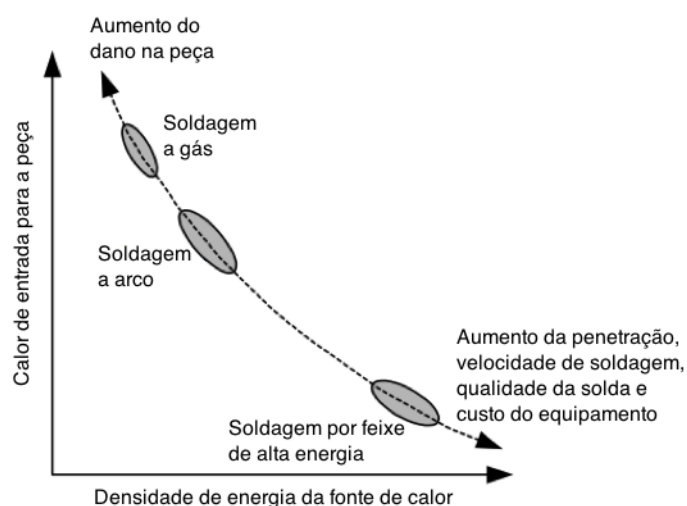


Figura 2.6 – Variação da entrada de calor para a peça com a densidade de energia da fonte de calor. [10]

Considerando o processo aditivo, pode-se inferir que uma maior densidade implicaria em maior resolução e, conseqüentemente, em uma melhoria na qualidade do acabamento da peça.

O parâmetro taxa de deposição é usado como uma forma de medir a produtividade do processo de soldagem. É muito importante em termos industriais já que a procura por formas de aumentar a produção é constante. A Figura 2.7 mostra uma comparação entre processos de soldagem e suas respectivas taxas de deposição. Como pode ser percebido, SAW (*submerged arc welding*) e ESW (*eletroslag welding*) possuem boas taxas de deposição, mas é impossível utilizá-las para fabricação aditiva devido à necessidade de uso de fluxo nesses processos, o

que implicaria em remoção de escória a cada camada depositada, resultando em baixa produtividade global.

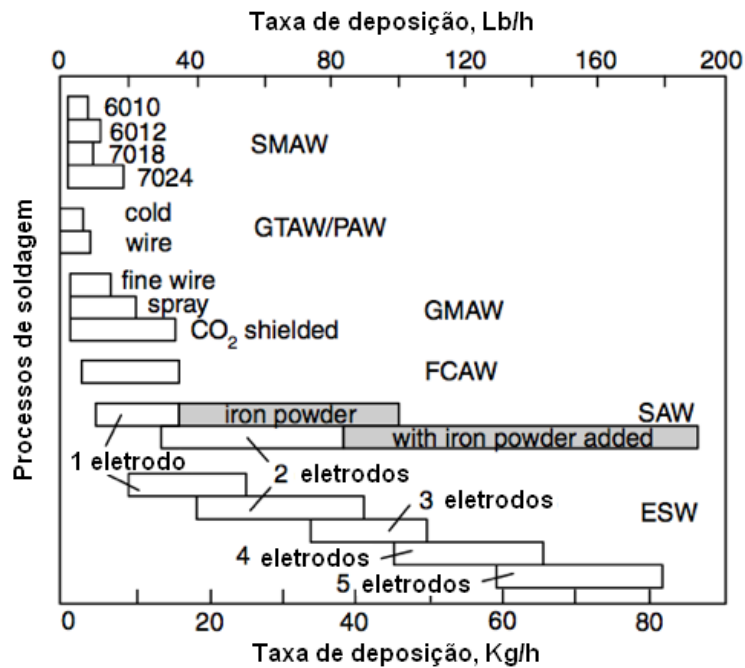


Figura 2.7 – Taxa de deposição em processos de soldagem a arco. Processos: SMAW (*shielded metal arc welding*); GTAW (*gas-tungsten arc welding*); PAW (*plasma arc welding*); GMAW (*gas-metal arc welding*); FCAW (*flux-cored arc welding*); SAW (*submerged arc welding*); ESW (*eletroslag welding*). [10]

Outro parâmetro importante é a eficiência da fonte de calor, conhecida também como eficiência do processo de soldagem ξ_p , que é definida como

$$\xi_p = \frac{\dot{Q}_{t_{sold}}}{\dot{Q}_{nominal} t_{sold}} = \frac{\dot{Q}}{\dot{Q}_{nominal}}, \quad (7.39)$$

onde \dot{Q} é a taxa de transferência de calor (potência transferida) da fonte de calor para a peça, $\dot{Q}_{nominal}$ a potência nominal da fonte de calor, e t_{sold} o tempo de soldagem. Parte da potência fornecida pela fonte é transferida para a peça, mas outra parte é apenas perdida para o meio, consequentemente ξ_p é sempre menor que a unidade.

Para soldagem a arco com tensão U e corrente I constantes, a eficiência do processo de soldagem pode ser expressa como

$$\xi_p = \frac{\dot{Q}_{t_{sold}}}{UI_{t_{sold}}} = \frac{\dot{Q}}{UI} \quad (7.40)$$

Dessa forma, a eficiência da fonte de calor quantifica que parcela da energia é utilizada e que parcela é perdida. A Figura 2.8 resume tal eficiência para vários processos de soldagem.

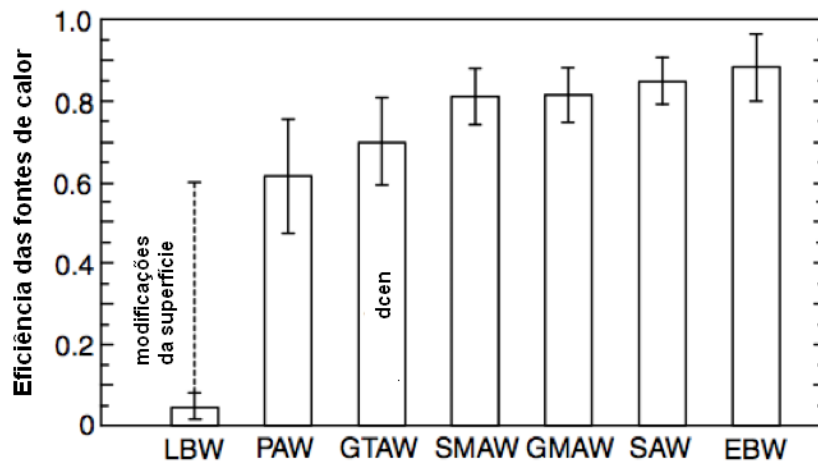


Figura 2.8 - Eficiência das fontes de calor, também conhecido como eficiência do processo de soldagem, para diversos processos de soldagem. Processos: LBW (*laser beam welding*); PAW (*plasma arc welding*); GTAW (*gas-tungsten arc welding*); SMAW (*shielded arc welding*); GMAW (*gas-metal arc welding*); SAW (*submerged arc welding*); EBW (*electron beam welding*). [10]

O efeito das reações químicas na soldagem também deve ser considerado de modo a escolher o processo de soldagem apropriado para utilizar em prototipagem rápida.

Os principais gases que geralmente possuem efeito na composição do metal e em suas propriedades físicas são nitrogênio, oxigênio e hidrogênio. Eles podem dissolver no metal de solda e geralmente vem do ar.

Tais componentes possuem diferentes efeitos nas propriedades físicas dependendo do nível de cada um e do material utilizado. A Tabela 2.2 mostra o efeito do nitrogênio, oxigênio e hidrogênio na soldagem.

Tabela 2.2 - Efeito do nitrogênio, oxigênio e hidrogênio na soldagem. [10]

	Nitrogênio	Oxigênio	Hidrogênio
Aço	Aumenta a resistência mas reduz a tenacidade	Reduz a tenacidade, mas pode aumentá-la com ferrita acicular	Induz fratura por hidrogênio
Aço inoxidável austenítico e duplex	Reduz ferrita e promove fratura por solidificação		
Alumínio		Forma filmes de óxido que podem ser aprisionados como inclusões	Forma porosidade gasosa e reduz a resistência e a ductilidade
Titânio	Aumenta a resistência mas reduz a ductilidade	Aumenta a resistência mas reduz a ductilidade	

Algumas técnicas para proteger a poça de fusão do ar ambiente durante a soldagem por fusão podem ser vistas na Tabela 2.3. Cada uma das técnicas fornece diferentes graus de proteção do metal de solda.

Tabela 2.3 - Técnicas de proteção de processos de soldagem usuais. [10]

Técnicas de proteção	Processo de soldagem por fusão
Gás	GTAW, GMAW, PAW
Escória e gás-escória	SAW, ESW, FCAW
Auto-proteção a vácuo	EBW

GTAW é considerado o mais limpo processo de soldagem devido ao uso de gases de proteção inertes (Ar ou He) e a um curto e estável arco. GMAW é também muito limpo, mas não tanto quanto o processo GTAW devido a um arco menos estável associado com o uso de eletrodos consumíveis. A Figura 2.9 apresenta os níveis de oxigênio e nitrogênio para diferentes processos de soldagem a arco.

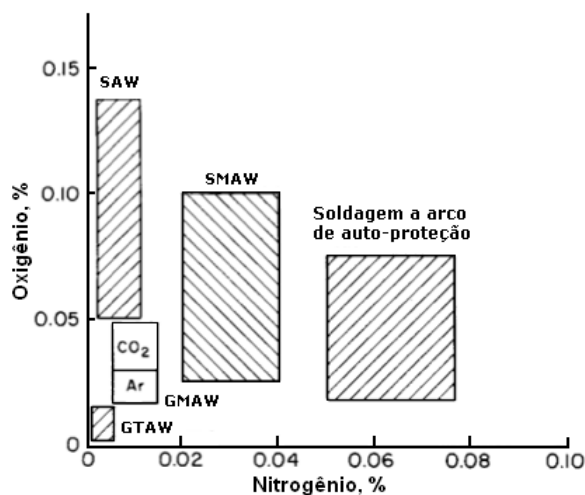


Figura 2.9 - Níveis de oxigênio e nitrogênio para vários processos de soldagem. [10]

2.6.1.2 Comparação entre os vários processos de soldagem por fusão

Além dos parâmetros já expostos, algumas peculiaridades intrínsecas de cada processo de soldagem por fusão devem ser analisadas para que possa ser possível escolher alguns dos melhores candidatos a serem utilizados como tecnologia de fabricação aditiva. A Tabela 2.4 resume os principais processos e suas respectivas importâncias/influências em um possível uso como prototipagem rápida.

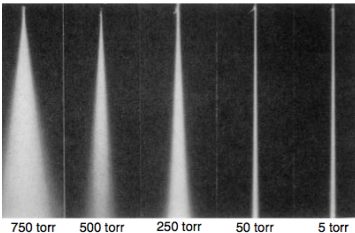
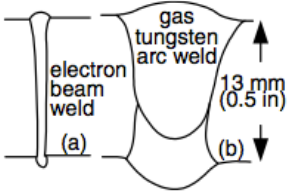
Tabela 2.4 - Processos de soldagem por fusão: características e importâncias/influências para a fabricação aditiva (prototipagem rápida). Compilada a partir de [10].

Processos	Características	Importância/Influência para Fabricação Aditiva
OAW*	<p>Regulagem do tipo de chama por mudança da taxa de combustível e oxidante.</p> <ul style="list-style-type: none"> - <i>Chama Neutra</i>: envelope externo estabelece ambiente de proteção já que o CO e H₂ consomem o O₂ que entra a partir do ar circundante, protegendo assim o metal de solda da oxidação. - <i>Chama Redutora</i>: é redutora em natureza e é desejável para soldagem de ligas de alumínio devido à sua fácil oxidação. - <i>Chama Oxidante</i>: é preferencial na soldagem de bronze porque o óxido de cobre envolve a poça de fusão e então evita a evaporação do zinco. <p>O processo OAW não é recomendado para soldagem de metais reativos tais como titânio e zircônio por causa de seu poder limitado de proteção.</p>	<p>Aspectos positivos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Equipamento barato, simples de usar e portátil. <p>Aspectos negativos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Alta energia de entrada. - Baixa densidade de energia da fonte de calor. - Baixa eficiência do processo de soldagem ζ_p. - Grande zona termicamente afetada. - Severas distorções. - Baixa velocidade. - Baixa produtividade.

<p>SMAW</p>	<p>O eletrodo é coberto com diferentes pós químicos e até mesmo metais de modo a poder fornecer proteção, desoxidação, estabilização do arco e adição de metal.</p>	<p>Aspectos positivos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Equipamento relativamente simples, portátil e barato quando comparado com outros processos de soldagem a arco. <p>Aspectos negativos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Requer troca de eletrodo, o que impede de ser usado como tecnologia aditiva, a qual é automatizada. - Não é limpa o suficiente para metais reativos como alumínio e titânio. - Baixa taxa de deposição.
<p>GTAW</p>	<p>Uso de eletrodo de tungstênio não consumível, geralmente com 2% de cério (Ce) ou de tório (Th), resulta em melhores emissividade elétrica, capacidade de transporte de corrente e resistência à contaminação.</p> <p>Utiliza argônio ou hélio como gás de proteção direcionada para a poça de fusão.</p> <p>Diferentes polaridades são possíveis:</p> <p>DCEN (Direct Current Electrode Negative):</p> <ul style="list-style-type: none"> - Produção de uma estreita e profunda solda. - Processo não tão limpo. <p>DCEP (Direct Current Electrode Positive):</p> <ul style="list-style-type: none"> - Produção de solda mais superficial. - Processo mais limpo. - Diâmetro grande, eletrodos com resfriamento a água deve ser usado para evitar o derretimento da ponta do eletrodo. <p>AC (Alternating Current):</p> <ul style="list-style-type: none"> - Razoável boa penetração e pouco óxido podem ser obtidos. 	<p>Aspectos positivos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - É o processo mais limpo, pode ser usado para soldar metais reativos, tais como titânio, zircônio, alumínio e magnésio. - Possível de ser utilizado com metal de adição, o que significa que é possível usa-lo como tecnologia de fabricação aditiva, embora seja necessário adicionar um sistema de controle automático de alimentação. - Pode ser facilmente automatizado. <p>Aspectos negativos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Entrada de calor limitada (adequada para unir seções finas). - Baixa taxa de deposição, mas pode ser melhorada com pré-aquecimento do metal de adição. - Correntes de soldagem excessivas podem causar o derretimento do eletrodo de tungstênio e resultar em inclusões para dentro da poça de fusão. - Eficiência do processo de soldagem ζ_p não é tão alta (por volta de 0,7). - O eletrodo de tungstênio é consumido com o tempo, sendo necessária a interrupção do processo para apontamento do eletrodo.
<p>PAW</p>	<p>Similar ao processo GTAW, mas um orifício de gás, bem como o gás de proteção são usados, o que fornece um arco constricto e estabilizado entre o eletrodo de tungstênio e o metal de base.</p> <p>Normalmente utilizado com DCEN, mas uma máquina especial de polaridade variável tem sido desenvolvida para soldagem de alumínio.</p>	<p>Aspectos positivos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Menos sensível a variações de comprimento de arco não intencionais durante a soldagem. - Não tem problemas com a contaminação da ponta do eletrodo. <p>Aspectos negativos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - A arco PAW é mais complexo: requer configuração e posicionamento adequado da ponta do eletrodo, seleção de tamanho de orifício correto para a aplicação e ajuste de ambos orifício e taxas de fluxo de gás de proteção.

		<ul style="list-style-type: none"> - O custo é mais elevado do que GTAW por causa da necessidade de um sistema de controle. - O equipamento de polaridade variável do PAW é muito mais caro do que GTAW.
GMAW	<p>Usado com DCEP para ter um arco estável, regular, com pouco respingo e boa penetração da solda.</p> <p>Aços carbono e de baixa liga são frequentemente soldados com gás de proteção de CO₂, como vantagens tem-se uma maior velocidade de soldagem, maior penetração e baixo custo. Já que o gás de proteção CO₂ produz grande quantidade de respingos, uma relativa baixa tensão é utilizada para manter um arco curto e enterrado para minimizar os respingos.</p> <p>Modos de transferência de metal:</p> <p>Globular:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Transferência globular geralmente não é regular e produz respingos. - Com relativa baixa corrente de soldagem a transferência globular ocorre independente do tipo de gás de proteção. - Com CO₂ e He, entretanto, pode ocorrer com todas as correntes de soldagem utilizáveis. - Arco curto e enterrado é utilizado em GMAW com gás de proteção de CO₂ na soldagem de aços carbono e de baixa liga para minimizar respingos. <p>Spray:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Existe acima de um nível de corrente crítica, que depende do material e tamanho do eletrodo e da composição do gás de proteção. - Transferência de metal é muito mais estável e livre de respingos. <p>Curto-circuito:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Abrange a menor faixa de corrente e diâmetro de eletrodo utilizáveis. - Produz uma poça de fusão pequena e de rápido resfriamento que é desejável para soldagem de seções finas, soldagem fora de posição (como sobrecabeça) e para preencher grandes aberturas de raiz. 	<p>Aspectos positivos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - É usado apenas com eletrodo de deposição, o que significa que é possível utilizar como fabricação aditiva. - Considerado um processo muito limpo quando usado com gás inerte. - Sem necessidade de habilidade para manter um curto e estável arco, ao contrário do processo GTAW. - Pode ser utilizado com muitos materiais. - Boa eficiência do processo de soldagem ξ_p (por volta de 0,8). - Boa taxa de deposição, maior que GTAW. - Permite que peças espessas possam ser soldadas a altas velocidades de soldagem. <p>Aspectos negativos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - As tochas GMAW podem ser volumosas, o que dificulta o alcance de áreas menores ou cantos.
SAW	<p>O arco é estabelecido entre um eletrodo de arame consumível e o metal, com o arco a ser protegido por uma escória fundida e de fluxo granular.</p> <p>DCEP é o mais frequentemente utilizado, no entanto, para correntes de soldagem</p>	<p>Aspectos positivos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - A ação de proteção e refino da escória ajuda a produzir soldas limpas. - Uma vez que o arco é submerso, respingos e as perdas de calor para o ar envolvente é eliminada mesmo com

	<p>muito elevadas (por exemplo, acima de 900A) AC é preferível, a fim de minimizar o sopro magnético.</p>	<p>correntes de soldagem elevadas.</p> <ul style="list-style-type: none"> - Possível utilizar elementos de liga e pó de metal com o fluxo granular para controlar a composição e aumentar a taxa de deposição. - Dois ou mais eletrodos em paralelo podem aumentar ainda mais a taxa de deposição. - Peças muito mais espessas do que as do processo GTAW e GMAW podem ser soldadas. <p>Aspectos negativos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Grande volume de escória fundida e poça de fusão geralmente limita SAW à posição plana de soldagem e soldagem circunferencial (de tubos). - A entrada de calor relativamente elevada pode reduzir a qualidade e aumentar as distorções. <p>Embora SAW tenha muitas vantagens, seu uso como tecnologia aditiva de fabricação não é possível já que uma camada de escória solidificada é formada cobrindo o cordão de solda e impedindo as camadas de serem criadas continuamente.</p>
ESW	<p>Processo que funde e junta metais aquecendo-os com uma poça de escória derretida mantida entre os metais e continuamente alimentando-os com eletrodo. A escória derretida protege o metal de solda do ar e o refina.</p> <p>Não se trata de um processo de soldagem a arco porque o arco existe apenas durante o período inicial do processo, que é quando o calor do arco aquece o fluxo e o derrete. O arco é então extinto e o calor gerado pela corrente elétrica passando através da escória mantém o metal fundido.</p> <p>Usado em aplicações como soldagem de cascos de navios, tanques de armazenamento e pontes.</p>	<p>Aspectos positivos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Pode ter taxas de deposição extremamente elevadas. - Praticamente sem distorção angular <p>Aspectos negativos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Apenas um passo é requerido, não importando qual a espessura do material (aspecto negativo no caso da fabricação aditiva). - Por causa da alta entrada de energia a qualidade da solda pode ser um tanto pobre, incluindo baixa tenacidade causada pelos grãos maiores criados na zona de fusão e na zona termicamente afetada. - Restrito à posição vertical de soldagem. <p>Por causa das peculiaridades intrínsecas do processo, seu uso como tecnologia aditiva não é possível.</p>
EBW	<p>Funde e junta metais aquecendo-os com um feixe de elétrons. Um feixe de elétrons de intensidade muito elevada pode vaporizar o metal e formar furo passante durante a soldagem, ou seja, um <i>keyhole</i>.</p> <p>O diâmetro do feixe decresce com o decréscimo da pressão ambiente porque os elétrons são dispersados quando atingem</p>	<p>Aspectos positivos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Alta densidade de energia. - Penetração total por <i>keyholing</i> é possível mesmo em peças espessas. - Alta velocidade de soldagem. - A entrada de calor por unidade de comprimento da solda é bem menor que em soldagem a arco, resultando em uma

	<p>moléculas de ar; então uma câmara de vácuo é necessária para este processo.</p>  	<p>estreita zona termicamente afetada e pouca distorção.</p> <p>Aspectos negativos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Alto custo do equipamento. - A necessidade de alto vácuo e proteção do raio-x é inconveniente e consome tempo. - A pequena dimensão do feixe requer um fino ajustamento e alinhamento da junta. - Magnetismo residual e dissimilar do metal pode causar deflexão e resultar em juntas perdidas. <p>Embora tecnologias EBW de médio vácuo e sem vácuo tem sido desenvolvidas, um controle bem específico da pressão ainda é necessário, bem como um preciso ajustamento e alinhamento da junta. Para usar essa tecnologia como fabricação aditiva é necessário desenvolver um equipamento específico com arame de alimentação que poderia aumentar ainda mais o custo deste tipo de equipamento, se tornando inviável nessa primeira etapa utilizada para estudos.</p>
<p>LBW</p>	<p>Processo que funde e junta metais por aquecimento com feixe laser. O laser pode ser produzido por um laser de estado-sólido ou laser a gás que é focado e direcionado por meios ópticos para alcançar alta densidade de energia.</p> <p>Níveis de potência:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Laser YAG - 3 ou até 5 kW - Laser CO₂ - 15 kW - Laser de diodo- 2,5 kW <p>Refletividade é um grande problema em LBW. Uma superfície polida de metal pode refletir até 95% da energia do feixe de CO₂. Em YAG pode ser um pouco menor. Modificações superficiais como inserção de rugosidade, oxidação e revestimento podem reduzir significativamente a refletividade.</p> <p>A altos níveis de energia, plasma (gás iônico) é produzido devido à ionização do gás de proteção pelo feixe laser que pode absorver e dispersar o feixe e reduzir a profundidade da penetração de maneira significativa.</p> <p>Um gás de proteção para proteger o metal fundido pode ser direcionado para os lados para dispersar e desviar o plasma para longe do caminho do feixe. Hélio (He) ou</p>	<p>Aspectos positivos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Produz profunda e estreita solda a altas velocidades de soldagem com uma pequena zona termicamente afetada e baixa distorção da peça. <p>Aspectos negativos:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Uma alta refletividade do feixe de laser na superfície do metal é o principal inconveniente. - Custo muito alto do equipamento. - Necessidade de ajuste e alinhamento das juntas. <p>Um alto custo do equipamento, que deve ser adaptado para fabricação aditiva pode ser um empecilho para estudos iniciais (como em EBW), assim como a refletividade de cada camada após a deposição que não pode ser modificada. Além disso, em fabricação aditiva penetração profunda não é necessária ou mesmo desejada porque uma profunda fusão de material pode gerar geometrias imprevisíveis. Dessa forma, a melhor característica deste processo não é importante para a aplicação proposta.</p>

	mistura He + 10%Ar é muitas vezes utilizado.	
--	--	--

* OAW – Oxyacetylene Arc Welding

Como pôde ser visto pela Tabela 2.4, embora haja alguns bons processos que podem ser utilizados futuramente como tecnologia de fabricação aditiva, dois desses processos são os mais preferíveis para o propósito deste trabalho, GTAW e GMAW. Mais uma vez esses processos são comparados (Tabela 2.5) a fim de mostrar claramente as vantagens e desvantagens de cada um.

Tabela 2.5 - Comparação entre GTAW e GMAW.

Parâmetros	GTAW		GMAW	
	Vantagens	Desvantagens	Vantagens	Desvantagens
Junta	Adequado para unir seções finas	Pouco utilizado para juntas espessas devido a uma entrada de calor limitada.	Pode ser utilizado em quase todas as faixas de espessura. Boa penetração de solda.	
Controle	O controle de diluição e fornecimento de energia para a soldagem pode ser obtida, sem alterar o tamanho da solda.	Correntes de soldagem excessivas podem provocar a fusão do eletrodo de tungstênio e resultar em inclusões frágeis de tungstênio no metal de solda.	Arco estável.	
Materiais	Processo de soldagem bastante limpo, que pode ser usado para soldar metais reativos, tais como Ti e Zr, Al, e Mg.		Quaisquer materiais podem ser soldados (é o mais utilizado processo de soldagem a arco para ligas de alumínio).	
Produtividade	Pelo uso de metais de preenchimento pré-aquecido a taxa de deposição pode ser aumentada.	Taxa de deposição é considerada baixa. Interrupção do processo para apontar o eletrodo de tungstênio.	Alta taxa de deposição, o que permite peças mais espessas para serem soldadas a altas velocidades de soldagem.	
Transferência de metal		Para ser automatizado e usado como fabricação aditiva é necessário adicionar	Suave transferência de metal com baixa perda por respingos.	

		um sistema de controle de alimentação automático.		
Polaridade	<p>DCEN: produção de solda relativamente estreita e profunda.</p> <p>DCEP: proporciona uma superfície de soldagem limpa.</p> <p>AC: Penetração razoavelmente boa e limpeza por ação oxidante podem ser ambos obtidos.</p>	<p>DCEP: Produz solda superficial. Diâmetro grande e resfriamento a água dos eletrodos devem ser usados para evitar derretimento da ponta do eletrodo.</p>	DCEP é o mais utilizado.	Transferência de metal errática com DCEN ou AC.

Como mostrado pela tabela acima, esses dois processos (GTAW com AC ou GMAW com DCEP) parecem ser boas escolhas para serem utilizados como processo de fabricação aditiva. Talvez GMAW, devido às suas características próprias de ter um sistema de alimentação automática, é o mais fácil e recomendado processo a ser utilizado na tecnologia proposta, pelo menos em estudos iniciais.

2.6.2 Fluxo de calor na soldagem

Como já explicado, a eficiência da fonte de energia (alimentação) é um importante parâmetro para avaliar o quanto da energia fornecida pela fonte é realmente transferida para a peça de trabalho e o quanto é perdida para o meio. As Equações (7.39) e (7.40) determinam a eficiência da fonte de alimentação para um processo de soldagem genérico e um processo de soldagem a arco, respectivamente.

O valor da eficiência da fonte de alimentação pode ser maior ou menor dependendo do processo de soldagem (Figura 2.8) e pode variar dentro de um intervalo para um processo em particular dependendo dos parâmetros de soldagem, do equipamento e do material a ser soldado.

Um outro parâmetro importante é conhecido como eficiência de fusão. Ele mede a capacidade da fonte de alimentação de fundir o metal de base e o metal de adição. A Figura

2.10 mostra a seção de área transversal que representa a parte do material de solda que contribui para o metal de base, A_{base} , e a parte que contribui para o metal de adição, $A_{adição}$.

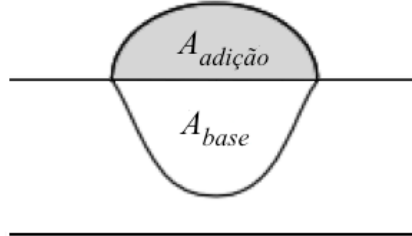


Figura 2.10 – Área de seção transversal da solda representando as contribuições do metal de base e do metal de preenchimento.

Uma das formas de determinar a eficiência de fusão do arco de soldagem é:

$$\xi_{fusão} = \frac{(A_{base} ut_{sold})H_{base} + (A_{adição} ut_{sold})H_{adição}}{\xi_p UI t_{sold}}, \quad (7.41)$$

onde u é a velocidade de soldagem, H_{base} e $H_{adição}$ as energias necessárias para elevar uma unidade de volume do metal de base e do metal de adição, respectivamente, ao ponto de fusão e derrete-los. As quantidades dentro dos parênteses representam o volume do material fundido enquanto o denominador representa a transferência de calor da fonte para a peça.

Outra forma de calcular a eficiência de fusão é dada pela seguinte equação empírica [22],

$$\xi_{fusão} = A \exp\left(\frac{-B}{\xi_p UI u / H \alpha v}\right), \quad (7.42)$$

onde A e B são constantes, $H = H_{base} + H_{adição}$, α é a difusividade térmica ($k/\rho c$), em que ρ e c são a densidade e o calor específico do material, respectivamente, e v é a viscosidade cinemática da poça de fusão. Os resultados podem ser vistos pela Figura 2.11 e confirmam a validade da equação.

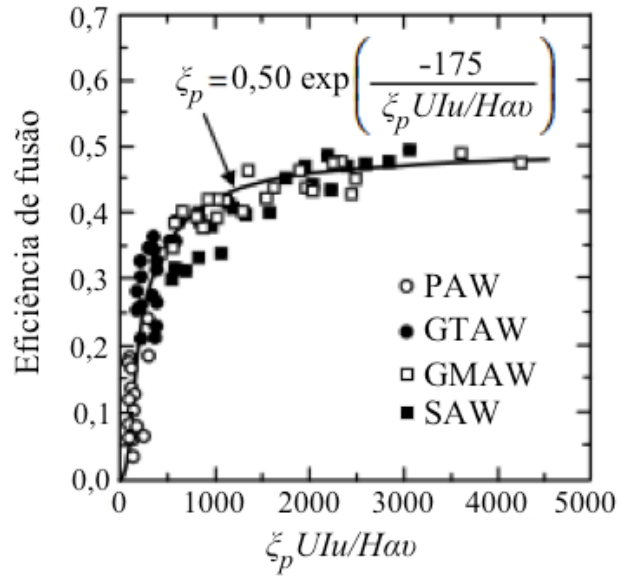


Figura 2.11 - Eficiência de fusão e sua relação com o parâmetro adimensional na abcissa. [23]

Com a ajuda da Figura 2.11 para encontrar η_m e da Equação (7.43) para determinar $A_{adição}$, A_{base} pode ser então calculada pela Equação (7.41).

$$A_{adição} = \frac{\pi R_{adição}^2 u_{adição}}{u}, \quad (7.43)$$

onde $R_{adição}$ e $u_{adição}$ são, respectivamente, o raio e a velocidade do arame de adição.

