



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**DETERMINAÇÃO DA EMISSIVIDADE E ANÁLISE
MICROESTRUTURAL DO AÇO INOXIDÁVEL
MARTENSÍTICO ASTM A743 CA6NM DECORRENTE
DA SOLDAGEM GMAW EM MÚLTIPLOS PASSOS
COM METAL DE DEPOSIÇÃO AWS 410 NiMo**

Por,

Matheus Tabata Santos

Brasília, 15 de agosto de 2013

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

Faculdade de Tecnologia

Departamento de Engenharia Mecânica

Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

Faculdade de Tecnologia

Departamento de Engenharia Mecânica

Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

DETERMINAÇÃO DA EMISSIVIDADE E ANÁLISE MICROESTRUTURAL DO AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO ASTM A743 CA6NM DECORRENTE DA SOLDAGEM GMAW EM MÚLTIPLOS PASSOS COM METAL DE DEPOSIÇÃO AWS 410 NiMo

Por,

Matheus Tabata Santos

*Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em
Ciências Mecânicas da Universidade de Brasília como parte dos
requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em
Engenharia Mecânica.*

Banca Examinadora

Prof^ª. Dr^ª. Palloma Vieira Muterlle, UnB/ ENM
Orientadora

Prof. Dr. Guilherme Caribé de Carvalho, UnB/ ENM
Examinador Externo

Prof. Dr. Jorge Luiz A. Ferreira, UnB/ ENM
Examinador Interno

Brasília, 15 de agosto de 2013

FICHA CATALOGRÁFICA

SANTOS, MATHEUS TABATA

Determinação da Emissividade e Análise Microestrutural do Aço Inoxidável Martensítico ASTM A743 CA6NM Decorrente da Soldagem GMAW em Múltiplos Passos com Metal de Deposição AWS 410 NiMo.

125p., 297 mm (ENM/FT/UnB, Mestre, Ciências Mecânicas, 2013).

Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília.

Faculdade de Tecnologia.

Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Emissividade em Altas Temperaturas

2. Termografia em Soldagem GMAW

3. Micrografia

4. Turbinas Hidroelétricas

I. ENM/FT/UnB

II. Título ENM.DM-198A/2013

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

SANTOS, M. (2013). Determinação da Emissividade e Análise Microestrutural do Aço Inoxidável Martensítico ASTM A743 CA6NM Decorrente da Soldagem GMAW em Múltiplos Passos com Metal de Deposição AWS 410 NiMo. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM 01/2013, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 125p.

CESSÃO DE DIREITOS

NOME DO AUTOR: Matheus Tabata Santos.

TÍTULO: Determinação da Emissividade e Análise Microestrutural do Aço Inoxidável Martensítico ASTM A743 CA6NM Decorrente da Soldagem GMAW em Múltiplos Passos com Metal de Deposição AWS 410 NiMo.

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 desta dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem a autorização por escrito do autor.

Matheus Tabata Santos

mateustabata@gmail.com

R. Itália, Lt. 03, Qd. 01A, Jardim Bandeirante; 75083-040; Anápolis/GO - Brasil.

Dedicatória

À minha esposa Josiane, aos meus pais João dos Santos e Elisabeth Massumi e aos meus irmãos André e Thiago Tabata.

Jesus Cristo e minha Família.

Meu alicerce.

Meu exemplo.

Minha vida.

Matheus Tabata Santos

Agradecimentos

Primeiramente a Deus, pois sem Ele, nada seria possível. Ele me deu o fôlego de vida, forças para estudar, saúde, conforto, entendimento e muito mais do que eu merecia. A Ele seja dada toda glória e toda honra.

Em especial, a minha esposa, aos meus pais e irmãos, pelo amor, esforço, dedicação e compreensão em todos os momentos da minha vida. Sou eternamente grato a vocês, pois acreditaram em mim e me amaram não obstante das circunstâncias.

A minha orientadora, Prof^a. Dr^a. Palloma Vieira Muterlle, pela oportunidade, paciência, credibilidade e apoio fornecidos.

A todos meus professores da graduação da FEIS-UNESP e da Pós-Graduação da FT-UnB, pelos quais tenho muito respeito e gratidão pelos ensinamentos acadêmicos.

Ao Engenheiro Mecânico e amigo Leonardo Vasconcelos de Abreu Ruszczyk, pelo apoio durante seu trabalho de graduação.

Ao mestre em Sistemas Mecatrônicos, Eng. Felipe Ferreira Fraga, pelo auxílio e companheirismo.

A empresa ISOESTE, mais precisamente ao Engenheiro Mecânico e Diretor Financeiro Amélio Luiz Benedetti, que me concedeu a primeira oportunidade de trabalho no ramo da indústria de construtivos isotérmicos como Coordenador de Qualidade e, ao mesmo tempo, ir em busca do título de mestre. Tenho apenas gratidão pela credibilidade e pelos conhecimentos adquiridos.

Ao Presidente da GRAVIA, José Pereira Gravia, e ao Eng. Jotemildo de Souza Neves, por disponibilizarem seu tempo e seus maquinários para o corte de amostras. A importância que a GRAVIA oferece à pesquisa e à educação é admirável. O Brasil, se almejar o desenvolvimento pleno, deveria seguir seu exemplo.

Aos Doutores e doutorandos em Sistemas Mecatrônicos, Eber, Jesus e Giuliano, pelo suporte e instruções nos experimentos realizados.

A todos os funcionários da Universidade de Brasília, em especial aos técnicos do departamento de mecânica e mecatrônica: Marrocos, Tarses, Xavier, Artur, Marcão, Carlão, Edson e Wesley. Obrigado pela enorme ajuda e pelos ensinamentos práticos fornecidos.

A todos que contribuíram para a realização desse trabalho, de forma direta ou indireta.

Matheus Tabata Santos

“Elevo os meus olhos para os montes: de onde me virá o socorro? O meu socorro vem do Senhor, que fez os céus e a terra. Não deixará vacilar o teu pé; aquele que te guarda não dormitará. Eis que não dormitará nem dormirá aquele que guarda a Israel. O Senhor é quem te guarda; o Senhor é a tua sombra à tua mão direita. De dia o sol não te ferirá, nem a lua de noite. O Senhor te guardará de todo o mal; ele guardará a tua vida. O Senhor guardará a tua saída e a tua entrada, desde agora e para sempre”.

Salmos 121

RESUMO

O aço inoxidável martensítico ASTM A743 CA6NM é tipicamente utilizado na produção de turbinas hidroelétricas, devido a sua elevada resistência à cavitação. Essas turbinas são fabricadas em processos separados de fundição seguido de um tratamento térmico e de acabamento superficial com subsequente acoplamento por meio de um processo de soldagem, em que um material semelhante é utilizado, normalmente, o AWS 410 NiMo. Uma vez que eles têm grandes espessuras, normalmente, a soldagem ocorre em várias passos, a fim de preencher a cavidade articular. Após o processo de soldagem, normalmente em toda a turbina é feito um tratamento térmico final, que é realizado em grandes fornos para que seja possível atingir uma temperatura uniforme em toda as partes. A fim de estudar o efeito que a camada de solda exerce sobre o material de base e sobre o metal depositado, este trabalho visa determinar certas propriedades dos metais envolvidos no reparo das turbinas (emissividade e dureza), as metodologias de soldagem para esse reparo e as alterações microestruturais que ocorreram no metal base (ASTM A743 CA6NM), no metal de adição (AWS 410 NiMo) e na interface material de base e material de adição. Para atingir tais objetivos, ensaios de determinação da emissividade dos metais envolvidos no processo foram realizados para que o uso da termografia infravermelha no monitoramento das amostras fosse possível. Ensaios de soldagem GMAW também foram feitos, depositando diversos cordões de solda de AWS 410 NiMo em camadas sucessivas na fronteira de uma placa de seis milímetros de espessura de aço ASTM A743 CA6NM assistidos por termografia e com temperatura de interpasse controlada. Após o processo de soldagem, as amostras foram cortadas a partir da placa soldada e foram examinadas em duas direções, paralela e perpendicular à direção de deposição. As suas microestruturas e durezas resultantes foram analisadas e correlacionadas com a evolução das temperaturas registradas durante o processo de soldagem. Os resultados do ensaio Vickers (HV10) mostraram que a dureza do substrato é ligeiramente menor que a do metal de deposição, e na região de interface o material apresentou um incremento de dureza significativo. Com relação a microestrutura resultante do processo de soldagem, tanto o metal base quanto o de deposição apresentaram microestrutura martensítica, porém a microestrutura do metal de deposição, até aproximadamente 17 passes de solda, apresentou-se com um aspecto de martensita tratada termicamente. De forma geral, os resultados obtidos foram bastante satisfatórios, e várias possibilidades de pesquisa mais aprofundada são cabíveis, não dando por fim este.

ABSTRACT

The martensitic stainless steel ASTM A743 CA6NM is typically used in the production of hydroelectric turbines, due to their high resistance to cavitation. These turbines are manufactured in separate processes of casting followed by a heat treatment and surface finish with subsequent engagement by means of a welding process, in which a similar material is usually used (AWS 410 NiMo). Since they have large thicknesses, typically the welding is carried out in several layers in order to fill the joint cavity. After the welding process, usually the whole turbine runner is subjected to a final heat treatment, which is carried out in large furnaces thus providing a means of achieving a uniform temperature in all parts. In order to study the effect that a weld layer exerts on the base material and on the previously deposited metal, this work aims at determining certain properties of the materials involved in the repair of turbines (emissivity and hardness), the methodologies for this welding repair and the microstructural changes occurring in the base metal (ASTM A743 CA6NM) in the weld metal (AWS 410 NiMo) and in the interface between base material and filler material. To achieve these objectives, tests to determine the emissivity of the materials involved in the process were performed such that infrared thermography could be used for monitoring the samples varying temperature during the deposition process. GMAW welding tests were carried out by depositing multiple weld beads of AWS 410 NiMo wire in successive layers on the edge of a six millimeter thick ASTM A743 CA6NM sample plate assisted by thermography and interpass temperature control. After the welding process, the samples were cut from the welded plate and were examined in two directions: parallel and perpendicular to the deposition direction. Their resulting microstructure and hardness were analyzed and correlated with the evolution of temperatures recorded during the welding process. The test results for the Vickers Hardness (HV10) show that the hardness of the substrate is slightly smaller than the deposition metal and in the interface material has a significant increase in hardness. Regarding the microstructure of the welding process, both the base metal and the deposition metal presented martensitic microstructure, but the microstructure of the deposition metal, up to approximately the 17th weld bead, presented an aspect of martensite thermally treated. In general, the results obtained by this research were quite satisfactory, and several possibilities for further research are reasonable, not by giving this, the end.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
1.1 ABORDAGEM DO TEMA	1
1.2 OBJETIVOS DO PROJETO	3
1.3 ESTRUTURA DA DISSERTAÇÃO	4
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 TURBINAS HIDRÁULICAS [7]	5
2.2 MATERIAIS PARA FABRICAÇÃO DE ROTORES HIDRÁULICOS	5
2.2.1 Chapas de Aço Carbono	5
2.2.2 Fundições em Aço Carbono	6
2.2.3 Chapas de Aço Inoxidável	6
2.2.4 Fundições em Aço Inoxidável	6
2.2.5 Revestimentos em Aço Inoxidável	7
2.2.6 Fundições em Alumínio-bronze	7
2.3 O AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO ASTM A743 CA6NM	7
2.3.1 Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios (AIMM)	7
2.3.2 Nomenclatura	9
2.3.3 Propriedades	9
2.3.4 Tratamentos Térmicos	12
2.3.5 Austenita Residual	14
2.4 CONSTRUÇÃO E REPARO DE TURBINAS HIDRÁULICAS	16
2.4.1 Histórico	17
2.4.2 Construção	17
2.4.3 Reparo	19
2.4.4 Consumíveis Empregados	20
2.5 O PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW COM ARAME TUBULAR	20
2.5.1 Arame Tubular AWS 410 NiMo	24
2.5.2 Tensão Residual, Distorção e Fadiga	26
2.5.3 Estrutura de Grãos na Zona de Fusão [39]	29
2.5.4 Transformação de Fase Pós-Solidificação [39]	32
2.6 RADIAÇÃO TÉRMICA	35
2.6.1 O Espectro Eletromagnético	35
2.6.2 Radiação de Corpo Negro	36
2.6.3 Emissividade de Superfícies Reais	38
2.6.4 Absorção, Reflexão e Transmissão de Superfícies Reais	41
2.7 MEDIDORES DE TEMPERATURA	43
2.7.1 Termopares	44
2.7.2 Radiômetros	47
2.7.3 Termografia	48
2.8 MÉTODOS UTILIZADOS PARA DETERMINAÇÃO DA EMISSIVIDADE	48
2.8.1 Métodos Calorimétricos	48
2.8.2 Métodos Radiométricos	49
2.9 MICROGRAFIA [40]	49
2.9.1 Microscopia Óptica	49
2.9.2 Preparação de Amostras para Microscopia Óptica	50
2.10 DUREZA VICKERS	51
3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	52
3.1 EMISSIVIDADE	52
3.2 AS VARIÁVEIS DO PROCESSO DE SOLDAGEM	54
4 METODOLOGIA EXPERIMENTAL	57
4.1 DETERMINAÇÃO DA EMISSIVIDADE	57
4.1.1 Materiais e Equipamentos Utilizados	57

4.1.2	<i>Aparato Experimental</i>	58
4.1.3	<i>Amostras Ensaçadas</i>	62
4.1.4	<i>Posicionamento dos Detectores de Radiação Infravermelha</i>	62
4.1.5	<i>Procedimento para Utilização dos Equipamentos de Termografia</i>	63
4.1.6	<i>Calibração do Termopar e dos Conversores de Sinal Analógico</i>	64
4.1.7	<i>Procedimento Experimental para Medição da Emissividade</i>	66
4.2	SOLDAGEM GMAW EM MÚLTIPLOS PASSOS	67
4.2.1	<i>Determinação dos Parâmetros de Soldagem</i>	67
4.2.2	<i>Soldagem GMAW em Múltiplos Passos</i>	69
4.3	ANÁLISE MICROGRÁFICA E DUREZA VICKERS	73
4.3.1	<i>Etapas de Preparação Metalográfica</i>	73
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	79
5.1	DETERMINAÇÃO DA EMISSIVIDADE	79
5.2	SOLDAGEM GMAW EM MÚLTIPLOS PASSOS	87
5.3	ANÁLISE MICROGRÁFICA E DUREZA VICKERS	91
5.4	TEMPERATURAS DAS REGIÕES ANALISADAS	96
6	CONCLUSÕES	101
7	TRABALHOS FUTUROS	103
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	105
	ANEXOS	108
	APÊNDICES	114

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Turbina danificada da Usina Hidrelétrica de ITAIPU [3].	2
Figura 2: Microestrutura martensítica do aço CA6NM em estado “como fundido” contendo um pouco de ferrita- δ (ver setas em b). (a) e (b) atacados com o reagente Ralph. (c) e (d) atacados com 15 HCl-10 ácido acético-10 HNO ₃ . (d) Mesmo campo mostrado em (c) mas revelado com o contraste diferencial de interferência Nomarski [12].	8
Figura 3: Esquemático para nomenclatura das ligas de aço inoxidável resistentes à corrosão e resistentes à alta temperatura com base nas faixas de teores de Ni e Cr. As letras nos círculos representam a segunda letra no sistema de designação [16].	9
Figura 4: Faixa de dados experimentais de energia de impacto Charpy (entalhe V) com a temperatura [18].	12
Figura 5: Diagrama de fases Fe-Cr-Ni, para razão fixa de Cr/Ni de 3:1.	13
Figura 6: Diagrama de transformação de fase em resfriamento contínuo do aço CA6NM [20].	13
Figura 7: Variação do percentual de austenita formada em função da temperatura de revenimento do aço CA6NM temperado [20].	15
Figura 8: Variação do percentual de austenita, limite de resistência (σ_r), limite de escoamento (σ_e 0,2%) e energia absorvida no ensaio Charpy do aço CA6NM em função da temperatura de revenimento [23].	16
Figura 9: Estágios de montagem de uma turbina Francis. Montagem parcial e alinhamento das pás da turbina (a), montagem do topo com assistência de uma máquina de elevação (b) e inspeção final da qualidade da solda (c) [24].	18
Figura 10: Exemplo de um eletrodo de arame tubular com fluxo metálico [28].	23
Figura 11: Processo de soldagem GMAW com arame tubular e gás de proteção [27].	23
Figura 12: Esquema do ciclo térmico de soldagem recomendado para soldagem do aço inoxidável martensítico macio com arame tubular de fluxo metálico [30].	24
Figura 13: Micrografias representativas do metal de solda depositado pelo arame tubular OK Tubrod 410 NiMo MC com mistura de 96%Ar e 4%CO ₂ na condição de “como soldado” (a) e tratado termicamente (b) e com mistura de 98%Ar e 2%O ₂ nas condições de “como soldado” (c) e tratado termicamente (d). Aumentos de 200x [13].	26
Figura 14: Mudanças de temperatura e tensão residual durante a soldagem [39].	27
Figura 15: Distorção em estruturas soldadas [39].	28
Figura 16: Estrutura de grãos colunares de solda feitas com poças na forma de gota e elíptica: (a, b) estrutura colunar regular; (c, d) estrutura axial [39].	30
Figura 17: Diferentes modos de solidificação através da poça de fusão [39].	32
Figura 18: 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 [39].	33
Figura 19: Diagrama de Schaeffler para prever a quantidade de ferrita e o modo de solidificação [39].	34
Figura 20: Diagrama de DeLong para prever a quantidade de ferrita e o modo de solidificação [39].	34
Figura 21: O processo de emissão. (a) Como fenômeno volumétrico. (b) Como fenômeno de superfície [32].	35
Figura 22: Espectro de radiação eletromagnética [32].	36
Figura 23: Poder emissivo espectral de corpo negro [32].	37
Figura 24: Comparação de emissão de corpo negro e de superfícies reais. (a) Distribuição espectral. (b) Distribuição direcional [32].	38
Figura 25: Distribuições direcionais representativas da emissividade total direcional para condutores e não condutores [32].	39