A quantidade de energia por unidade de comprimento de solda (UI/u), conhecido por energia de soldagem, também é um importante parâmetro. A Figura 2.12 mostra a seção transversal de duas diferentes eficiências de fusão mas com o mesmo UI/u .

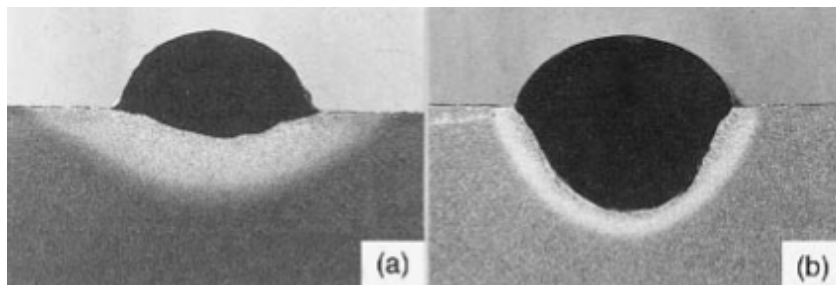


Figura 2.12 - (a) Eficiência de fusão menor para menores energia de soldagem e velocidade de soldagem; (b) Eficiência de fusão maior para maiores energia de soldagem e velocidade de soldagem. [23]

Embora eles possuam o mesmo UI/u , os valores individuais de tensão, corrente e velocidade são menores na Figura 2.12a que na Figura 2.12b. Isso demonstra que, para uma mesma taxa UI/u , maiores velocidades de soldagem e fornecimento de calor podem aumentar a profundidade da poça de fusão, ou seja, aumentar A_{base} .

Deve-se ter em mente que a eficiência de fusão não pode ser aumentada indefinidamente pelo aumento da velocidade de soldagem sem aumentar o fornecimento de energia. Além disso, é importante saber que a presença de um agente de superfície ativo nos aços, como enxofre, pode tornar a poça de fusão ainda mais profunda mesmo que os parâmetros de soldagem e as propriedades físicas do material na Equação (7.42) permaneçam invariáveis.

Já para analisar o fluxo de calor durante a soldagem e desenvolver equações analíticas é necessário fazer algumas considerações de estado estacionário para simplificar o tratamento matemático. A equação de Rosenthal [24] é uma dessas equações. Ela considera estado estacionário de fluxo de calor, fonte de calor pontual, calor de fusão insignificante, propriedades térmicas constantes, sem perda de calor para a superfície da peça e nenhuma convecção na poça de fusão.

Para uma placa fina, ou seja, considerando fluxo de calor bidimensional, a equação de Rosenthal 2-D é dada por

$$\frac{2\pi(T - T_0)kg}{\dot{Q}} = \exp\left(\frac{ux}{2\alpha}\right) K_0\left(\frac{ur}{2\alpha}\right), \quad (7.44)$$

onde T é a temperatura, T_0 é a temperatura da peça antes da soldagem, k é a condutividade térmica do material, g é a espessura, K_0 é a função modificada de Bessel de segundo tipo e ordem zero, e r é a distância radial da origem, ou seja, $(x^2 + y^2)^{1/2}$.

Assim, a Equação (7.44) pode ser usada para calcular a temperatura $T(x, y)$ em qualquer lugar (x, y) da peça com respeito ao movimento da fonte de calor, lembrando que o sistema de coordenadas se desloca junto à tocha.

Para o cálculo tridimensional em uma peça semi-infinita a equação é dada por

$$\frac{2\pi(T - T_0)kR}{\dot{Q}} = \exp\left[\frac{-u(R - x)}{2\alpha}\right], \quad (7.45)$$

onde R é a distância radial da origem, ou seja, $(x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$.

Dessa forma, a Equação (7.45) pode ser utilizada para calcular a temperatura de estado estacionário $T(x,y,z)$, com respeito ao movimento da tocha.

Pela solução de Rosenthal existe um problema de singularidade causado pela consideração da fonte de calor pontual, porém tal solução é fácil de utilizar e tem sido bastante apreciada no campo industrial.

Com o avanço da tecnologia computacional muitos modelos tem sido desenvolvidos para o estudo do fluxo de calor bidimensional e tridimensional durante a soldagem, assim, muitas das considerações das soluções analíticas de Rosenthal deixaram de ser necessárias.

Outras equações, desenvolvidas para calcular picos de temperatura T_p na superfície da peça ($z = 0$) a uma distância Y fora da linha de fusão foram desenvolvidas por Adams [25] para fluxo bidimensional,

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{4.13uYg\rho c}{\dot{Q}} + \frac{1}{T_{fusão} + T_0} \quad (7.46)$$

e tridimensional,

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{5,44\pi k\alpha}{\dot{Q}u} \left[2 + \left(\frac{uY}{2\alpha} \right)^2 \right] + \frac{1}{T_{fusão} - T_0} \quad (7.47)$$

Os efeitos das mudanças nos parâmetros de soldagem são diversos. Aumentando o fornecimento de energia e a velocidade de soldagem, por exemplo, a forma da poça de fusão se torna mais alongada, mudando de um formato elíptico para um formato de gota. O efeito dos parâmetros de soldagem no formato da poça é mais significativo em aços inoxidáveis que em alumínio, por exemplo. Tal efeito ocorre porque a condutividade térmica dos aços inoxidáveis é bem menor, dificultando a dissipação de calor e a solidificação da poça de fusão.

Como já comentado, o fornecimento de energia por unidade de comprimento (UI/u) é um outro importante parâmetro. Aumentando UI/u , a taxa de resfriamento diminui (Figura 2.13). A taxa de resfriamento também pode diminuir com pré-aquecimento, o que é importante para reduzir o risco de fissuras da zona termicamente afetada.

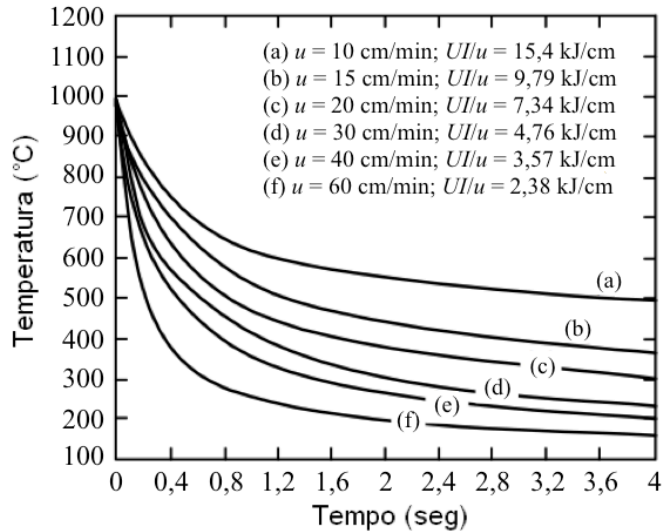


Figura 2.13 - Variação da taxa de resfriamento com fornecimento de calor por unidade de comprimento de solda (UI/u). [26]

A Figura 2.14 compara a taxa de resfriamento do processo de soldagem a arco e da soldagem por eletroescória (ESW). O processo ESW é conhecido por ter uma alta UI/u então, como esperado, sua taxa de resfriamento é bem menor que em soldagem a arco.

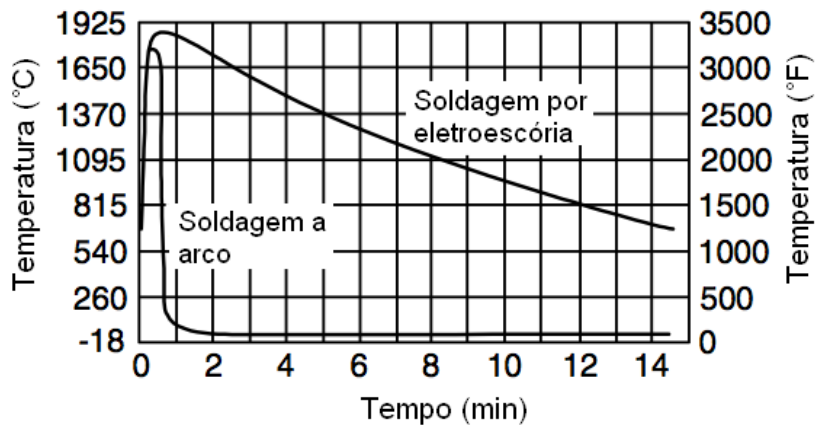


Figura 2.14 - Ciclos térmicos de soldagem a arco e eletroescória. [27]

Sob um mesmo fornecimento de calor e velocidade de soldagem, a penetração da solda decresce com a diminuição da densidade de energia da fonte de calor. A Figura 2.15 mostra o efeito da distribuição da densidade de energia no formato da solda.

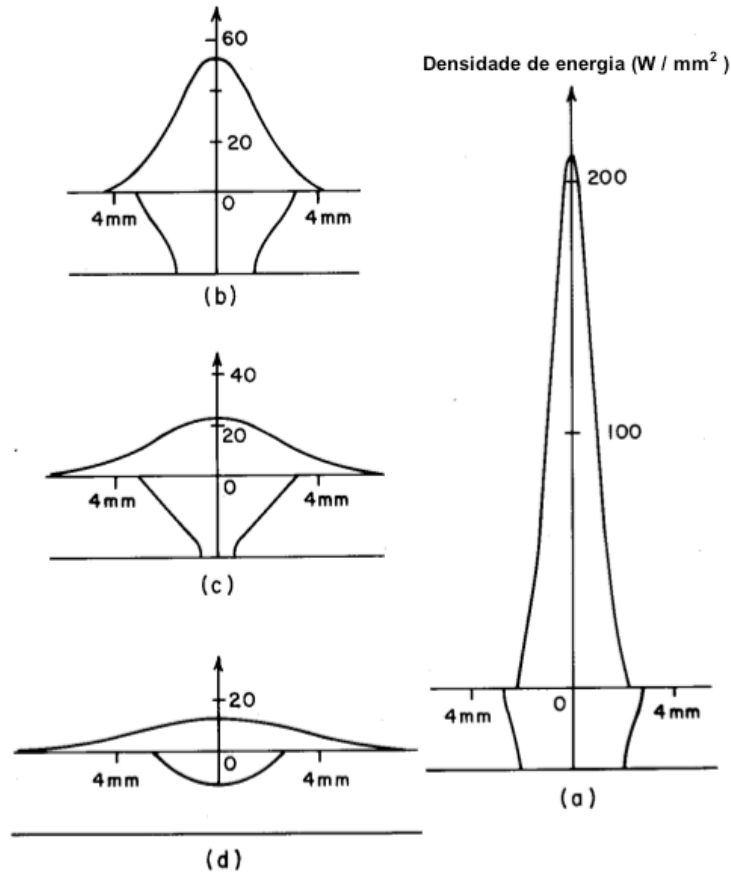


Figura 2.15 - Efeito da densidade de energia na forma da solda GTAW de 3,2mm de diâmetro do eletrodo, em alumínio 6061 com 880W de potência e velocidade de 4,23mm/s. [10]

Como aproximação, a distribuição da densidade de energia na superfície da peça é frequentemente considerada Gaussiana, como mostrada na seguinte equação

$$q = \frac{3\dot{Q}}{\pi a^2} \exp\left[\frac{r^2}{-a^2/3}\right] \quad (7.48)$$

onde q é a densidade de energia e a o raio efetivo da fonte de calor.

O efeito de dissipador de calor da peça de trabalho é a capacidade que essa possui para dissipar o calor. Tal efeito aumenta com a espessura da peça uma vez que peças mais espessas atuam como um dissipador de calor melhor para resfriar a poça de fusão. Dependendo do tipo de junta o efeito de dissipador de calor pode mudar. Por exemplo, sob o mesmo fornecimento de calor e espessura da chapa o efeito de dissipador de calor é maior para solda de filete (por exemplo, junta-T entre duas placas) do que para a soldagem plana, conseqüentemente, o tempo de resfriamento é menor em solda de filetes.

2.6.3 Tensão residual, distorção e fadiga

O pré-aquecimento é geralmente obtido na fabricação aditiva por soldagem a arco já que as camadas anteriormente soldadas estão quentes o suficiente para funcionar como pré-aquecimento, e assim evitar grandes distorções de solda e grandes tensões residuais, que podem causar fissuras induzidas por hidrogênio e fissuras por corrosão.

Outra maneira de reduzir as distorções angulares é o aquecimento pós soldagem, a qual também reduz as tensões residuais, e a soldagem alternada ou soldagem do eixo neutro. Estes últimos podem ser utilizados escolhendo locais específicos a serem soldados primeiro (fabricação aditiva por soldagem ordenada), a fim de equilibrar as distorções entre os dois lados, e assim diminuir a distorção final.

Uma vez que a fadiga é afetada por fatores como as tensões residuais e tratamento pós soldagem, a técnica referida acima é também uma forma de aumentar o ciclo de vida dos materiais sob cargas repetidas.

2.6.4 Conceitos básicos de solidificação

Na soldagem, a microestrutura e suas heterogeneidades estão ligadas aos conceitos básicos de solidificação como, redistribuição de soluto, modos de solidificação, superesfriamento constitucional, microsegregação e outros. A importância desses conceitos também se estende para a prototipagem rápida por soldagem a arco, pois os ciclos térmicos envolvidos afetam diretamente a microestrutura, formando heterogeneidades e afetando as propriedades físicas finais.

Raramente durante a solidificação um líquido de composição uniforme resulta em um sólido também uniforme. Os átomos de soluto são redistribuídos durante a solidificação, tal redistribuição depende tanto da termodinâmica, relacionada ao diagrama de fases, quanto cinética, relacionada à difusão, resfriamento, fluxo de fluido, etc.

O coeficiente de segregação em equilíbrio, k , é dado por

$$k = \frac{C_s}{C_L} \quad (7.49)$$

onde C_s e C_L são as composições do sólido e do líquido na interface sólido/líquido (S/L), respectivamente. [10]

Se $k < 1$ a parte líquida acumula mais soluto que a parte sólida, ou seja, o sólido rejeita soluto para o líquido durante a solidificação. Dessa forma, a quantidade de soluto no líquido cresce continuamente durante a solidificação.

Por outro lado, se $k > 1$ o sólido absorve soluto do líquido durante a solidificação, acomodando mais soluto que o líquido. Dessa forma, a quantidade de soluto no líquido cai durante toda a solidificação. A Figura 2.16 mostra o diagrama de fase para os dois casos do coeficiente de segregação em equilíbrio.

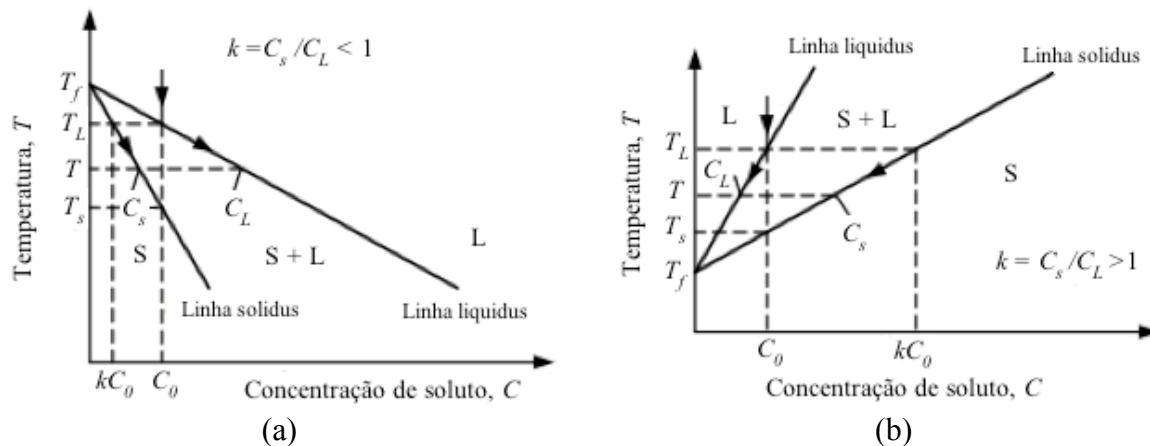


Figura 2.16 – Parte de um diagrama de fase binário mostrando o coeficiente de segregação em equilíbrio. (a) $k < 1$; (b) $k > 1$.

Os modos de difusão no líquido e no sólido, que ocorre durante a solidificação, modifica a distribuição de soluto, permitindo ou não sua segregação.

Difusão completa no sólido e no líquido é um desses modos, o qual ocorre na solidificação em equilíbrio. Isso significa que o metal líquido da composição inicial uniforme C_0 solidifica na direção do plano da interface S/L.

A difusão completa do soluto no líquido requer $D_L t \gg l^2$, onde l é o comprimento inicial do líquido, D_L o coeficiente de difusão do soluto no líquido e t o tempo disponível para a difusão. Similarmente, a difusão completa do soluto no sólido requer $D_s t \gg l^2$, onde D_s é o coeficiente de difusão de soluto no sólido. Como D_s é consideravelmente menor que D_L , a difusão completa é mais difícil de conseguir no sólido que no líquido. Solutos intersticiais, como o carbono no aço, possuem difusão sólida bem mais elevada que com solutos substitucionais, como o cromo no aço, e se aproximam muito mais da difusão completa no sólido. [10]

Assim, as composições do sólido e do líquido são uniformes a qualquer momento durante a solidificação e quando a solidificação é completada na temperatura solidus (T_s) o sólido resultante possuirá composição constante C_s , ou seja, não existe segregação de soluto sob difusão completa no sólido e no líquido.

Um outro modo é a difusão líquida completa sem difusão sólida, a qual ocorre quando a difusão sólida é considerada desprezível, ou seja, o sólido não é uniforme em composição (requer $D_s t \ll l^2$), e a difusão líquida é considerada como completa, isto é, o líquido possui composição uniforme (requer $D_L t \gg l^2$, ou mistura ocasionada por forte convecção). Aqui, o equilíbrio existe entre o sólido e o líquido apenas na interface.

A não ser na solidificação em equilíbrio, o soluto não volta a difundir no sólido e todo soluto rejeitado no crescimento do sólido tem que ir para o líquido, aumentando mais rapidamente a concentração de soluto no líquido (C_L) que no caso da solidificação em equilíbrio.

O terceiro modo é o da difusão limitada de líquido sem difusão sólida. Aqui a difusão sólida é desprezível e a difusão líquida é limitada. Assim, nenhuma das composições são uniformes e, devido à difusão líquida limitada, o soluto rejeitado pelo sólido se acumula e forma uma camada rica em soluto à frente da interface L/S. Novamente o equilíbrio só existe na interface.

Para cada um dos modos acima são desenvolvidas equações baseadas no diagrama de fase para encontrar as composições do líquido e do sólido em função da fração de sólido. Um bom exemplo de todos esses modos é visto na Figura 2.17, a qual mostra a redistribuição de soluto para os três modos de difusão e os perfis de segregação.

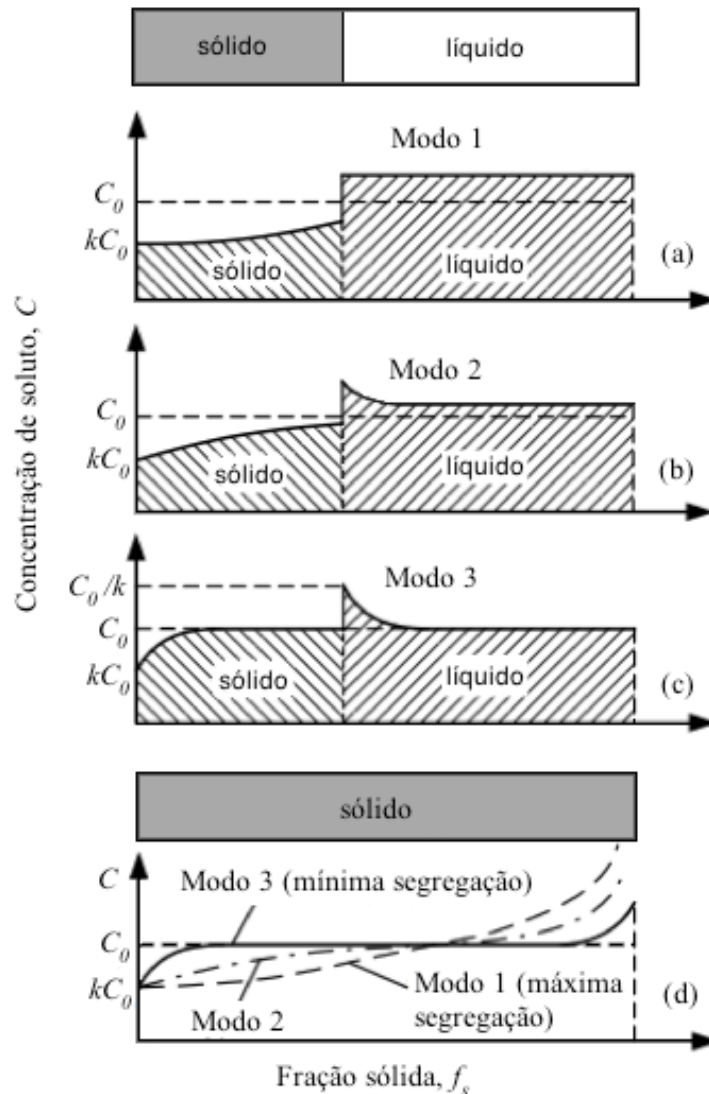


Figura 2.17 – Redistribuição de soluto na ausência de difusão sólida. (a) Modo 1: difusão líquida completa; (b) Modo 2: difusão líquida limitada com convecção; (c) Modo 3: difusão líquida limitada sem convecção. [23]

Existem quatro possíveis morfologias de interface S/L que podem ser observados durante a solidificação de metais: planar, celular, colunar dendrítica e dendrítica equiaxial. A não ser que um severo resfriamento seja utilizado, a solidificação de metais puros normalmente é planar. Já para ligas a solidificação depende da condição de resfriamento e do sistema de materiais envolvidos, podendo ser planar, celular ou dendrítica. [10]

Uma das teorias utilizadas para descrever quantitativamente a quebra da interface planar S/L durante a solidificação é a do superesfriamento constitucional [10]. Aqui, se a temperatura de uma liga soldada é menor que a temperatura liquidus, então sólido e líquido devem existir, o que significa que a interface planar S/L deve quebrar para uma celular ou dendrítica para que

as células ou dendritos sólidos possam coexistir com o líquido intercelular ou interdendrítico. Quando isso ocorre é porque a solidificação está sob uma região de superesfriamento constitucional, o que acontece devido à mudança de composição, resultando em um resfriamento do líquido abaixo do ponto de solidificação à frente da interface S/L.

Para evitar o superesfriamento constitucional e atingir o critério de estabilidade de crescimento planar a seguinte inequação deve ser satisfeita

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \quad (7.50)$$

onde G é o gradiente de temperatura, R a taxa de crescimento, ΔT a faixa de variação da solidificação em equilíbrio e D_L o coeficiente de difusão [10]. A Figura 2.18 mostra diferentes modos de solidificação segundo variações na região do superesfriamento constitucional.

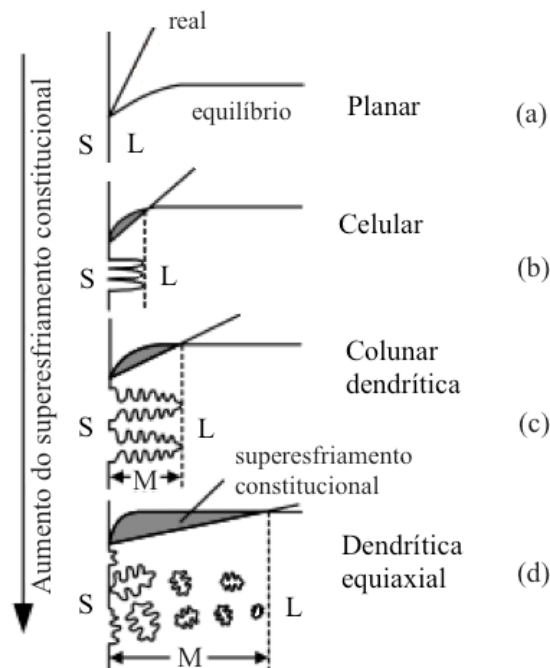


Figura 2.18 – Efeito do superesfriamento constitucional no modo de solidificação. S, L e M se referem ao sólido, líquido e à zona mole (zona de sedimentos). [23]

A redistribuição de soluto durante a solidificação resulta em microsegregação através de células ou dendritos. A Figura 2.19 mostra o perfil da microsegregação pelas células ou dendritos para os dois valores do coeficiente de segregação em equilíbrio ($k < 1$ e $k > 1$).

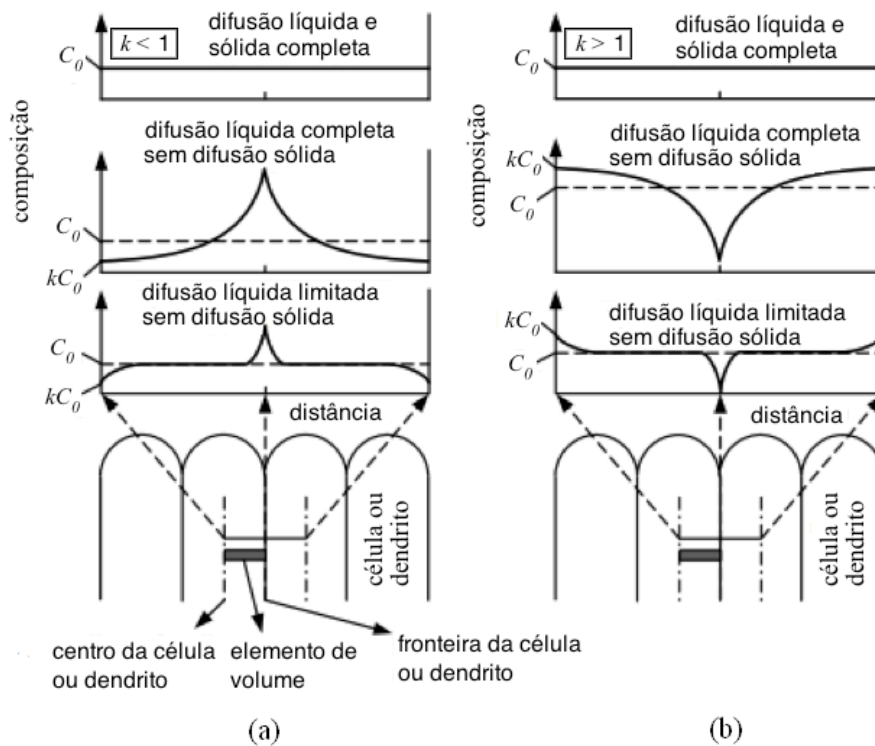


Figura 2.19 – Perfis de segregação através de células ou dendritos. (a) $k < 1$; (b) $k > 1$. [23]

Para o caso de $k < 1$, nenhuma segregação ocorre quando a difusão é completa no líquido e no sólido (requer $D_L t \gg l^2$ e $D_S t \gg l^2$, onde agora l é a metade do espaçamento entre células ou dendritos, ou seja, é o comprimento do elemento de volume mostrado na Figura 2.19). O pior caso de segregação ocorre quando há difusão completa no líquido sem difusão no sólido (requer $D_L t \gg l^2$ e $D_S t \ll l^2$) e é intermediária quando não há difusão no sólido e a difusão no líquido é limitada. Nesse último caso, existe uma concentração mínima de soluto no centro da célula ou dendrito. Obviamente, o oposto desse perfil de segregação ocorre para $k > 1$.

Além da microsegregação, uma outra forma de segregação é conhecida por bandeamento ou zoneamento, a qual forma a estrutura zonada. Aqui a segregação ocorre devido a flutuações da taxa de crescimento (R) causada por flutuações térmicas. Assim, quando a taxa de crescimento é subitamente elevada uma maior quantidade de soluto é rejeitado para o líquido na interface S/L causando um aumento na concentração de soluto na solidificação subsequente. O oposto ocorre caso a taxa de crescimento seja subitamente diminuída.

A microestrutura de solidificação depende fortemente dos valores de G (gradiente de temperatura) e R (taxa de crescimento). Enquanto G/R determina o modo de solidificação

(morfologia da estrutura de solidificação), o produto GR , que é a taxa de resfriamento, governa o tamanho da estrutura solidificada. A Figura 2.20 resume estes dois efeitos.

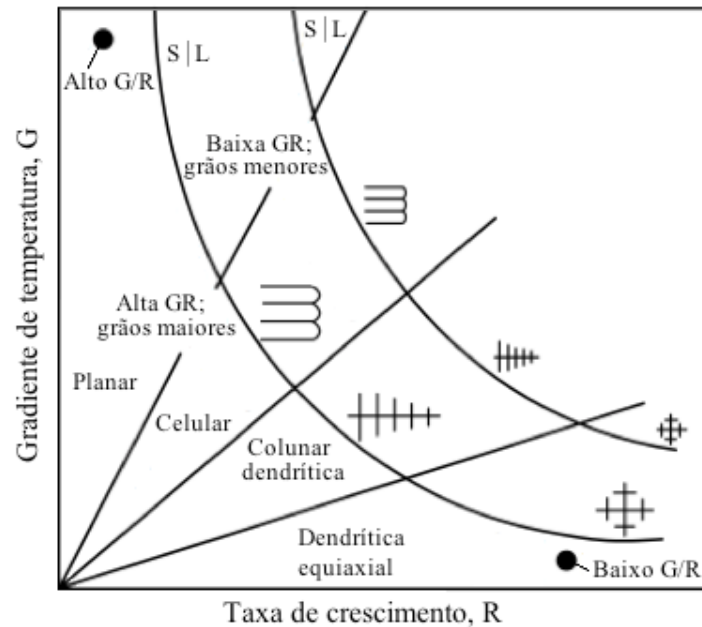


Figura 2.20 – Efeito do gradiente de temperatura (G) e da taxa de crescimento (R) na morfologia e no tamanho da microestrutura. [23]

Quanto mais alta é a taxa de resfriamento (GR), ou seja, menor o tempo de solidificação, menor (mais fina) será a estrutura celular ou dendrítica.

2.6.5 Estrutura de grãos na zona de fusão

Na soldagem autógena, o desenvolvimento da estrutura de grãos da zona fundida ocorre por crescimento epitaxial, isto é, o crescimento de grãos inicia no substrato na linha de fusão e progride na direção da linha central da solda. [10]

Para a soldagem com adição de material, a estrutura do grão no metal de solda é governada por diferentes mecanismos de crescimento competitivo, em que a solidificação dos grãos tende a ocorrer na direção perpendicular à interface líquido/sólido segundo a direção do gradiente máximo de temperatura e também na direção preferencial própria de crescimento do grão devido ao seu tipo de estrutura cristalina. Assim, grãos com direção preferencial de crescimento igual à direção do gradiente máximo de temperatura crescem mais facilmente e

barram o crescimento de outros grãos cuja direção de crescimento difere muito da direção do gradiente máximo de temperatura.

Utilizando altas velocidades de soldagem, a poça de fusão tende a ficar alongada (formato de gota) e os grãos crescem em linha reta, perpendicularmente à fronteira da poça de fusão, já que a parte lateral da poça de fusão em uma gota é uma linha reta (Figura 2.21a). Em baixas velocidades de soldagem, a forma da poça de fusão é elíptica e, portanto, sua parte lateral é curvada, assim como o crescimento de seus grãos colunares, os quais crescem e se curvam em direção ao gradiente máximo de temperatura (Figura 2.21b).

Grãos axiais colunares também podem se desenvolver na zona de fusão. Esses se iniciam no cordão de solda original e continuam a crescer ao longo do comprimento de solda, bloqueando o crescimento na linha de fusão. Esse grãos também possuem crescimento perpendicular à poça de fusão e é consideravelmente mais largo para poças elípticas que para poças do tipo gota (Figura 2.21c e Figura 2.21d).

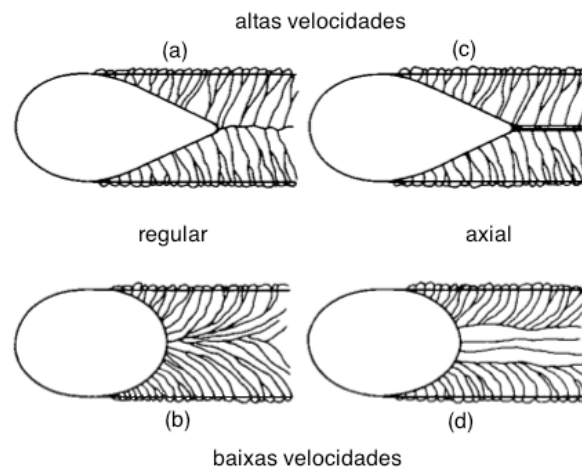


Figura 2.21 – Estrutura de grãos colunares de solda feitas com poças na forma de gota e elíptica: (a, b) estrutura colunar regular; (c, d) estrutura axial. [10]

O crescimento dos grãos colunares pode ser interrompido pela formação de novos grãos, e se assim for, o desenvolvimento da estrutura dos grãos não será mais dominada pelos crescimentos epitaxial e competitivo dos grãos colunares. A formação destes novos grãos pela nucleação são quase sempre equiaxiais ao invés de colunares.

Existem quatro mecanismos de nucleação: [10]

- Fragmentação dendrítica: a convecção que ocorre na poça de fusão devida às várias forças, e dentre elas a magnética, causa a fragmentação das pontas dos dendritos na zona mole, os quais são carregados para o centro da zona de fusão e, se suportarem as temperaturas da poça de fusão, agem como núcleo para formar novos grãos.

- Destacamento de grãos: na região parcialmente fundida, onde os grãos estão fracamente unidos entre si por um fino filme de líquido, a convecção também pode levar estes grãos a se destacarem do metal de base, podendo agir como núcleos de novos grãos caso sobrevivam à poça de fusão.

- Nucleação heterogênea: esse tipo de nucleação ocorre quando o metal líquido possui número significativo de partículas sólidas (como Al_3Ti , em alumínio líquido), nas quais os átomos no metal líquido podem se agrupar na forma cristalina, não sendo necessário que os átomos no metal líquido se agrupem para formar o núcleo por si só (nucleação homogênea). A nucleação heterogênea aumenta quando aumenta o aporte térmico, diminuindo o gradiente de temperatura G , e aumenta também com maiores velocidades de soldagem, o que aumenta a taxa de solidificação do metal R . Assim, segundo a teoria do superresfriamento constitucional G/R aumenta aumentando também o superresfriamento constitucional.

- Nucleação superficial: núcleos sólidos são formados na superfície da poça de fusão quando esta é termicamente superresfriada por um jato de gás ou resfriada instantaneamente.

A formação de grãos finos ajuda a reduzir a susceptibilidade do metal de solda a sofrer trincamento de solidificação durante a soldagem e a melhorar as propriedades mecânicas como ductilidade e resistência à fratura [10]. Assim, técnicas de refinamento de grãos, algumas das quais desenvolvidas inicialmente para fundição, são utilizadas em soldagem para esse propósito: [10]

- Inoculação: envolve a adição de agentes nucleantes ou inoculantes no metal líquido a ser solidificado promovendo a nucleação heterogênea.

- Agitação da poça de soldagem, oscilação e pulsação do arco: agitação da poça de fusão pode ser conseguida pela aplicação de um campo magnético alternado, paralelo ao eletrodo de soldagem [10]. Oscilação do arco, por outro lado, pode ser produzida oscilando magneticamente a coluna do arco utilizando um eletroímã de pólo simples ou múltiplo, ou ainda, vibrando mecanicamente a tocha de soldagem. Pulsação do arco pode ser obtida simplesmente pulsando a corrente de soldagem.

- Estimulação de nucleação superficial: pode ser realizada utilizando um jato de gás argônio, por exemplo, sobre a superfície livre do metal líquido fundido para causar superresfriamento térmico e induzir a nucleação superficial.
- Orientação alternada de grãos: a orientação dos grãos pode ser alternada periodicamente pela utilização de oscilação magnética do arco a baixas frequências. Tal procedimento pode ser muito efetivo em reduzir a susceptibilidade ao trincamento durante a solidificação do metal de solda [10].

A partir do conceito de superesfriamento constitucional, a estrutura do grão da solda muda de planar para celular e dendrítica, à medida que o grau do superesfriamento constitucional na poça de fusão aumenta, conforme mostra a Figura 2.22.

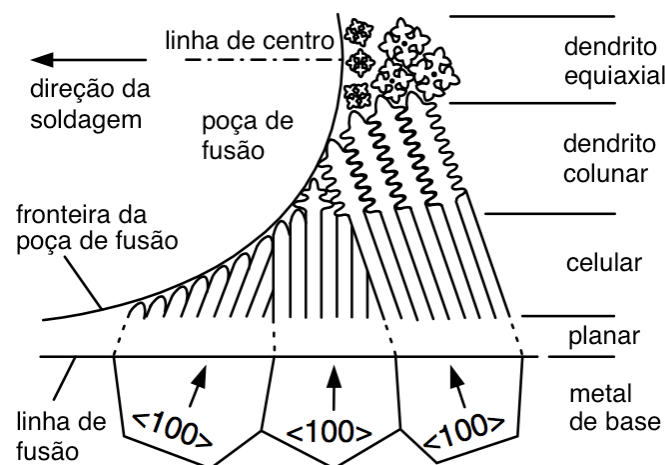


Figura 2.22 – Diferentes modos de solidificação através da poça de fusão. [10]

O fato de essa mudança ocorrer está relacionada à razão G/R [10]. Tal razão é significativamente maior na parte da linha de fusão que na parte da linha de centro devido ao gradiente de temperatura da linha de fusão (G_{LF}) ser maior que o da linha de centro (G_{LC}) e a taxa de crescimento na linha de centro ser a maior possível ($R_{LC} = u$) enquanto na linha de fusão essa tende a zero ($R_{LF} \approx 0$). Além da velocidade de soldagem amplamente relacionada à taxa de resfriamento, um outro parâmetro de soldagem que afeta o modo de solidificação é a entrada de calor. Altas entradas de calor fazem com que o gradiente de temperatura diminua, assim como a razão G/R e, conseqüentemente, aumenta o superesfriamento constitucional.

Assim como o modo de solidificação, o espaçamento celular ou dendrítico varia devido a G e a R . Nesse caso, o conceito de taxa de resfriamento é utilizada ($G \times R$). Quanto maior a taxa

de resfriamento, menor é o espaçamento celular e , como $(G \times R)_{CL} > (G \times R)_{FL}$, tem-se que os grãos próximos à linha de centro são mais refinados que os grãos próximos à linha de fusão. Aqui, o aumento da velocidade de soldagem aumenta a taxa de resfriamento e diminui o espaçamento celular ou dendrítico. Por outro lado, o aumento na entrada de calor diminui G e a taxa de resfriamento, aumentando o espaçamento celular ou dendrítico. [10]

Vale citar que o refino de grãos devido aos menores espaçamentos celulares ou dendríticos fornecem tanto maior ductilidade quanto maior resistência à tração e também uma efetividade maior em tratamentos térmicos pós-soldagem.

2.6.6 Transformação de fase pós-solidificação

As transformações de fase que podem ocorrer após a soldagem são muito importantes para compreender a microestrutura e as propriedades do material de solda.

O aço inoxidáveis austeníticos formam uma classe bastante importante e tecnologicamente utilizável. São formados por uma estrutura dupla de ferrita e austenita. Muita ferrita- δ (mais que 10% do volume) tende a reduzir a ductilidade, a tenacidade e a resistência à corrosão do aço, enquanto pouca ferrita- δ (significativamente menor que 5% em volume) quase sempre resulta em trincamento de solidificação no metal de solda. [10]

O desenvolvimento da microestrutura do metal de solda do aço inoxidável austenítico é mostrado na Figura 2.23.

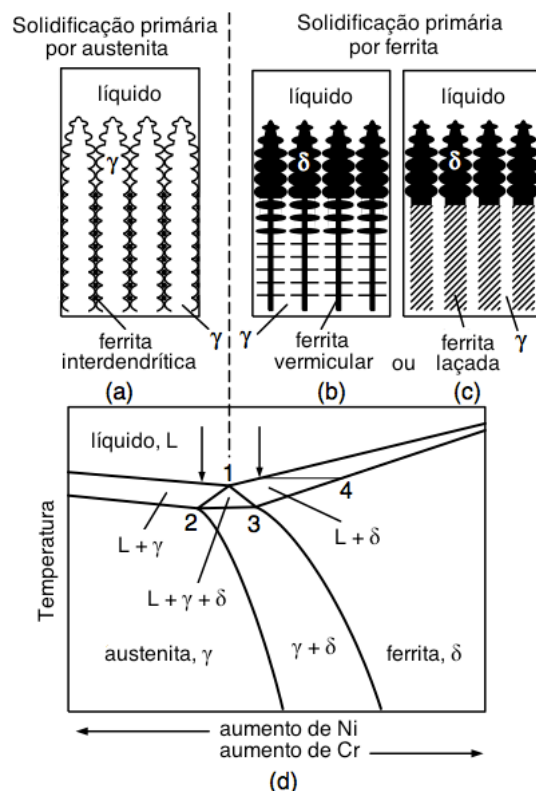


Figura 2.23 – Esquema mostrando a solidificação e pós-solidificação em soldas Fe-Cr-Ni: (a) ferrita interdendrítica; (b) ferrita vermicular; (c) ferrita laçada; (d) seção vertical de um diagrama de fases ternário com aproximadamente 70% Fe. [10]

Pela figura, três tipos morfológicos de ferrita podem ser formados dependendo da concentração de cromo e níquel (Cr e Ni) para um aço com 70% Fe. Caso a liga seja rica em Ni (lado esquerdo do ponto 1) a austenita (gama) é a fase primária de solidificação. Quando o triângulo de fase tripla é alcançado durante a fase terminal de solidificação a fase ferrita-delta, também chamada de ferrita interdendrítica, é formada entre os braços dendríticos primários de austenita (Figura 2.23a).

Para ligas ricas em Cr (lado direito do ponto 1) a ferrita- δ é a fase primária de solidificação. O núcleo dos dendritos da ferrita- δ , formada no início da solidificação são ricos em Cr (ponto 4) enquanto as partes mais externas possuem concentrações menores de Cr. No resfriamento, quando a região da fase dupla ($\delta + \gamma$) é alcançada, as partes externas dos dendritos com menos Cr se transformam em austenita, deixando esqueletos de ferrita-delta conhecidos por ferrita vermicular (Figura 2.23b). Além da ferrita vermicular, dendritos de ferrita- δ também podem se transformar em ferrita laçada (*lacy ferrite*) durante o resfriamento na região de fase dupla ($\delta + \gamma$), conforme mostra a Figura 2.23c.

A relação quantitativa entre o teor de ferrita e a composição do metal de solda em aços inoxidáveis pode ser estimada pelo diagrama de Schaeffler (Figura 2.24) e de DeLong (Figura 2.25) por meio da determinação do cromo e do níquel equivalente para uma dada liga. Os diagramas de Schaeffler e de DeLong são convenientes para determinar, a partir da composição química das ligas, a quantidade de ferrita- δ no metal de solda.

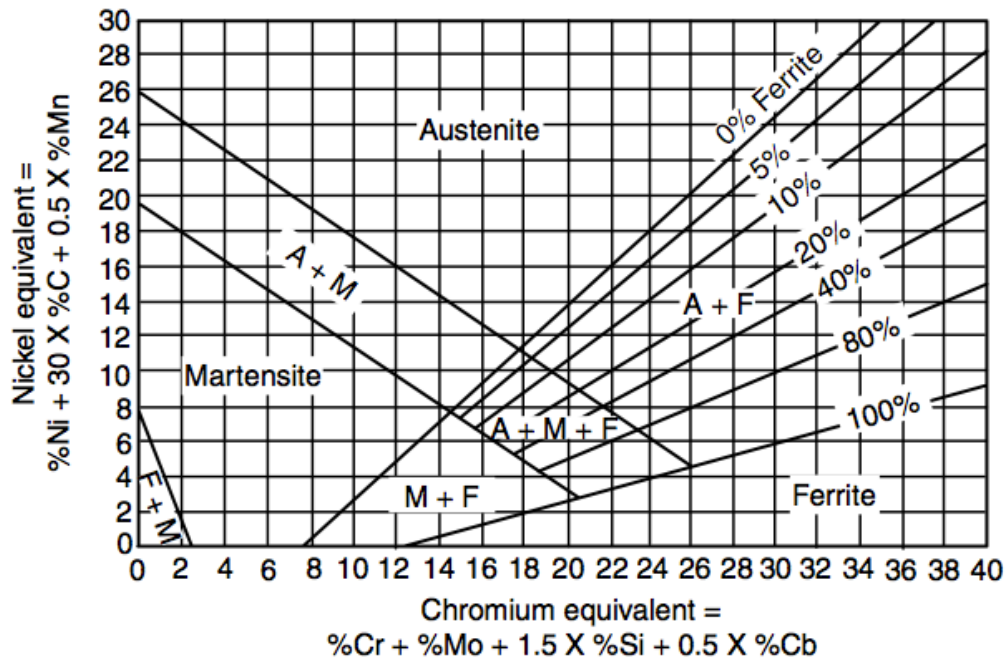


Figura 2.24 – Diagrama de Schaeffler para prever a quantidade de ferrita e o modo de solidificação. [10]

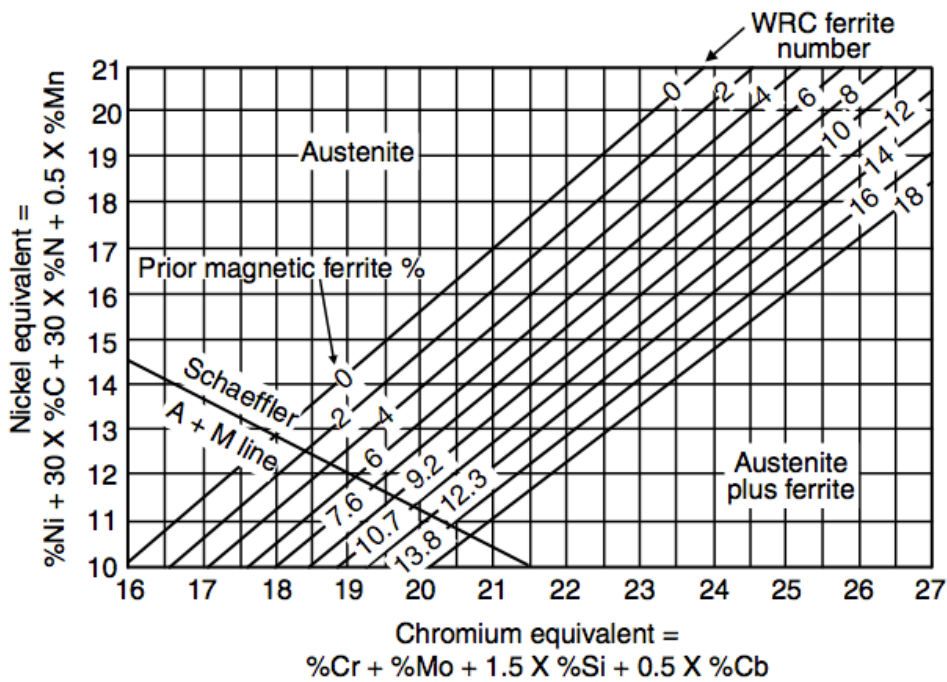


Figura 2.25 – Diagrama de DeLong para prever a quantidade de ferrita e o modo de solidificação. [10]

O modo de solidificação e a taxa de resfriamento à temperatura ambiente também podem afetar a quantidade de ferrita no metal de solda, tornando imprecisos os diagramas mostrados. Para ligas com baixos teores de Cr-Ni, a quantidade de ferrita diminui com o aumento da taxa de resfriamento, ocorrendo o contrário para ligas com altos teores de Cr-Ni. Tal característica está associada ao fato de que ligas com baixos teores de Cr-Ni solidificam primeiramente como austenita enquanto ligas com alto teores de Cr-Ni possuem ferrita-delta como primeira fase de solidificação. Assim, em altas taxas de resfriamento a redistribuição de soluto é diminuída devido ao menor tempo da transformação de fases.

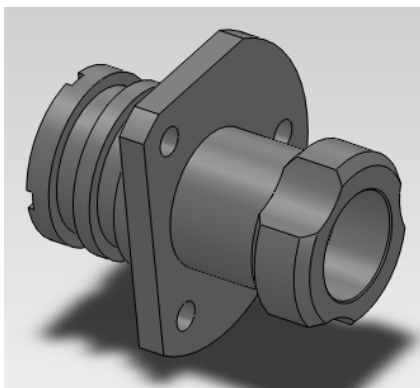
Em processos de fabricação por soldagem aditiva (prototipagem rápida por soldagem a arco) de aços inoxidáveis austeníticos, ocorre a dissolução da ferrita- δ devido ao reaquecimento do metal de solda. Como resultado, tem-se uma diminuição da quantidade de ferrita e da ductilidade do material.

3 ESTUDO PRELIMINAR EM APLICAÇÃO E METALOGRAFIA NO PROCESSO DE PROTOTIPAGEM RÁPIDA POR SOLDAGEM A ARCO

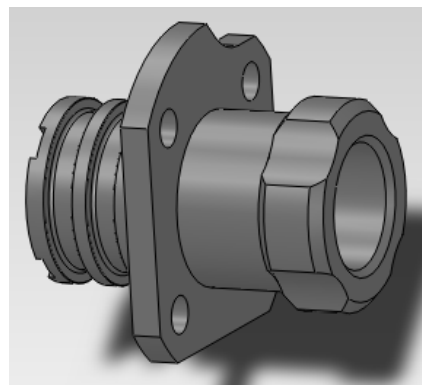
3.1 APLICAÇÃO AEROESPACIAL

Como o enfoque desse trabalho é também uma possível utilização futura dessa tecnologia na área aeroespacial, estudos comparativos das vantagens da utilização da prototipagem rápida por soldagem a arco em relação aos métodos tradicionais devem ser realizados.

Dessa forma, dois métodos de fabricação por soldagem a arco de duas peças de um bloco de válvula da unidade gás-hidráulico do motor de foguete (Figura 3.1) foram simulados e comparados com processos de fabricação tradicionais de remoção de material (como o da usinagem) de modo a se determinar o menor desperdício possível. Isso porque tais materiais normalmente são caros por se tratar de uma aplicação específica com alto grau de confiabilidade em que um menor desperdício significa menor custo.



a) Peça 1



b) Peça 2

Figura 3.1 – Corpo e flange de um bloco de válvula da unidade gás-hidráulica do motor de foguete.

Para o método de fabricação tradicional as peças a serem fabricadas devem partir de uma barra circular laminada e maciça de material de 53 mm de comprimento e 50mm de diâmetro para a peça 1 e de 50 mm de comprimento e 60 mm de diâmetro para a peça 2.

Após os devidos processos metalúrgicos, como o de usinagem, necessários para a confecção das peças por esse método, o desperdício de material encontrado para a peça 1 foi de aproximadamente 85%, ou seja, apenas 15% de todo o material utilizado foi realmente

aproveitado, sendo os outros 85%, ou descartados (custo de desperdício), ou reciclados (custo dos processos para reutilização). Para a peça 2, apenas 10% do material utilizado inicialmente se transformou em produto final.

O primeiro método alternativo de fabricação utilizando a soldagem a arco é realizado em duas etapas. Primeiramente um cilindro oco é criado por deposição em camadas sucessivas ao longo do eixo cilíndrico. Depois o material cilíndrico criado é girado em 90° e a deposição de material se dá ao redor do cilindro em uma determinada posição para criar a flange (Figura 3.2).

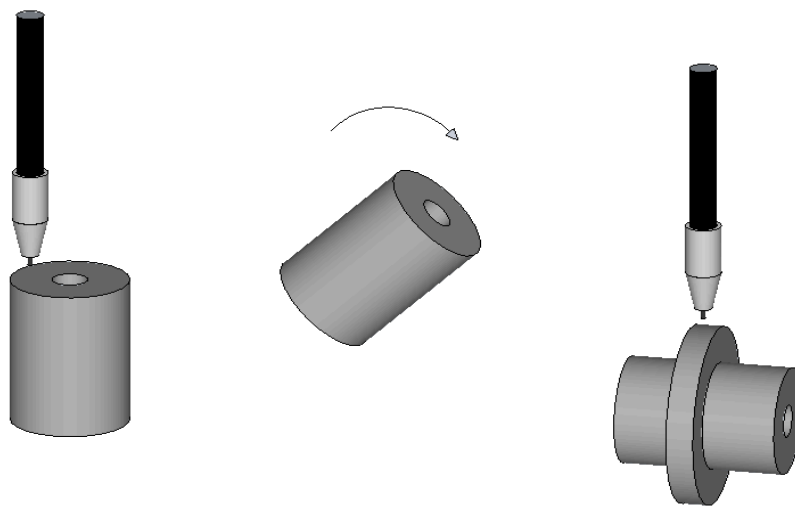
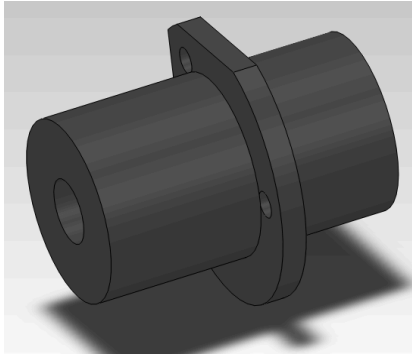


Figura 3.2 – Primeiro método de fabricação por soldagem a arco.

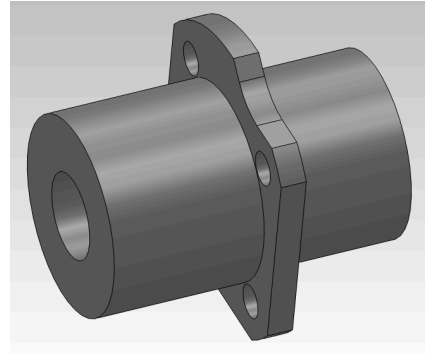
Devido ao problema de rugosidade, erro intrínseco de baixa precisão dos processos de soldagem a arco, o material criado pela deposição de solda foi feito (por simulação) com um incremento de 2 mm de material para todas as dimensões do produto final desejado. Dessa forma, processos de pós-processamento a fim de chegar ao produto final são necessários. Após o pós-processamento, esse método mostrou ser capaz de proporcionar um aproveitamento aproximado de 35% para a peça 1 e de 34% para a peça 2 (resultado encontrado por meio do software SolidWorks 2012).

O segundo método desenvolvido foi analisado considerando as flanges das peças já manufaturadas por processos tradicionais (estampagem ou fresamento) para posterior deposição de material aos dois lados das flanges, criando então a parte cilíndrica do corpo na

flange (Figura 2.4). Por esse método o aproveitamento de material foi de aproximadamente 41% para a peça 1 e 44% para a peça 2.



a) Fabricação da peça 1



b) Fabricação da peça 2

Figura 3.3 – Resultado do segundo método de fabricação por soldagem a arco

Embora as peças sejam bastante pequenas considerando a precisão do processo de soldagem a arco (por volta de 50 mm de comprimento e 26 mm de diâmetro de corpo), os dois métodos de fabricação por soldagem desperdiçaram menos material que o processo tradicional, principalmente o segundo método, o qual utiliza a combinação conjunta da deposição de metal em camadas sucessivas com métodos tradicionais de fabricação resultando em processamentos mais rápidos e com menores custos finais.

3.2 ESTUDO METALOGRÁFICO

A fim de se verificar a macro e a microestrutura de uma peça feita a partir da tecnologia aqui estudada, bem como propriedades mecânicas de importância, realizou-se um ensaio experimental de deposição de metal por soldagem a arco em multicamadas no aço inoxidável martensítico 9Kh16N4B, o qual foi desenvolvido pela União Soviética e é ainda muito utilizado em aplicações aeroespaciais.

3.2.1 Metodologia

Uma amostra de prototipagem por soldagem a arco é realizada por meio da soldagem GMAW automatizado utilizando DCEP, transferência globular, gás de proteção com CO₂, vazão de 6L/min e stickout de 10mm). O material utilizado para o substrato foi o aço

inoxidável martensítico resistente à corrosão 9Kh16N4B (também conhecido por EP56). Para a deposição em multicamadas é utilizado o aço inoxidável da classe 08Kh21N10G6 com diâmetro de 1,2mm. As composições químicas dos aços são dadas na Tabela 3.1 e na Tabela 3.2.

Tabela 3.1 – Composição química do aço 9Kh16N4B utilizado como substrato.

Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	S	P
base	0.08-0.12	< 0.6	< 0.5	15-16.5	4.0-4.5	0.05-0.15	< 0.015	< 0.030

Tabela 3.2 – Composição química do aço de deposição 08Kh21N10G6.

Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	S	P
base	< 0.10	0.20-0.70	5.0-7.0	20.0-22.0	9.0-11.0	< 0.10	< 0.018	< 0.035

A prototipagem foi realizada em 8 camadas e em linha reta, de modo que quando a deposição chegava em seu comprimento máximo determinado (180mm) o processo era interrompido e voltava ao seu ponto de partida para realizar a deposição subsequente. A amostra manufaturada pode ser vista na Figura 3.4 e os dados das dimensões geométricas, bem como dos parâmetros de soldagem utilizados podem ser vistos na Tabela 3.3 e na Tabela 3.4.



Figura 3.4 – Amostra a ser estudada, fabricada pelo método da prototipagem rápida por soldagem a arco (amostra superior).

Tabela 3.3 – Parâmetros de soldagem utilizados.

Corrente, A	Tensão, V	Velocidade de alimentação do arame, mm/s	Velocidade de soldagem, mm/min
120	22	58	300

Tabela 3.4 – Dimensões geométricas da amostra.

N° da medição	1	2	3	4	5
Espessura, mm	10.32	10.86	10.30	9.92	9.72
Altura, mm	13.34	14.32	14.32	14.34	16.02
Comprimento, mm	180				
N° de camadas	8				

Após a prototipagem completa, a amostra passou por processamentos específicos a fim de estar apta à verificação macro e microestrutural por meio de um microscópio óptico. Para isso, a amostra passou por um corte transversal ao cordão por meio de fresagem a baixa velocidade, em que se utilizou refrigeração abundante para eliminar a possibilidade de sobreaquecimento da peça e uma possível mudança estrutural. Após o corte, a amostra foi lixada e depois polida com tecido abrasivo grosseiro e fino, respectivamente, para obter uma superfície lisa. Por último, foi realizado um polimento eletromecânico com 10% de solução de ácido oxálico e com densidade de corrente próximo a $1\text{A}/\text{cm}^2$.

3.2.2 Resultados experimentais

A macroestrutura da amostra pode ser vista pela Figura 3.5a. Observam-se listras radiais que se iniciam no cordão raiz (cordão inferior) e vão até o cordão de solda superior. As estruturas dos cordões não se distinguem facilmente. As linhas de fusão entre cordões são difusas e sem contrastes. Defeitos de soldagem como trincas e escorrimientos de solda pelos cordões superiores estão ausentes. A zona termicamente afetada (ZTA) é visível sob o cordão raiz no metal de base e possui cerca de 2mm de espessura. A penetração do metal de solda no metal de base (substrato) é de aproximadamente 1,5mm.