Figura 26: Dependência espectral da emissividade normal espectral $\varepsilon_{\lambda,n}(T)$ de materiais selecionados [32]....	40
Figura 27: Dependência da temperatura na emissividade normal total $\varepsilon_n(T)$ de alguns materiais selecionados [32].	40
Figura 28: Processos de absorção, reflexão e transmissão associados com um meio semitransparente [32].	41
Figura 29: Circuito para medir o potencial de <i>Seebeck</i> compreendendo dois fios diferentes, A e B, duas junções e um voltímetro. Fios de cobre conectam a junção de referência ao instrumento [34].	44
Figura 30: Ilustração Esquemática dos modos de iluminação. (a) Iluminação inclinada ou oblíqua, (b) Iluminação paralela ao eixo ou normal e (c) Iluminação em campo escuro [40].	50
Figura 31: Ensaio de dureza Vickers [50].	51
Figura 32: Circuito de Soldagem GMAW [41].	54
Figura 33: Relação entre razão de fusão e corrente de soldagem para diferentes diâmetros de eletrodos [42].	55
Figura 34: Aparato experimental idealizado por Ruszczyk para análise da emissividade pelo método radiométrico. Vista superior (a), vista lateral (b) e vista isométrica (c) [5].	58
Figura 35: Construção do novo tubo dispersor de gás de proteção. (a) Apoio para dar o formato de circunferência no tubo, (b) Análise da circunferência, (c) Marcação dos furos inclinados, (d) Tubo dispersor soldado com solda foscopo.	59
Figura 36: Termopar tipo K soldado na amostra a ser ensaiada.	59
Figura 37: Usinagem do resalto negativo no bloco refratário. (a) Usinagem por fresa topo, (b) Bloco em pé sem amostra, (c) Bloco refratário em pé com amostra, (d) Bloco refratário deitado com amostra.	60
Figura 38: Câmera termográfica <i>ThermoVision™</i> A40M da FLIR.	60
Figura 39: Aparato experimental utilizado. (a) Chama oxiacetilênica, (b) Conjunto de blocos refratários, (c) Tubo dispersor de gás refratário, (d) amostra a ser ensaiada, (e) termopar tipo K, (f) Sensor infravermelho.	61
Figura 40: Aparato experimental utilizado juntamente com os sistemas de aquisição de sinais.	61
Figura 41: Amostras ensaiadas. (a) Aço doce, (b) ASTM A743 CA6NM, (c) AWS 410 NiMo escovado, (d) AWS 410 NiMo com escória.	62
Figura 42: Relação entre a distância de medição e o tamanho do ponto para os detectores de radiação térmica [43].	62
Figura 43: Filmagem termográfica. Imagem obtida pela Câmera <i>FLIR ThermoVision™</i> A40M e processada pelo software <i>FLIR R&D™</i> .	63
Figura 44: Equipamentos utilizados para calibração do termopar.	65
Figura 45: Braço mecânico robotizado ABB IRB 2000.	67
Figura 46: Testes de soldagem GMAW curto-circuito.	68
Figura 47: Aparato experimental para os experimentos de soldagem por deposição de metal em múltiplos passes.	69
Figura 48: Ilustração do procedimento utilizado para os experimentos de soldagem [44].	70
Figura 49: Lingote do aço CA6NM fornecido para os ensaios.	70
Figura 50: Amostras cortadas de aço ASTM A743 CA6NM.	71
Figura 51: Equipamentos utilizados para o monitoramento termográfico da soldagem.	72
Figura 52: Escolha das seções a serem analisadas e corte das amostras.	74
Figura 53: Amostras embutidas.	75
Figura 54: Politriz automática de marca PANTECO® e modelo POLIPAN-U. (a) Processo de lixamento; (b) processo de polimento.	75

Figura 55: Microscópio OLYMPUS, modelo BX51TRF, com câmera de captura de marca SONY ExwaveHAD e modelo SSCDC50A.	76
Figura 56: Macrografia, definição das regiões a serem estudadas e identificação dos passes de solda.	77
Figura 57: Realização do ensaio de dureza Vickers (HV10).	78
Figura 58: Curva de calibração do termopar tipo K utilizado.	79
Figura 59: Curvas de aquecimento e resfriamento para o aço doce.	80
Figura 60: Curva da emissividade do aço doce oxidado.	80
Figura 61: Curvas de aquecimento e resfriamento para o aço ASTM A743 CA6NM.	81
Figura 62: Curva da emissividade do aço ASTM A743 CA6NM.	82
Figura 63: Curvas de aquecimento e resfriamento para o aço AWS 410 NiMo escovado.	82
Figura 64: Curva da emissividade do aço AWS 410 NiMo escovado.	83
Figura 65: Curvas de aquecimento e resfriamento para o aço AWS 410 NiMo escovado e oxidado por ensaio.	84
Figura 66: Curva da emissividade do aço AWS 410 NiMo escovado e oxidado por ensaio.	84
Figura 67: Curvas de aquecimento e resfriamento para o aço AWS 410 NiMo como soldado.	85
Figura 68: Curva da emissividade do aço AWS 410 NiMo como soldado.	85
Figura 69: Monitoramento termográfico do processo de soldagem GMAW.	88
Figura 70: Gráfico temperatura (°C) versus tempo (h), indicando a temperatura de interpasse no ensaio da amostra de nº 20V.	88
Figura 71: Interpasse vs Temperatura de Interpasse do ensaio de soldagem da amostra 20V.	89
Figura 72: Ensaio finais de soldagem. Amostra 19V e 20V.	91
Figura 73: Micrografias do plano Y-Z da amostra 20V com suas respectivas durezas.	92
Figura 74: Durezas Vickers indicadas ao longo da amostra.	94
Figura 75: Comparação de dois planos de estudo do corpo de prova, com suas respectivas durezas.	95
Figura 76: Ciclo Térmico da Região Inferior do Material de Base.	96
Figura 77: Ciclo Térmico da Região Mediana do Material de Base.	97
Figura 78: Ciclo Térmico da Região Superior do Material de Base.	98
Figura 79: Ciclo Térmico da Região de Interface Base/Adição.	98
Figura 80: Ciclo Térmico da Região Inferior do Material de Adição.	99
Figura 81: Ciclo Térmico da Região Mediana do Material de Adição.	99
Figura 82: Ciclo Térmico da Região Superior do Material de Adição.	100
Figura 83: Dimensões do aparato experimental [44].	111
Figura 84: Desenho técnico 2D do bloco refratário.	112
Figura 85: Desenho técnico 2D do difusor de proteção gasosa.	113

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química da liga CA6NM [17].....	10
Tabela 2: Propriedades mecânicas da liga CA6NM tipo 12%wp Cr e 4%wp Ni requeridas pela norma ASTM A743 [17].....	10
Tabela 3: Propriedades mecânicas da liga CA6NM na condição de fundido, temperado acima de 955 °C, resfriado ao ar, e revenido [10].	10
Tabela 4: Propriedades físicas do aço de fundição CA6NM [18].....	10
Tabela 5: Composição química do material constituinte da Amostra A [52].....	11
Tabela 6: Composição química do material constituinte da Amostra B [52].....	11
Tabela 7: Composição química do material constituinte da Amostra B - Contraprova [52].....	11
Tabela 8: Medidas de dureza do material da amostra A e B [52].	11
Tabela 9: Estimativa das Propriedades Mecânicas Monotônicas com base em Ensaio de Tração [52].....	11
Tabela 10: Características do Processo GMAW [38].	21
Tabela 11: Características dos modos de transferência metálica na soldagem GMAW [38].....	22
Tabela 12: Misturas gasosas para a soldagem GMAW dos aços inoxidáveis [38].....	22
Tabela 13: Composição química do arame tubular OK TubRod 410 NiMo MC segundo a norma EN12073 [13].	25
Tabela 14: Propriedades mecânicas do arame tubular OK TubRod 410 NiMo MC segundo a norma EN12073 [13].....	25
Tabela 15: Limites de erro para termopares, de acordo com ASTM E-230 (com junção de referência a 0 °C) [34].	46
Tabela 16: Uso dos diversos tipos de termopares [34].	47
Tabela 17: Característica óptica do sensor infravermelho [43].	63
Tabela 18: Descrição dos procedimentos para utilização dos equipamentos de termografia.	64
Tabela 19: Composição química para o preparo do reagente Kalling n°1 [12].....	76
Tabela 20: Parâmetros definidos para os ensaios de soldagem.	87
Tabela 21: Dados obtidos pelo processo de soldagem na amostra final.....	90
Tabela 22: Resultados dos ensaios de dureza Vickers no plano Y-Z.....	109
Tabela 23: Resultados dos ensaios de dureza Vickers no plano X-Y.	110

LISTA DE SÍMBOLOS

Símbolos Latinos

A	Área de contato	[m ²]
Ar	Elemento químico argônio	
C	Elemento químico carbono	
c	Velocidade da luz no meio	[m/s]
c_0	Velocidade da luz no vácuo	[m/s]
Cr	Elemento químico cromo	
E	Poder emissivo hemisférico total	[W/m ²]
E_λ	Poder emissivo espectral	[W/m ² .μm]
E_b	Poder emissivo hemisférico total de corpo negro	[W/m ²]
$E_{\lambda,b}$	Poder emissivo espectral de corpo negro	[W/m ² .μm]
G	Irradiação total	[W/m ²]
G_{abs}	Parcela da irradiação total absorvida	[W/m ²]
G_{ref}	Parcela da irradiação total refletida	[W/m ²]
G_{tr}	Parcela da irradiação total transmitida	[W/m ²]
G_λ	Irradiação espectral	[W/m ² .μm]
$G_{\lambda,abs}$	Parcela da irradiação espectral absorvida	[W/m ² .μm]
$G_{\lambda,ref}$	Parcela da irradiação espectral refletida	[W/m ² .μm]
$G_{\lambda,tr}$	Parcela da irradiação espectral transmitida	[W/m ² .μm]
H	Elemento químico hidrogênio	
h	Constante de Planck	[J.s]
h_c	Coefficiente de condutância térmica	[W/K]
k	Constante de Boltzmann	[J/K]
Ni	Elemento químico níquel	
Mo	Elemento químico molibdênio	
Mn	Elemento químico manganês	
M_f	Temperatura final da transformação martensítica	[°C]
M_s	Temperatura inicial da transformação martensítica	[°C]
O	Elemento químico oxigênio	
q	Fluxo de calor entre dois corpos em contato	[W]
SiC	Carboneto de Silício	
S	Elemento químico enxofre	
T	Temperatura absoluta da superfície	[K]
T_c	Temperatura da vizinhança considerada como cavidade isotérmica	[K]
T_r	Temperatura da superfície medida pelo radiômetro	[K]
T_s	Temperatura da superfície medida pelo termopar	[K]

Símbolos Gregos

α	Fase correspondente à ferrita- α	
δ	Fase correspondente à ferrita- δ	
ε	Emissividade hemisférica total	
ε_{ap}	Emissividade hemisférica total aparente	
ε_n	Emissividade normal	
ε_λ	Emissividade hemisférica espectral	
γ	Fase correspondente à austenita	
κ	Condutividade térmica	[W/(m.K)]

κ_A	Condutividade térmica do corpo A	[W/(m.K)]
κ_B	Condutividade térmica do corpo B	[W/(m.K)]
λ	Comprimento de onda	[μm]
ψ	Absortividade hemisférica total	
ψ_λ	Absortividade hemisférica espectral	
ν	Frequência de onda	[Hz]
ρ	Refletividade hemisférica total	
ρ_λ	Refletividade hemisférica espectral	
σ	Constante de Stefan-Boltzmann	[W/m ² .K ⁴]
σ_r	Limite de resistência à tração	[MPa]
σ_e	Limite de resistência ao escoamento	[MPa]

Siglas

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ACI	<i>Alloy Casting Institute</i>
AIMM	Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios
AOD	<i>Argon Oxygen Decarburization</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CJC	Compensação por Junção Fria (<i>Cold Junction Compensation</i>)
EPRI	<i>Electric Power Research Institute</i>
ESW	<i>Eletro Slag Welding</i>
FEIS	Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira
FCAW	<i>Flux Cored Arc Welding</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GRACO	Grupo de Automação e Controle
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
SM	Sistema de Monitoramento
IMS	<i>International Measuring System</i>
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MB	Metal de Base
MC	<i>Metal Cored</i>
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MET	Microscópio Eletrônico de Transmissão
UnB	Universidade de Brasília
UNESP	Universidade Estadual Paulista
UNS	<i>Unified Numbering System</i>
SAW	<i>Submerged Arc Welding</i>
SFSA	<i>Steel Founder's Society of America</i>
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TTPS	Tratamento Térmico Pós Soldagem
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
HV	Dureza Vickers

1 INTRODUÇÃO

Este capítulo apresenta de forma sucinta a abordagem do tema, contextualizando e definindo o problema, os objetivos do projeto e a estrutura em que foi elaborado esse trabalho.

1.1 ABORDAGEM DO TEMA

A energia hidrelétrica é a obtenção de energia elétrica através do aproveitamento do potencial hidráulico de um rio. Para que esse processo seja realizado é necessária a construção de usinas em rios que possuam elevado volume de água e que apresentem desníveis em seu curso.

A força da água em movimento é conhecida como energia potencial. Essa água passa por tubulações da usina com muita força e velocidade, realizando a movimentação das turbinas. Nesse processo, ocorre a transformação de energia potencial (energia da água) em energia mecânica (movimento das turbinas). As turbinas em movimento estão conectadas a um gerador, que é responsável pela transformação da energia mecânica em energia elétrica.

Atualmente, as usinas hidrelétricas são responsáveis por aproximadamente 18% da produção de energia elétrica no mundo. Esses dados só não são maiores pelo fato de poucos países apresentarem as condições naturais para a instalação de usinas hidrelétricas. As nações que possuem grande potencial hidráulico são os Estados Unidos, Canadá, Brasil, Rússia e China. No Brasil, mais de 95% da energia elétrica produzida é proveniente de usinas hidrelétricas [1].

A eficiência energética das hidrelétricas é muito alta, em torno de 95%. O investimento inicial e os custos de manutenção são elevados, porém, o custo do combustível (água) é nulo. Problemas de trincas e cavitações são responsáveis por grande parcela da elevação dos custos da manutenção, devido à quantidade de incidências e ao tempo necessário para a manutenção [1].

A evolução da aplicação do aço como material de engenharia, como nas pás das turbinas hidrelétricas por exemplo, se deve a diversos fatores técnicos e econômicos. Notadamente, nas últimas décadas do século XX, o conhecimento acumulado sobre as relações entre composição química, estrutura, propriedades e desempenho e o efeito do processamento sobre essas características atingiu um nível que vem permitindo o incessante desenvolvimento "científico" de novas ligas e o aprimoramento das ligas existentes. Uma das ferramentas importantes no desenvolvimento desse conhecimento foi, e continua sendo, a metalografia. A compreensão das relações entre propriedades e estruturas, na escala de micrômetros (μm , 10^{-6} m) até milímetros (mm, 10^{-3} m) depende, fundamentalmente, da metalografia, ciência estabelecida a partir dos primeiros estudos de Henry Clifton Sorby em Sheffield, na Inglaterra, na década de 1860. Complementada por um conjunto de outras importantes ferramentas de caracterização dos metais, a metalografia se tornou tão essencial à

compreensão do comportamento dos aços que praticamente todos os cursos de engenharia de materiais dedicam um tempo significativo a seu ensino e é praticamente impossível encontrar uma indústria que produza ou processe aço que não utilize ferramentas metalográficas em alguma etapa de seu desenvolvimento, controle da qualidade ou análise da falha.

O avanço tecnológico na área de Ciência dos Materiais, com as novas técnicas de refino e controle dos elementos constituintes de suas composições químicas, possibilitou o surgimento de novas ligas de aço capazes de suportar ambientes corrosivos, desgastes provocados por cavitação e altas temperaturas conservando ainda boas propriedades mecânicas e melhores condições de soldabilidade.

Uma categoria de aços inoxidáveis martensíticos apresentando menores teores de carbono e maiores concentrações de elementos de liga como o níquel foi desenvolvida na década de 1960 com o objetivo de aumentar a limitada soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos para construção e reparo de turbinas hidráulicas e seus componentes, que apresentavam problemas durante a solidificação. Nesta classe de aços, destacou-se a utilização do aço inoxidável de especificação CA6NM, devido às suas atrativas propriedades mecânicas e características de solidificação que possibilitavam fundições de maiores proporções e melhor qualidade, assim como processos de construção e reparo por soldagem facilitados. Esta liga foi então substituindo os aços carbono utilizados anteriormente com revestimentos de aços inoxidáveis austeníticos nas regiões propensas à cavitação. Apesar de ter um custo mais elevado quando comparado aos aços carbono, o CA6NM facilitava as operações de reparo durante as manutenções e reduzia sua frequência, diminuindo o tempo de parada da máquina.

Ultimamente, a maioria das turbinas hidráulicas de grandes dimensões utilizadas para a geração de energia elétrica no Brasil e no mundo estão sendo fabricadas pela fundição do aço CA6NM, em partes separadas e unidas posteriormente por processos de soldagem [2].

Os danos apresentados principalmente nas pás de turbinas geradoras, causados por fenômenos físicos de erosão por cavitação e trincas de fadiga são, também, normalmente reparados utilizando-se procedimentos de soldagem. A Figura 1 mostra uma trinca ocasionada em uma pá da turbina de ITAIPU [3].



Figura 1: Turbina danificada da Usina Hidrelétrica de ITAIPU [3].

Uma vez que os componentes de turbinas hidráulicas envolvem seções de grandes espessuras, as soldas realizadas para o preenchimento das juntas, seja para construção ou reparo, são feitas em vários passes, depositando cordões de solda sequenciais.

Nota-se, portanto, a importância de se estudar o comportamento destas ligas e dos metais de solda depositados, quando estes são submetidos a múltiplos ciclos térmicos de soldagem.

Neste contexto, pesquisas estão sendo realizadas na Universidade de Brasília em parceria com a Eletronorte - Centrais Elétricas do Norte do Brasil S/A - para verificar as possíveis variações microestruturais do metal de base ASTM A743 CA6NM e do metal de deposição AWS 410 NiMo decorrente dos seguidos ciclos térmicos a que ambos são submetidos durante o processo de recuperação da geometria por soldagem. Estes estudos contemplam ensaios de determinação da emissividade, ensaios de soldagem assistidos por termografia, análise microestrutural e a análise da dureza Vickers em várias regiões da amostra.

Embora estudos estão sendo realizados com a finalidade de aproveitar o calor gerado nos ciclos térmicos para revenimento da junta soldada [4], os vários ciclos térmicos de soldagem podem trazer consequências negativas às propriedades mecânicas no metal de base e no metal de adição.

O problema verificado principalmente nos aços de microestrutura predominantemente martensítica é a fragilização da zona termicamente afetada (ZTA), com aumento da dureza e redução de tenacidade ao impacto, tornando os tratamentos térmicos pós soldagem (TTPS) obrigatórios. Além disso, taxas de resfriamento elevadas e gradientes térmicos muito altos podem acarretar problemas de solidificação, levando à formação de tensões residuais e trincas por retenção de hidrogênio [5].

Para assegurar a mínima tensão residual após a solda, é necessário realizar um pré-aquecimento e um tratamento térmico posterior. As temperaturas de pré-aquecimento ficam em torno de 150-320°C e esta temperatura deve ser mantida durante a soldagem. A temperatura máxima para interpasse não deve exceder a 350°C devido ao risco de fragilização que pode ocorrer entre 370-450°C. Mantendo-se a temperatura entre 150-200°C imediatamente após a soldagem evita-se a concentração de tensão na soldagem facilitando a difusão do hidrogênio para fora da solda. O tratamento térmico posterior deve ser realizado imediatamente depois que a solda atingir pelo menos a temperatura de 150°C e para o alívio de tensões em 580-600°C e para o recozimento pleno 840-900°C; em ambos os casos seguido de um resfriamento ao ar a partir de 590°C [6].

1.2 OBJETIVOS DO PROJETO

O objetivo deste projeto é a determinação da emissividade de superfícies com diferentes condições de acabamento e de diferentes materiais, em particular para o aço ASTM A743 CA6NM e o metal de deposição AWS 410 NiMo, e estudar as possíveis variações microestruturais causadas pelos seguidos ciclos térmicos a que são submetidos esses metais, decorrentes da soldagem GMAW em múltiplos

passos característica dos processos de construção e reparo de rotores e componentes de turbinas hidráulicas.

1.3 ESTRUTURA DA DISSERTAÇÃO

Este trabalho, aqui apresentado, está dividido em 7 capítulos numerados, referências bibliográficas e anexos. O capítulo 1 introduz o tema proposto dando uma visão geral da motivação que incentivou a realizar esse trabalho e descreve o problema em estudo.

O capítulo 2 aborda os principais conceitos envolvidos no contexto deste trabalho, como uma breve explicação sobre as turbinas hidráulicas, os materiais utilizados para fabricação de rotores hidráulicos, as características do aço em estudo, as técnicas de construção e reparo das turbinas por soldagem, o processo de soldagem GMAW com arame tubular e as características do metal de deposição, os conceitos fundamentais sobre radiação térmica, uma revisão sobre medição de temperatura com e sem contato, os métodos usuais para determinação da emissividade, e uma revisão sobre micrografia e dureza Vickers.

O capítulo 3 promove a fundamentação teórica envolvida para a obtenção dos resultados de emissividade e do aporte térmico envolvido no processo de soldagem.

O capítulo 4 descreve a metodologia e os procedimentos empregados nos experimentos: de determinação da emissividade de diferentes amostras dos materiais em estudo sob diferentes condições superficiais em temperaturas próximas a 1000°C, na fase de resfriamento; de soldagem GMAW automatizada em múltiplos passos com o material de base ASTM A743 CA6NM e o material de adição AWS 410 NiMo; da análise micrográfica e dureza Vickers realizados nas amostras provenientes da soldagem GMAW em múltiplos passos.

O capítulo 5 apresenta os resultados comentados obtidos nos experimentos, o capítulo 6 as conclusões e o capítulo 7 as sugestões para trabalhos futuros. Após esses capítulos numerados, são apresentadas as referências bibliográficas utilizadas neste trabalho estando ordenadas de forma a melhorar organização e a busca por parte dos interessados, e por fim os anexos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo engloba uma revisão sobre Turbinas Hidráulicas, os principais materiais utilizados para fabricação, os métodos de construção e reparo, o processo de soldagem GMAW, os fundamentos da radiação térmica, medidores de temperatura, os métodos empregados para determinação da emissividade e uma revisão sobre micrografia.

2.1 TURBINAS HIDRÁULICAS [7]

As centrais hidrelétricas utilizam turbinas hidráulicas para gerar a eletricidade. A energia da queda da água é convertida em energia mecânica útil enquanto flui através da turbina. A rotação da turbina no eixo do rotor do gerador elétrico converte a energia mecânica na energia elétrica, que é fornecida então aos consumidores. O princípio e as características de funcionamento das turbinas são determinados pela forma e pelo arranjo da passagem do fluxo. A entrada do fluxo, a turbina, e o mecanismo de descarga do fluxo são os três elementos principais na operação de turbinas hidráulicas.

As turbinas hidráulicas podem ser divididas em dois tipos principais; turbinas de reação e turbinas de impulso. As turbinas de reação são do tipo turbinas de pressão que usam a diferença da pressão entre ambos os lados das lâminas da turbina, e as turbinas de impulso usam os jatos de água de alta velocidade dirigidos para as conchas encontradas no perímetro da turbina. As turbinas de reação encontram-se geralmente submersas na água, enquanto que as turbinas de impulso giram no ar. As turbinas de reação podem utilizar a energia da pressão da água que corre através da turbina assim como sua energia cinética, as turbinas de impulso podem somente utilizar a energia cinética.

2.2 MATERIAIS PARA FABRICAÇÃO DE ROTORES HIDRÁULICOS

Materiais comumente utilizados para fabricação de turbinas incluem chapas de aço carbono, fundições em aço carbono, chapas de aço inoxidável, fundições em aço inoxidável martensítico e austenítico, revestimentos em aço inoxidável e fundições em alumínio-bronze [8].

2.2.1 Chapas de Aço Carbono

As chapas de aço carbono são aços ASTM A285 Grau B, ASTM A516 Grau 65, 70, 75, ASTM A283 e ASTM A36 (para revestimento do tubo de sucção). Estes materiais são utilizados em todos os componentes de turbinas de construção de chapa de aço. Elas são de resistência baixa a intermediária e a resistência à cavitação que é típica de aço carbono [8].

2.2.2 Fundições em Aço Carbono

As fundições em aço carbono incluem os aços ASTM A27 Grau 65-35 ou 70-40, e ASTM A216 Grau WCC. Estes materiais são comumente usados para os rotores de turbinas e palhetas. As fundições do ASTM A216 são de resistência um pouco maior do que o mais comumente usado ASTM A27. O aço ASTM A216 é, portanto, o material utilizado quando uma elevada resistência mecânica é necessária [8].

2.2.3 Chapas de Aço Inoxidável

As chapas de aço inoxidável compreendem os aços ASTM A167 Tipo 304, ASTM A240 Tipo 304. Este material é usado em todos os componentes da turbina de construção em chapas de aço. Estes materiais são aços inoxidáveis austeníticos 18%wp Cr - 8%wp Ni, facilmente soldáveis e de resistência mecânica equivalente ao aço carbono de baixa resistência [8].

2.2.4 Fundições em Aço Inoxidável

As fundições em aço inoxidável martensítico incluem os aços ASTM A487 Grau CA6NM e ASTM A743 Grau CA6NM. Fundições do CA6NM são comumente usadas para a fabricação de turbinas hidráulicas. Estes materiais são aços inoxidáveis martensíticos 13%wp Cr - 4%wp Ni desenvolvidos no início dos anos 1960 como uma alternativa para o aço inoxidável CA-15 [8].

O CA6NM tem melhores propriedades quanto à fundição e soldabilidade em relação ao CA-15. No entanto, na soldagem do CA6NM um pré-aquecimento relativamente elevado e um tratamento térmico após a soldagem são necessários para evitar trincas se o material de solda martensítico é usado. Reparos em campo com material de solda austeníticos são viáveis com pré-aquecimento mínimo e nenhum tratamento térmico posterior, no entanto, o material depositado não tem a mesma resistência que o material base de CA6NM [8].

O CA6NM é de relativa alta resistência mecânica e tem uma resistência à cavitação comparável às das chapas de aço inoxidável 304 [8].

Por causa do teor relativamente baixo de cromo e níquel, o material está sujeito à corrosão em água salgada ou um ambiente corrosivo semelhante. Em algumas instalações, acredita-se que a corrosão do aço CA6NM é resultado de contaminação da superfície do material durante o processo de fabricação. Este material não tem uma designação ASTM, no entanto, tem características de resistência e cavitação semelhantes ao material CA6NM [8].

As fundições em aço inoxidável austenítico são feitas em aço ASTM A487 Grau CF-3, CF-3M, CF-8, CF-8M e ASTM A743 Grau CF-3, CF-3M, CF-8 e CF-8M. Estes materiais são aços austeníticos contendo 18%wp Cr - 8%wp Ni e também são utilizados em rotores e palhetas. Fundições destes materiais são facilmente soldadas em campo e são mais resistentes à corrosão do que o aço inoxidável CA6NM. Entretanto, o material austenítico é menos resistente que o CA6NM e o aço

inoxidável martensítico 16%wp Cr - 5%wp Ni, e é mais caro por conta do elevado conteúdo de níquel e das dificuldades de fundição. Dessa forma, as fundições em CA6NM são mais frequentemente usadas [8].

2.2.5 Revestimentos em Aço Inoxidável

Nos revestimentos em aço inoxidável são empregados os materiais de deposição E308, E308L, E309 e E309L. O revestimento em aço inoxidável usando o material de solda austenítico inoxidável 308 ou 309 é comum em áreas propensas à cavitação nos componentes das turbinas de aço carbono. O revestimento é usualmente de 1/8 de polegada (3mm) ou 3/16 de polegada (5mm) de espessura mínima e tem resistência à cavitação igual ou melhor que as fundições e chapas em aço inoxidável [8].

O metal de deposição 309 é usado em áreas profundamente escavadas como uma primeira passagem acima do aço carbono para reduzir a possibilidade de trinca da solda [8].

2.2.6 Fundições em Alumínio-bronze

As fundições em alumínio-bronze são feitas com a liga ASTM B148 Grau 955. Este material pode ser usado como uma alternativa ao aço inoxidável fundido e tem comparável resistência à cavitação. Entretanto, alumínio-bronze tem menor resistência mecânica e grandes fundições são mais custosas. Além disso, soldagens fora de posição são mais difíceis, causando problemas para o trabalho de reparo em campo. O uso de alumínio-bronze é restrito a pequenos rotores e, mais comumente, a rotores de bombas. Para aplicações em água salgada o alumínio-bronze oferece melhor resistência à corrosão do que o aço inoxidável CA6NM [8].

2.3 O AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO ASTM A743 CA6NM

O aço inoxidável martensítico ASTM A743 CA6NM surgiu nos anos 60, desenvolvido conjuntamente com uma então nova classe de aços inoxidáveis martensíticos conhecida como aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM).

2.3.1 Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios (AIMM)

Esta classe de aços surgiu da necessidade de aumentar a limitada soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos, para a fabricação e reparo de rotores de turbinas hidráulicas e aumentar a resistência à cavitação durante a operação destes equipamentos mediante a redução do teor de carbono e adição adequada de níquel [9] [10].

Estas ligas possuem composições químicas contendo um teor de carbono máximo de 0,08%wp, 12 a 17%wp Cr, 3,5 a 6%wp Ni e até 2,5%wp Mo. Estruturas totalmente martensíticas são obtidas mesmo para velocidades de resfriamento extremamente lentas, da ordem de 30 horas, durante a têmpera [10]. Componentes com até 1000 mm de espessura apresentam estrutura 100% martensítica após o

resfriamento ao ar [11]. A Figura 2 ilustra a estrutura martensítica de um aço CA6NM em estado “como fundido” [12].

O desenvolvimento de tais ligas foi motivado principalmente pela necessidade de se diminuir os defeitos causados durante a solidificação. Notava-se a formação de trincas a quente e a frio, como também segregações e micro-rechupes. Isto se traduzia em numerosos defeitos de fundição e baixa soldabilidade que prejudicavam as operações de soldagem durante o reparo e construção da peça [10].

Observou-se que a possibilidade de surgimento de trincas a quente era reduzida com a limitação do teor de carbono na composição química destas ligas. Aços com menores teores de carbono apresentavam uma redução do intervalo “*sólidus-líquidus*” e, portanto, reduzia-se também a ocorrência de defeitos de solidificação [13].

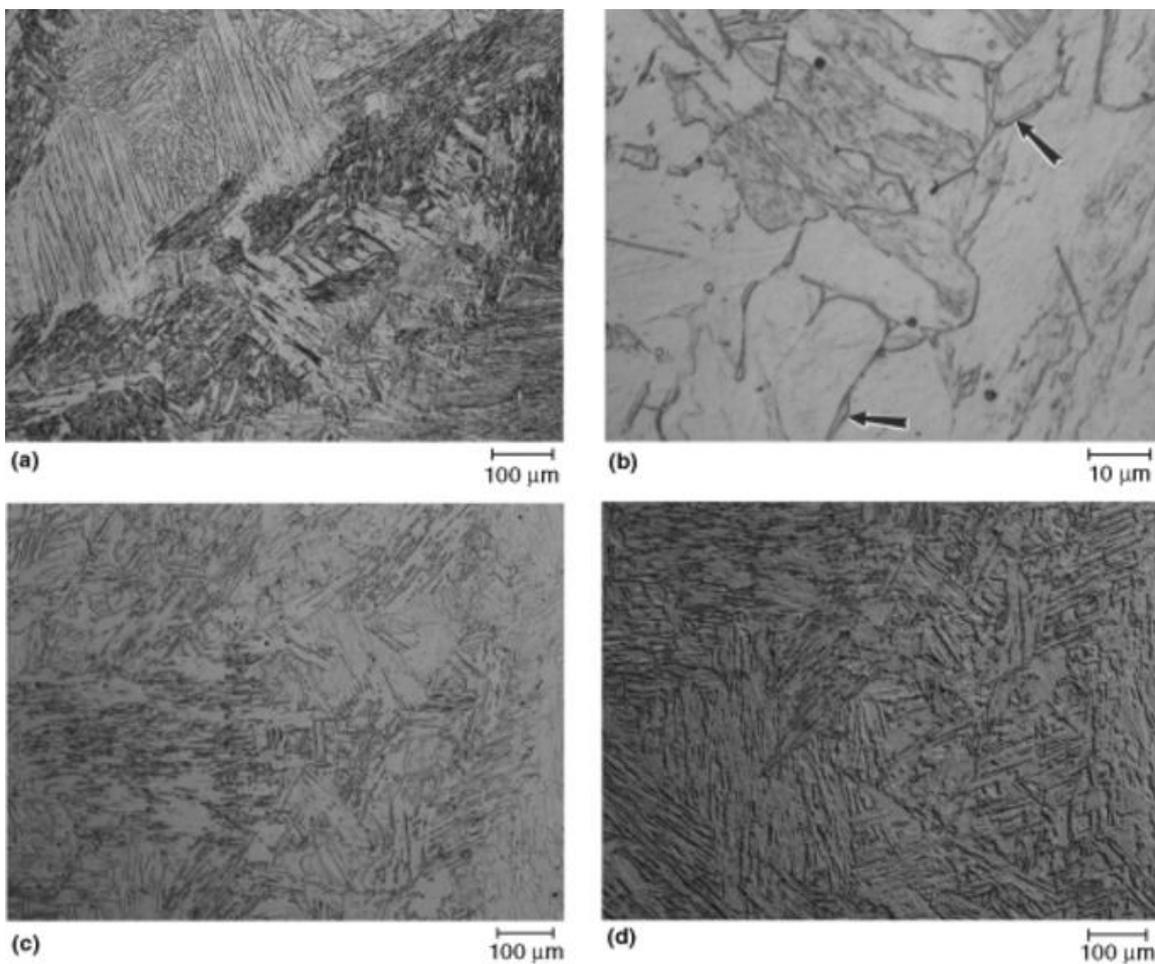


Figura 2: Microestrutura martensítica do aço CA6NM em estado “como fundido” contendo um pouco de ferrita- δ (ver setas em b). (a) e (b) atacados com o reagente Ralph. (c) e (d) atacados com 15 HCl-10 ácido acético-10 HNO₃. (d) Mesmo campo mostrado em (c) mas revelado com o contraste diferencial de interferência Nomarski [12].