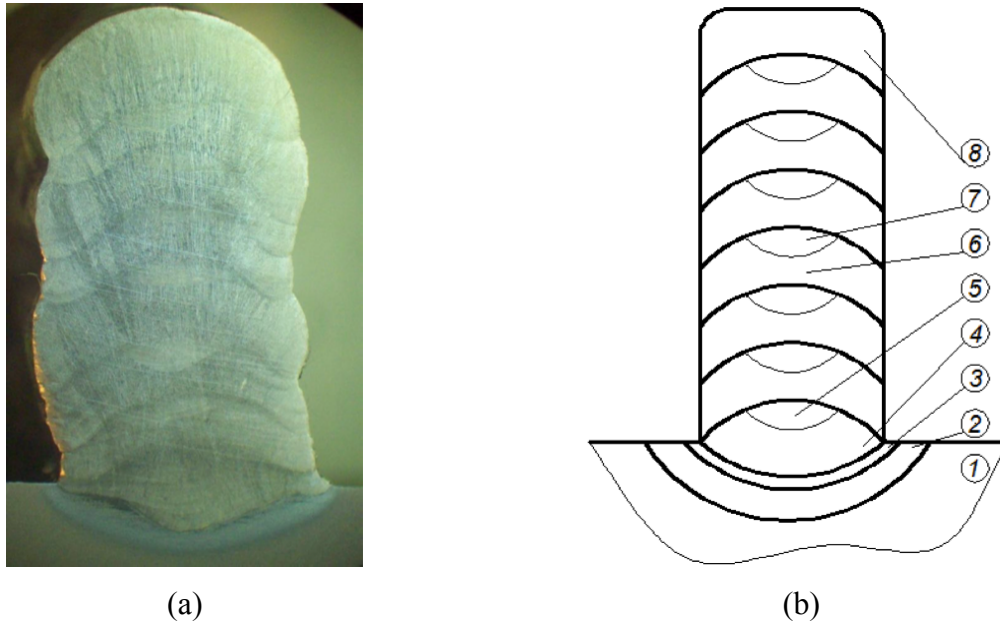


Figura 3.5 – (a) Foto mostrando a macroestrutura da amostra. (b) Esquema da amostra com as divisões dos cordões de solda.

A descrição microestrutural da amostra é dada na Tabela 3.5. Um esquema com zonas distintas é usado para a análise e a descrição da microestrutura da amostra, como mostrado pela Figura 3.5b.

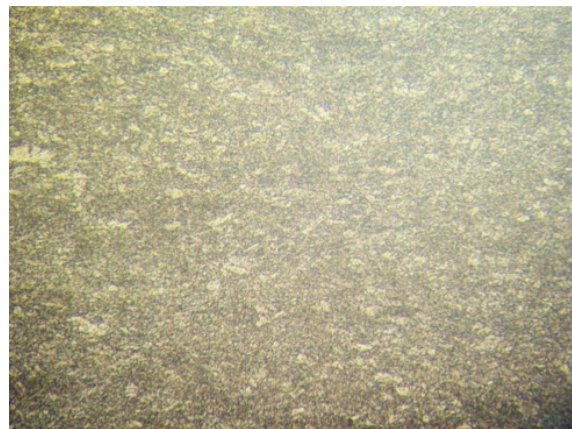
Tabela 3.5 – Breve descrição da microestrutura da amostra.

Zona n°	Descrição	Microdureza, HRC
1	Metal de base (substrato): possui estrutura de sorbita (perlita superdispersa) com pequena quantidade de austenita (Figura 3.6). Bandas horizontais mais escuras podem ser observadas no metal de base (Figura 3.6a).	26
2	Zona termicamente afetada (ZTA), a qual consiste em algumas regiões: A quantidade de austenita diminui na parte inferior da ZTA, a qual possui maior quantidade de sorbita, visível na parte de baixo da Figura 3.7a e à direita da Figura 3.7b. Austenita com partes não dissolvidas de carbeto e sorbetos prevalecem próximo ao centro da ZTA (acima e a esquerda na Figura 3.7a e Figura 3.7b). Região de austenita (manchas) próximo ao cordão de solda estão visíveis (acima e a esquerda na Figura 3.8a e no centro da Figura 3.9a).	39,5
3	Zona parcialmente fundida (ZPF): começa com finas bandas de austenita e na direção do metal de base consiste na fase austenita-ferrita com presumível nióbio eutético ao longo do contorno de	--

	grãos.	
4	Metal de solda: consiste em uma fina camada da fase austenita-ferrita. Próximo ao contorno do metal de base a estrutura parece ser colunar dendrítica e mais internamente ao metal de solda como dendrito equiaxial (Figura 3.9d e Figura 3.10). Faixas de uma crescente quantidade de ferrita são visíveis em algumas regiões próximas e paralelas à linha de fusão (Figura 3.9c).	26
5	Zona de fusão entre cordões (primeiro e segundo): possui pouco contraste e tem a estrutura do metal de solda do cordão raiz com uma quantidade maior de ferrita (faixas escuras na Figura 3.5a).	--
6	Metal de solda dos cordões intermediários possuem a mesma estrutura do cordão raiz, mas com dendritos alargados (Figura 3.11).	< 20
7	Zona de fusão entre cordões dos passos intermediários possuem aumento na quantidade de austenita (manchas esbranquiçadas na Figura 3.5a). A área da zona de fusão entre cordões aumenta até o centro da amostra (possui maior área entre o terceiro e o quarto cordão) e depois diminui novamente até o último cordão.	--
8	Metal de solda do último cordão tem a mesma estrutura do cordão raiz, mas com dendritos mais longos.	--



(a)

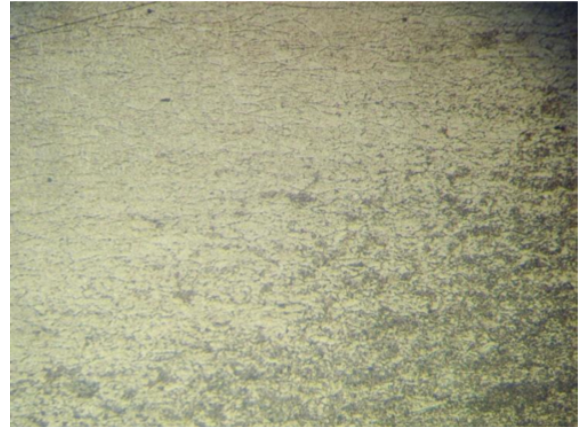


(b)

Figura 3.6 – Microestrutura do metal de base, a qual consiste em sorbita (perlita fina) com pequena quantidade de austenita. a) x63; b) x250.



(a)

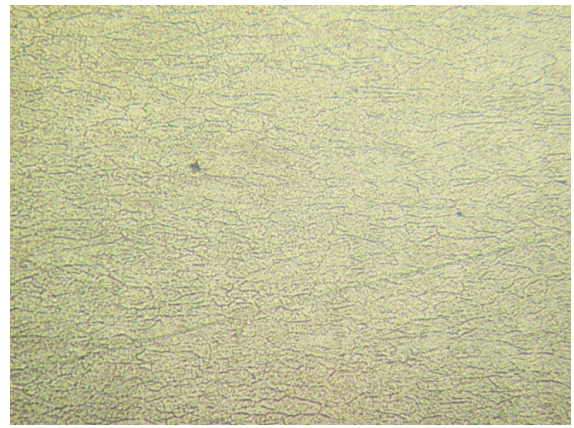


(b)

Figura 3.7 – Microestrutura do metal na zona de transição entre o metal de base (sorbita com pequenas quantidades de austenita) e ZTA (austenita com carbeto não dissolvidos e sorbita). a) x63; b)x250.

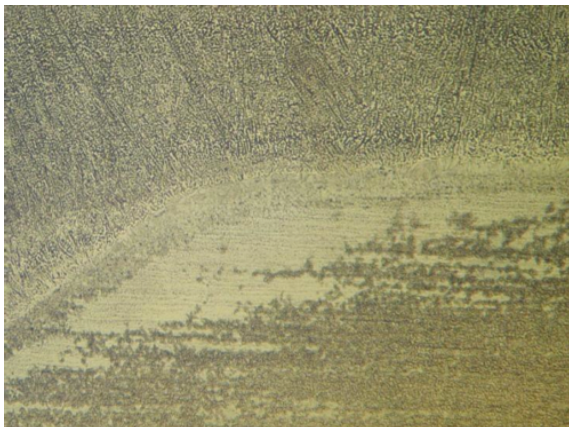


(a)

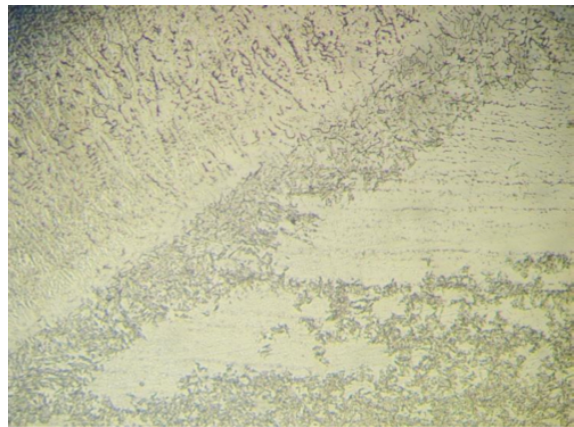


(b)

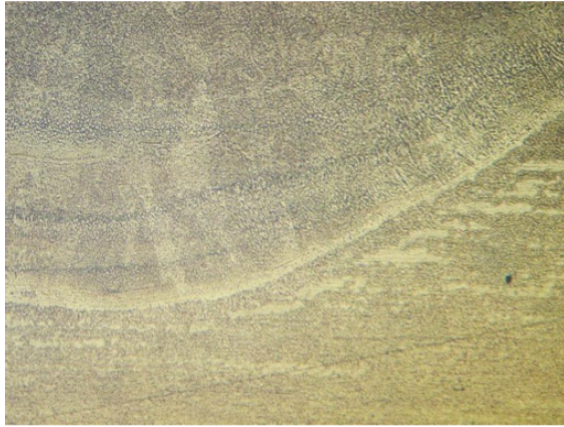
Figura 3.8 – Microestrutura da ZTA (centro – austenita com carbeto não dissolvidos e sorbitas; acima e a esquerda – áreas de austenita). a) x63; b) x250.



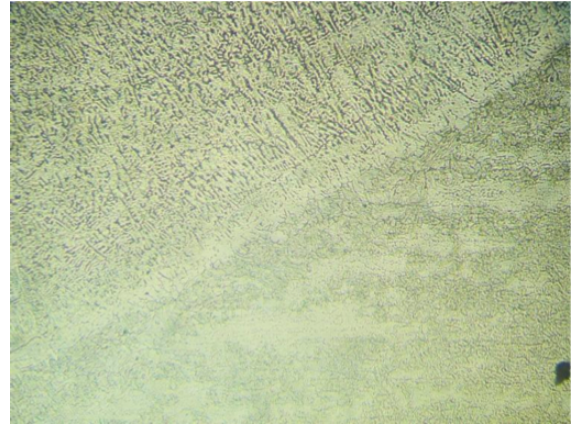
(a)



(b)

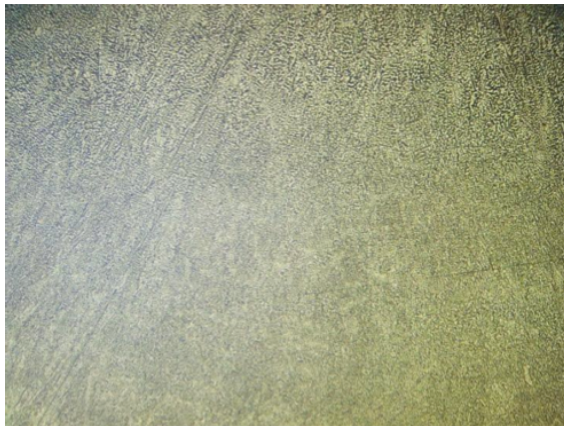


(c)

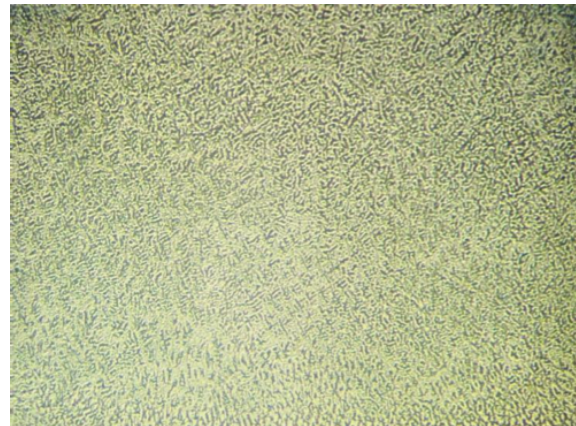


(d)

Figura 3.9 – Microestrutura na zona de transição do metal de base e do cordão raiz (acima – dendritos colunares do metal de solda, centro – finas faixas de austenita, abaixo – fase austenita sorbita com manchas grandes de austenita). (a) e (b) regiões mais à direita da amostra; (c) e (d) regiões mais ao centro da amostra. (a) e (c) x63; (b) e (d) x250.

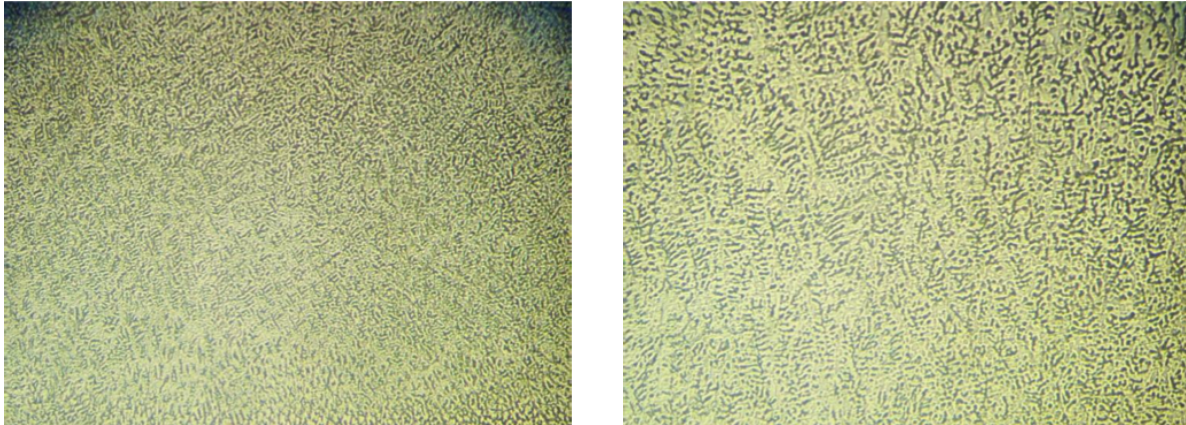


(a)



(b)

Figura 3.10 – Microestrutura do cordão raiz (fase austenita-ferrita refinada). a) x63; b) x250.



(a)

(b)

Figura 3.11 – Microestrutura do quinto cordão (fase austenita-ferrita com dendritos grandes quando comparados ao cordão raiz). a) x63; b)x250.

3.2.3 Interpretação dos resultados

3.2.3.1 Textura transcristalina

A presença de bandas radiais na macroestrutura do metal de solda é evidente da estrutura transcristalina, a qual é típica em soldagem multicamadas [30]. Na estrutura transcristalina, grãos colunares de cada cordão subsequente parecem prolongamentos dos grãos do cordão anterior, assim os grãos crescem de um cordão inferior para um cordão superior. Conseqüentemente, a fusão de cordões adjacentes parece com crescimento epitaxial [23].

É importante notar a existência da estrutura transcristalina tanto para dendritos colunares quanto para equiaxiais. Esta estrutura possui um conteúdo físico importante porque mostra a direção da transferência de calor no processo da deposição de solda.

3.2.3.2 Metal de base

A estrutura com bandas horizontais do metal de base (bem visível à baixa ampliação) mostra a direção de laminação na fabricação do metal EP56, de onde o substrato foi feito (Figura 3.6a).

A estrutura de sorbita (perlita refinada) com pequena quantidade de austenita é típica do aço EP56 no estado recozido. De acordo com o diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) a perlita é formada à baixas taxas de resfriamento, o que é típico para

recozimento (Figura 3.12). A quantidade de austenita na estrutura é pequena (menor que 10%), o que é típico para fases formadas a baixas temperaturas do aço estudado (Tabela 3.6).

A medida da dureza do metal de base é praticamente a mesma para o aço EP56 passado por têmpera a 950°C e então revenido à temperatura de 600°C.

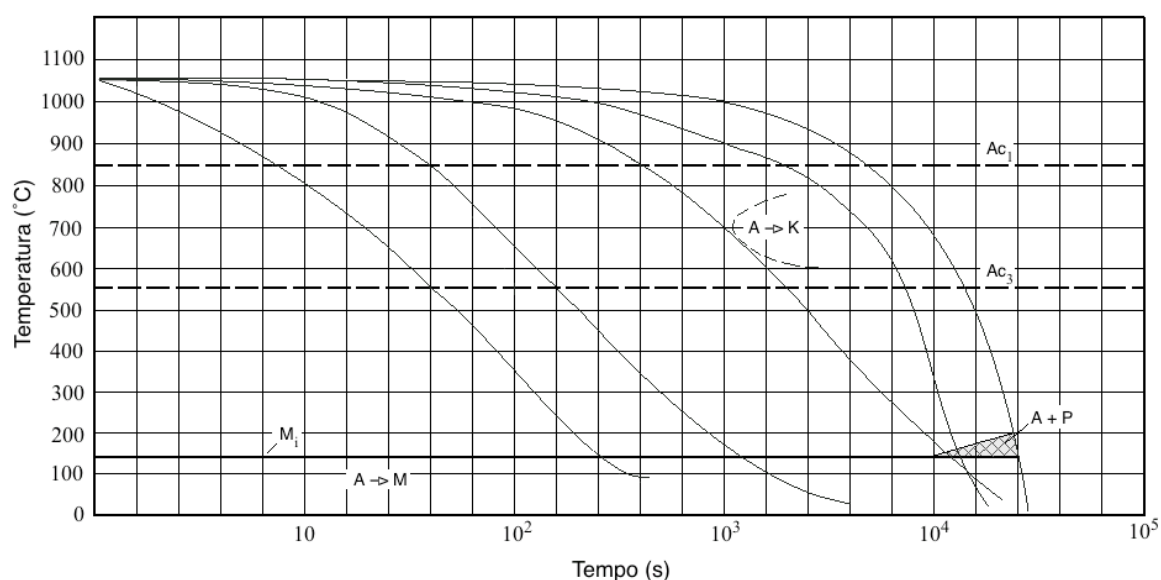


Figura 3.12 – Diagrama TRC para o aço EP56: Ac_1 – começo da transformação da austenita; Ac_3 – fim da transformação da austenita; A – austenita; k – carbeto; P – perlita; M_i – começo da transformação da martensita; M – martensita (Y – temperatura, °C; X – tempo, s). Extraído do certificado do fabricante e modificado.

Tabela 3.6 – Quantidade das fases do aço EP56 a diferentes temperaturas (dados extraídos do certificado do fabricante).

Temperatura, °C	Quantidade das fases, %	
	Fase α	Fase γ
400 - 500	95-97	3-5
550	90	10
600	70	30
650	35	65
700	25	75
750	16	84
800	6	94
850 - 1000	0	100

3.2.3.3 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

De acordo com o diagrama de fases (Figura 3.12), a zona termicamente afetada (ZTA) é constituída por diversas zonas (regiões) para diferentes temperaturas. Levando em consideração grandes taxas de resfriamento no processo de deposição de solda, pode-se afirmar que as fases típicas da ZTA são as de baixas temperaturas. Assim, as seguintes estruturas podem ser observadas do metal de base ao metal de solda: acima do ponto em que a austenitização, e a ZTA, começam (550°C) – estrutura de sorbita com pequenas quantidades de austenita; 550 a 850°C – incrementos sucessivos na quantidade de austenita; acima de 850°C – austenita. A fase austenita-ferrita é observada a temperaturas próximas ao ponto de fusão, a qual é típica para aços Cr-Ni com maiores quantidades de Cr que de Ni e, como resultado, a fase α primária é formada no processo de solidificação.

A susceptibilidade do aço EP56 à fragilidade após soldagem e resfriamento ao ar ambiente é resultado da alta dureza na zona da ZTA (HRC 39,5) [31]. Devido à baixa quantidade de carbono no aço (< 0,1%), este não possui relação com o aumento da dureza pela formação de carbetos. Assim, a razão da possível fragilidade é ligada ao estabelecimento de tensões de resfriamento ou com a formação de componentes intermetálicos como FeCr (conhecido como fase σ), o que é possível para aços Cr-Ni a temperaturas de 650 a 800°C [30]. Essas estruturas, de acordo com dados obtidos desse aço, proporcionam aumento de dureza às temperaturas de revenido de 450 a 500°C.

3.2.3.4 Zona parcialmente fundida (ZPF)

As finas camadas de austenita existentes na ZPF podem ser devidas à difusão do Ni (também do Mn e Cr) através das camadas de ferrita, isso porque a concentração de níquel no metal de solda é maior que no metal de base e porque a ferrita é menos compacta que a austenita.

A precipitação de carbetos nos contornos dos grãos é resultado do aumento da temperatura de dissolução do NbC. Por exemplo, a temperatura de dissolução do NbC no aço Cr-Ni 304 é por volta de 1400°C para aproximadamente 0,1% de carbono (Figura 3.13).

A fase δ visível como uma rede ao redor dos contornos dos grãos (acima e à direita na Figura 3.9b) é resultado da alta temperatura na ZPF, a qual é típica na solidificação da ferrita primária. Alta taxa de resfriamento após a soldagem estabiliza esta estrutura.

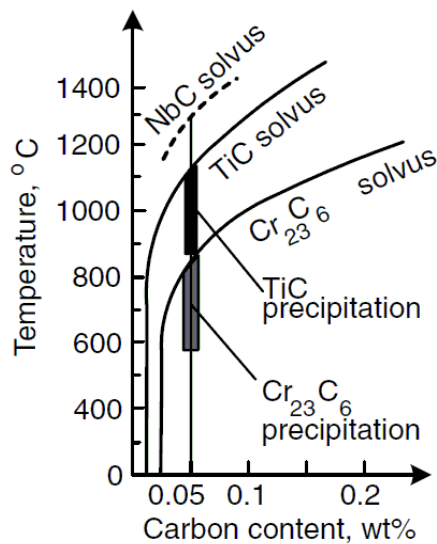


Figura 3.13 – Linha solvus para precipitação de carbetos no aço 304 (0,08% C; 2% Mn; 18-20% Cr; 8-12% Ni). [23]

3.2.3.5 Metal de solda

A fase austenita-ferrita obtida no metal de solda é típica da composição química do cordão raiz. Considerando que a área transversal do reforço é igual à da zona fundida do metal de base, pode-se admitir uma diluição de 50% (composição química do metal de solda resultante da mistura entre o metal de preenchimento e do substrato na razão de 1:1). Com base nessa hipótese, as composições químicas calculadas para os dois primeiros cordões depositados são mostradas na Tabela 3.7.

Tabela 3.7 – Cálculo da composição dos dois primeiros cordões depositados com 50% de dissolução.

Metal	Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	S	P
Metal de base	78.7	0.1	0.6	0.5	16	4	0.1	0.015	0.03
Metal de solda	62.7	0.1	0.05	6	21	10	0.1	0.018	0.035
Cordão Raiz (1° camada)	70.7	0.1	0.33	3.25	18.5	7	0.1	0.017	0.033
(2° camada)	66.7	0.1	0.19	4.64	19.75	8.5	0.1	0.017	0.034

De acordo com o diagrama de Schaeffler (Figura 2.24) para a composição calculada do cordão raiz, a fase austenita-ferrita com Cr e Ni equivalentes encontrados de 19% e 11,6%, respectivamente, são típicos para quantidades de ferrita de 5-10%. Para tais ligas com

composições similares de Cr-Ni (Figura 3.14a) a ferrita é a fase primária de solidificação. Austenita começa a precipitar na redução de temperatura e possui fase estável por volta de 1000-1250°C. O começo da precipitação de carbeto e ferrita provenientes da austenita acontece a temperaturas mais baixas que 1000°C. Mas o diagrama real das fases do metal de solda é mais complicado, isso porque a influência do Mn não foi levada em consideração. A fase austenita-ferrita torna-se região de austenita (Figura 3.14b) quando a quantidade de Mn aumenta nos aços Cr-Mn.

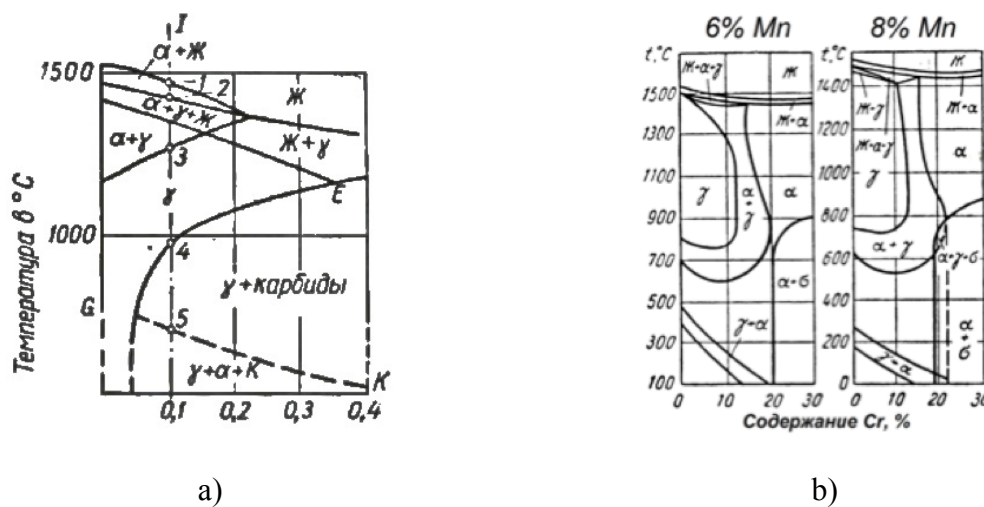
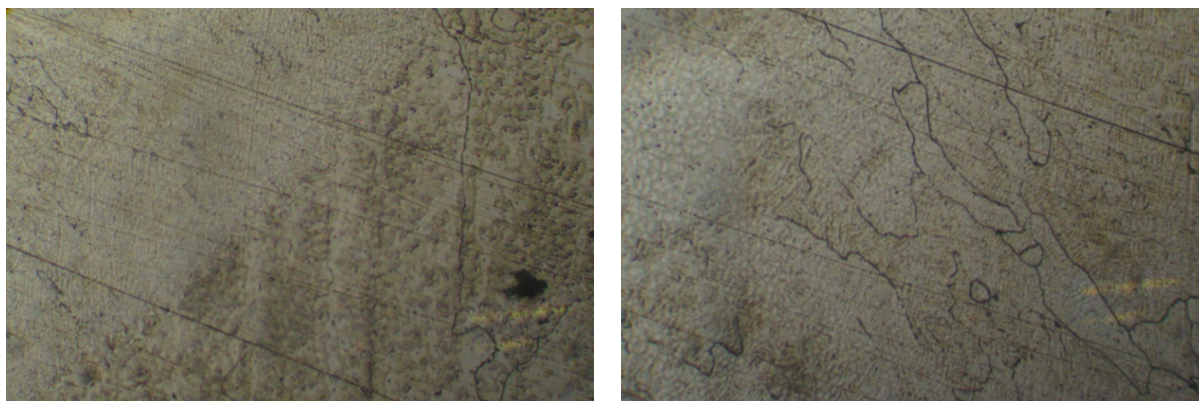


Figura 3.14 – Seção pseudo-binária de um diagrama de fase tripla. a) Sistema Fe-Cr-Ni [30]; b) Sistema Fe-Cr-Mn [32] para diferentes quantidades de Mn.

A composição química a partir da quarta camada é praticamente a mesma do metal de solda, nas quais Cr e Ni equivalente estão próximos de 21,1% e 16%, respectivamente. De acordo com o diagrama da Figura 2.24 esta composição é típica para a estrutura austenita do cordão de solda, a qual pode ser vista apenas na zona de fusão de cordões adjacentes (Figura 3.15).

Em cordões de solda de fase dupla, a ferrita visível é a ferrita primária [30]. Assim, transformações $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, de acordo com a Figura 3.14a, não são possíveis no processo de resfriamento do cordão de solda. Sob essa circunstância os diagramas de fase Fe-Cr-Ni-C e Fe-Cr-Ni-Mn-C devem ser analisados com mais detalhe, já que esses diagramas não levam em consideração elevados níveis de aquecimento e taxas de resfriamento.



a)

b)

Figura 3.15 – Microestrutura da zona de fusão entre cordões adjacentes (x300): a) fronteira entre a zona de fusão e o cordão; b) zona de fusão.

Como regra básica, em processos de soldagem em vários passes de deposição de solda (soldagem multicamadas) é inevitável a ocorrência de múltiplos ciclos térmicos. Em geral, pode-se dizer que o cordão de solda número N já não é significativamente afetado por ciclos de aquecimento e resfriamento provindos dos cordões N+2 devido às baixas temperaturas atingidas (abaixo de 500°C) [33]. Distintas situações podem ocorrer com relação ao pico de temperatura do passe posterior em uma região do passe anterior (Figura 3.16):

- No caso A, o segundo pico de temperatura é inferior à temperatura mínima de austenitização (ponto Ac_1) – carbeto e ferrita podem precipitar.
- No caso B, o segundo pico de temperatura está na região de início da austenitização – aumento da quantidade de austenita deve estar visível.
- No caso C, o segundo pico de temperatura está na região de austenitização (temperaturas maiores que a da austenitização completa) – austenita precipita em regiões com grandes quantidades de carbono (como resultado da dissolução de carbeto).
- No caso D, a temperatura do segundo pico é mais alta que a região de estabilidade da austenita.

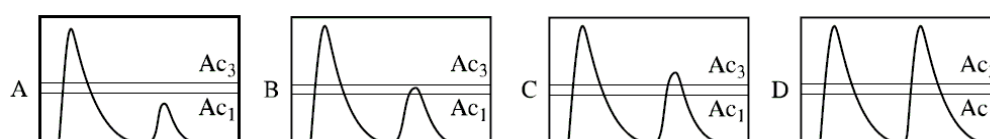


Figura 3.16 – Ciclos térmicos nos cordões de solda.