O níquel adicionado nestas ligas provoca o aumento do campo austenítico no diagrama de fase pseudobinário e abaixamento das temperaturas de início e fim da transformação martensítica [14]. Este melhora ainda a ductilidade e a resistência ao impacto da liga [10].

A adição de molibdênio incrementa a resistência à corrosão em meios mais agressivos e melhora o comportamento da liga quanto a temperabilidade [10]. Entretanto a presença de molibdênio na liga provoca estabilização da ferrita- δ , reduzindo conseqüentemente sua tenacidade [13].

Desta categoria de aços inoxidáveis martensíticos macios, o mais utilizado na fabricação de componentes de turbinas hidráulicas, a exemplo dos rotores, é o ASTM A743 grau CA6NM [15]. É também o aço utilizado como metal de base nos experimentos de soldagem do presente estudo.

2.3.2 Nomenclatura

Os aços inoxidáveis fundidos são mais frequentemente especificados com base em sua composição utilizando o sistema de designação do *High Alloy Product Group of the Steel Founders Society of America*, grupo que substituiu o ACI (*Alloy Casting Institute*) que anteriormente administrava estas designações [16].

A primeira letra da designação indica se a liga é para resistir à corrosão (C) ou para resistir à alta temperatura (H). A segunda letra indica aproximadamente a razão de níquel para cromo com o crescente aumento desta razão com a ordem alfabética. O número imediatamente após o hífen indica o teor de carbono da liga em centésimos de uma percentagem em peso. Para as ligas resistentes à corrosão, o teor de carbono indicado é o máximo permissível. Para as ligas resistentes à alta temperatura, o teor de carbono identificado representa o “meio termo”, com uma variação permissível de $\pm 0,05\% \text{wp}$. Finalmente, se outros elementos de liga estão presentes, estes são indicados pela adição de uma ou mais letras como sufixo [16]. A Figura 3 mostra graficamente o sistema de designação da liga com base nos conteúdos de Cr e Ni conforme mencionado anteriormente.

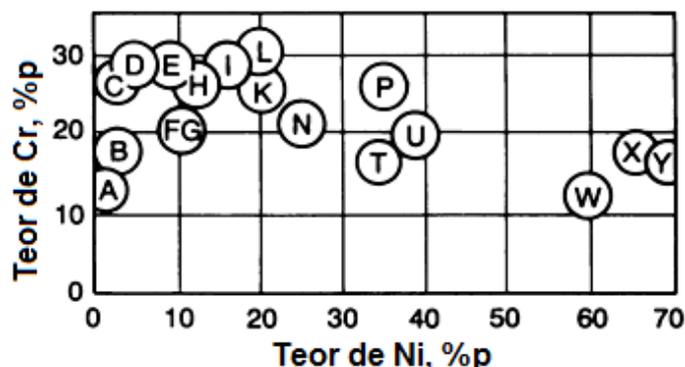


Figura 3: Esquemático para nomenclatura das ligas de aço inoxidável resistentes à corrosão e resistentes a à alta temperatura com base nas faixas de teores de Ni e Cr. As letras nos círculos representam a segunda letra no sistema de designação [16].

2.3.3 Propriedades

A composição química da liga é apresentada na Tabela 1, as propriedades mecânicas mínimas requeridas pela norma ASTM A743 são mostradas na Tabela 2, as propriedades mecânicas típicas do aço CA6NM na condição mais usual de temperado e revenido são ilustradas na Tabela 3 e as propriedades físicas são apresentadas na Tabela 4.

Tabela 1: Composição química da liga CA6NM [17].

Elemento	% em peso (%wp)
C	0,06 _{máx.}
Mn	1,00 _{máx.}
Si	1,00 _{máx.}
P	0,04 _{máx.}
S	0,03 _{máx.}
Cr	11,50 – 14,00
Ni	3,50 – 4,50
Mo	0,40 – 1,00

Tabela 2: Propriedades mecânicas da liga CA6NM tipo 12%wp Cr e 4%wp Ni requeridas pela norma ASTM A743 [17].

Resistência à tração	Resistência ao escoamento	Alongamento em 50 mm	Redução de área
(MPa)	(MPa)	(%)	(%)
755 _{mín.}	550 _{mín.}	15 _{mín.}	35 _{mín.}

Tabela 3: Propriedades mecânicas da liga CA6NM na condição de fundido, temperado acima de 955 °C, resfriado ao ar, e revenido [10].

Resistência à tração (MPa)	Resistência ao escoamento (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)	Redução de área (%)	Dureza (HB)	Charpy “V” (J)
827	689	24	60	269	94,9

Tabela 4: Propriedades físicas do aço de fundição CA6NM [18].

Módulo de Elasticidade (GPa)	-	199,95
Densidade (g/cm ³)	-	7,69
Calor específico (kJ/kg.K)	a 21°C	0,46
Resistividade elétrica (μ.Ω.m)	a 21°C	0,78
Ponto de fusão, aproximado (°C)	-	1510
Permeabilidade magnética	-	Ferromagnético
Condutividade térmica (W/m.K)	a 100°C	25,1
	a 538°C	28,9
Coeficiente de expansão térmica linear médio (μm/m.K)	21°C a 100°C	10,8
	21°C a 538°C	12,6

Para verificar se a composição química e as propriedades mecânicas dos materiais que compõem os lotes utilizados nesse estudo possuem características semelhantes às da literatura, procedeu-se pelo Programa Eletronorte de Pesquisa e Desenvolvimento Tecnológico Ciclo 2004/2005 [52] um conjunto de análises químicas e ensaios mecânicos. Os resultados dessas análises são apresentados na Tabela 5 até a Tabela 9.

Tabela 5: Composição química do material constituinte da Amostra A [52].

Constituintes (%)	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	V
	0,05	0,67	0,52	12,94	3,21	0,4	0,036	0,01	0,173	0,037

Tabela 6: Composição química do material constituinte da Amostra B [52].

Constituintes (%)	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	V
	0,042	0,67	0,64	12,97	3,13	0,406	0,036	0,008	0,24	0,035

Tabela 7: Composição química do material constituinte da Amostra B - Contraprova [52].

Constituintes (%)	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	V
	0,016	0,7	0,43	12,5	3,7	0,45	0,03	0,016	0,15	0,03
Tolerância	±0,002	±0,01	±0,02	±0,02	±0,01	±0,01	±0,01	±0,001	±0,01	±0,01

Tabela 8: Medidas de dureza do material da amostra A e B [52].

Amostra A		Amostra B	
Medição	Dureza (HB)	Medição	Dureza (HB)
1 ^a	266	1 ^a	272
2 ^a	266	2 ^a	272
3 ^a	266	3 ^a	266
4 ^a	272	4 ^a	255
5 ^a	278	5 ^a	255
Média	269,6	Média	264
Desvio	5,36	Desvio	8,57
CV(%)	1,98	CV(%)	3,2

Tabela 9: Estimativa das Propriedades Mecânicas Monotônicas com base em Ensaio de Tração [52].

Amostra	Ensaio	Módulo de Elasticidade [GPa]	Tensão de Escoamento [MPa]	Tensão de Resistência [MPa]
A	1	198	637	890
B	1	200	600	919
	2	195	550	917
Média		198	596	909
Desvio Padrão		4	35	1

Fundições do aço CA6NM apresentam boas propriedades de usinabilidade e soldagem se técnicas apropriadas forem empregadas. A liga é magnética e tem um coeficiente de expansão térmica

ligeiramente inferior do que os aços carbono. A condutividade térmica é aproximadamente 45% inferior quando comparada aos aços carbono, mas quase 60% superior do que as ligas do tipo CF. A resistividade elétrica é por volta de cinco vezes a do aço carbono [18].

Embora as propriedades de resistência à tração do CA6NM sejam comparáveis à do aço CA15, a resistência ao impacto é cerca de duas vezes mais alta, assim como a resistência aos danos causados pelo efeito da cavitação [18]. A Figura 4 mostra a região do gráfico que contém dados experimentais de energia de impacto de ensaio Charpy com entalhe V em relação à temperatura.

A resistência à corrosão, particularmente a resistência à corrosão por sulfeto, pode ser obtida com menores teores de carbono como na liga de grau CA6NM classe B (ASTM A487). Um menor teor de carbono, como o da liga mencionada, permite tratar termicamente a uma dureza máxima menor, assim como a resistência, mas resulta em uma maior resistência à corrosão, em particular, ao trincamento por corrosão por sulfeto [18].

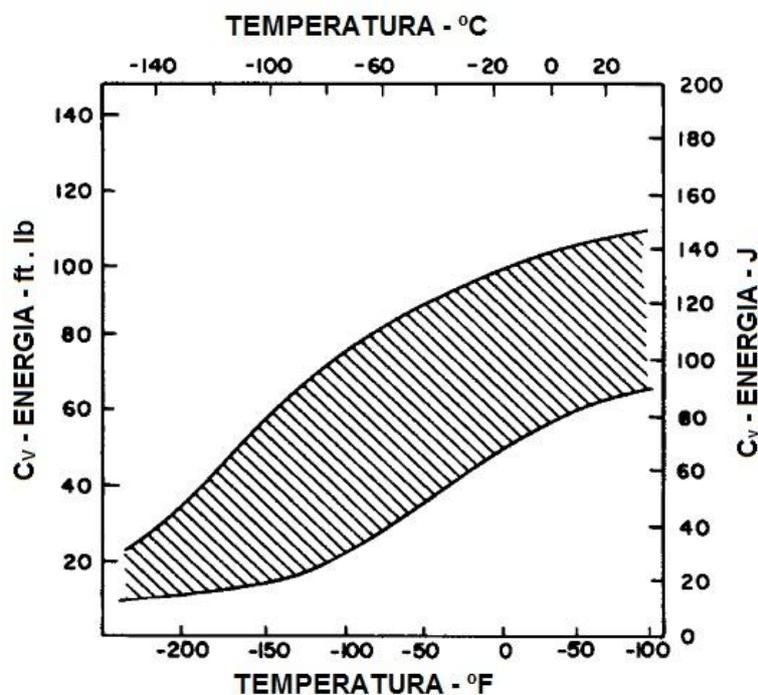


Figura 4: Faixa de dados experimentais de energia de impacto Charpy (entalhe V) com a temperatura [18].

2.3.4 Tratamentos Térmicos

O aço CA6NM é normalmente utilizado na condição de normalizado e temperado, na qual a microestrutura é 100% martensítica. Esta liga pode conter quantidades apreciáveis de austenita retida, por que esta estrutura fornece a combinação: ótima de resistência, ductilidade, dureza e tenacidade. Variações no tratamento térmico podem ser selecionadas para realçar uma ou mais destas propriedades [18].

Uma seção vertical do diagrama Fe-Cr-Ni é apresentada na Figura 5 para uma relação fixa de Cr/Ni de 3:1. Pode-se verificar que a transformação α/γ para o aço em estudo contendo cerca de 12% Cr e 4% Ni é concluída para temperaturas superiores a 700°C.

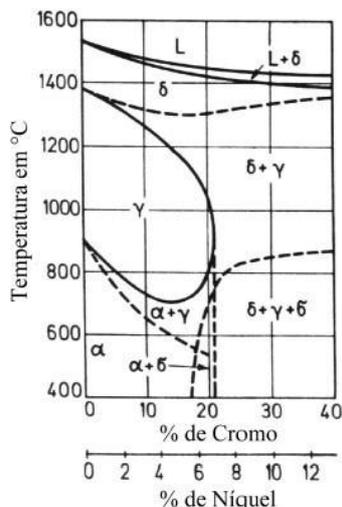


Figura 5: Diagrama de fases Fe-Cr-Ni, para razão fixa de Cr/Ni de 3:1.

A Figura 6 apresenta o diagrama de transformação de fase em resfriamento contínuo do aço inoxidável martensítico CA6NM. Diagramas como este representam as curvas de resfriamento do aço para diferentes taxas de resfriamento e indicam o início de transformação dos constituintes. Observa-se que mesmo para taxas de resfriamento muito lentas (tempos acima de 24 horas) não há formação de outro microconstituente senão a martensita, pois nenhuma outra curva de transformação da austenita envolvendo difusão (em ferrita, perlita ou bainita) é representada no diagrama [10].

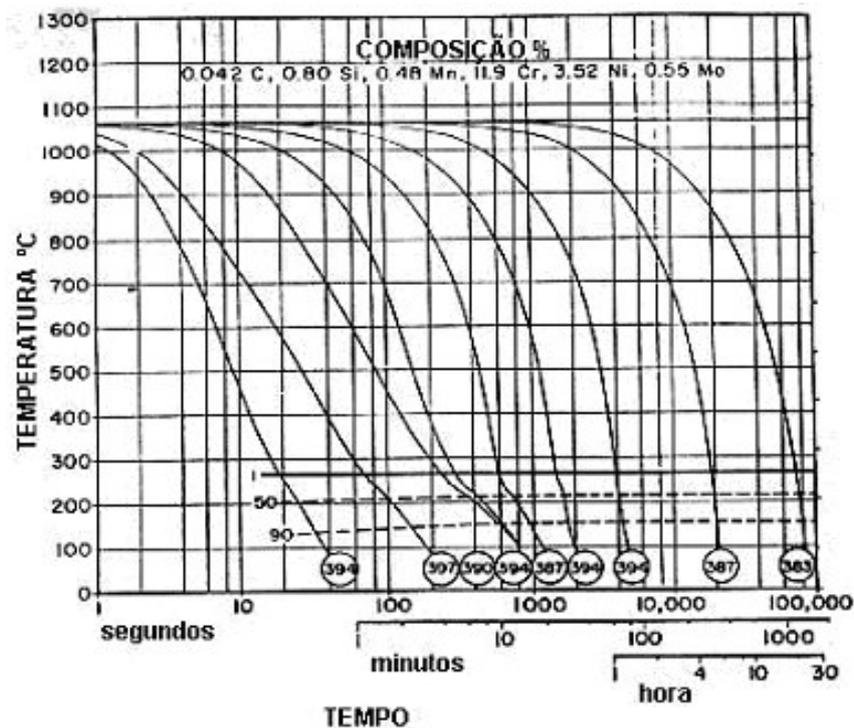


Figura 6: Diagrama de transformação de fase em resfriamento contínuo do aço CA6NM [20].

A liga é endurecida pelo aquecimento entre 1038°C e 1066°C seguido de resfriamento em ar ou óleo. Os fundidos devem ser resfriados abaixo da temperatura final da martensita (M_f), que varia com a composição do aço, sendo de 95°C para o aço CA6NM [21], antes de qualquer revenimento intermediário opcional e antes do revenimento final. Em seguida, eles devem ser revenidos o mais cedo possível. Dependendo dos requisitos de resistência, a liga é revenida a 316°C ou mais comumente no intervalo de 593°C a 621°C [18]. O revenimento justifica-se pelo fato destes aços, apesar de possuírem um baixo teor de carbono, possuírem baixa tenacidade na condição temperada (inferior a 35J na temperatura ambiente) [22] [13] [9]. Quando realizado na faixa de temperatura, garante a melhor tenacidade mediante a formação de até 30% de austenita estável e finamente dispersa, a qual durante o resfriamento não se transforma em martensita [22] [9] [21].

O revenimento em temperaturas próximas a 482°C deve ser evitado por que resultará em baixa tenacidade. Alguma reaustenização pode ocorrer, com a formação de austenita instável [22] se o revenimento for realizado acima de 649°C e, com o resfriamento, a microestrutura pode conter martensita não temperada [18], elevando os limites de resistência e escoamento e piorando a tenacidade [23].

Duplos revenimentos são empregados para alcançar valores de dureza inferiores a 22 HRC para fundições projetadas para ambientes úmidos contendo H_2S . Um revenimento duplo típico consiste em um revenimento a 677°C seguido de outro a 607 °C [18].

Maiores valores de dureza e resistência são obtidos com o revenimento a 316°C, entretanto, a resistência ao impacto é reduzida pela metade e a ductilidade diminui 12%. Os tempos para austenitização e têmpera variam com a espessura das seções do fundido, mas devem ser suficientemente longos para aquecer todas as seções a uma temperatura uniforme [18].

A têmpera realizada a partir de elevadas temperaturas de austenitização, como 1150°C, apresenta a maior resistência mecânica, pois, segundo Gracioso [21], há predomínio do efeito da dissolução de carbonetos em temperaturas elevadas, em relação ao efeito de uma microestrutura mais grosseira, proveniente de um maior tamanho de grão austenítico.

2.3.5 Austenita Residual

Há três tipos de austenita nos aços inoxidáveis martensíticos macios [19]. A primeira, austenita residual, é devida a transformação austenítica γ/α em elevadas taxas de resfriamento. A segunda é a austenita fina, dispersa de forma estável, que precipita durante o revenimento quando este é realizado a temperaturas inferiores a 615°C. Esta austenita pode evoluir para a austenita instável, dependendo da temperatura de revenimento. Por fim, tem-se a austenita instável, conforme mencionado, que se transforma em martensita durante o resfriamento após o revenimento [19].

Resumidamente, pode-se afirmar que o revenimento tem papel decisivo para garantir a boa tenacidade do material. Esta propriedade está ligada à formação de martensita revenida e de uma

austenita estável finamente distribuída. Esta austenita, estável mesmo em baixíssimas temperaturas da ordem de -196°C , é formada em temperaturas de revenimento acima de 550°C e não se transforma em martensita durante o resfriamento do revenimento. Para revenimentos acima de 615°C , a quantidade de austenita estável decresce, e esta evolui para a austenita instável, a qual é novamente susceptível à transformação martensítica [19].

O percentual de austenita formada, em função da temperatura de revenimento é ilustrado graficamente na Figura 7. Observa-se o início da formação da austenita a 550°C com seu progressivo aumento com a temperatura [20].

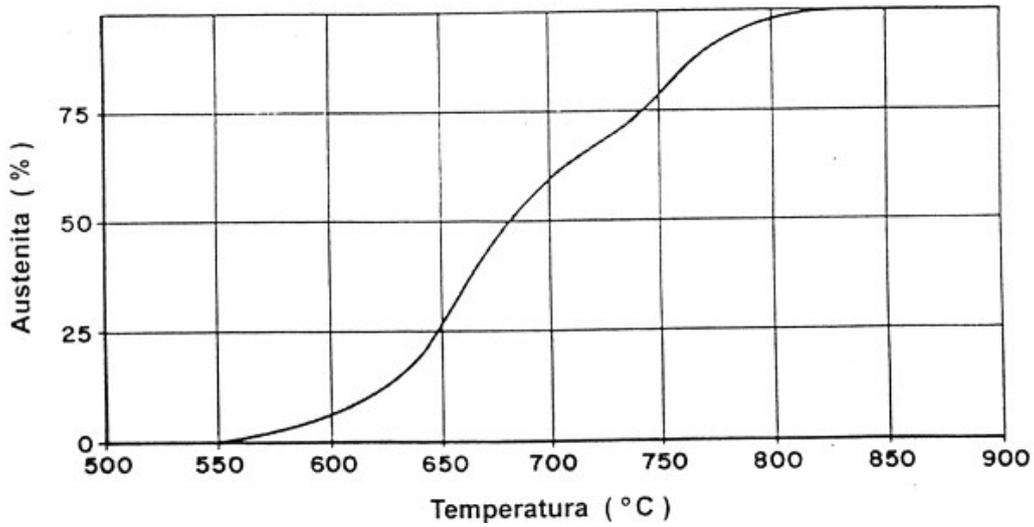


Figura 7: Variação do percentual de austenita formada em função da temperatura de revenimento do aço CA6NM temperado [20].

A Figura 8 também mostra a variação do percentual de austenita com a temperatura de revenimento segundo outra referência [23], e apresenta a consequente variação das propriedades mecânicas como a energia de absorção de impacto do ensaio Charpy e limites de resistência à tração (σ_r) e escoamento (σ_e).

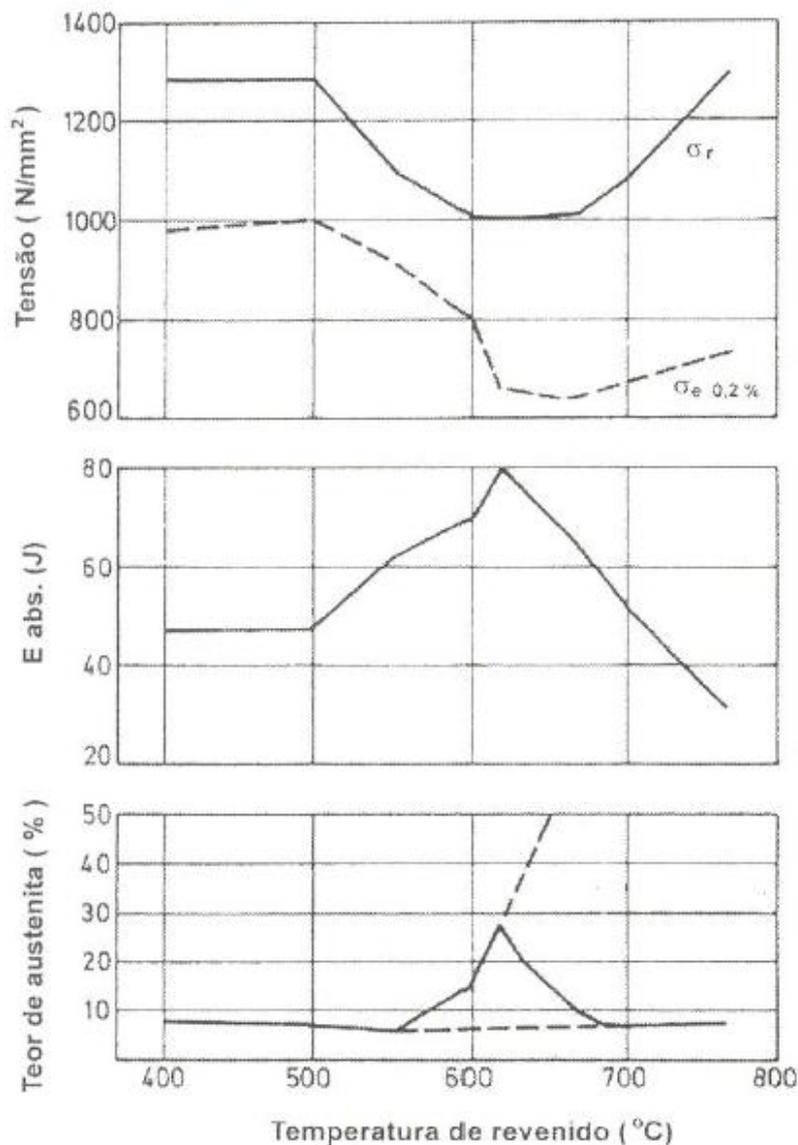


Figura 8: Variação do percentual de austenita, limite de resistência (σ_r), limite de escoamento (σ_e 0,2%) e energia absorvida no ensaio Charpy do aço CA6NM em função da temperatura de revenimento [23].

2.4 CONSTRUÇÃO E REPARO DE TURBINAS HIDRÁULICAS

Como citado na seção 2.2, diferentes materiais e métodos são utilizados na fabricação de componentes de turbinas hidráulicas. As turbinas podem ser fabricadas como uma peça de fundição, componentes fundidos e soldados, componentes fabricados e soldados entre si, ou uma combinação de componentes fundidos, componentes fabricados e soldados. Certas áreas do rotor mais propensas à erosão por cavitação podem ainda ser revestidas com material de solda resistente a este tipo de dano [8].

O projeto básico do rotor e a escolha entre os diversos métodos disponíveis de construção é uma função do estado da arte da ciência de materiais, do custo de materiais, da fabricação e dos custos de fundição, bem como do serviço previsto da máquina [8] [13].

2.4.1 Histórico

Antigamente, as turbinas hidráulicas e seus acessórios eram feitas por fundição do aço ASTM A27, um aço carbono-manganês (C-Mn) com aproximadamente 0,2% wp de carbono. As partes da turbina que eram mais suscetíveis à erosão por cavitação eram cobertas por um revestimento de solda ou placagem de material inoxidável austenítico. Este material possui um limite de escoamento de 250 MPa, baixa resistência à corrosão e erosão por cavitação e baixa soldabilidade, quando comparados aos AIMM [22].

Por estes motivos, na década de 70 os AIMM passaram a ser utilizados na fabricação destes componentes, sendo o mais comumente utilizado o aço de especificação ASTM A743 CA6NM. O limite de escoamento mínimo de 500 MPa deste aço possibilitou maior economia na construção de componentes de turbinas e maior eficiência das mesmas por serem necessárias menores espessuras para as mesmas condições de operação [13] [15].

Estes materiais passaram a ser utilizados na construção de turbinas e seus componentes no Brasil a partir dos anos 80, quando as matrizes européias das empresas fabricantes de componentes hidráulicos passaram a determiná-los em seus projetos [13].

2.4.2 Construção

Quando se trata de grandes rotores para utilização em usinas hidrelétricas a construção geralmente é feita pela fundição de partes menores e posterior união por soldagem. A alternativa mais utilizada atualmente pelos fabricantes é a fundição do aço CA6NM [2], pois apesar de mais caro em relação ao A27, ele dispensa o procedimento de revestimento das partes da turbina propensas à cavitação com material inoxidável austenítico resistente. Este procedimento aumenta os custos de produção do componente e prejudica o perfil hidrodinâmico do mesmo, que afeta diretamente a eficiência do equipamento em operação [13].

O uso do CA6NM é justificado ainda, pelo melhor desempenho em operação devido ao reduzido número de paradas para reparos de danos gerados pela cavitação e a possibilidade de alterações de projeto visando reduzir os custos de fabricação [13].

Devido às grandes dimensões envolvidas na construção de turbinas hidráulicas e seus componentes, o processo de fundição em areia continua sendo o único economicamente viável [15]. As posteriores operações de usinagem e acabamento são muito dispendiosas, exigindo grande tecnologia e controle devido às geometrias extremamente complexas e assimétricas envolvidas [15].

Peças de CA6NM podem ser fundidas satisfatoriamente para espessuras acima de 3/16 polegadas (4,8mm) [18], porém, mesmo com técnicas avançadas de refino como o processo de dessulfuração AOD (*Argon Oxygen Decarburization*), a fundição da turbina como uma peça única é inviável por

conta das grandes massas, dimensões e a dificuldade de obtenção de uma peça livre de impurezas durante a solidificação [15].

Mudanças drásticas de seção do fundido devem ser evitadas sempre que possível [18] e o controle da qualidade e tolerância dimensional da peça, necessárias para a obtenção de um bom perfil hidrodinâmico, tornam-se cada vez mais difíceis de obter com o crescente tamanho e complexidade da peça. Desta forma, a opção geralmente adotada é a fundição dos componentes do rotor separadamente e posterior união através de soldagem [15] [22], como exemplifica a Figura 9 a, b e c.

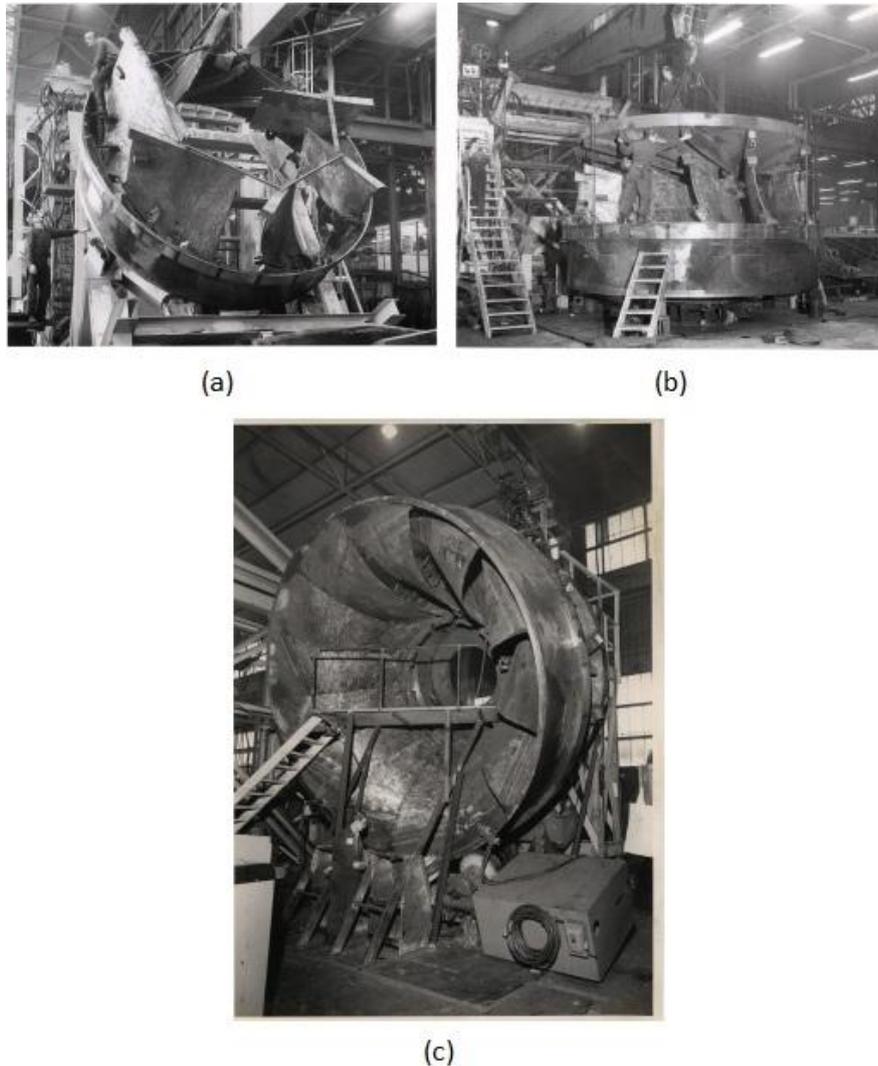


Figura 9: Estágios de montagem de uma turbina Francis. Montagem parcial e alinhamento das pás da turbina (a), montagem do topo com assistência de uma máquina de elevação (b) e inspeção final da qualidade da solda (c) [24].

Na soldagem, o processo mais usualmente utilizado é o GMAW convencional ou pulsado com arames sólidos e arames tubulares com fluxo metálico (GMAW - *Gas Metal Arc Welding*) ou arames tubulares com fluxo não metálico (FCAW - *Flux Cored Arc Welding*) [15]. Processos mecanizados que proporcionam altas taxas de deposição, como a soldagem por eletro escória (ESW - *Eletro Slag*

Welding) ou arco submerso (SAW - *Submerged Arc Welding*), também tem sido empregadas ultimamente nas aplicações envolvendo juntas de grandes espessuras [25] [22].

As turbinas hidráulicas são geralmente desenvolvidas para atender a uma vida útil de aproximadamente 60 anos. Neste período, são realizadas paradas para manutenção preventiva e preditiva e paradas forçadas, devido a circunstâncias não previstas, estas últimas podendo vir gerar altos custos. Cerca de metade das paradas programadas são para manutenção de equipamentos elétricos e a outra metade para a manutenção de turbinas e de seus respectivos componentes [15] [22].

2.4.3 Reparo

Os rotores são submetidos ao reparo quando surgem sinais de erosão por cavitação e trincas de fadiga [15] [2], e podem ainda ser reparados eventualmente devido a imperfeições durante a fundição [25]. A causa mais frequente das paradas é o dano cavitacional, pois este modifica o perfil hidrodinâmico de tal forma a introduzir tensões dinâmicas no rotor e em suas estruturas associadas, diminui a eficiência da máquina de fluxo e reduz a vida útil do equipamento, apesar das trincas por fadiga serem vistas com maior preocupação, dado o risco inerente de falha catastrófica. Paradas forçadas são raramente causadas pela erosão por cavitação, porém, gasta-se muito mais tempo em uma parada programada para manutenção para reparar os danos causados por este fenômeno [15] [22].