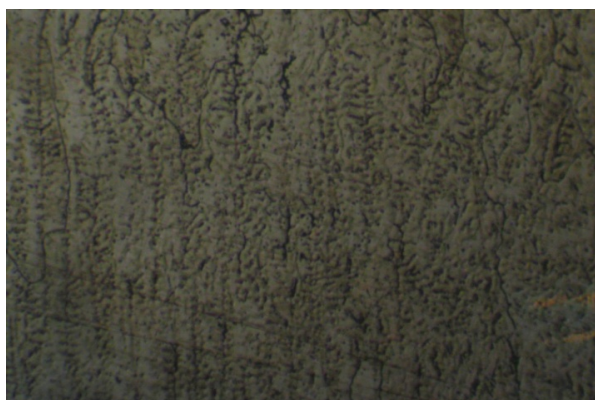
Assim, região com aumento da quantidade de austenita (Figura 3.15b) é resultado de um aquecimento com temperatura maior que A_{c3} . É importante notar que há outras zonas levemente marcadas no metal de solda, o que ocorre devido a maiores complicações das condições de transferência de calor em soldagem multicamadas. Crescimento radial dos dendritos é observada na parte superior da micrografia da Figura 3.17, que é resultado das diferentes condições de transferência de calor para diferentes locais do metal de solda.



Figura 3.17 – Zona de fusão de cordões adjacentes no metal de solda.

Entretanto, no meio da micrografia (Figura 3.17) a região de austenita típica da zona C é observada. Acima da região de austenita localiza-se a zona D com um aumento na quantidade de pontos negros, resultado da precipitação da fase δ a temperaturas próximas do ponto de fusão. Abaixo da região de austenita pontos de tonalidade cinza escuro (zonas A e B) são observadas como resultado de um aumento da precipitação de ferritas α , carbeto e possíveis fase σ (a fase σ parece com ferrita α para o método de ataque químico utilizado). Alguma quantidade de ferrita δ aparece nessa zona, mas essa fase é praticamente livre de regiões de austenita. Dendritos dessa zona possui dimensões maiores que da zona D.

Complicações maiores da transferência de calor em cordões superiores são confirmados pelo aumento do tamanho dos dendritos (Figura 3.10 e Figura 3.11). Este aumento é mais expressivo para amostras em multicamadas (Figura 3.18).



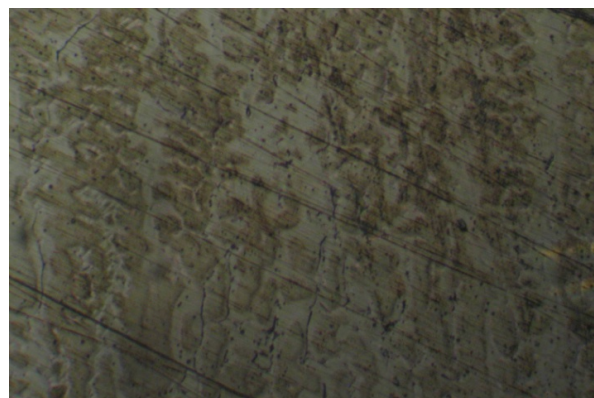
a)



b)



c)



d)



e)



f)

Figura 3.18 – Diferença na dimensão dos dendritos para a amostra multicamada (x300): a) 1° cordão; b) 2° cordão; c) 4° cordão; d) 6° cordão; e) 8° cordão; f) borda superior do 8° cordão.

3.3 CONCLUSÕES PRELIMINARES

A utilização da prototipagem rápida por soldagem a arco em materiais de alto custo, como os de aplicação aeroespacial, se mostrou vantajosa. Comparando com métodos tradicionais de fabricação, a simulação da deposição de metal em camadas sucessivas desperdiçou bem menos material que a primeira. Já a simulação da utilização conjunta dos dois métodos deu indicações ainda mais expressivas, já que foi o que desperdiçou menos material.

Embora a peça a ser fabricada fosse de pequenas dimensões o resultado positivo da utilização da prototipagem por soldagem a arco dá indícios de que, para dimensões maiores, o desperdício será bastante pequeno, comprovando que a utilização dessa tecnologia tem grande potencial para uso industrial e tecnológico. A deposição de soldas múltiplas, como no caso da prototipagem rápida por soldagem a arco vista aqui, é um processo bastante complicado que lida com os seguintes efeitos:

- Múltiplo aquecimento dos cordões de solda e do substrato como resultado da transferência de calor pela deposição sucessiva de cordões.
- Complicação da transferência de calor do metal de solda conforme aumenta a distância da superfície do substrato.
- Diferentes condições de aquecimento e resfriamento dos cordões sucessivos (como resultado tem-se diferentes condições de pré-aquecimento).

Dessa forma, embora o contínuo estudo metalográfico de materiais fabricados por essa tecnologia de processamento seja uma maneira prática de se chegar a resultados detalhados, em níveis microscópicos, de modo que se possa compreender e até mesmo prever as propriedades mecânicas encontradas em diferentes partes de uma mesma peça, a microestrutura e as heterogeneidades encontradas são resultados dos ciclos térmicos envolvidos no processo. Assim sendo, a tecnologia aqui proposta, em sua forma ideal, deve ser capaz de determinar os ciclos térmicos, as amplitudes de temperatura e as taxas de resfriamento envolvidas e, dessa forma, ser capaz de prever com relativa aproximação a microestrutura e as propriedades físicas da peça manufaturada.

A fim de dar início a tal proposta, deve-se estruturar o domínio problema de forma que as equações de temperatura possam reproduzir virtualmente o que ocorre em um caso real. Os estudos realizados nos capítulos subsequentes são dedicados a essa proposta.

4 MODELO MATEMÁTICO

4.1 PRINCIPAIS HIPÓTESES

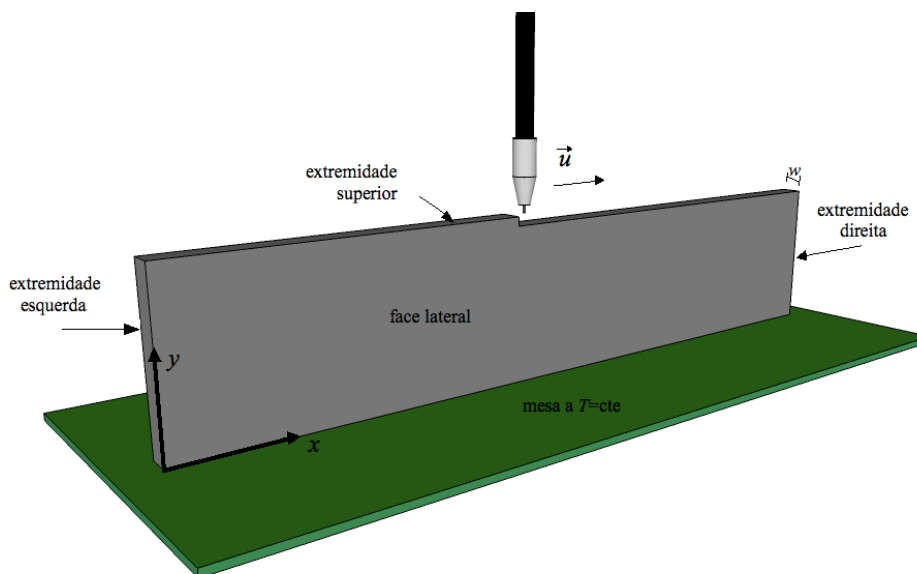


Figura 4.1 - Ilustração do modelo físico pretendido.

A Figura 4.1 ilustra o domínio físico do problema que se deseja estudar. Trata-se de uma placa plana vertical montada sobre uma superfície plana. Uma tocha de soldagem deposita material metálico líquido a uma temperatura constante. A tocha movimenta-se ciclicamente sobre a extremidade superior da placa a uma velocidade constante ao longo de cada ciclo (apenas o sentido do movimento é alterado).

O estudo realizado tem como objetivo principal determinar a distribuição de temperaturas em função do tempo devido à transferência de calor originada pela deposição de material pela tocha sujeita às condições de contorno da placa. Considera-se que a placa possui espessura várias ordens de magnitude inferior à altura e ao comprimento da mesma. Assim, algumas considerações foram feitas para o equacionamento do problema proposto:

- 1 - A difusão de calor é bidimensional e se dá nas direções x e y , de acordo com o ordenamento proposto na Figura 4.1.
- 2 - Temperatura constante ao longo da espessura w (número de Biot baseado em w é muito pequeno).
- 3 - A temperatura na base do sistema é mantida constante por meio de uma bancada refrigerada desenvolvida no laboratório GRACO, da UnB.

- 4 - Existe convecção natural, ou forçada, e radiação em toda a parte exposta da placa.
- 5 - As propriedades térmicas do material utilizado (condutividade térmica k e calor específico c) não são constantes e dependem da temperatura. Admite-se uma variação linear dessas propriedades, que concorda com os dados disponíveis na literatura.

4.2 DEDUÇÃO DO MODELO DIMENSIONAL

O balanço de energia para um volume de controle diferencial da placa plana (Figura 4.2) é dado por

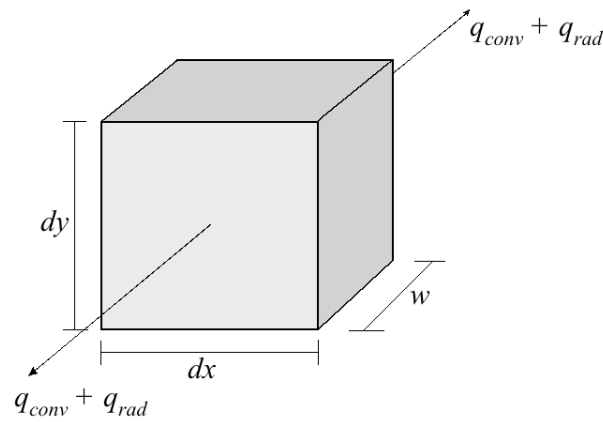


Figura 4.2 – Volume diferencial da placa plana.

$$dx dy w \frac{\partial(\rho U)}{\partial t} = 2 h_{conv} dx dy (T_{\infty} - T) + 2 \epsilon \sigma dx dy (T_{\infty}^4 - T^4) + \dots \quad (9.1)$$

$$\dots + (q''_x - q''_{x+dx}) dy w + (q''_y - q''_{y+dy}) dx w$$

onde, U é a energia interna, q''_x e q''_y os fluxos de calor que entram no volume de controle e q''_{x+dx} e q''_{y+dy} os fluxos de calor que saem do volume de controle.

O termo a esquerda da Equação (9.1) representa a energia interna do volume de controle, o primeiro e o segundo termo a direita representam, respectivamente, a convecção e a radiação na direção z (faces laterais) e os dois últimos representam a difusão nas direções x e y .

Dividindo a Equação (9.1) por $dx dy w$ tem-se que

$$\frac{\partial(\rho U)}{\partial t} = 2 \frac{h_{conv}}{w} (T_{\infty} - T) + 2 \frac{\epsilon \sigma}{w} (T_{\infty}^4 - T^4) + \frac{(q''_x - q''_{x+dx})}{dx} + \frac{(q''_y - q''_{y+dy})}{dy}. \quad (9.2)$$

Para um sólido de massa específica ρ constante temos que $\frac{\partial(\rho U)}{\partial t} = \rho c \frac{\partial T}{\partial t}$. Como

$q''_x - q''_{x+dx} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) dx$ [18], sendo o mesmo para a direção y, a Equação (9.2) fica

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \nabla T) + \frac{2h_{conv}}{w} (T_\infty - T) + 2 \frac{\epsilon \sigma}{w} (T_\infty^4 - T^4). \quad (9.3)$$

Caso a condutividade térmica do material possa ser considerada constante, a Equação (9.3) fica

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = k(\nabla^2 T) + \frac{2h_{conv}}{w} (T_\infty - T) + 2 \frac{\epsilon \sigma}{w} (T_\infty^4 - T^4). \quad (9.4)$$

As Equações (9.3) e (9.4) representam as equações governantes em um processo de transferência de calor ao longo de uma superfície plana, no qual são considerados efeitos de condução, convecção e radiação. De outra forma, essas equações podem ser interpretadas como equações para uma superfície expandida bidimensional (aleta), em um processo transiente de troca de calor.

4.3 ADIMENSIONALIZAÇÃO E GRUPOS ADIMENSIONAIS GOVERNANTES

A adimensionalização da equação governante (9.3) traz interpretações importantes na caracterização do problema proposto, podendo favorecer a identificação de situações críticas ou fenômenos físicos relacionados.

Para determinar os grupos adimensionais governantes é necessário assumir determinadas dimensões características.

- Comprimento característico:

Como a espessura w é uma constante do problema e possui grande importância nos parâmetros do processo de transferência de calor, esta foi definida como o comprimento característico.

- Tempo característico:

O tempo característico foi definido em função da espessura w e da velocidade de deslocamento da tocha u . Assim, pode-se dizer que $t_c = \frac{w}{u}$, interpretada como um tempo necessário para a tocha percorrer e depositar material numa determinada posição.

Definido o tempo característico o tempo adimensional fica,

$$t^* = \frac{t}{t_c} = \frac{t}{w / \mathbf{u}}. \quad (9.5)$$

- Adimensionalização da temperatura:

A temperatura adimensional T^* foi definida como uma temperatura dividida por uma diferença de temperatura de referência do seguinte modo,

$$T^* = \frac{T}{\Delta T} = \frac{T}{T_\infty - T_w}, \quad (9.6)$$

onde T_w é a temperatura de referência na superfície e T_∞ pode ser considerada como a temperatura ambiente.

Outros termos necessários à adimensionalização da Equação (9.3) são o gradiente adimensional, o coeficiente de condutividade térmica adimensional e o calor específico adimensional, dados por

$$\nabla^* = \nabla_w, \quad (9.7)$$

$$k^* = \frac{k}{k_{ref}}, \quad (9.8)$$

e

$$c^* = \frac{c}{c_{ref}}, \quad (9.9)$$

onde k_{ref} é o coeficiente de condutividade térmica de referência e c_{ref} é o calor específico de referência.

Assim, com esses parâmetros definidos pode-se adimensionalizar a Equação (9.3), repetida abaixo, da seguinte forma:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \nabla T) + 2 \frac{h_{conv}}{w} (T_\infty - T) + 2 \frac{\varepsilon \sigma}{w} (T_\infty^4 - T^4),$$

inserindo os termos adimensionais correspondentes

$$\begin{aligned} \frac{u\rho c^* c_{ref}(T_\infty - T_w)}{w} \frac{\partial T^*}{\partial t^*} = \Delta T \frac{k_{ref}}{w^2} \nabla^* \cdot (k^* \nabla^* T^*) + \frac{2h_{conv}}{w} \Delta T (T_\infty^* + T^*) + \dots \\ \dots + 2 \frac{\varepsilon\sigma}{w} \Delta T^4 (T_\infty^{*4} + T^{*4}). \end{aligned} \quad (9.10)$$

Dividindo a Equação (9.10) por $\Delta T \frac{k_{ref}}{w^2}$ tem-se

$$\frac{\rho u c_{ref} w}{k_{ref}} \frac{\partial T^*}{\partial t^*} = \nabla^* \cdot (k^* \nabla^* T^*) + 2 \frac{h_{conv} w}{k_{ref}} (T_\infty^* - T^*) + 2 \Delta T^3 \frac{\varepsilon\sigma w}{k_{ref}} (T_\infty^{*4} - T^{*4}). \quad (9.11)$$

A partir da Equação (9.11) determinam-se os três grupos adimensionais governantes como,

$$\pi_1 = \frac{\rho u c_{ref} w}{k_{ref}}, \quad (9.12)$$

$$\pi_2 = 2 \frac{h_{conv} w}{k_{ref}}, \quad (9.13)$$

$$\pi_3 = 2 \Delta T^3 \frac{\varepsilon\sigma w}{k_{ref}} = 2 \frac{h_{rad} w}{k_{ref}}. \quad (9.14)$$

Substituindo os grupos adimensionais na Equação (9.11) encontra-se que

$$\pi_1 \frac{\partial T^*}{\partial t^*} = \nabla^* \cdot (k^* \nabla^* T^*) + \pi_2 (T_\infty^* - T^*) + \pi_3 (T_\infty^{*4} - T^{*4}). \quad (9.15)$$

Assim, a Equação (9.15) representa a proposta inicial da adimensionalização da equação governante, Equação (9.3).

Uma análise prévia do primeiro grupo adimensional permite perceber que, se $\pi_1 \ll 1$ o problema tende a ser permanente ou quase estático. Nota-se ainda que

$$\pi_1^{-1} = \frac{k_{ref}}{\rho c_{ref} w u} \quad (9.16)$$

e, utilizando o comprimento da placa L em que a tocha de soldagem percorre e lembrando que $u = w/t_c$, pode-se chegar à seguinte equação após alguma manipulação

$$\pi_1^{-1} = \frac{L^2 k(1/L)}{\rho c L^2 w(1/t_c)} \left(\frac{L}{w} \right), \quad (9.17)$$

em que a parte que multiplica L/w pode ser analisada como o número de Fourier baseado na velocidade de translação da tocha ou, melhor dizendo, o número de Fourier associado ao processo de soldagem (FO_{sold}). O número de Fourier representa a razão entre a taxa na qual o calor é conduzido pela placa e a taxa na qual o calor é acumulado no material, tendo por referência a velocidade de avanço da tocha. Assim, o primeiro grupo adimensional pode ser representado por

$$\pi_1 = FO_{sold}^{-1} \left(\frac{w}{L} \right), \quad (9.18)$$

em que w/L representa uma razão de aspecto entre a espessura e o comprimento da placa.

Os dois últimos grupos adimensionais possuem relação com o número de Biot ($Bi = hw/k$), que representa a resistência interna à condução de um corpo em relação à resistência de convecção, ou radiação, entre a superfície e o fluido. Assim, caso o segundo, ou terceiro, grupo adimensional seja muito maior que um ($\pi_2 \gg 1$, ou $\pi_3 \gg 1$) a transferência de calor por convecção, ou radiação, será muito intensa e predominará sobre o outro modo (condução bidimensional). Se por um lado pode ser bom para garantir a integridade da peça sólida, por outro pode causar tensões térmicas em limites extremos facilitando, por exemplo, a ocorrência de trincas.

Portanto, a equação governante adimensionalizada (9.15) pode ser representada por

$$FO_{sold}^{-1} \left(\frac{w}{L} \right) \frac{\partial T^*}{\partial t^*} = \nabla^* \cdot (k^* \nabla^* T^*) + 2Bi_{conv} (T_\infty^* - T^*) + 2Bi_{rad} (T_\infty^{*4} - T^{*4}) \quad (9.19)$$

em que Bi_{conv} e Bi_{rad} é o número de Biot de convecção e radiação, respectivamente, associados ao processo de soldagem.

5 METODOLOGIA NUMÉRICA

Neste trabalho aplicou-se o método das diferenças finitas para se obter uma solução numérica do problema diferencial definido pela Equação governante (9.3), ou pela Equação governante adimensionalizada (9.19), e condições de contorno apropriadas.

O método de diferenças finitas [34] aproxima a solução do problema em pontos definidos por uma discretização do domínio. Para isso, emprega séries de Taylor com a finalidade de produzir aproximações para as derivadas da função solução. Assim, para uma função qualquer de uma única variável, tem-se a expansão em série mostrada na Equação (5.1).

$$f(x) = f(x_i) + (\Delta x) \left. \frac{\partial f}{\partial x} \right|_{x_i} + \frac{(\Delta x)^2}{2!} \left. \frac{\partial^2 f}{\partial x^2} \right|_{x_i} + \dots + \frac{(\Delta x)^n}{n!} \left. \frac{\partial^n f}{\partial x^n} \right|_{x_i} + O(\Delta x)^{n+1}, \quad (10.1)$$

em que $\Delta x = x - x_i$ e $O(\Delta x)^{n+1}$ é o termo referente ao erro local de truncamento (ELT), o qual fornece uma medida na diferença entre o valor exato da derivada e sua aproximação numérica (diminui com o refinamento da malha) [35].

Para o presente caso, devem-se obter aproximações para derivadas primeiras e segundas da função temperatura, considerando as equações governantes as condições de contorno do problema.

A Figura 5.1 mostra uma discretização estruturada e regular do domínio de cálculo.

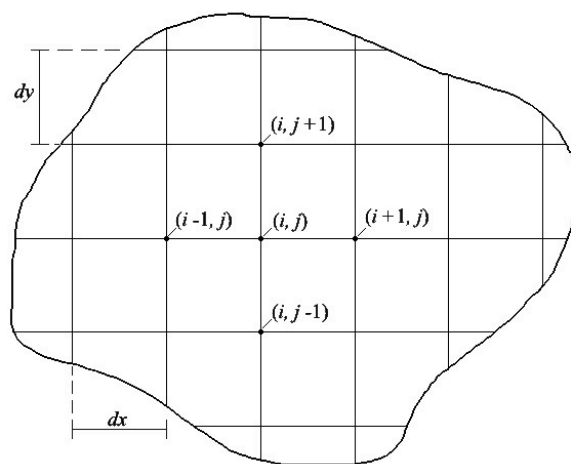


Figura 5.1 – Discretização do domínio de cálculo.

Um esquema centrado no nó genérico (i,j) fornece as seguintes aproximações para as derivadas da função T ,

$$\left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_i = \frac{T(x_i + \Delta x, y_i) - T(x_i - \Delta x, y_i)}{2\Delta x} + O(\Delta x)^2 \quad (10.2)$$

e

$$\left. \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right|_i = \frac{T(x_i + \Delta x, y_i) - 2T(x_i) + T(x_i - \Delta x, y_i)}{(\Delta x)^2} + O(\Delta x)^2. \quad (10.3)$$

As aproximações para as derivadas $\frac{\partial T}{\partial y}$ e $\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}$ são calculadas de forma análoga. Para tais equações, o erro local de truncamento mostra que as discretizações espaciais possuem aproximação de segunda ordem.

Para a discretização temporal é utilizado o método de Euler, o qual corresponde ao método de Taylor parando na primeira derivada como se mostra,

$$T(t_i + \Delta t) = T(t_i) + \left. \frac{\partial T}{\partial t} \right|_i \Delta t + O(\Delta t)^2, \quad (10.4)$$

de onde segue que

$$\left. \frac{\partial T}{\partial t} \right|_i = \frac{T(t_i + \Delta t) - T(t_i)}{\Delta t} + O(\Delta t), \quad (10.5)$$

que é a discretização da derivada temporal com aproximação de primeira ordem.

As aproximações das derivadas espaciais ($\partial T/\partial x$, $\partial T/\partial y$, $\partial^2 T/\partial x^2$ e $\partial^2 T/\partial y^2$) podem ser feitas no nível do tempo n (T^n) ou $n+1$ (T^{n+1}). A escolha determina se o método de solução utilizado será o método de Euler explícito (T^n) ou implícito (T^{n+1}).

Embora o método de Euler implícito seja atrativo por sua estabilidade, o método utilizado nesse trabalho é o de Euler explícito. Tal escolha se deve ao fato de que a utilização de T^n evita a solução de sistemas algébricos não-lineares.

O preço pago pela escolha do método de Euler explícito está na condição de estabilidade. Quando a EDP é linear, o critério de estabilidade pode ser determinado utilizando a técnica conhecida como “análise de estabilidade de von Neumann” [35].

Para a equação de difusão de calor discretizada em duas dimensões espaciais, a análise de von Neumann fornece

$$s = \alpha(\Delta t) \left[\frac{1}{(\Delta x)^2} + \frac{1}{(\Delta y)^2} \right] \leq \frac{1}{2} \quad (10.6)$$

onde s determina a condição para que a solução numérica possa chegar a resultados satisfatórios, ou seja, é a condição de estabilidade numérica.

Para uma malha uniforme, $\Delta x = \Delta y = \Delta S$, a restrição para a condição de estabilidade torna-se

$$s = \frac{2\alpha(\Delta t)}{(\Delta S)^2} \leq \frac{1}{2} \Rightarrow s = \frac{\alpha(\Delta t)}{(\Delta S)^2} \leq \frac{1}{4} \quad (10.7)$$

Caso se deseje obter uma malha mais refinada como, por exemplo, dividindo ΔS original por dois, pela análise da Equação (10.7) percebe-se que para a condição de estabilidade ser satisfeita o valor de Δt deve ser quatro vezes menor. Além disso, como agora existem quatro vezes mais pontos e um intervalo de tempo inferior em quatro vezes, o esforço computacional é de dezesseis vezes maior que o esforço computacional do problema original.

Para uma equação de difusão bidimensional com transferência de calor por convecção e considerando ainda k constante, pode-se utilizar o processo mais simplificado [18], o qual garante que é suficiente para a condição de estabilidade manter o coeficiente associado com o nó de interesse no tempo anterior sendo maior ou igual a zero, o que fornece

$$Fo(2 + Bi\Delta x) \leq \frac{1}{2}. \quad (10.8)$$

As duas análises apresentadas são condições necessárias mas não suficientes às equações apresentadas nesse trabalho por se tratar de uma equação não linear com variáveis c e ρ não constantes. Assim, tais análises servem apenas como uma referência para o critério de estabilidade.

Nas simulações realizadas neste trabalho, utilizou-se uma malha uniforme com espaçamentos horizontal e vertical entre pontos (Δx e Δy) iguais a 0,001m. Na discretização temporal, utilizou-se $\Delta t = 0,01s$, valor suficientemente pequeno para manter a estabilidade numérica da simulação, sem entretanto provocar uma carga computacional excessiva.

5.1 DISCRETIZAÇÃO DA EQUAÇÃO GOVERNANTE ADIMENSIONAL

Antes de iniciar a discretização da equação governante deve-se primeiro definir a função adimensional que rege as variações das propriedades térmicas k^* e c^* . Como já considerado, tais propriedades variam linearmente com a temperatura. Assim, para o coeficiente de condutividade térmica

$$k = f(T) = aT + k_0, \quad (10.9)$$

fazendo $k_0 = k_{ref}$ e dividindo tudo por k_{ref} tem-se

$$k^* = \beta T^* + 1, \quad (10.10)$$

desde que $k^* = k / k_{ref}$ e $\beta = a\Delta T / k_{ref}$.

Seguindo o mesmo passo para o calor específico chega-se a

$$c^* = \gamma T^* + 1, \quad (10.11)$$

onde $c^* = c / c_{ref}$ e $\gamma = b\Delta T / c_{ref}$.

Após isso, pode-se discretizar a equação governante adimensionalizada em duas dimensões (x e y) em nível do tempo n utilizando o método de Euler explícito para o avanço no tempo.

A equação governante adimensionalizada, Equação (9.19), é repetida abaixo por conveniência,

$$Fo_{solid}^{-1} \left(\frac{w}{L} \right) \frac{\partial T^*}{\partial t^*} = \nabla^* \cdot (k^* \nabla^* T^*) + 2Bi_{conv} (T_\infty^* - T^*) + 2Bi_{rad} (T_\infty^{*4} - T^{*4})$$

Desenvolvendo o primeiro termo à direita da equação tem-se que

$$\nabla^* \cdot (k^* \nabla^* T^*) = \nabla^* k^* \cdot \nabla^* T^* + k^* \nabla^{*2} T^*, \quad (10.12)$$

substituindo agora o valor de k^* o resultado final será

$$\nabla^* \cdot (k^* \nabla^* T^*) = \beta (\nabla^* T^*)^2 + (\beta T^* + 1) (\nabla^{*2} T^*). \quad (10.13)$$

Dessa forma, inserindo a Equação (10.13) na Equação (9.19) e dando início à discretização:

$$\begin{aligned}
Fo^{-1} \left(\frac{w}{L} \right) c^* \frac{T_{(i,j)}^{*n+1} - T_{(i,j)}^{*n}}{\Delta t^*} &= \beta \left(\left(\frac{T_{i+1,j}^n - T_{i-1,j}^n}{2\Delta x} \right)^2 + \left(\frac{T_{i,j+1}^n - T_{i,j-1}^n}{2\Delta y} \right)^2 \right) + \dots \\
\dots + (\beta T_{(i,j)}^{*n} + 1) &\left(\frac{T_{(i+1,j)}^n - 2T_{(i,j)}^n + T_{(i-1,j)}^n}{(\Delta x)^2} + \frac{T_{(i,j+1)}^n - 2T_{(i,j)}^n + T_{(i,j-1)}^n}{(\Delta y)^2} \right) + \dots \\
\dots + 2Bi_{conv} (T_{\infty}^* - T_{(i,j)}^{*n}) &+ 2Bi_{rad} \left[(T_{\infty}^*)^4 - (T_{(i,j)}^{*n})^4 \right],
\end{aligned} \tag{10.14}$$

com i, j, n e $n+1$ sendo os índices dos pontos discretos em x e y , e os tempos presente e futuro, respectivamente.

Isolando a temperatura do tempo futuro ($n+1$), tem-se então

$$\begin{aligned}
T_{(i,j)}^{*n+1} &= T_{(i,j)}^{*n} + Fo \left(\frac{L}{w} \right) \frac{\Delta t^*}{c^*} \beta \left(\left(\frac{T_{i+1,j}^n - T_{i-1,j}^n}{2\Delta x} \right)^2 + \left(\frac{T_{i,j+1}^n - T_{i,j-1}^n}{2\Delta y} \right)^2 \right) + \dots \\
\dots + Fo \left(\frac{L}{w} \right) \frac{\Delta t^*}{c^*} (\beta T_{(i,j)}^{*n} + 1) &\left(\frac{T_{(i+1,j)}^n - 2T_{(i,j)}^n + T_{(i-1,j)}^n}{(\Delta x)^2} + \frac{T_{(i,j+1)}^n - 2T_{(i,j)}^n + T_{(i,j-1)}^n}{(\Delta y)^2} \right) + \dots \\
\dots + \frac{\Delta t^*}{\pi_1 c^*} 2Bi_{conv} (T_{\infty}^* - T_{(i,j)}^{*n}) &+ \frac{\Delta t^*}{\pi_1 c^*} 2Bi_{rad} \left[(T_{\infty}^*)^4 - (T_{(i,j)}^{*n})^4 \right].
\end{aligned} \tag{10.15}$$

A Equação (10.15) é a equação governante discretizada explicitamente com aproximação de segunda ordem no espaço e primeira ordem no tempo.