As partes danificadas são recuperadas através de soldagem embora a técnica de recobrimento por aspersão térmica também tem sido utilizada mais recentemente [13]. Para a recuperação, vários processos de soldagem podem ser utilizados, sendo os mais comuns, os processos de reparo com eletrodo revestido (SMAW - *Shielded Metal Arc Welding*), ou os mais empregados atualmente, a soldagem convencional ou pulsada com arames sólidos e tubulares com fluxo metálico (GMAW) e não metálico (FCAW) [15] [13] [25] [2]. Fatores como os custos da mão-de-obra, equipamentos, consumíveis, posição de soldagem e acessibilidade devem ser levados em conta na seleção do melhor processo para reparo [25].

O procedimento de reparo por soldagem exige grande habilidade do soldador. Tendo em vista que a erosão por cavitação ocorre em pontos de difícil acesso, estes soldadores de reparo de turbinas hidráulicas são forçados a trabalharem em condições extremamente desfavoráveis, muitas vezes com acesso limitado ou bloqueado por peças adjacentes, obrigando-os muitas vezes a segurar a tocha de uma maneira diferente da usual, além de terem que fazer movimentos complexos necessários para o enchimento das superfícies desgastadas, predominantemente nas posições horizontal, vertical e sobrecabeça [15] [22].

Os soldadores devem ainda garantir que haja boa penetração, evitar a ocorrência de mordeduras e prevenir possíveis defeitos de falta de fusão, inclusões de escória e porosidade [15], que tem influência negativa na resistência à cavitação, reduzindo o tempo de incubação e elevando a taxa de erosão [26].

A utilização de arames tubulares ao invés dos sólidos apresentam certas vantagens que justificam seu crescente uso nas operações de reparos das turbinas. Entretanto, de forma a uniformizar a superfície e eliminar algumas irregularidades que intensificam localmente o desgaste por cavitação, faz-se necessário ainda um pequeno acabamento por esmerilhamento [26] [22].

2.4.4 Consumíveis Empregados

Os consumíveis utilizados atualmente no reparo de rotores ou componentes de turbinas hidráulicas de aço inoxidável martensítico macio, como o de especificação CA6NM, são os que depositam aço inoxidável austenítico do tipo 309 ou 308 ou ligas com 8 a 10% de Cobalto, que também são utilizados como revestimentos para os componentes feitos em aço C-Mn [13].

Os consumíveis que depositam ligas de composição similar à do metal de base também podem ser utilizados, porém, é provável que um tratamento térmico após a soldagem se mostre necessário, o que nem sempre é de fácil aplicação [13] [22]. Este tratamento tem o objetivo de reaver a estrutura e reduzir as tensões residuais decorrentes do procedimento de soldagem que, associadas a uma estrutura martensítica e hidrogênio em solução, podem resultar na falha do componente [13].

Dadas as dificuldades inerentes à aplicação deste tratamento térmico, novas técnicas estão sendo constantemente desenvolvidas para o reparo sem tratamento térmico pós-soldagem. Através de procedimentos estritamente controlados, pretende-se alcançar na microestrutura da ZTA (Zona Termicamente Afetada) do metal de base os requisitos de maior tenacidade e de menor dureza, aproveitando o calor gerado em cada passe de soldagem, de modo a garantir a integridade estrutural do componente recuperado [4] [22]. Para que esta técnica se mostre eficaz, é necessário que os parâmetros de soldagem para o material de base e de adição específicos, como a relação de energia de soldagem para cada passe de solda sejam corretamente controlados [4].

2.5 O PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW COM ARAME TUBULAR

No processo de soldagem GMAW o arco elétrico é aberto entre um arame alimentado continuamente e o metal de base. O nome GMAW vem das iniciais do nome do processo em inglês: *Gas Metal Arc Welding*. Assim, a região fundida é protegida por um gás inerte ou mistura de gases (argônio, CO₂, hélio ou O₂). A soldagem é realizada com o arame na polaridade positiva [38].

As características do processo GMAW estão apresentadas na Tabela 10.

Tabela 10: Características do Processo GMAW [38].

<p>Tipo de operação:</p> <ul style="list-style-type: none"> • Semi-automática ou automática 	<p>Equipamentos:</p> <ul style="list-style-type: none"> • Fonte de energia • Alimentador de arame • Cilindro de gás • Pistola • Fluxômetros para medir vazão do gás
<p>Características:</p> <ul style="list-style-type: none"> • Taxa de deposição: 1 a 15 kg/h • Espessuras soldáveis: 1,5 mm mínimo na soldagem automática e 3,0 mm na soldagem semi-automática • Posições de soldagem: todas (depende da regulação do equipamento) • Diluição: 10 a 30 % com adição • Tipo de junta: todas • Faixa de corrente: 60 a 400 A 	<p>Custo do equipamento:</p> <ul style="list-style-type: none"> • 5 a 10 vezes o custo do equipamento de soldagem com eletrodo revestido <p>Consumíveis:</p> <ul style="list-style-type: none"> • Arame sólido • Gás de proteção • Tubo de contato e bocal
<p>Vantagens:</p> <ul style="list-style-type: none"> • Facilidade de operação • Alta produtividade • Processo automatizável • Baixo custo • Não forma escória • Cordão de solda com bom acabamento • Gera pouca quantidade de fumos • Soldas de excelente qualidade 	<p>Limitações:</p> <ul style="list-style-type: none"> • Regulagem do processo bastante complexa • Não deve ser utilizado em presença decorrente de ar • Posição de soldagem limitada • Probabilidade elevada de gerar porosidade no cordão de solda • Produção de respingos • Manutenção mais trabalhosa
<p>Segurança:</p> <ul style="list-style-type: none"> • Proteção ocular • Emissão intensa de radiação ultravioleta • Risco de choque elétrico • Queimaduras produzidas por respingos em alta temperatura 	

Neste processo, a maneira e o tamanho das gotas de material fundido que atravessa o arco elétrico é importante para a qualidade da junta soldada por este processo. Basicamente existem quatro modos de transferência metálica no processo GMAW: curto-circuito, globular, spray e pulsada. Cada um destes modos apresenta uma característica de transferência diferente. A transferência por curto-circuito, como o próprio nome diz, envolve o curto-circuito instantâneo, causado entre a gota e a poça de fusão. No segundo modo, esta distância é suficiente para que a gota viaje através do arco sem realizar nenhum curto-circuito. Na transferência por spray, as gotas são muito pequenas e são despreendidas com uma velocidade bastante elevada. Na transferência por arco pulsado, a corrente varia entre dois valores, um alto (corrente de pico) e outro baixo (corrente de base). A gota é destacada somente na corrente de pico e tem características próximas da gota transferida por spray. Estes modos

são função dos parâmetros de soldagem como corrente e tensão do arco e da natureza do gás, ou mistura de gases utilizados neste processo. A Tabela 11 apresenta as principais características dos modos de transferência metálica do processo GMAW [38].

Tabela 11: Características dos modos de transferência metálica na soldagem GMAW [38].

Modo de transferência	Tensão do arco	Densidade de corrente	Energia de soldagem	Soldagem fora de posição	Penetração
curto-circuito	baixa	baixa	baixa	sim	pequena
globular	média	baixa	média	não	média
spray	alta	alta	alta	depende	grande
pulsada	alta	média	média	sim	grande

A proteção gasosa tem a função de evitar a contaminação da poça de fusão pelo ar atmosférico. Tanto no processo GMAW como nos processos GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) e PAW (Plasma Arc Welding) a soldagem em campo deve ser realizada com cautela. Isto porque correntes de ar podem deslocar a proteção gasosa e, conseqüentemente, comprometer a proteção da região que está sendo fundida. Assim, podem aparecer defeitos como porosidade, falta de fusão, falta de penetração, etc. [38]. Algumas misturas gasosas utilizadas na soldagem GTAW dos aços inoxidáveis estão apresentadas na Tabela 12.

Tabela 12: Misturas gasosas para a soldagem GMAW dos aços inoxidáveis [38].

Mistura de gás	Tipo de transferência		Observação
	curto-circuito	spray	
Ar + 1-3%O₂	regular	bom	-
Ar + 1-5%CO₂	bom	bom	alguma adição de carbono
Ar + 30% He + 1%O₂	muito bom	bom	aplicação em processos automáticos

O processo de soldagem com arames tubulares é basicamente o mesmo empregado na soldagem com arame sólido GMAW e utiliza os mesmos equipamentos, requerendo, somente em alguns casos, equipamentos com maior capacidade [27]. O processo se diferencia pelo tipo dos eletrodos utilizados, que consistem em arames em forma de tubo como metal de deposição (Figura 10) que encobrem em seu interior um fluxo que pode ser do tipo metálico (processo GMAW) ou não metálico (processo FCAW) [28].

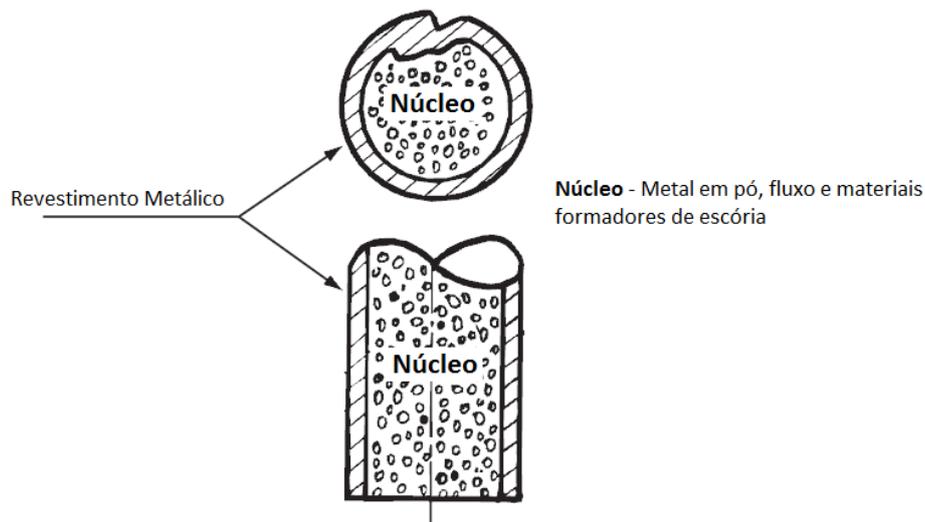


Figura 10: Exemplo de um eletrodo de arame tubular com fluxo metálico [28].

Este processo foi desenvolvido para combinar as melhores características da soldagem por arco submerso (SAW) e da soldagem com dióxido de carbono (CO_2), empregada no processo MAG (*Metal active gas*). O fluxo presente no núcleo dos eletrodos combinado com a proteção gasosa produz soldas de alta qualidade e um arco estável com reduzido nível de respingos [27]. A Figura 11 mostra detalhadamente o processo de solda com arames tubulares e gás de proteção.

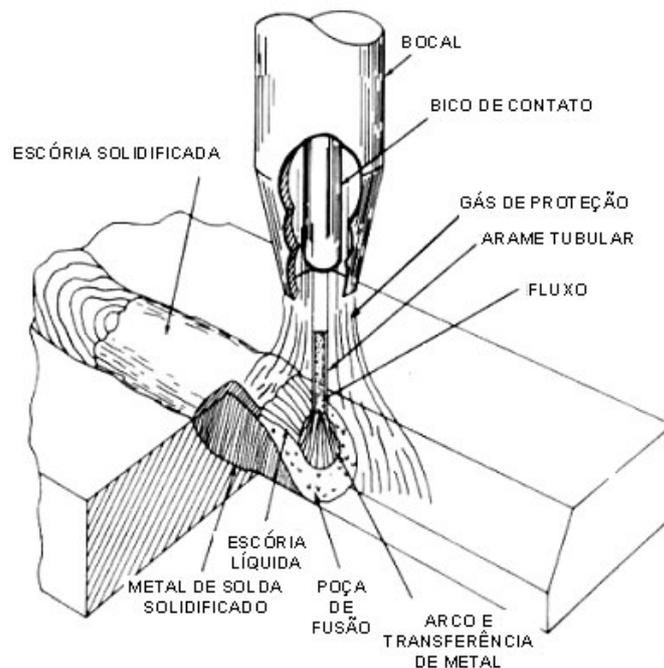


Figura 11: Processo de soldagem GMAW com arame tubular e gás de proteção [27].

Eletrodos de solda de aço inoxidável na forma de arames tubulares com fluxo metálico estão se tornando cada vez mais populares. Alguns dos arames produzidos atualmente apresentam características de soldagem muito boas e são capazes de produzir adequadamente metais de solda resistentes à corrosão. Infelizmente, a resistência ao impacto das soldas produzidas com estes

eletrodos ainda são inferiores às apresentadas pela solda MIG (*Metal Inert Gas*). Outra vantagem destes eletrodos é que eles podem ser soldados com vários níveis de corrente e com mais facilidade em diferentes posições. Seções espessas soldadas com corrente alta fornecem elevadas taxas de deposição [29].

Os arames tubulares permitem ainda maior flexibilidade quanto a alguma aplicação particular ou requisito especial, permitindo alterações na formulação e no percentual de fluxo, de maneira similar aos eletrodos revestidos, que apresentam efeitos mais significativos no desempenho da soldagem alterando-se estes parâmetros do que os efeitos causados pelas limitadas alterações que podem ser feitas na alma do eletrodo [27].

2.5.1 Arame Tubular AWS 410 NiMo

Para soldagem do aço inoxidável martensítico macio, durante as fases de construção e reparo das turbinas hidráulicas, podem ser utilizados consumíveis com composição química similar à do metal de base, porém, as aplicações indicam que certos cuidados devem ser tomados como a realização de pré-aquecimento, controle da temperatura entre passes e tratamento térmico após soldagem para remoção de hidrogênio em juntas com grande restrição, como mencionado na seção 2.4 [13]. O ciclo térmico recomendado para soldagem do aço inoxidável martensítico macio com arame tubular AWS 410 NiMo com fluxo metálico é mostrado de maneira esquemática na Figura 12.

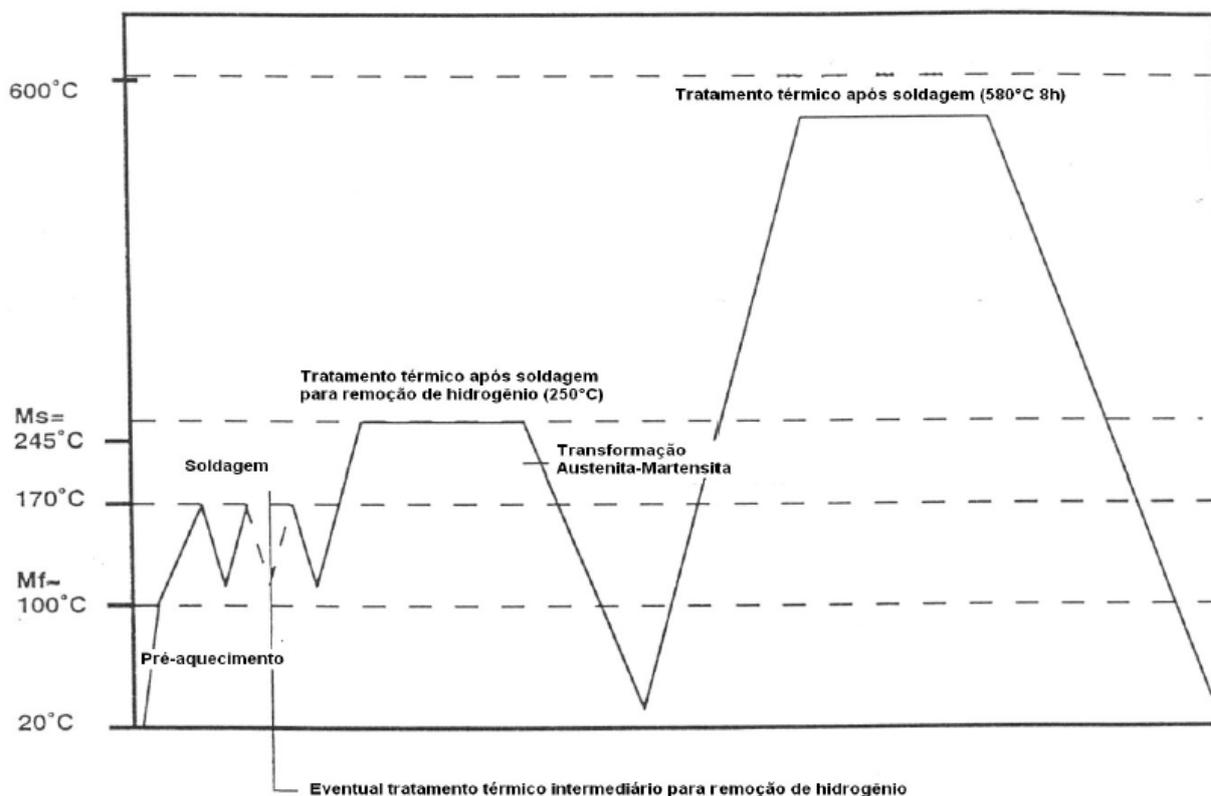


Figura 12: Esquema do ciclo térmico de soldagem recomendado para soldagem do aço inoxidável martensítico macio com arame tubular de fluxo metálico [30].