5.2 DISCRETIZAÇÃO DAS CONDIÇÕES DE CONTORNO

Para aplicação das condições de contorno que envolvem derivadas espaciais da temperatura, aplica-se o método de diferenças finitas de segunda ordem em nó do contorno, considerando a existência de um ponto (ou nó) virtual fora do domínio, como indica a Figura 5.2.

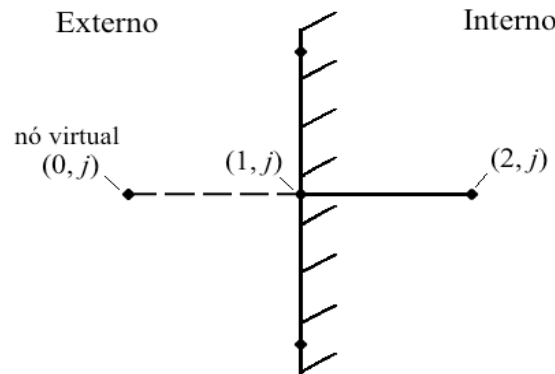


Figura 5.2 – Nó virtual, fora do domínio.

Dessa forma, para impor a condição de contorno de convecção e radiação

$$-k \frac{\partial T}{\partial x} = h_{conv} (T - T_{\infty}) + \varepsilon \sigma (T^4 - T_{\infty}^4) \quad (10.16)$$

à esquerda da placa, ou seja, em nós $(1, j)$ com $2 \leq j \leq n_y$, em que n_y é o número de nós na direção y (direção da altura da placa), faz-se

$$-k \frac{(T_{2,j}^n - T_{0,j}^n)}{2\Delta x} = h_{conv} (T_{1,j}^n - T_{\infty}) + \varepsilon \sigma (T_{1,j}^{n4} - T_{\infty}^4), \quad (10.17)$$

tal que

$$T_{0,j}^n = T_{2,j}^n - \frac{2\Delta x}{k_{1,j}} \left\{ h_{conv} (T_{1,j}^n - T_{\infty}) + \varepsilon \sigma \left[(T_{1,j}^n)^4 - T_{\infty}^4 \right] \right\}. \quad (10.18)$$

Substituindo a Equação (10.18) para o valor virtual de $T(0, j)$ na equação de diferenças correspondente à equação governante, impõe-se a condição de contorno do problema, mantendo-se a mesma ordem de aproximação ($O(\Delta x^2)$).

O mesmo deve ser feito para as condições de contorno à direita da placa, pontos (n_x, j) com n_x sendo o número de nós na direção x (comprimento da placa) e $2 \leq j \leq n_y$, e no topo da placa, pontos (i, n_y) com $1 \leq i \leq n_x$.

Outra condição de contorno no topo da placa é àquela imposta pelo arco de soldagem, ou seja, uma condição de contorno de fluxo de calor constante para o momento em que a tocha passa pelo nó. Tal condição é dada por

$$-k \frac{\partial T}{\partial y} = q''_{sold}, \quad (10.19)$$

em que o valor à direita do sinal de igualdade se refere ao fluxo de calor constante fornecido pela tocha de soldagem.

Para a base da placa, utiliza-se uma condição de contorno de temperatura prescrita (condição de contorno de Dirichlet) como forma de simplificar o problema na parte da placa que possui contato com a mesa de trabalho da bancada experimental.

5.3 MODELAGEM DO APORTE TÉRMICO PELO PROCESSO DE SOLDAGEM

O fluxo de calor é determinado de tal forma que a quantidade de energia por unidade de comprimento de deslocamento da tocha (energia de soldagem) deve ser a mesma independentemente da velocidade de soldagem utilizada. O fluxo de calor em um processo de soldagem (potência específica), q''_{sold} , é modelado como uma função da tensão U de soldagem, da corrente elétrica I , da área superficial efetiva do arco de solda A_s e de uma eficiência do processo de soldagem ξ_p , segundo a Equação (10.20).

$$q''_{sold} = \xi_p \frac{UI}{A_s} \quad [W / m^2] \quad . \quad (10.20)$$

A energia de soldagem é dada por

$$q'_{sold} = \frac{q''_{sold} A_s}{u} \quad [J / m] \quad , \quad (10.21)$$

sendo u a velocidade de soldagem (velocidade de translação do arco de solda ou da tocha de soldagem) para o fluxo de calor utilizado.

Assim, para que as energias de soldagem sejam as mesmas deve-se igualar a Equação (10.21) para dois processos a diferentes velocidades de soldagem, tal que

$$\frac{q''_{sold_1} A_s}{u_1} = \frac{q''_{sold_2} A_s}{u_2} \quad , \quad (10.22)$$

de onde se chega a

$$q''_{sold_2} = u_2 \left(\frac{q''_{sold_1}}{u_1} \right) \quad . \quad (10.23)$$

A importância da utilização da Equação (10.23) está em poder usar valores de Fo_{sold} (baixas temperaturas médias T_{med} e amplitude de temperatura λ) mantendo-se a energia de soldagem e, com isso, manter a taxa de deposição de material por unidade de comprimento e a geometria esperada. Deve-se ter em mente que diferentes efeitos podem ser produzidos dependendo dos valores individuais de U , I , u e ξ_p (Figura 2.12), o que pode influenciar nos resultados esperados.

6 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

6.1 APARATO EXPERIMENTAL

Realizou-se um estudo experimental dos ciclos de variação de temperatura em uma placa metálica sujeita à ação de uma tocha de soldagem GTAW autógena, representativo dos fenômenos térmicos observados em processos de prototipagem rápida por soldagem a arco.

Nos ensaios, a peça (placa plana) já está pronta e a prototipagem rápida não é de fato realizada. A importância desse estudo está em compreender os ciclos térmicos, bem como as temperaturas médias que se desenvolvem a diferentes alturas para diferentes valores dos parâmetros de soldagem e, conseqüentemente, do grupo adimensional π_1 ou, melhor dizendo, do número de Fourier do processo de soldagem Fo_{sold} . Assim, a tocha faz um movimento contínuo sobre a placa vertical, mas sem adição de massa e deslocamento vertical, os quais ocorrem quando se realiza a prototipagem rápida.

Em princípio, o deslocamento da tocha deve ocorrer por um tempo suficientemente grande de tal forma que as amplitudes de temperatura, dadas pelas diferenças entre as temperaturas máximas e mínimas, se tornem constantes (regime estacionário de ciclos térmicos).

A Figura 6.1 mostra uma visão geral da bancada de testes construída, juntamente com todos os componentes necessários para a realização dos experimentos.

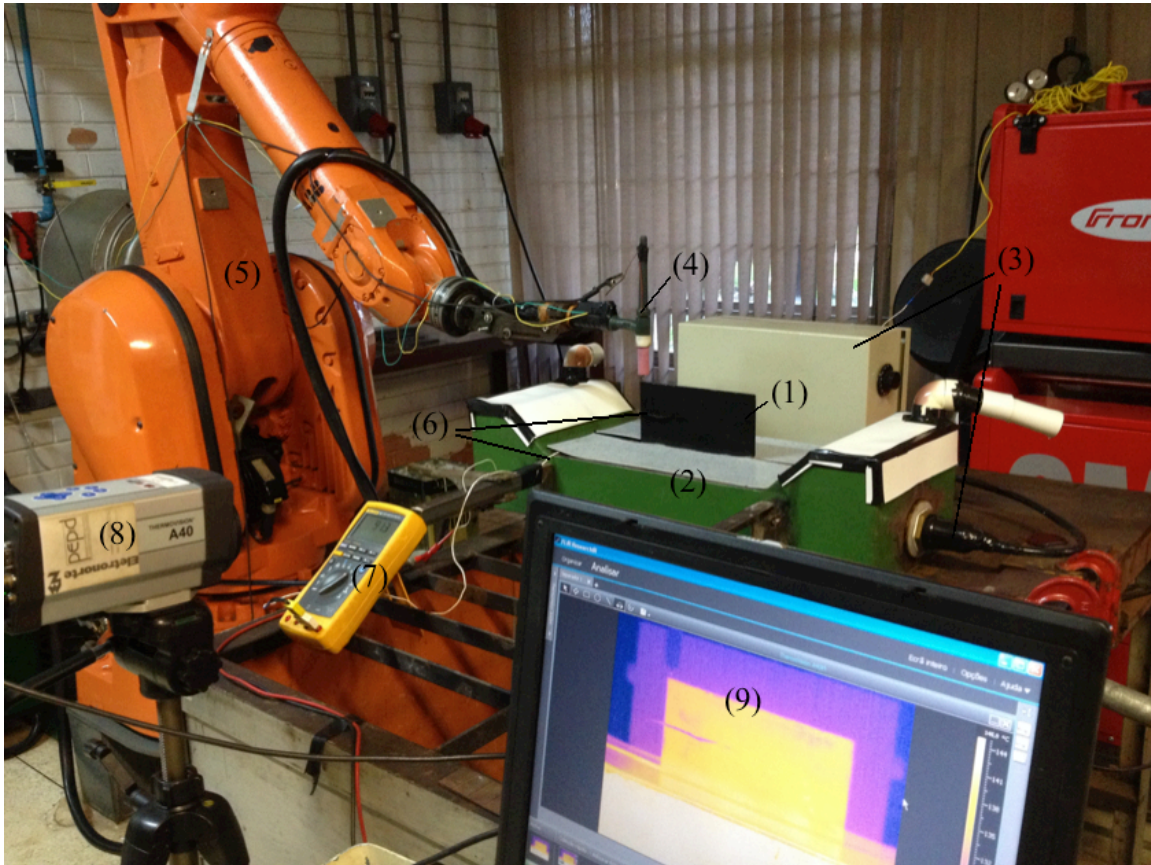


Figura 6.1 – Visão geral da bancada de testes e seus componentes.

Os componentes utilizados para a bancada experimental são:

- (1) Placa de aço AISI 1020 de 203x96x6,35 mm. Soldada verticalmente a uma mesa de trabalho para servir de estudo do campo de temperatura.
- (2) Mesa de trabalho da bancada de testes. Utilizada como banho térmico para garantir uma condição de contorno de temperatura prescrita na base da placa. O projeto da estrutura da mesa pode ser visto na Figura 6.2.

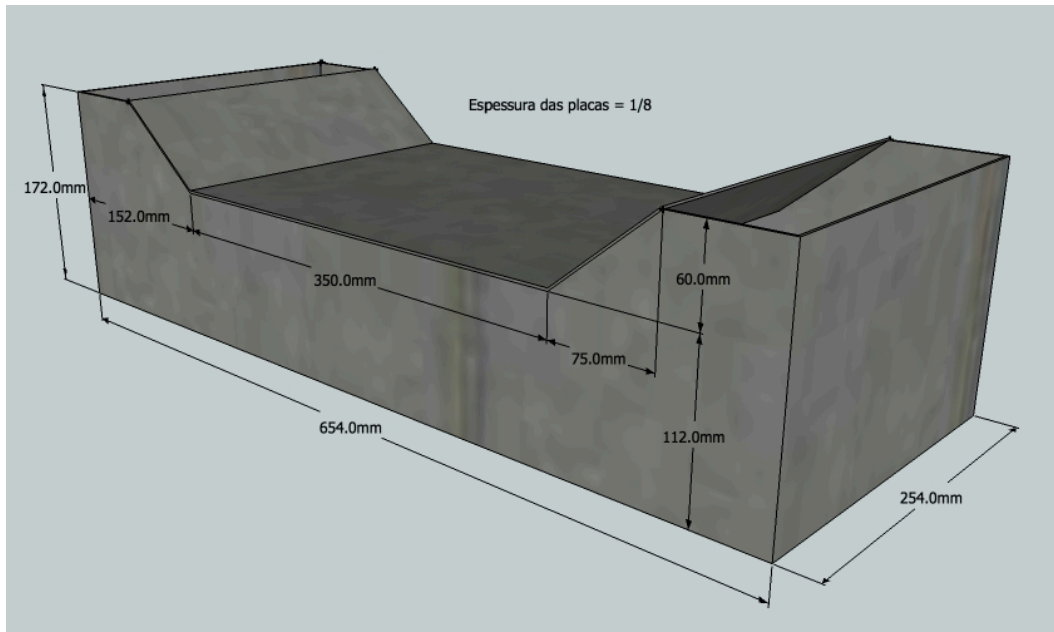


Figura 6.2 – Mesa de trabalho para realização dos ensaios.

- (3) Resistências elétricas e termostato. A fim de manter a temperatura da base constante, utiliza-se água em ebulição. A água é aquecida por duas resistências elétricas de 2500W ligadas, cada uma, a um termostato que corta o fornecimento de energia quando a temperatura atinge 96°C (temperatura aproximada de ebulição da água na altitude de Brasília).
- (4) Equipamento de soldagem GTAW. Marca: Migatronic. Modelo: Tig Navigator 240 AC/DC. Gás de proteção utilizado: Argônio industrial (99% de pureza) e vazão de 12,5 l/min.
- (5) Braço mecânico robotizado ABB IRB 2000 AW. Utilizado para fazer o controle de movimentação e de velocidade da tocha de soldagem.
- (6) Termopares tipo K. Um termopar fixado no centro da placa por meio de solda ponto por resistência e outro, na mesa de trabalho da bancada experimental por solda de estanho. Ambos são utilizados para medições de temperaturas de referência. O termopar soldado na parte central da placa tem o objetivo de possibilitar o ajuste da emissividade aparente da placa, com base na comparação da temperatura por ele indicada e a temperatura medida pela câmera termográfica para a mesma posição da placa.
- (7) Multímetro. Utilizado para verificar a temperatura da mesa da bancada experimental para dar início ao ensaio e para medida da tensão de soldagem durante o processo.

- (8) Câmera térmica FLIR A40M. Usada para aquisição da imagem térmica durante todo o ensaio.
- (9) Softwares. Dois softwares são utilizados, NI LabVIEW 2012 para gravação da temperatura fornecida pelo termopar ligado à placa e FLIR ResearchIR para gravação da imagem térmica fornecida pela câmera e futuras análises.

6.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A primeira etapa no procedimento experimental consiste na calibração do termopar tipo K que será soldado no centro da placa. A calibração é feita com um forno próprio capaz de uma variação de temperatura entre 200 °C e 1000 °C e um termopar tipo S já calibrado que serve como temperatura de referência. O sistema de aquisição de temperatura do termopar tipo K é o NI USB-TC01 da National Instruments, enquanto para o termopar tipo S é utilizado uma junta fria e um tensiômetro. A temperatura do termopar tipo K é lida por meio do software LabVIEW 2012, enquanto a do termopar de referência é lida por meio de uma tabela de conversão de tensão/temperatura para termopares do tipo S.

A curva de calibração é construída confrontando-se as duas temperaturas encontradas para seis pontos de temperatura, conforme mostra a Figura 6.3.

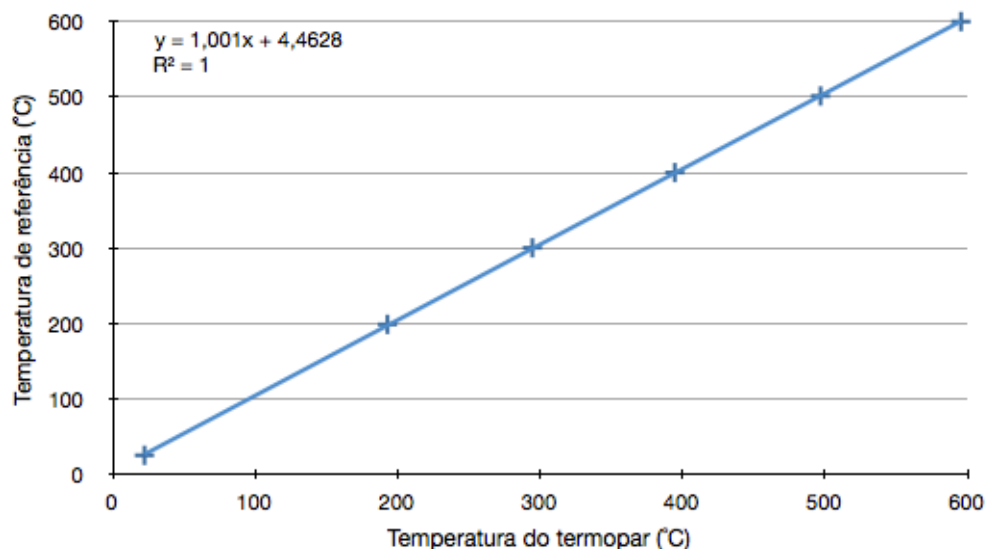


Figura 6.3 – Curva de calibração do termopar tipo K utilizado no centro da placa.

Após a calibração, o termopar é soldado no centro da placa por um processo conhecido como solda ponto por resistência. A placa é então soldada verticalmente na mesa de trabalho da bancada, que deve ser feita de forma a estruturar a fixação da placa e propiciar caminho elétrico suficiente para a corrente de soldagem, e uma pasta térmica é utilizada para preenchimento dos espaços vazios não soldados como forma de uniformização da temperatura na base da placa. A fim de obter emissividade próxima da unidade, fuligem de vela é utilizada como forma de escurecer a superfície da placa. A característica visual da placa após a fuligem pode ser observada na Figura 6.4.

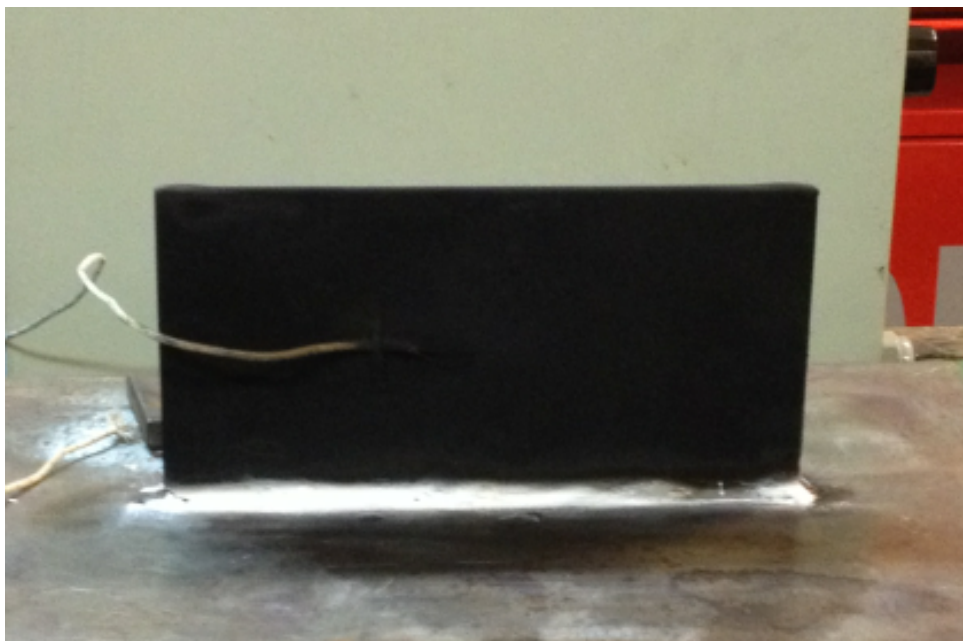


Figura 6.4 – Placa de aço com fuligem sobre a superfície e pasta térmica nos espaços vazios, já soldada à mesa de trabalho e o termopar calibrado inserido ao centro.

A programação do braço mecânico é feita de modo que o arco de solda proporcione ciclos de fluxo de calor à superfície do topo da placa em velocidade constante até que seja interrompido pela intervenção do operador. O *gap* (comprimento do arco elétrico) utilizado é de 2,5mm.

Na mesa de trabalho, o banho é acionado e o experimento só se inicia quando a temperatura de ebulição é alcançada. Um outro termopar é soldado à mesa para registro da temperatura no início do ensaio e a câmera térmica é posicionada em frente à placa.

Na câmera, deve-se ajustar a faixa de temperatura para 0 a 500°C, o que fornece um bom alcance de temperatura para ser estudado, embora despreze temperaturas em pontos mais

próximos do topo que atingem mais de 500°C. Dessa forma, quando pertinente, ensaios na faixa de 350 a 2000°C também foram utilizados. Para se obter bons resultados experimentais, umidade relativa do ar e distância focal devem ser inseridas no software de gravação da imagem térmica (FLIR ResearchIR) de acordo com o ambiente de teste.

Ainda antes do procedimento, um dos fios do multímetro é conectado ao eletrodo (pólo negativo) e o outro à mesa de trabalho (pólo positivo) a fim de monitorar os dados iniciais e finais de tensão de operação do arco para futura entrada de dados na simulação numérica.

Após o ajuste da corrente de soldagem na fonte e da vazão do gás de proteção deve-se iniciar, ao mesmo tempo, a gravação da temperatura do termopar no centro da placa e a gravação da imagem térmica para, assim, poder dar início ao ensaio.

Para eliminar a excessiva quantidade de vapor d'água à frente da câmera termográfica observada em testes preliminares, as partes abertas da bancada são cobertas com acetato e um joelho de cano de PVC para direcionar a saída do vapor de tal forma que não afetasse a visão da câmera. Além disso, como forma de minimizar o efeito convectivo da mesa da bancada sobre a placa, material isolante (manta de material polimérico) é colocado sobre sua superfície.

7 RESULTADOS

7.1 DADOS EXPERIMENTAIS

Neste trabalho, vários ensaios foram realizados para diferentes velocidades e, conseqüentemente, valores de $F_{O_{sold}}$. Dependendo do ensaio uma faixa de temperatura ou outra (0-500°C ou 350-2000°C) foi utilizada de acordo com as necessidades. Os dados de entrada, bem como alguns obtidos nos ensaios são mostrados na Tabela 7.1.

Tabela 7.1 – Dados dos ensaios realizados.

Ensaio (n°)	Veloc. (mm/s)	Range (°C)	Corrente (A)	Tensão (V)	Ciclos de aquec.*	Temp. ambiente (°C)	Altura inicial da placa (m)
1	7	0 – 500	54	11,5 – 18	17	26	0,096
2	14	0 – 500	108	12,5 – 16,5	15	25	0,096
3	7	350 – 2000	54	11 – 18	19	26	0,096
4	14	350 – 2000	108	12 – 17	17	26	0,096
5	21	350 – 2000	162	14 – 21	21	26	0,095
6	3,5	0 – 500	27	13,5 – 22	22	26	0,094
7	10,5	0 – 500	81	12 – 17	22	26	0,093
8	10,5	350 – 2000	81	---	22	26	0,093
9	17,5	350 – 2000	135	13,5 – 19	28	26	0,092

* Ciclo de aquecimento – refere-se a uma ida e volta completa da tocha, ou seja, período de translação da tocha.

Os parâmetros de soldagem do primeiro ensaio foram utilizados como valores de referência para determinar os parâmetros dos outros ensaios de modo que a quantidade de energia por unidade de comprimento fosse mantida, embora a velocidade de translação da soldagem fosse modificada, conforme explicado na Seção 5.3. Assim, com os dados do primeiro ensaio, calculou-se uma tensão média de 14,75V e, considerando uma eficiência de 70% do processo de soldagem GTAW, o fluxo de calor encontrado a partir da Equação (10.20) foi aproximadamente 6000 kW/m².

A contínua variação da tensão durante o processo de soldagem se deve ao fato do eletrodo ser levemente consumido, o que aumenta o *gap* e, conseqüentemente, a tensão encontrada. O consumo do eletrodo pode estar relacionado à utilização do argônio industrial (99% de pureza), o qual possui uma pequena proporção de elementos ativos provindos do gás atmosférico, que podem, além do consumo do eletrodo, provocar instabilidade do arco.

Devido ao termostato, a temperatura da mesa da bancada experimental variou entre 91°C e 93°C para quase todos os experimentos. Assim, a fim de utilização numérica uma temperatura constante de 92°C foi considerada na base da placa.

Conforme os ensaios são realizados a altura da placa diminui, pois de um ensaio para outro é necessário lixamento e nivelamento da superfície da placa antes de cada experimento. Tal diminuição também deve ser contabilizada quando da realização dos testes numéricos.

7.2 ESTABILIZAÇÃO INICIAL DA TEMPERATURA E REGIME ESTACIONÁRIO DE CICLOS TÉRMICOS

Como descrito na seção 6.2, antes da realização de cada experimento, o banho térmico da mesa de trabalho da bancada de testes é ligado e aguarda-se até que a temperatura da placa não varie mais, depois do pleno estabelecimento da ebulição da água do banho. Simulações numéricas realizadas nessas condições indicam que cerca de 9 minutos após o estabelecimento da ebulição são suficientes para tal, como indica a Figura 7.1.

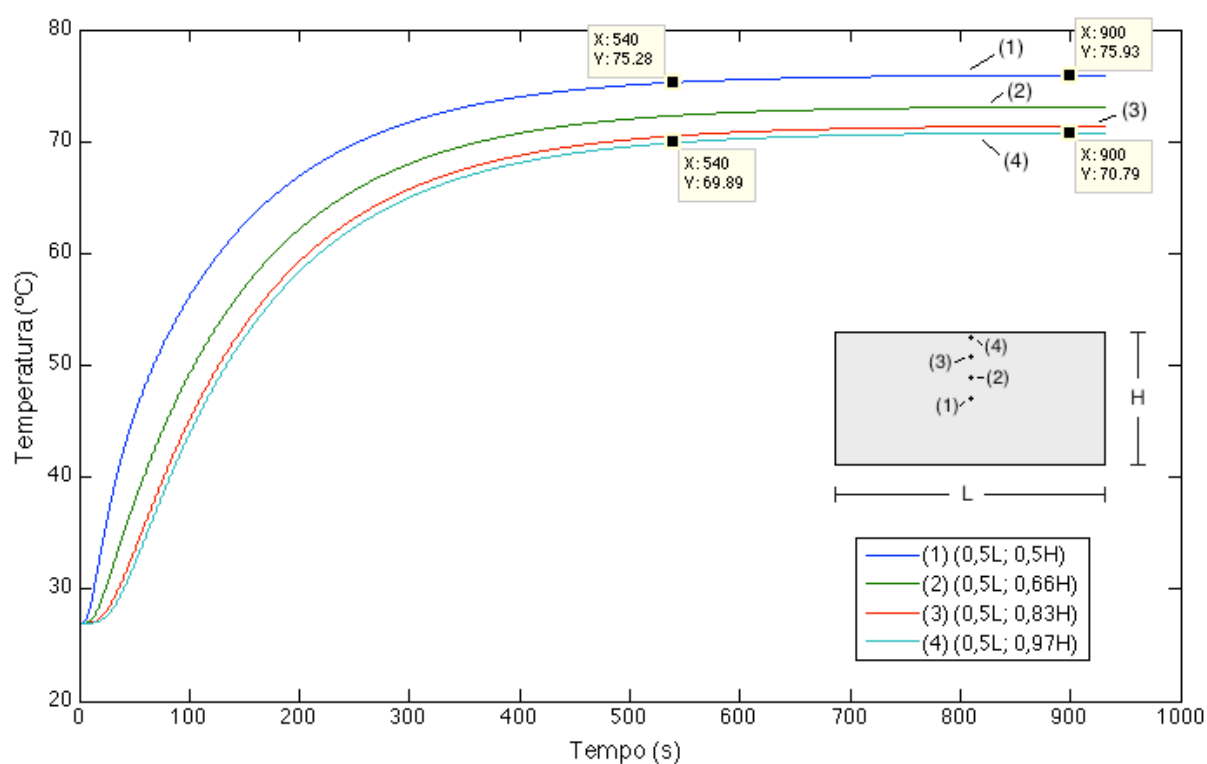


Figura 7.1 – Teste numérico para que a placa atinja o regime permanente de temperatura. Marcações (*datatips*) mostram as temperaturas praticamente constantes.

Apenas após tal período necessário para o estabelecimento dessa condição inicial permanente o arco de solda é ligado, dando início ao experimento em si.

Para os ensaios, desejam-se ciclos térmicos estacionários, ou seja, ciclos térmicos tais que a média de temperatura não varie mais. A Figura 7.2 mostra os ciclos térmicos em função do tempo desenvolvidos para um ponto do Ensaio 1 situado em 75% do comprimento e 83% da altura.

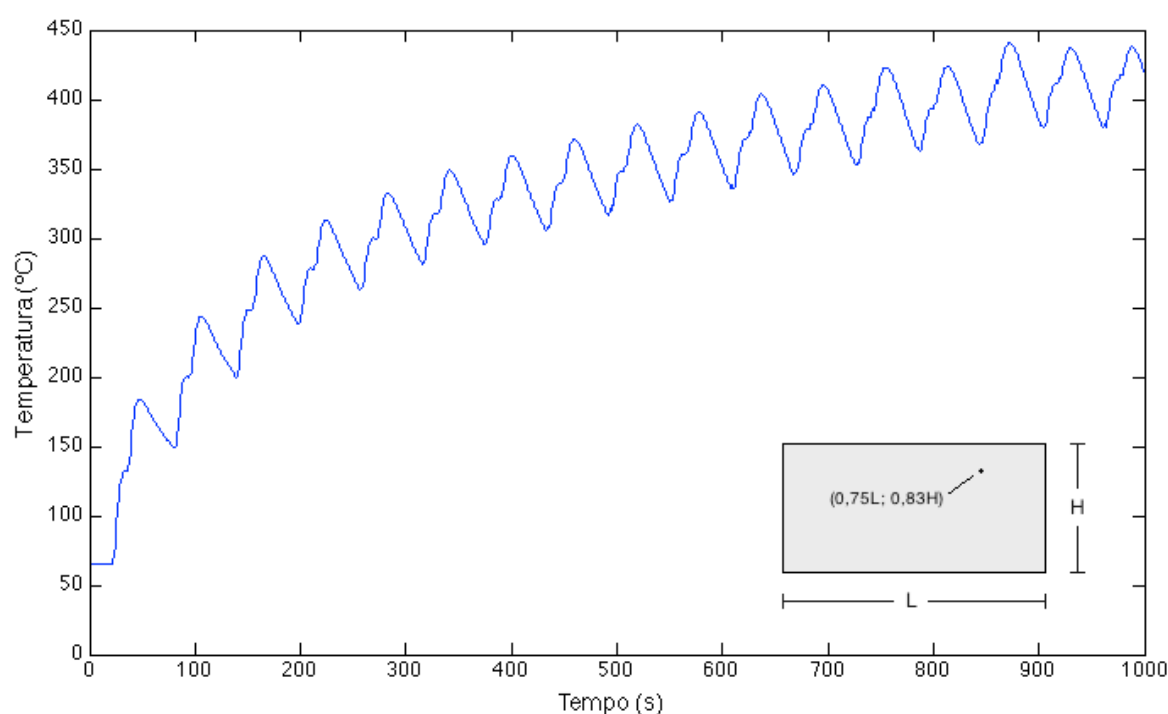


Figura 7.2 – Ciclos térmicos em função do tempo para o Ensaio 1. Ponto situado em 0,75L e 0,83H.

Como pode ser observado, a condição estacionária não é obtida devido ao consumo do eletrodo de tungstênio durante o processo, o que aumentou o *gap*, que eleva a tensão e que, por sua vez, aumenta o aporte térmico. Utilizando o modelo numérico com uma tensão média pode-se estabelecer um regime aproximadamente estacionário. As Figura 7.3 e Figura 7.4 utilizam os dados dos ensaios da maior e da menor velocidade de soldagem (Ensaio 5 e 6) com suas respectivas tensões médias.

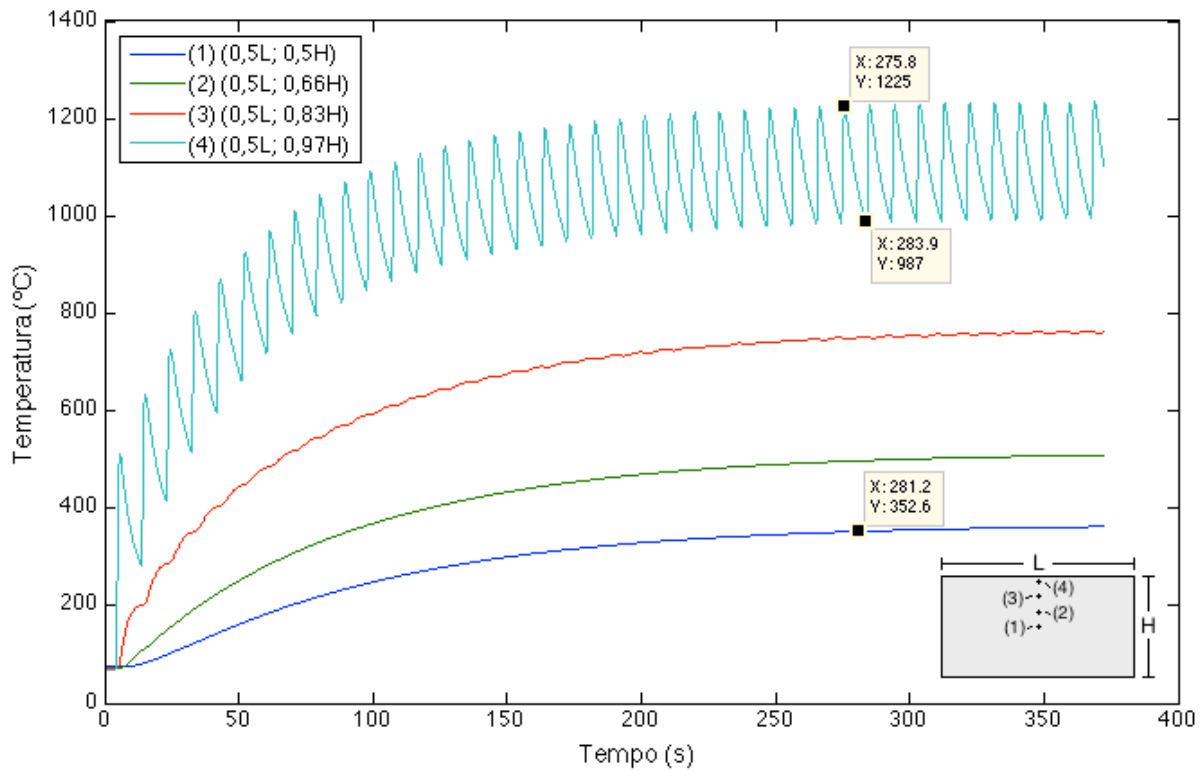


Figura 7.3 – Reprodução numérica do Ensaio 5 ($u = 21$ mm/s e $I = 162$ A) com tensão média. Marcações (*datatips*) mostram a localização do 15º ciclo.

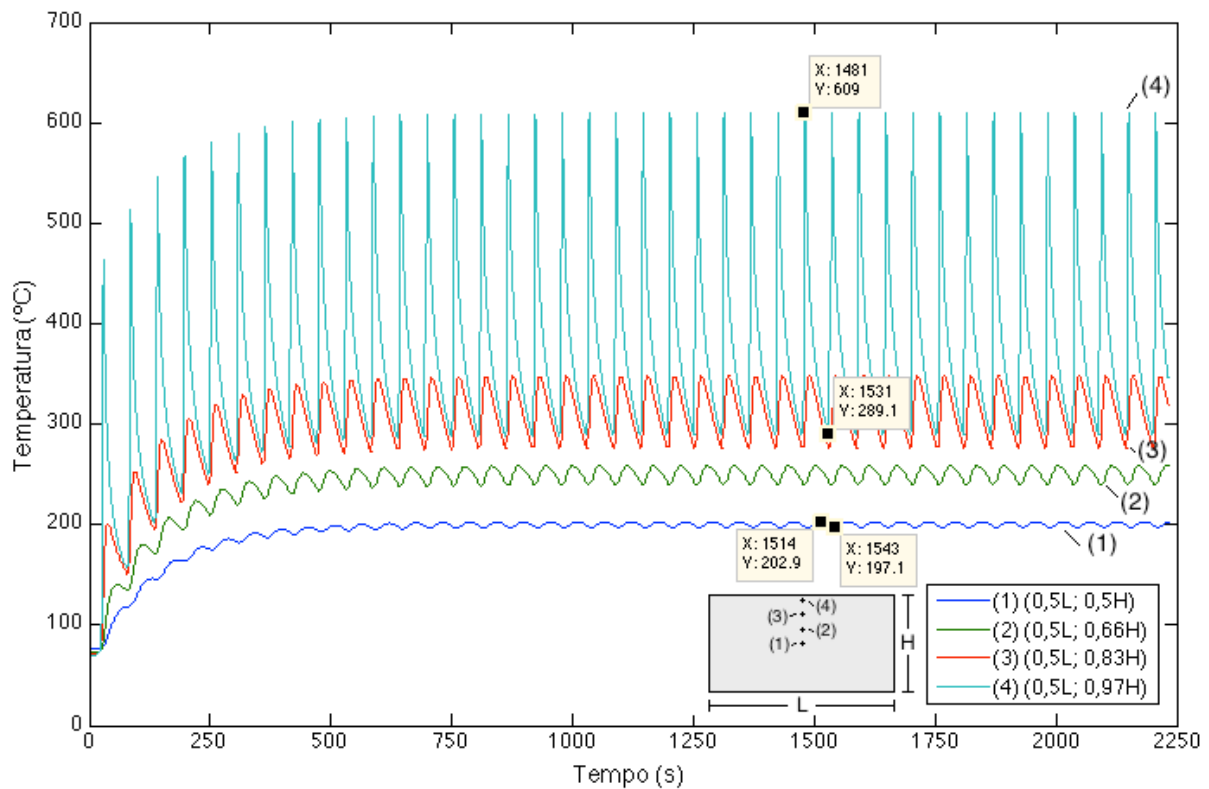


Figura 7.4 – Reprodução numérica do Ensaio 6 ($u = 3,5$ mm/s e $I = 27$ A) com tensão média. Marcações (*datatips*) mostram a localização do 15º ciclo.

A partir das duas figuras anteriores observa-se que pelo menos 15 ciclos de aquecimento são necessários para aproximar o regime estacionário de ciclos térmicos. Assim, o 15º ciclo deve ser utilizado para a análise dos resultados, já que também é o menor dos números de ciclos realizados entre os ensaios (Ensaio 2). A fim de utilização numérica e comparações futuras, é utilizado um ajuste linear das tensões obtidas para aproximar o aporte térmico numérico do experimental.

7.3 COMPARAÇÃO ENTRE RESULTADOS NUMÉRICOS E EXPERIMENTAIS

A Figura 7.5 compara o resultado numérico com o experimental para o primeiro ensaio realizado (Ensaio 1) em um ponto situado em 75% do comprimento e 83% da altura da placa.

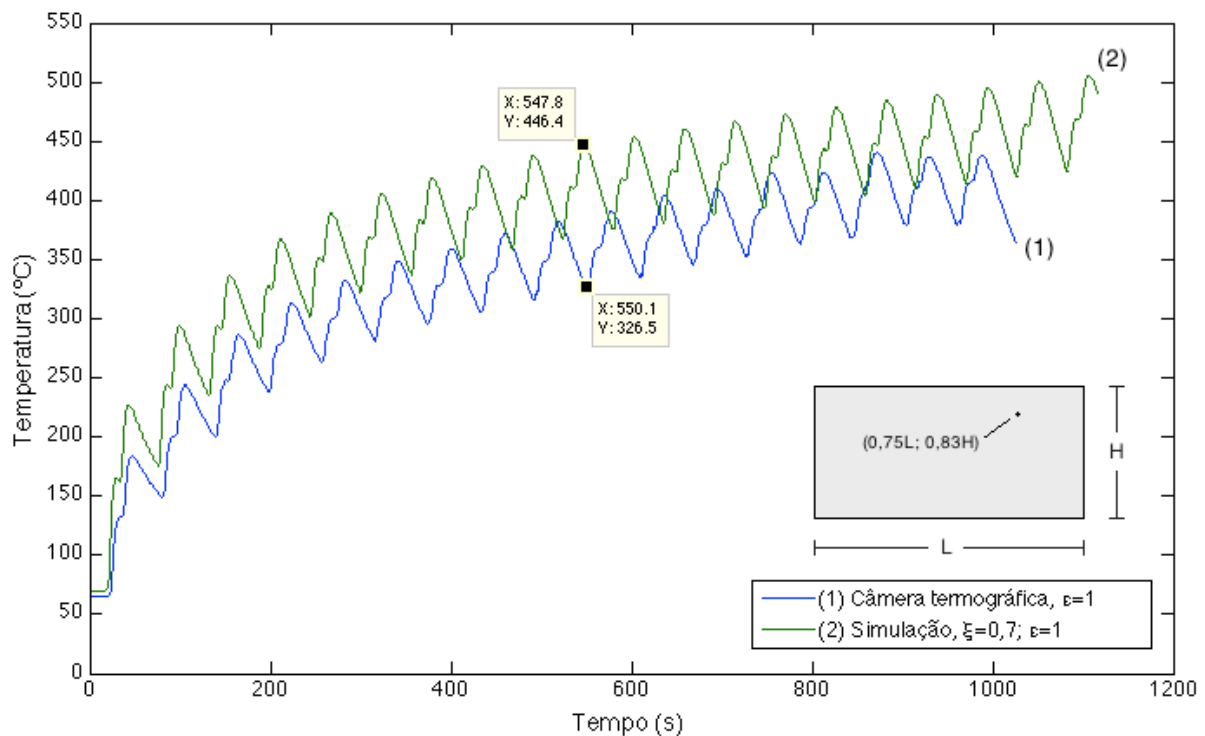


Figura 7.5 – Comparação entre o ensaio experimental (Ensaio 1) e o ensaio numérico equivalente. Enquanto a câmera termográfica completa 9 ciclos a simulação já está quase em 9,5 ciclos. Ponto situado em 0,75L e 0,83H.

Pela figura, percebe-se que existe uma defasagem do período dos ensaios em relação ao período das simulações, mostrando ainda uma variação de meio ciclo do ensaio experimental

após 9,5 ciclos da simulação realizada. A explicação para a ocorrência de tal fato é dada a seguir:

No código da simulação numérica a largura do arco elétrico possui 6 mm, praticamente a mesma dimensão da espessura da placa de testes ($\frac{1}{4}$ de polegada, ou 6,35 mm), simulando uma área aproximadamente quadrática de entrada de fluxo de calor. Assim, pelo código numérico, quando a lateral direita do arco elétrico referente ao ponto discretizado chega à extremidade direita da placa ele começa imediatamente seu movimento de retorno. O mesmo acontece com relação à extremidade esquerda da placa e o ponto referente à lateral esquerda do arco. Já nos ensaios experimentais realizados, o braço mecânico robotizado IRB 2000 foi programado de tal forma que o centro da ponta do eletrodo chegasse à extremidade esquerda e direita da placa. Dessa forma, o braço robotizado percorre uma distância duas vezes maior que o valor da largura do arco (12 mm) por ciclo de aquecimento (período de translação da tocha). Portanto, no ciclo a ser analisado (15° ciclo) os ensaios possuirão um atraso de quase um ciclo completo de aquecimento.

Vale observar que embora a defasagem possa ser facilmente corrigida nas simulações, ela não influencia significativamente as características materiais do metal resultante e, portanto, não altera as conclusões principais do trabalho.

7.4 INFLUÊNCIA DA FULIGEM PARA OS ENSAIOS

Em alguns ensaios realizados uma parte do arco de solda passa tangenciando as faces laterais da placa conforme a tocha se movimenta. Quanto mais alta é a corrente, e por consequência o fluxo de energia, mais o arco tangencia as faces, chegando até mesmo a alcançar e queimar o material isolante (veja Figura 7.6b) colocado sobre a mesa da bancada experimental como forma de minimizar o efeito convectivo da mesa da bancada sobre a placa (Seção 6.2). Além disso, o maior aquecimento da placa na parte superior adicionado à influência do arco passante que tangencia as faces laterais da placa modifica a característica visual da camada de fuligem depositada sobre a superfície das faces laterais para elevar a emissividade. A Figura 7.6 mostra esses efeitos após dois ensaios a correntes distintas.



Figura 7.6 – Efeito do arco da tocha no aumento da temperatura superficial das faces laterais e sua influência na fuligem. Queima do material isolante pelo arco em (b). Corrente do ensaio (b) maior que do ensaio (a).

Como forma de compreender melhor essa influência dois ensaios foram realizados para essa finalidade. No primeiro utilizou-se a deposição da fuligem até que toda a placa estivesse homogeneamente escurecida, já no segundo a deposição de fuligem não foi renovada para a realização do ensaio. A Figura 7.7 mostra a temperatura em função do tempo para um ponto a 75% do comprimento e 83% da altura da placa para tais ensaios.

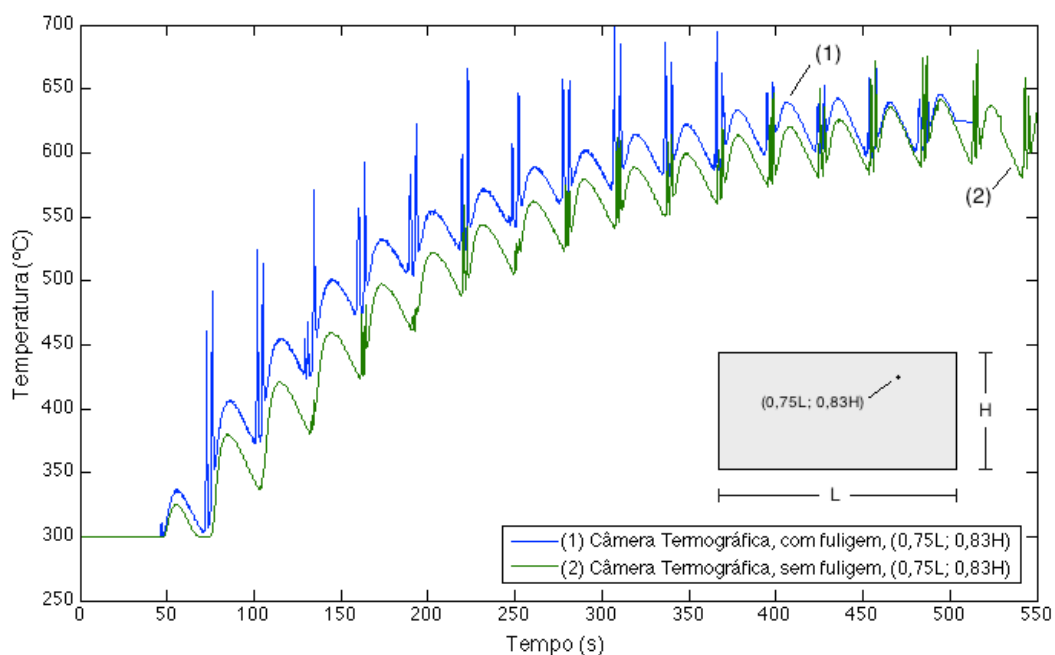


Figura 7.7 – Influência da utilização da fuligem sobre a temperatura medida pela câmera termográfica. Ensaios com $u=14$ mm/s e $I=108$ A.

Pela figura anterior (Figura 7.7) observa-se que existe evidência da variação da emissividade para a parte transiente do processo. Após o estabelecimento de ciclos térmicos aproximadamente constantes a emissividade da placa para o teste inicialmente com fuligem se iguala ao do teste sem renovação da fuligem (“sem fuligem”, na figura) e, portanto, as temperaturas encontradas para os dois ensaios se igualam.

Uma outra questão interessante que pode ser visualizada na Figura 7.7 é a influência do arco de solda que tangencia as faces laterais da placa na temperatura medida pela câmera, a qual impede a visualização correta da temperatura da placa mostrando picos irreais de temperatura referentes ao arco de solda e que, a fim de estudo, devem ser filtrados. Deve-se notar que esses picos decorrem da maior potência utilizada no ensaio, o que gera um arco com plasma de maior intensidade energética, fazendo com que o mesmo avance sobre as laterais da placa. Tal fenômeno não foi observado nos ensaios realizados com menor velocidade (vide Figura 7.5), uma vez que a potência do arco fora ajustada para produzir a mesma energia de soldagem para todos os experimentos.

7.5 CICLO COMPOSTO DE AQUECIMENTO

As condições contínuas do movimento cíclico da tocha e do aporte térmico a que se sujeita a placa sugere existir um ciclo composto de aquecimento por duas frequências, dados por

$$f_1 = u / 2L \quad \text{e} \quad f_2 = u / 2(L - a) \quad , \quad (11.1)$$

sendo “a” o comprimento onde se situa o ponto analisado. Assim, em um mesmo ciclo de aquecimento existem dois picos de temperatura, mesmo que estejam sob um regime estacionário de ciclos térmicos com fluxo de calor constante.

Caso o ponto analisado se situe ao centro do comprimento da placa ($L/2$), as frequências f_1 e f_2 serão iguais. Para esses casos, os tempos de aquecimento e de resfriamento são iguais, assim como os picos e vales de um ciclo de aquecimento sob regime estacionário de ciclos térmicos, Figura 7.3 e Figura 7.4.

Já para pontos situados fora de $L/2$, os tempos de aquecimento e de resfriamento não são iguais, possuindo também picos e vales diferentes dentro de um ciclo de aquecimento. Dependendo da velocidade utilizada e do ponto escolhido o vale intermediário pode até mesmo não existir, mostrando, algumas vezes, apenas uma diminuição da taxa de aumento da

temperatura. A Figura 7.8 mostra essa diferença para o ponto (0,75L; 0,83H) a partir de simulações (ensaios numéricos) realizadas com diferentes velocidades.

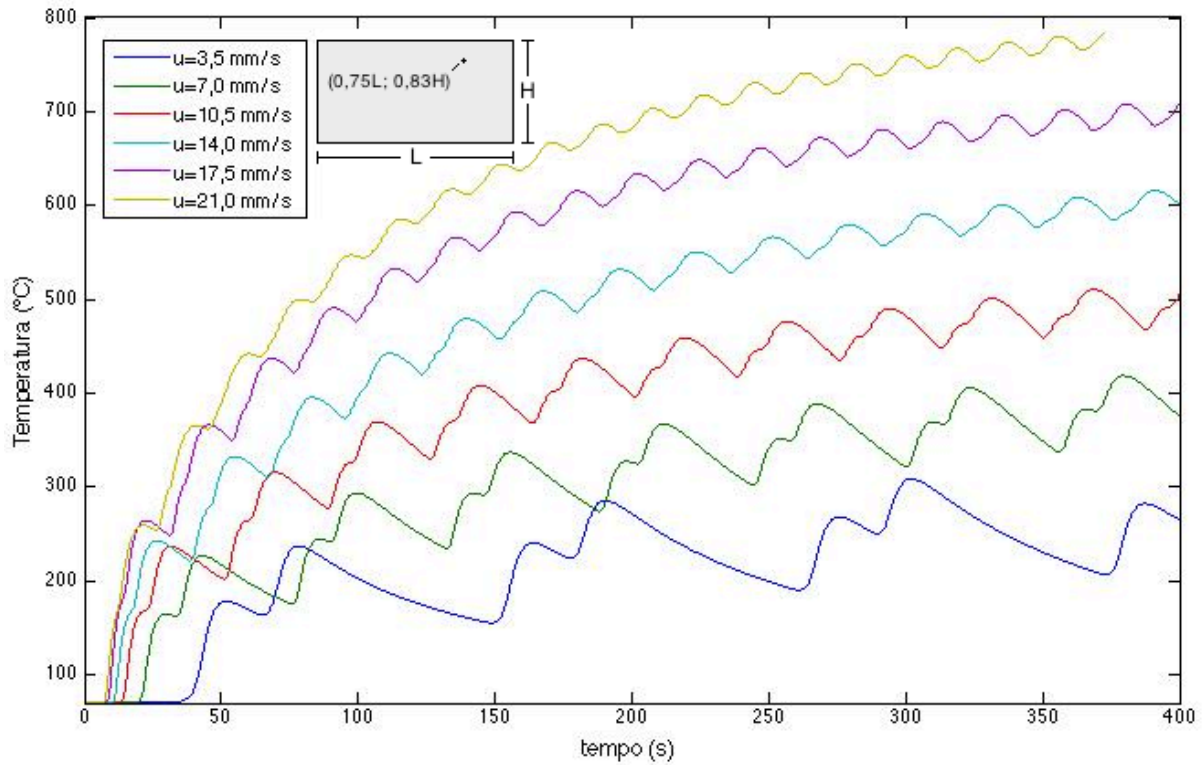


Figura 7.8 – Efeito da velocidade no ciclo composto de aquecimento por duas frequências. Ponto (0,75L; 0,83H).

7.6 FOURIER DA SOLDAGEM (Fo_{sold})

Os valores do número de Fourier da soldagem (Fo_{sold}), mostrados na Tabela 7.2, são encontrados por meio da Equação (11.2) como

$$Fo_{sold} = \frac{L^2 k (1/L)}{\rho c L^2 w (1/t_c)} \quad (11.2)$$

Tabela 7.2 – Valores de FO_{sold} e seus respectivos parâmetros.

FO_{sold}	Ensaio (n°)	Velocidade (mm/s)	Corrente (A)
0,0666	6	3,5	27
0,0333	1 e 3	7,0	54
0,0222	7 e 8	10,5	81
0,0166	2 e 4	14,0	108
0,0133	9	17,5	135
0,0111	5	21,0	162

Os valores das propriedades termofísicas do aço AISI 1020 utilizado (condutividade térmica k , calor específico c , e densidade do material ρ) são aproximadas a partir dos dados fornecidos pela literatura para o aço AISI 1010 [18]. Com esses dados é feita uma regressão linear de primeira ordem para determinar os valores de referência k_{ref} e c_{ref} (valores à temperatura de 0 °C) e encontrar FO_{sold} para cada ensaio realizado.

7.6.1 Relação entre FO_{sold} e os ciclos térmicos para diferentes pontos da placa

O número de Fourier do processo de soldagem relaciona o tempo característico associado ao acúmulo de energia térmica pelo material com um tempo característico do aporte térmico fornecido pela tocha de soldagem no processo cíclico. Este parâmetro possui influência direta na amplitude de temperatura e na temperatura média em cada ponto da placa, e pode ser empregado no controle destas variáveis.

Cinco diferentes pontos de estudo foram selecionados para análise dos resultados: ponto 1 (0,5L; 0,5H), refere-se à posição central da placa, onde L e H são respectivamente o comprimento e a altura da placa; ponto 2 (0,5L; 0,66H), metade do comprimento e 66% da altura da placa; ponto 3 (0,5L; 0,83H), metade do comprimento e 83% da altura da placa; ponto 4 (0,5L; 0,97H), metade do comprimento e 97% da altura da placa e ponto 5 (0,75L; 0,83H), 75% do comprimento e 83% da altura da placa.

Para o ponto 1 a relação entre FO_{sold} e as temperaturas médias, bem como sua relação com as amplitudes de temperatura, λ , podem ser vistas pela Figura 7.9 e pela Figura 7.10.

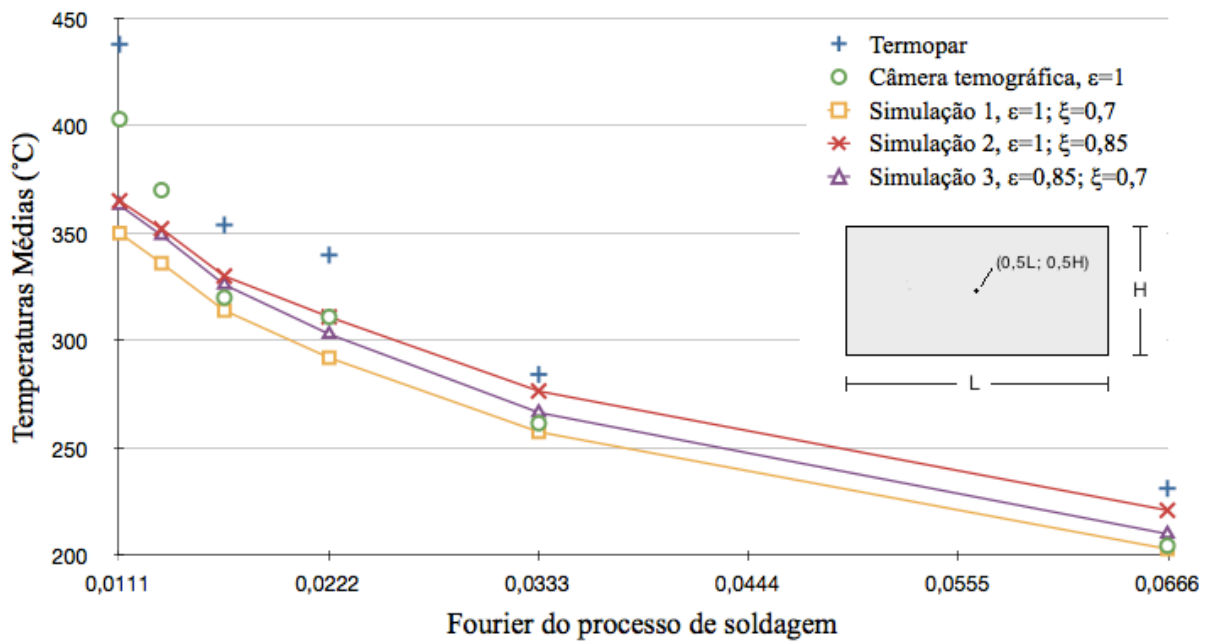


Figura 7.9 – Temperaturas médias para vários valores de FO_{sold} e diferentes valores de eficiência do processo de soldagem (ξ_p) e emissividade do material (ϵ).

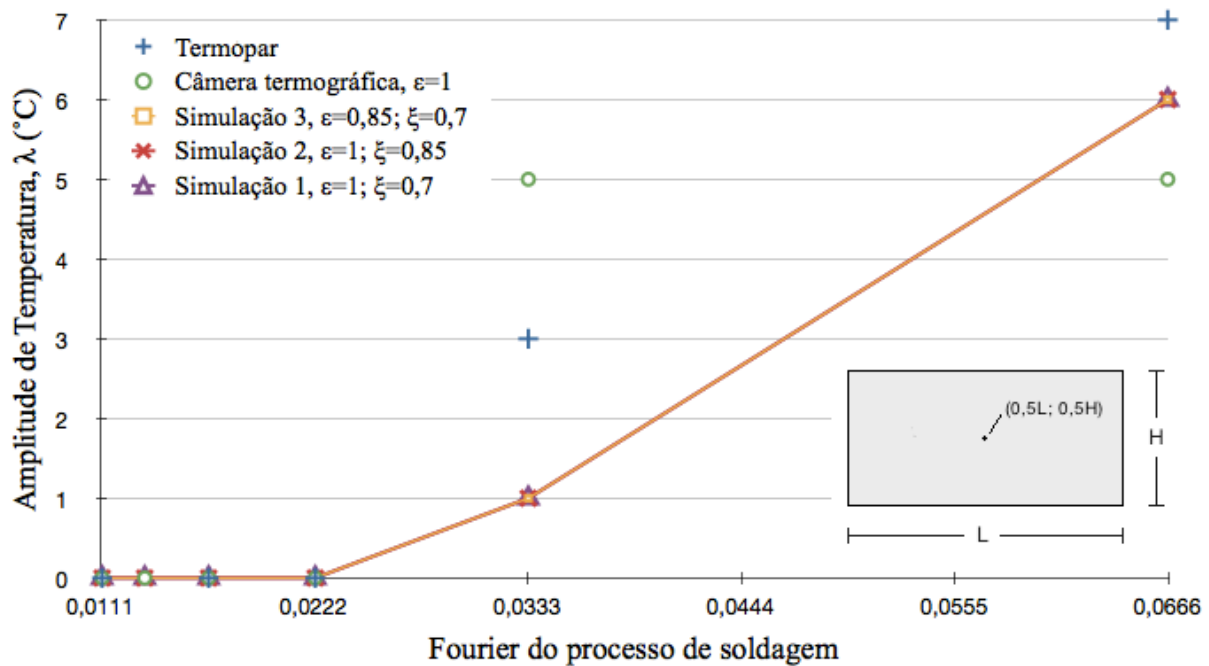


Figura 7.10 – Amplitudes de temperatura para vários valores de FO_{sold} e diferentes valores de eficiência do processo de soldagem (ξ_p) e emissividade do material (ϵ).