Estes consumíveis, para rotores fabricados com o aço CA6NM, consistem em ligas com composição química de 13% Cr, 4% Ni, 0,4% Mo e teores de carbono inferiores a 0,04%. Os consumíveis devem ainda possuir baixos teores máximos de hidrogênio (máximo de 4 ml/100 g de metal de solda) [25].

A composição química do arame tubular OK TubRod 410 NiMo é ilustrada na Tabela 13, as propriedades mecânicas do eletrodo são ilustradas na Tabela 14.

Tabela 13: Composição química do arame tubular OK TubRod 410 NiMo MC segundo a norma EN12073 [13].

Elemento	% em peso (%wp)
C	0,06 _{máx.}
Mn	1,50 _{máx.}
Si	1,00 _{máx.}
P	0,030 _{máx.}
S	0,025 _{máx.}
Cr	11,50 – 14,50
Ni	3,00 – 5,00
Mo	0,40 – 1,00

Tabela 14: Propriedades mecânicas do arame tubular OK TubRod 410 NiMo MC segundo a norma EN12073 [13].

Resistência à tração (MPa)	Resistência ao escoamento (MPa)	Alongamento em 10 %
750	500	15

São utilizados normalmente, gases de proteção com uma mistura contendo 96% Ar e 4% CO₂ ou 98% Ar e 2% O₂. A Figura 13 (a), (b), (c) e (d) mostram diferentes micrografias do metal depositado pelo arame tubular OK Tubrod 410 NiMo MC, de produção da ESAB, mesmo arame utilizado para os experimentos de soldagem do presente estudo, com as duas misturas de proteção mencionadas e nas condições de “como soldado” e tratado termicamente.

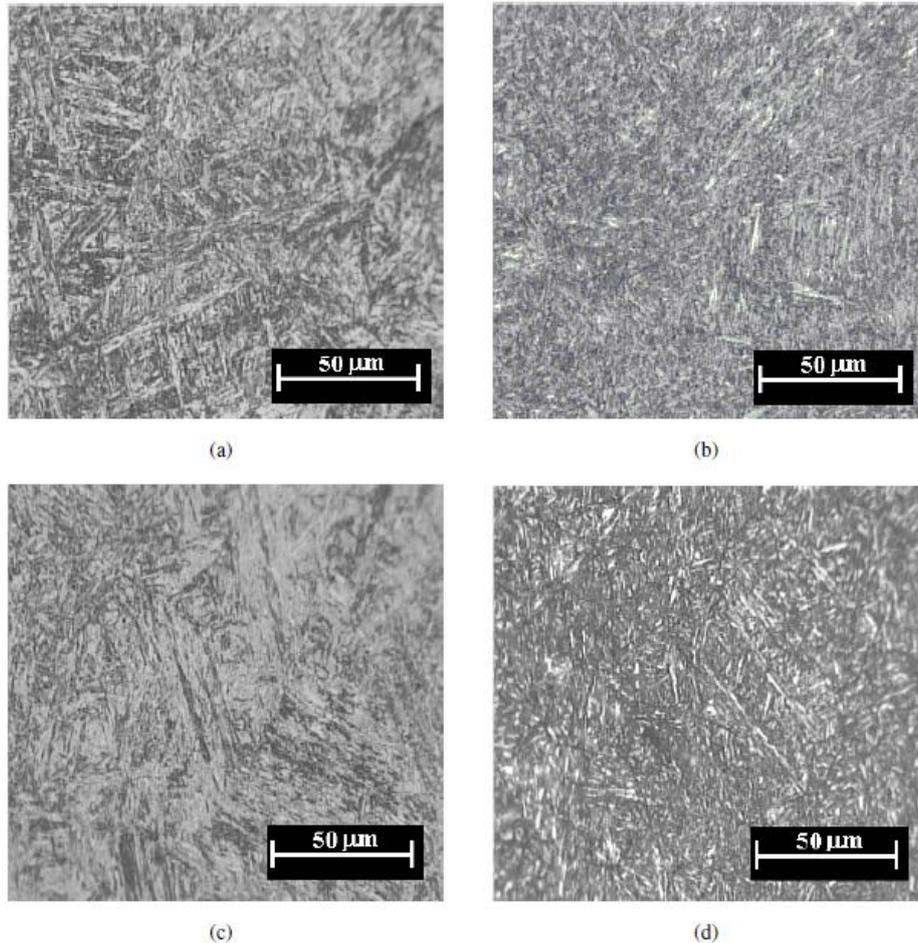


Figura 13: Micrografias representativas do metal de solda depositado pelo arame tubular OK Tubrod 410 NiMo MC com mistura de 96% Ar e 4% CO₂ na condição de “como soldado” (a) e tratado termicamente (b) e com mistura de 98% Ar e 2% O₂ nas condições de “como soldado” (c) e tratado termicamente (d). Aumentos de 200x [13].

2.5.2 Tensão Residual, Distorção e Fadiga

As tensões residuais são tensões que existem em um corpo quando todas as cargas externas são removidas. Elas são às vezes chamadas de tensões internas. Tensões residuais que existem em um corpo que tenha sido anteriormente submetido a variações de temperatura não uniforme, como as que ocorrem durante a soldagem, são muitas vezes chamadas de tensões térmicas [39].

A Figura 14 é uma representação esquemática da variação da temperatura e tensão durante a soldagem. A área sombreada M-M' é a região onde ocorre a deformação plástica. A seção A-A está na frente da fonte de calor e ainda não é significativamente afetada pela entrada de calor, logo, a mudança de temperatura devido à soldagem é praticamente zero. A seção B-B passa pela fonte de calor, a distribuição da temperatura é bastante acentuada. Ao longo do corte C-C, a alguma distância atrás da fonte de calor, a distribuição da temperatura torna-se menos acentuada e, eventualmente, é uniforme ao longo de alguma seção D-D longe da fonte de calor.

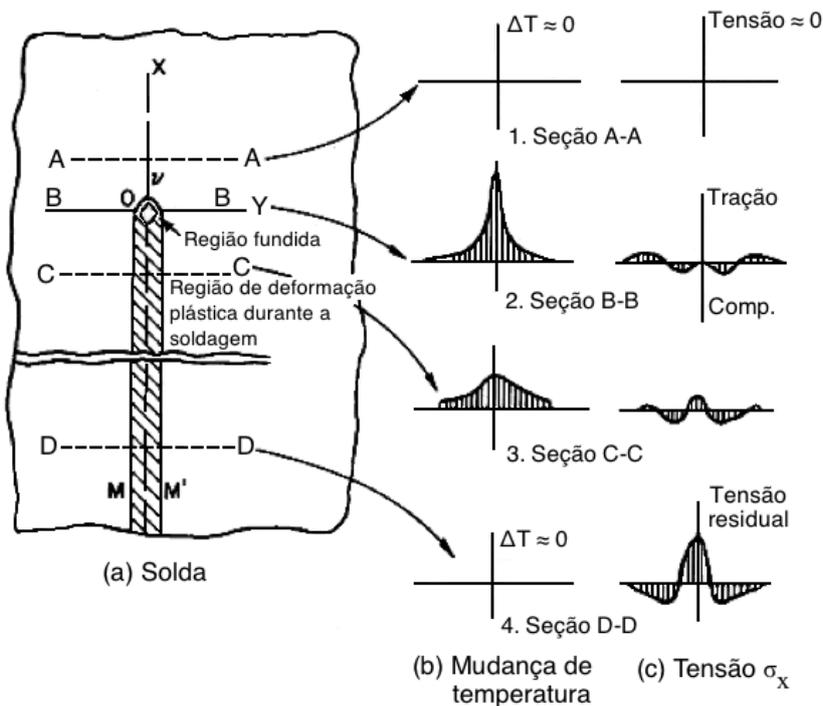


Figura 14: Mudanças de temperatura e tensão residual durante a soldagem [39].

Considerando a tensão induzida termicamente na direção longitudinal (σ_x) tem-se que a seção A-A não é afetada pela entrada de calor. Na seção de corte B-B (sob a fonte), σ_x é próximo de zero uma vez que a poça de fusão não tem qualquer resistência para suportar cargas. Nas regiões pouco afastados da fonte de calor, as tensões são de compressão são porque a expansão destas áreas é restringida pelo metal em torno de temperaturas mais baixas. Devido à baixa resistência à deformação do metal a alta temperatura nestas áreas, σ_x atinge o limite de elasticidade do metal de base a temperaturas correspondentes. Em partes mais distantes σ_x é de tração e é equilibrado com tensões de compressão de áreas próximas a solda [39].

Ao longo da seção C-C o metal de solda e o metal de base adjacente foram resfriados tendo tendência à contração e produzindo, assim, tensões de tração ($\sigma_x > 0$) para partes mais distantes e de compressão para áreas próximas ao que era a poça de fusão. Finalmente ao longo da seção D-D, devido ao maior resfriamento ocorre simplesmente uma intensificação dos efeitos da seção C-C, não havendo mais muita diferença além disso sendo esta a distribuição de tensão residual final [39].

As tensões residuais podem causar problemas como fissuras induzidas por hidrogênio e fissuras por corrosão. Tratamentos térmico pós soldagem são geralmente utilizados para reduzir as tensões residuais pelo alívio de tensões em soldas de aços. Outras técnicas, tais como pré-aquecimento, martelamento e vibrações também são utilizados para alívio de tensão [39].

Por causa do encolhimento de solidificação e da contração térmica durante a soldagem, as soldas têm tendência a se distorcerem. A Figura 15 mostra vários tipos de distorções em soldagem.

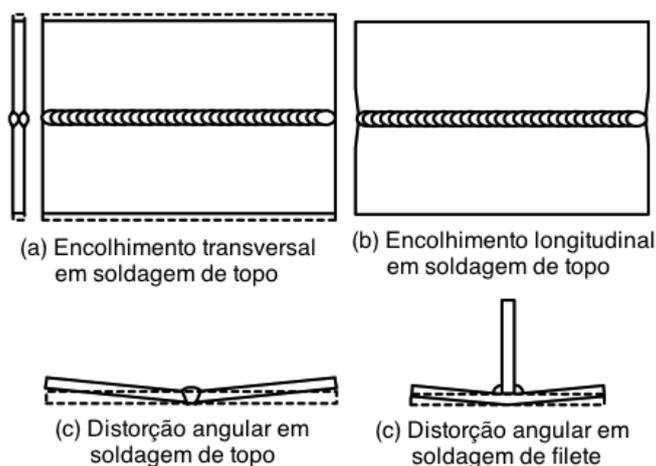


Figura 15: Distorção em estruturas soldadas [39].

A distorção angular aumenta com a espessura da peça de trabalho por causa do aumento da quantidade de metal de solda e, portanto, aumentando o encolhimento de solidificação e a contração térmica. Em espessuras maiores geralmente é usado um feixe de elétrons ou laser para produzir um profundo e estreito *keyhole* e, portanto, uma pequena distorção angular [39].

Distorção na solda pode ser controlado usando várias técnicas diferentes: reduzir o volume do metal de solda, que reduz a distorção angular e encolhimento lateral; usar feixe de elétrons ou raio laser; utilizar soldagem em equilíbrio usando uma junta V dupla ao invés de junta V simples; soldar em torno do eixo neutro; ajuste prévio, que é conseguida por estimar a quantidade de distorção que possa ocorrer durante a soldagem e, em seguida, fazer a montagem com os membros predefinidos para compensar a distorção; pré deformação elástica, que pode reduzir as alterações angulares após a remoção da contenção e pré-aquecimento. Gerenciamento térmico durante a soldagem e aquecimento pós soldagem também pode reduzir a distorção angular [39].

Falhas podem ocorrer em soldagem, assim como em outros componentes, devido ao ciclo de carregamento. Este tipo de falha é conhecida como fadiga e tem três fases: trinca de iniciação, propagação de trinca e fratura. Fadiga resulta da formação de intrusões e extrusões na superfície do material ao longo dos planos de deslizamento devido a pontos de descontinuidade do material (inclusões, porosidades), quando essas intrusões e extrusões tornam-se grave o suficiente para formar trincas iniciais ao longo de planos de deslizamento [39].

O aparecimento de falhas por fadiga é muitas vezes descrita como frágil por causa da pequena deformação plástica e das superfícies de fratura lisa. Falhas por fadiga são geralmente fáceis de distinguir de outras fraturas frágeis porque são progressivas e deixam marcas características. Macroscopicamente, aparecem como marcas de "praia" ou "conchas", as quais representam os ciclos da carga de fadiga [39].

Dados de fadiga são frequentemente apresentados sob a forma de curvas S-N, em que a tensão aplicada (S) é plotada em função do número de ciclos até a ruptura (N). À medida que a tensão

aplicada diminui, o número de ciclos até à falha aumenta. Existem muitos fatores que afetam o comportamento à fadiga, como as propriedades do material, a configuração da junta, relação de tensão, o procedimento de solda, tratamento após a solda, condição de carga, tensões residuais e geometria do cordão [39].

Soldagem e processamentos mecânicos pós soldagem podem criar tensões residuais na superfície da solda e promover a fadiga quando sob carregamento cíclico. Tratamento térmico pode aliviar essas tensões e o martelamento pode ser utilizado para introduzir tensões compressivas e suprimir a formação de intrusões ou extrusões e, com isso, a fadiga.

Concentradores de tensão como filetes, riscos, microfissuras ou trincas, porosidades e inclusões podem reduzir a vida à fadiga e devem ser evitados.

Outra forma de melhorar a vida de fadiga é removendo o reforço em soldagem de penetração completa. No entanto, no caso de penetração incompleta, a remoção do reforço pode reduzir drasticamente a vida à 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 grandes e tensões residuais como a fissura induzida 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.

2.5.3 Estrutura de Grãos na Zona de Fusão [39]

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.

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 16a). 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 16b).

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 16c e Figura 16d).

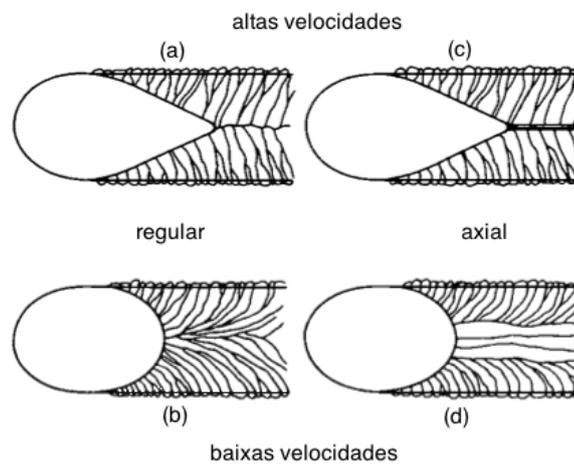


Figura 16: Estrutura de grãos colunares de solda feitas com poças na forma de gota e elíptica: (a, b) estrutura colunar regular; (c, d) estrutura axial [39].

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:

- Fragmentação dendrítica: a convecção que ocorre na poça de fusão devido 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 super-resfriamento constitucional G/R aumenta aumentando também o super-resfriamento constitucional.

- Nucleação superficial: núcleos sólidos são formados na superfície da poça de fusão quando esta é termicamente super-resfriada 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. Assim, técnicas de refinamento de grãos, algumas das quais desenvolvidas inicialmente para fundição, são utilizadas em soldagem para esse propósito:

- 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. 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 super-resfriamento 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.

A partir do conceito de superesfriamento constitucional, a estrutura do grão da solda muda de planar para celular e dendrítica, a medida que o grau do superesfriamento constitucional na poça de fusão aumenta, conforme mostra a Figura 17.

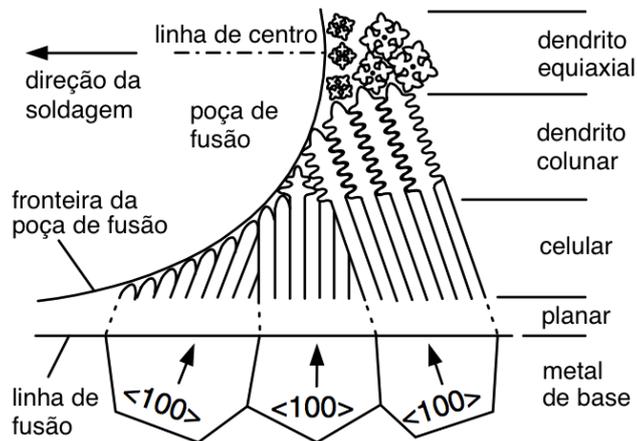


Figura 17: Diferentes modos de solidificação através da poça de fusão [39].

O fato dessa mudança ocorrer está relacionada à razão G/R . 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 (GLF) ser maior que o da linha de centro (GLC) e a taxa de crescimento na linha de centro ser a maior possível ($RLC = u$) enquanto na linha de fusão essa tende a zero ($RLF \approx 0$). 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 R . Nesse caso, o conceito de taxa de resfriamento é utilizada ($G \times R$). Quanto maior a taxa de resfriamento menor 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.