Como pode ser visto, as variações de ξ_p e ϵ nas simulações numéricas modificam os valores das temperaturas médias de forma a aproximar ou distanciar do valor considerado correto (temperatura medida pelo termopar calibrado). Assim como os valores das simulações, os

valores medidos pela câmera termográfica também se encontram abaixo dos valores do termopar, sugerindo que a emissividade real do ponto 1 é menor que a unidade.

Como observado na Seção 7.4, ao final de cada ensaio, a cor inicialmente preta e fosca devido ao uso da fuligem se torna amarelada ou até mesmo avermelhada para maiores alturas da placa (Figura 7.6). Dessa forma, tem-se que a emissividade varia, não só com a temperatura, mas também com a altura da placa devido à mudança na característica visual da fuligem depositada.

A Figura 7.11 mostra a aproximação dos dados da câmera termográfica com os do termopar quando é utilizado uma emissividade de 0,85.

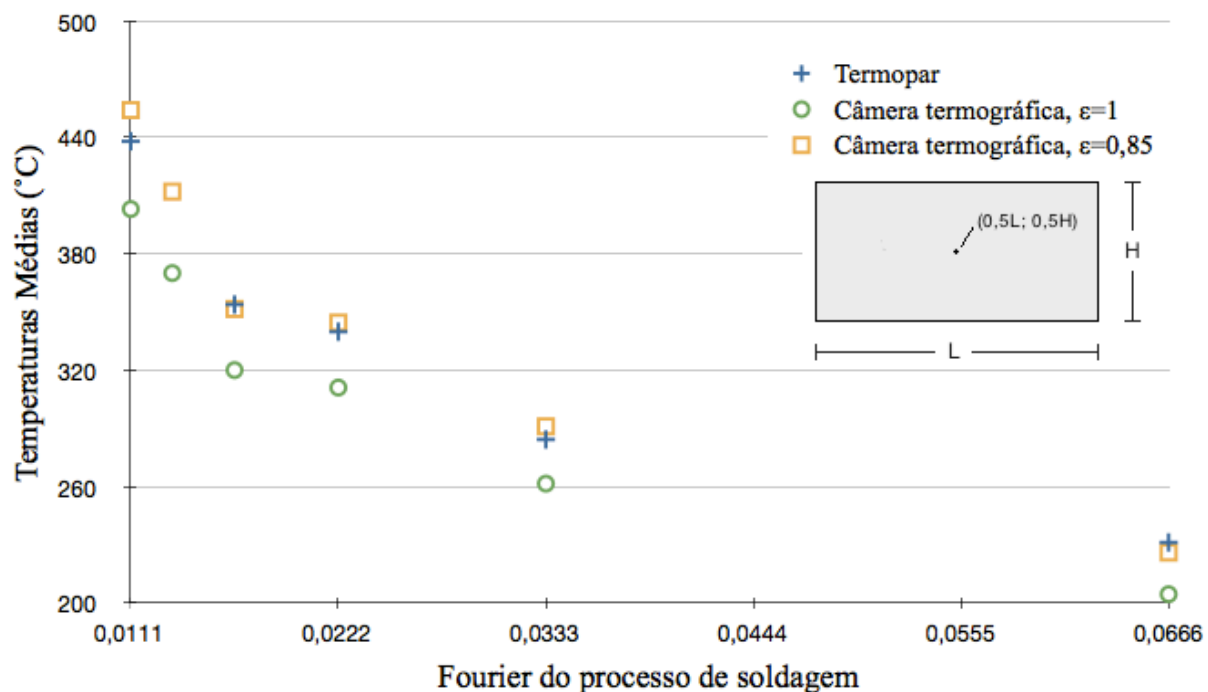


Figura 7.11 – Variação da emissividade na câmera termográfica e sua aproximação com os valores medidos pelo termopar.

A figura anterior comprova que mesmo para uma altura de $0,5H$, onde a fuligem não foi fortemente comprometida pelas altas temperaturas, a emissividade do material para as temperaturas médias encontradas fica em torno de 0,85.

Com relação às amplitudes de temperatura (Figura 7.10), elas são bastante baixas (menores que $10\text{ }^{\circ}\text{C}$) e não afetam de forma significativa a estrutura do material.

Pontos mais altos da placa (pontos 2, 3 e 4, por exemplo) estão mais próximos da fonte de calor e, por isso, tendem a ter ciclos térmicos mais intensos do que os mostrados na Figura 7.9 e na Figura 7.10, possuindo maiores temperaturas médias e maiores amplitudes térmicas. A Figura 7.12 e a Figura 7.13 mostram essa característica do processo de transferência de calor sob uma placa sujeita a ciclos de soldagem constante para o menor e o maior valor de Fo_{sold} .

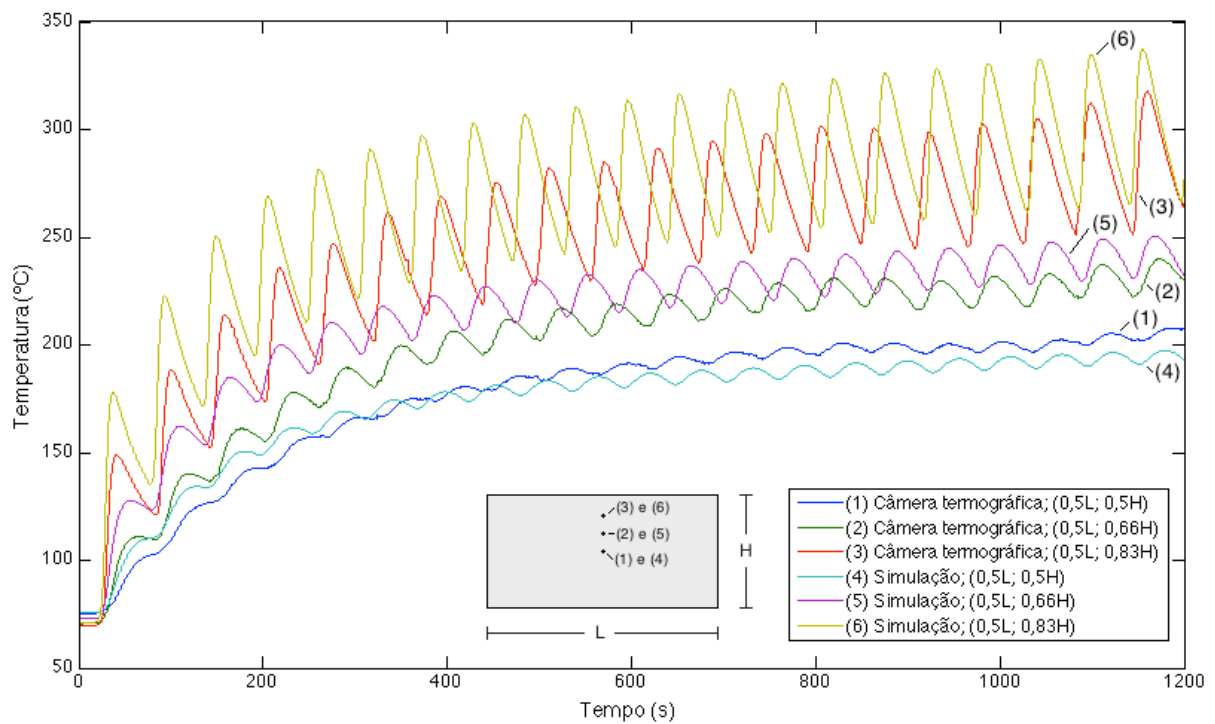


Figura 7.12 – Comparação dos ciclos térmicos em diferentes alturas da placa para $Fo_{sold} = 0,0666$ (maior valor de Fo_{sold}). Dados: $\varepsilon = 1$; $\zeta_p = 0,7$.

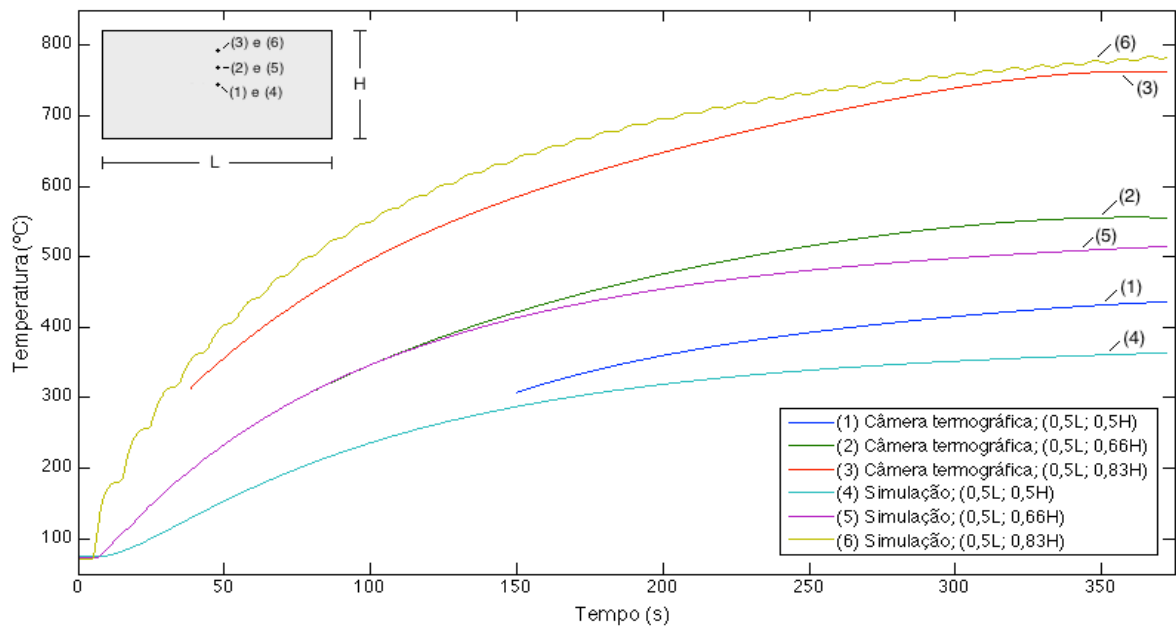


Figura 7.13 – Comparação dos ciclos térmicos em diferentes alturas da placa para $Fo_{sold} = 0,0111$ (menor valor de Fo_{sold}). Dados da câmera ajustados por regressão polinomial de 4° ordem para eliminar ruído do arco da tocha, explicado na Seção 7.4. Dados: $\varepsilon = 1$; $\xi_p = 0,7$.

Utilizando o 15° ciclo para analisar os 4 pontos de estudo em 0,5L (Figura 7.14 e Figura 7.15) para todos os valores de Fo_{sold} utilizados, percebe-se claramente o aumento das temperaturas médias ao longo da altura, bem como de suas amplitudes térmicas, λ .

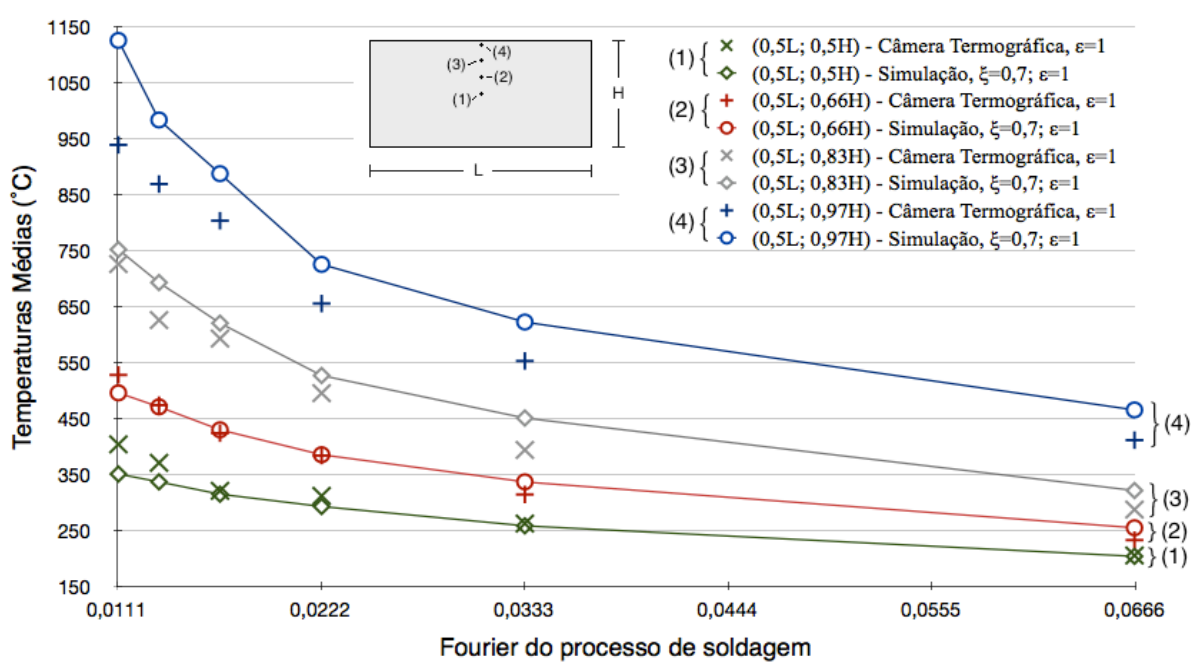


Figura 7.14 – Temperaturas médias para diferentes alturas e valores de Fo_{sold} .

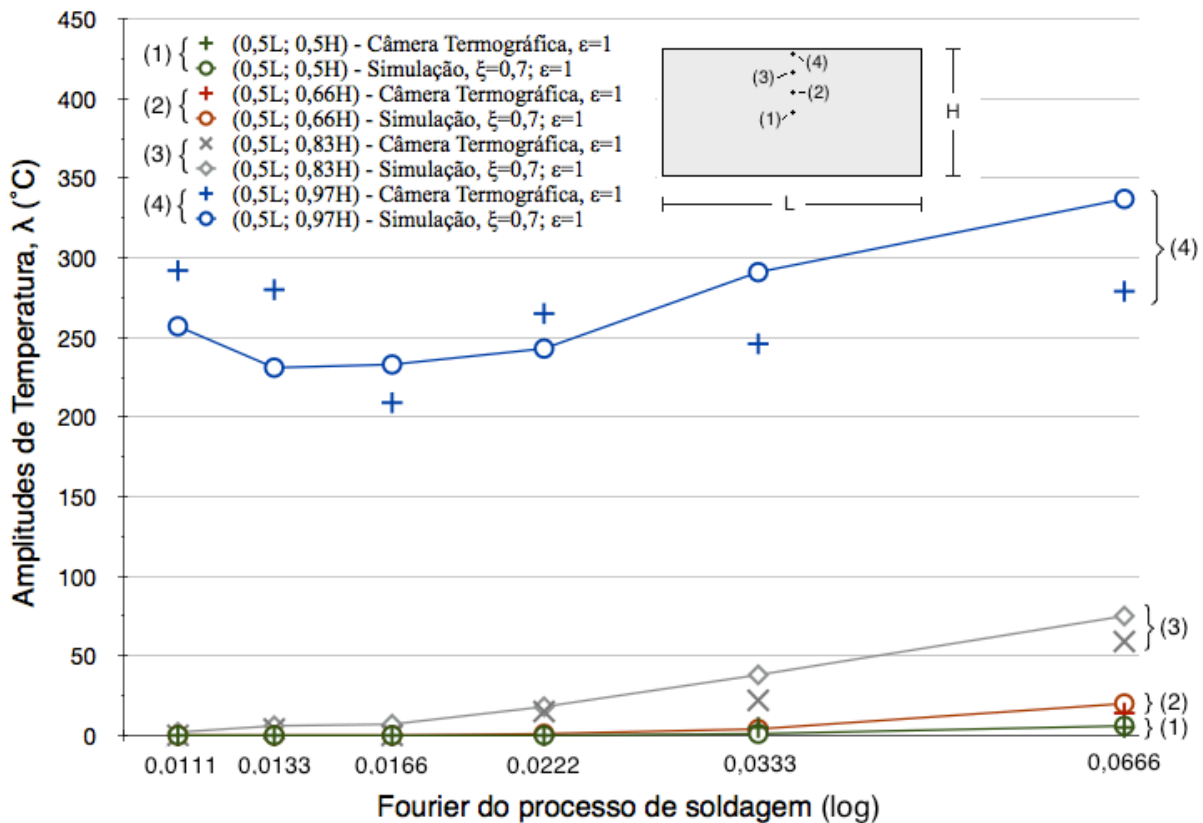


Figura 7.15 – Amplitudes de temperatura para diferentes alturas e valores de Fo_{sold} .

Em pontos próximos da superfície, onde passa o arco de soldagem, o gradiente de temperatura é consideravelmente elevado. Assim, alguns milímetros na diferença de altura podem significar dezenas, ou até mesmo centenas de graus a mais.

Segundo a Figura 7.15, conforme Fo_{sold} diminui ocorre um decréscimo dos valores de λ . No entanto, observando o ponto 4 (0,5L; 0,97H) parece existir um mínimo para valores de λ em pontos suficientemente próximos da superfície (onde ocorre os mais intensos ciclos térmicos), sugerindo assim que existe um ponto ótimo de escolha de Fo_{sold} em que as amplitudes térmicas são mais amenas.

8 CONCLUSÕES

No presente trabalho estudou-se a possibilidade de utilização do processo de prototipagem rápida por soldagem a arco no meio aeroespacial. Formas diferentes de fabricação foram analisadas para uma peça de um bloco de válvula da unidade gás-hidráulico do motor de foguete levando em consideração o desperdício de material. Além disso, a prototipagem foi realizada em um aço amplamente utilizado no meio aeroespacial para um estudo metalográfico detalhado.

Também foi realizado um estudo dos processos de transferência de calor em uma placa sujeita a condições representativas do processo de prototipagem rápida por soldagem a arco. Nesse estudo, foi definido o domínio do problema e um modelo numérico/matemático foi desenvolvido. O estudo completou-se com testes experimentais sob as mesmas condições definidas no modelo numérico.

A possibilidade de utilização do processo de prototipagem rápida por soldagem a arco no meio aeroespacial se mostrou vantajosa do ponto de vista do desperdício de material sobre processos de fabricação tradicionais de remoção de material. Na verdade, processos mistos de tecnologia aditiva e de remoção de material se mostraram ainda mais vantajosos do que a utilização de um único modo.

O estudo metalográfico realizado em uma peça prototipada por essa tecnologia mostrou as heterogeneidades microestruturais que existem em diferentes pontos da peça, heterogeneidades as quais estão relacionadas à complexidade da transferência de calor devido a múltiplos aquecimentos e diferentes condições de resfriamento. Assim, esse estudo demonstrou a necessidade de uma compreensão mais clara dos ciclos térmicos envolvidos, sendo um motivador para o estudo numérico/experimental realizado.

O modelo criado a fim de análise dos ciclos térmicos considera uma placa fina sujeita a condução no domínio bidimensional e condições de contorno de convecção e radiação para todas as faces. Como este é um trabalho inicial no estudo dos fenômenos envolvidos ao processo, o código criado não considerou a adição de material que ocorre em uma prototipagem real, embora essa possa ser facilmente implementada. Uma forma de melhor entender a relação desse estudo com a prototipagem rápida seria possível se o campo de ciclos térmicos sob regime estacionário fosse aplicado para o modelo de prototipagem rápida real. Para tanto, a adição de material deve ser utilizada, mas a peça em fabricação estaria sendo mergulhada em uma solução de temperatura constante na mesma velocidade do

incremento da altura pelo material extra. Dessa forma, o estudo numérico aqui realizado pode ser compatibilizado com a proposta real da prototipagem rápida por soldagem a arco.

O estudo numérico/experimental de transferência de calor para uma placa representativa do processo de prototipagem rápida por soldagem a arco mostra que a pior ou melhor aproximação das simulações com os resultados experimentais é consequência da precisão na escolha da eficiência do processo de soldagem e da precisão na medida da emissividade, as quais influenciam de forma decisiva os resultados do modelo. Assim, para determinar corretamente os ciclos térmicos envolvidos tais parâmetros devem ser cuidadosamente avaliados a fim de inserção no modelo proposto.

Neste trabalho propôs-se um grupo adimensional associado à razão entre a taxa de transferência de calor pela ação da tocha de soldagem e a taxa de acúmulo de calor pelo material, o qual foi nomeado como número de Fourier do processo de soldagem ($F_{O_{sold}}$). Tal parâmetro influencia diretamente nos ciclos térmicos envolvidos. Portanto, mudanças discretas de $F_{O_{sold}}$ geram variações significativas nas temperaturas médias e amplitudes térmicas.

Ainda que o fluxo de calor por unidade de comprimento se mantenha constante, as temperaturas médias envolvidas nesse estudo são sempre decrescentes com o aumento de $F_{O_{sold}}$. Isso ocorre porque para valores elevados do número de Fourier a capacidade térmica do material é proporcionalmente grande em relação ao aporte de energia pela tocha de soldagem, de maneira que o calor transferido é insuficiente para variar a temperatura média significativamente.

Com relação à amplitude térmica de temperatura, λ , essa se mostrou crescente com o aumento dos valores do número de $F_{O_{sold}}$. Embora isso ocorra, parece haver valores mínimos de amplitudes térmicas para pontos próximos à superfície da placa, implicando em uma amenização da intensidade dos ciclos térmicos. Para uma prototipagem real (adição de material em camadas sucessivas), deve-se ter em mente que o processo impõe um tratamento térmico às camadas inferiores, porém, para que isso ocorra de modo satisfatório, deve-se analisar a que temperatura média e por quanto tempo os pontos de uma determinada altura mantiveram essa temperatura para que assim seja possível prever se ocorreu difusão de átomos no retículo cristalino, causando alterações metalúrgicas. Outro ponto a se observar é quantas vezes a temperatura ultrapassa a temperatura austenitização do aço e por quanto

tempo se mantém acima deste valor, o que implica na quantidade final de austenita formada e, por consequência, das estruturas resultantes de seu resfriamento.

Já com relação às tensões térmicas, as mesmas estariam relacionadas ao resfriamento desigual entre os vários pontos do material, assim como com àqueles pontos em que ocorre mudança de fase, que geralmente está associada a mudança do arranjo cristalino e, em consequência, do volume ocupado, do coeficiente de dilatação térmica e da condução térmica que certamente afetam os resultados.

No conceito inicial desse trabalho incluía-se o desenvolvimento de um código numérico capaz de reproduzir a realidade no campo de ciclos térmicos com uma boa aproximação e, embora não se tenha utilizado adição de material, a simulação de fonte de calor móvel trouxe resultados interessantes do ponto de vista fenomenológico.

9 TRABALHOS FUTUROS

As análises propostas nesse trabalho foram importantes para entender os fenômenos envolvidos em um processo de prototipagem rápida por soldagem a arco. Embora a importância desse trabalho esteja bastante clara, muito ainda tem-se a realizar para fechar a gama de conhecimentos necessários a essa tecnologia.

Assim, para trabalhos futuros, a continuidade pode ser dada a partir de alguns assuntos que se fizeram pendentes do ponto de vista do domínio tecnológico:

- Reproduzir esse trabalho eliminando complicações experimentais como o efeito do arco de soldagem na medição da câmara e a defasagem do período no ciclo de soldagem.
- Determinar com mais exatidão as variações da emissividade e a eficiência do processo de soldagem para uma correta introdução de valores aos dados de entrada do código gerado.
- Realizar estudo metalográfico do material para demonstrar a influência dos ciclos térmicos envolvidos nas características microestruturais. Esse estudo é de extrema importância para que futuramente o código numérico possa prever com relativa exatidão as microestruturas presentes no material e até mesmo as prováveis propriedades físicas para diferentes pontos de uma peça a ser fabricada.
- Adicionar massa ao sistema (prototipagem rápida) e analisar como serão apresentados os ciclos térmicos de temperatura e os parâmetros ótimos de Fo_{sold} .

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] VOLPATO, N. et al. Prototipagem Rápida – Tecnologias e Aplicações. 1ª ed. São Paulo: Edgar Blücher, v. 1, p. 244, 2007.
- [2] MILANEZI, G. G., MOURA, G. I. Implementação de uma Bancada Experimental para Desenvolvimento do Processo de Fabricação por Deposição de Metal em Camadas Sucessivas - Soldagem 3D, Trabalho de Graduação em Engenharia de Controle e Automação, Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, Brasil, 2005.
- [3] ZHANG, Y. M. et al. Automated system for welding-based rapid prototyping. Department of Electrical Engineering and Center for Robotics and Manufacturing Systems, College of Engineering, University of Kentucky, Lexington, KY 40508, USA. 2002.
- [4] THUKARAM, S. K. Robot Based 3D Welding for Jet Engine Blade Repair and Rapid Prototyping of Small Components. 120 p. Thesis for the degree of master of science. Department of Mechanical and manufacturing Engineering, University of Manitoba Winnipeg, Manitoba, Canada. 2010.
- [5] BRANDL, E. et al. Additive Manufactured Ti-6Al-4V Using Welding Wire: Comparison of Laser and Arc Beam Deposition and Evaluation with Respect to Aerospace Material Specifications. ScienceDirect. 2010.
- [6] BAUFLED, B. et al. Manufacturing Ti-6Al-4V components by Shaped Metal Deposition: Microstructure and mechanical properties. IOPscience. Trends in Aerospace Manufacturing 2009 International Conference. 2011.
- [7] BAUFLED, B.; BIEST, O. V. Mechanical properties of Ti-6Al-4V specimens produced by shaped metal deposition. Katholieke Universiteit Leuven, MTM, Belgium. 2009. Disponível em: <stacks.iop.org/STAM/10/015008>. Acesso em: 11 de junho de 2006.
- [8] FACHINOTTI, V. D. et al. Evolution of Microstructure During Shaped Metal Deposition. Mecánica Computacional. Buenos Aires, v. 29, p. 4927-4934, nov. 2010.
- [9] SKIBA, T.; BAUFELD, B.; BIEST, O. V. Microstructure and Mechanical Properties of Stainless Steel Component Manufactured by Shaped Metal Deposition. ISIJ International, v. 49, n. 10, p. 1588-1591, 2009.
- [10] KOU, S., and LE, Y., Metall. Trans. A, 14A: 2245, 1983.
- [11] THE NATIONAL SCIENCE FOUNDATION. Rapid Prototyping. Disponível em: <<http://www.nsf.gov/about/history/nsf0050/manufacturing/rapid.htm>>. Acesso em: 15 de Julho de 2010.
- [12] CARVALHO, Jonas. Rapid Prototyping. Disponível em: <http://www.numa.org.br/conhecimentos/conhecimentos_port/pag_conhec/prototipagem.html>. Acesso em: 12 de Julho de 2010.
- [13] Santos, D. M. C. et al. The development of 3D models through rapid prototyping concepts. Department of Mechanical Engineering, UFMG, Belo Horizonte, MG, Brazil. 2004.
- [14] FAN, H. G., KOVACEVIC, R. A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode, arc plasma and molten pool. Institute of Physics Publishing. Journal of Physics D: Applied Physics. Published 1 September 2004.

- [15] DEPRAUDEX, Lionel. Simulation Numerique du Soudage - Acier 316L Validation sur cas testes de complexite croissante. L'Institut National des Sciences Appliquees de Lyon. Soutenue le 1^{er} Mars 2004, devant la Commission d'Examen.
- [16] ARIS, Rutherford. Vectors, Tensors and the Basic Equations of Fluid Mechanics. Dover Publications INC, 1992.
- [17] CHANDRASEKHARAIHAH, D.S. and DEBNATH, L. Continuum Mechanics. Academic Press, 1994, p. 165.
- [18] INCROPERA, F. P. e DEWITT, D. P. Fundamentos de Transferência de Calor e Massa. 5^a Edição, Editora LTC - Livros Técnicos e Científicos S.A., Rio de Janeiro, Brasil, 2002.
- [19] DOEBELIN, E. O. Measurement Systems: application and design. 5th ed., McGraw-Hill Companies Inc, New York, USA, 2004.
- [20] FIGLIOLA, R.S. e BEASLEY, D. E. Teoria e Projeto para Medições Mecânicas. 4^a Edição, Editora LTC – Livros Técnicos e Científicos S. A., Rio de Janeiro, Brasil, 2007.
- [21] FLIR SYSTEMS. ThermoVision A40M - Operator's Manual. Site: <http://www.flir.com>, traduzido. Data de acesso: 13 de Julho de 2011.
- [22] FUERSCHBACH, P. W. and KNOROVSKY, G. A., Weld. J., 70: 287s, 1991.
- [23] KOU, S. Welding Metallurgy, 2nd edition, John Wiley and Sons, New York, NY, 2003.
- [24] ROSENTHAL, D. Weld. J., 20: 220s, 1941.
- [25] ADAMS, C. M., Jr., Weld. J., 37: 210s, 1958.
- [26] LEE, J.Y. et al. Synthesis/Processing of Lightweight Metallic Materials II. Eds. C. M. Ward-Close, F. H. Froes, S. S. Cho, and D. J.; Chellman, The Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, PA, 1996, p. 49.
- [27] LIU, S., BRANDI, S. D., and THOMAS, R. D., ASM Handbook, Vol. 6, ASM International, Materials Park, OH, 1993, p. 270.
- [28] FLANIGAN, A. E., Weld. J., 26: 193s, 1947.
- [29] MATSUDA, F. et al. Trans. Jpn. Weld. Res. Inst., 7: 181, 1978.
- [30] Медовар, Б.И. Сварка Хромоникелевых аустенитных сталей. К.: Машгиз, 175 с, 1954 г.
- [31] Гольдштейн, М.И.; Грачев, С.В.; Векслер, Ю.Г. Специальные стали: Учебник для вузов, 2-е изд. М: МИСИС, 408 с, 1999.
- [32] Приданцев, М.В.; Талов, Н.П.; Левин, Ф.Л. Высокопрочные аустенитные стали. М.: Metallurgia, 1968. – 248 с.
- [33] BLONDEAU, R. Metallurgy and Mechanics of Welding: Process and Industrial Applications. Saint-Etienne: ISTE Ltd., John Wiley & Sons, Inc., p. 496, 2008.
- [34] HOFFMAN, J. D. and FANKEL, S. Numerical Methods for Engineers and Scientists, 2nd edition, Marcel Dekker INC, New York, 2001.
- [35] FORTUNA, A. O. Técnicas Computacionais para Dinâmica dos Fluidos - Conceitos Básicos e Aplicações. Editora da Universidade de São Paulo, 2000.