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.

2.5.4 Transformação de Fase Pós-Solidificação [39]

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.

O desenvolvimento da microestrutura do metal de solda do aço inoxidável austenítico é mostrado na Figura 18.

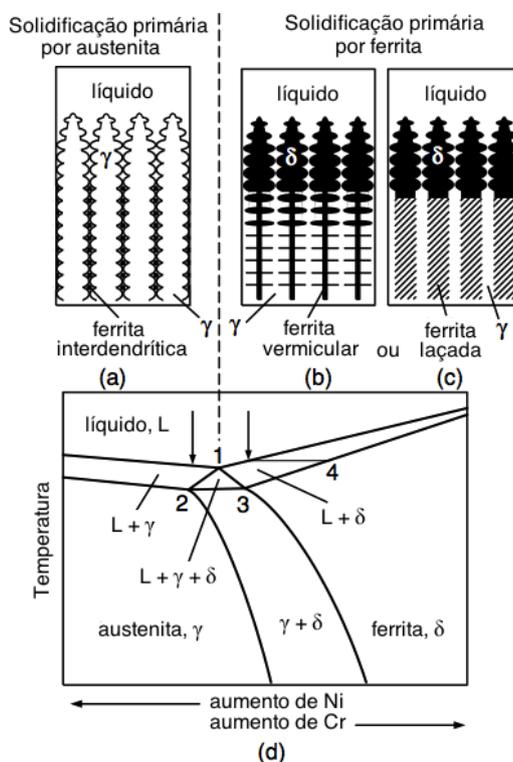


Figura 18: Esquema mostrando a solidificação e pós-solidificação em soldas Fe-Cr-Ni: (a) ferrita interdendrítica; (b) ferrita vermicular; (c) ferrita laçada; (d) seção vertical de um diagrama de fases ternário com aproximadamente 70% Fe [39].

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 (γ) 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 18a).

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 18b). 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 18c.

A relação quantitativa entre a ferrita e a composição do metal de solda em aços inoxidáveis austeníticos foi primeiramente determinado pelo diagrama de Schaeffler (Figura 19) e de DeLong

(Figura 20) por meio da determinação do cromo e do níquel equivalente para uma dada liga. O uso dos diagramas de Schaeffler e de DeLong são convenientes para determinar, a partir da química das ligas, a quantidade de ferrita- δ no metal de solda.

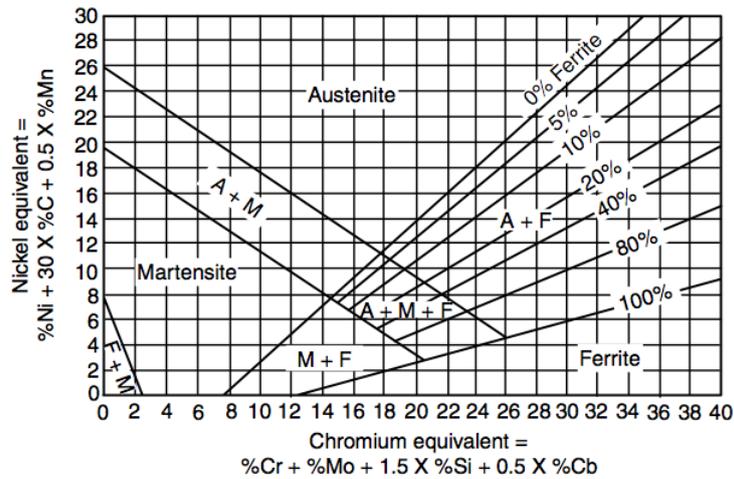


Figura 19: Diagrama de Schaeffler para prever a quantidade de ferrita e o modo de solidificação [39].

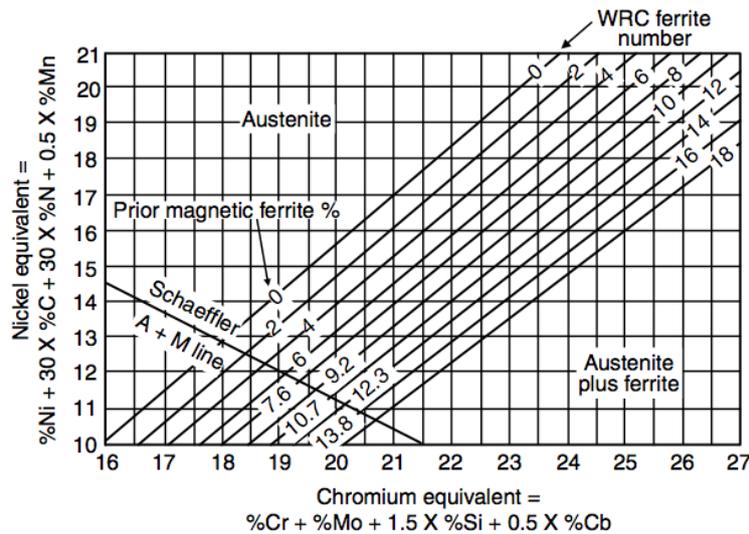


Figura 20: Diagrama de DeLong para prever a quantidade de ferrita e o modo de solidificação[39].

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 baixas taxas 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.

2.6 RADIAÇÃO TÉRMICA

A radiação é a energia emitida pela matéria na forma de ondas eletromagnéticas (ou fótons) como um resultado das mudanças de configuração eletrônica dos átomos ou moléculas. Diferente da condução ou convecção, a transferência de energia por radiação não necessita de um meio material para propagar-se. É a forma de transferência de energia mais rápida, ocorrendo na velocidade da luz no meio e não sofre atenuação no vácuo [31].

A radiação térmica é uma forma de radiação eletromagnética emitida por corpos devido a sua temperatura. Ela difere de outras formas de radiação como raios-X, raios gamma, micro-ondas e ondas de rádio que não estão relacionadas com a temperatura. Todos os corpos que estão acima do zero absoluto emitem radiação térmica [31].

É considerado um fenômeno volumétrico e todos os sólidos, líquidos e gases emitem, absorvem ou transmitem radiação térmica em escalas variadas. Entretanto, usualmente é considerado um fenômeno de superfície, pois a radiação incidente nos corpos é geralmente absorvida à distância de pequenos microns da superfície e a radiação emitida no interior destes sólidos considerados opacos à radiação térmica como metais, madeiras e rochas é fortemente absorvida por moléculas adjacentes [32] e não chegam a atingir a superfície [31]. A radiação que é emitida por sólidos ou líquidos se origina das moléculas que estão a uma distância de aproximadamente 1 μm da superfície exposta [32]. A Figura 21 ilustra o processo de emissão de radiação como um fenômeno volumétrico e um fenômeno de superfície.

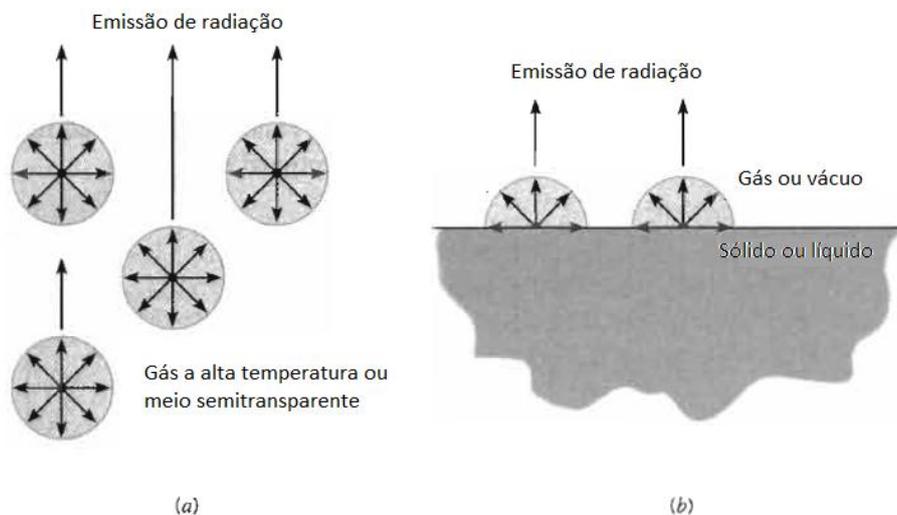


Figura 21: O processo de emissão. (a) Como fenômeno volumétrico. (b) Como fenômeno de superfície [32].

2.6.1 O Espectro Eletromagnético

Uma teoria descreve o transporte de radiação como a propagação de uma coleção de partículas denominadas *fótons* ou *quanta*. Alternativamente, este transporte de radiação pode ser visto como a propagação de ondas eletromagnéticas e assim pode-se atribuir as propriedades ondulatórias de

frequência ν e comprimento de onda λ [32]. Para a radiação propagando em um meio particular, estas duas propriedades estão relacionadas na forma:

$$\lambda = \frac{c}{\nu}, \quad (1)$$

onde c é a velocidade de propagação da luz no meio (no vácuo, $c = c_0 = 2,998 \times 10^8 \text{ m/s}$).

O espectro completo de radiação eletromagnética é ilustrado na Figura 22. A radiação térmica encontra-se na porção intermediária do espectro e vai aproximadamente do comprimento de onda $0,1\mu\text{m}$ a $100\mu\text{m}$, incluindo uma parcela do ultravioleta (UV), a estreita faixa de radiação visível ($0,4$ a $0,7\mu\text{m}$) e a parcela infravermelha (IV) [32]. Embora ondas eletromagnéticas tenham características semelhantes, elas diferem significativamente o seu comportamento com comprimentos de onda diferentes [31].

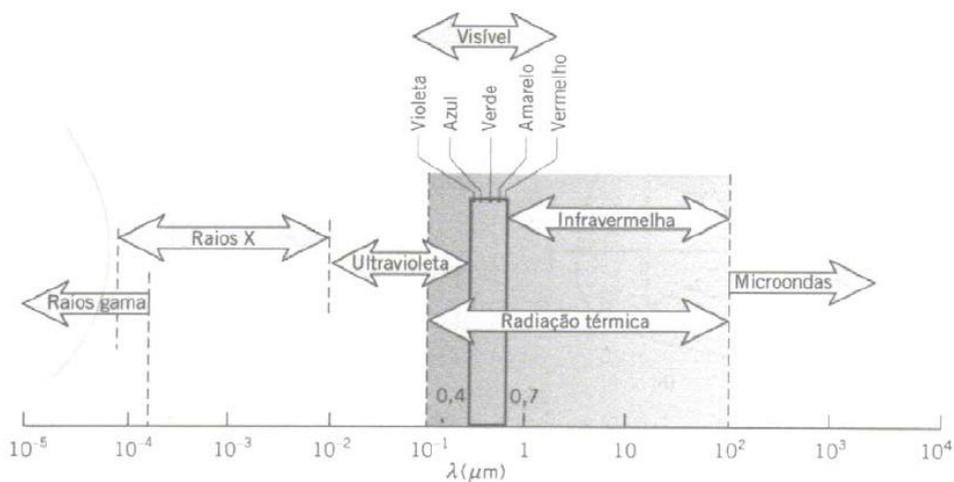


Figura 22: Espectro de radiação eletromagnética [32].

2.6.2 Radiação de Corpo Negro

Um corpo negro é uma abstração matemática que serve como padrão para um perfeito emissor e absorvedor de radiação. Um corpo negro tem as seguintes propriedades [31]:

- A uma dada temperatura e comprimento de onda, nenhuma superfície pode emitir mais energia do que um corpo negro;
- O corpo negro absorve toda a radiação incidente, independente do comprimento de onda ou direção; e
- A radiação é emitida uniformemente em todas as direções, ou seja, é um emissor difuso.

Em 1879, Joseph Stefan determinou experimentalmente a energia radiante ou poder emissivo emitido por um corpo negro por unidade de tempo e por unidade de área superficial, expresso como

$$E_b(T) = \sigma T^4, \quad (2)$$

onde $\sigma = 5,67 \times 10^{-8} \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}^4$ é a constante de Stefan-Boltzmann e T é a temperatura absoluta da superfície em K . A Eq. (2) é conhecida como lei de Stefan-Boltzmann e fornece o poder emissivo total de um corpo negro a uma dada temperatura, que é a soma das radiações sobre todos os comprimentos de onda λ [31].

Posteriormente em 1901, Max Planck desenvolveu em conjunto com sua famosa teoria quântica, uma relação para o poder emissivo espectral de corpo negro, conhecida como a lei (ou distribuição) de Planck, expressa como:

$$E_{\lambda,b}(\lambda, T) = \frac{C_1}{\lambda^5 [\exp(C_2/\lambda T) - 1]} \quad (3)$$

onde:

$$C_1 = 2\pi h c_0^2 = 3,742 \times 10^8 \text{ W} \cdot \mu\text{m}^4/\text{m}^2$$

$$C_2 = hc_0/k = 1,439 \times 10^4 \mu\text{m} \cdot \text{K}$$

e também, T é a temperatura absoluta da superfície, λ é o comprimento de onda da radiação emitida, $k = 1,38065 \times 10^{-23} \text{ J/K}$ é a constante de Boltzmann e $h = 6,6256 \times 10^{-34} \text{ J} \cdot \text{s}$ é a constante de Planck. Esta equação é válida para uma superfície no vácuo ou em um gás [31] e é mostrada na Figura 23 para várias temperaturas selecionadas.

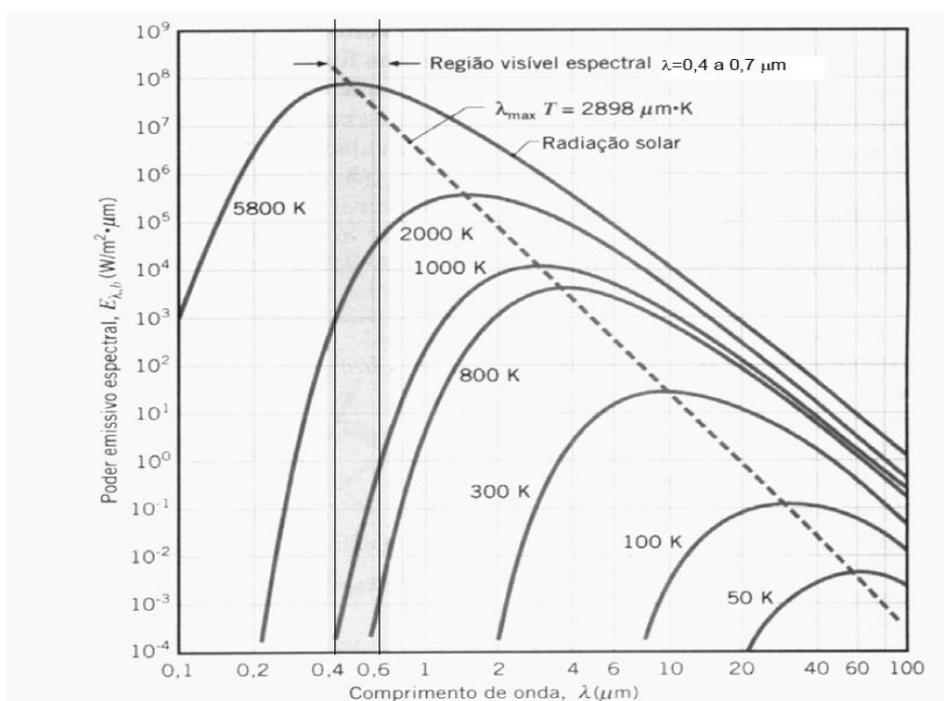


Figura 23: Poder emissivo espectral de corpo negro [32].

Da Figura 23, podem-se fazer as importantes observações [32]:

- A radiação emitida varia continuamente com o comprimento de onda;

- Em qualquer comprimento de onda, a magnitude da radiação emitida aumenta com o aumento de temperatura;
- A região espectral na qual a radiação é concentrada depende da temperatura, com maior fração da radiação sendo emitida a menores comprimentos de onda em temperaturas mais elevadas; e
- Uma parcela significativa da radiação emitida pelo sol, que pode ser considerado um corpo negro a 5800 K, encontra-se na região visível do espectro. Em contraste, para temperaturas abaixo de 800 K a emissão se dá praticamente na porção infravermelha do espectro e é invisível ao olho humano.

Integrando-se a distribuição de Planck (Eq. 3) para todos os comprimentos de onda de zero a infinito chega-se na lei de Stefan-Boltzmann (Eq. 2). A lei de Stefan-Boltzmann é, portanto, a área sob uma curva de temperatura constante da Figura 23, representando o poder emissivo de um corpo negro nesta temperatura.

2.6.3 Emissividade de Superfícies Reais

Como na prática não existem corpos negros, apesar de excelentes aproximações, é necessário definir uma propriedade radiante de superfícies reais que represente a razão entre a radiação emitida pela superfície e a radiação emitida por um corpo negro na mesma temperatura.

Entretanto, em geral a radiação espectral emitida por uma superfície real difere da distribuição de Planck da Figura 23. Além disso, a distribuição direcional de radiação geralmente não é difusa e depende da direção de emissão [32]. Estes efeitos são ilustrados na Figura 24.

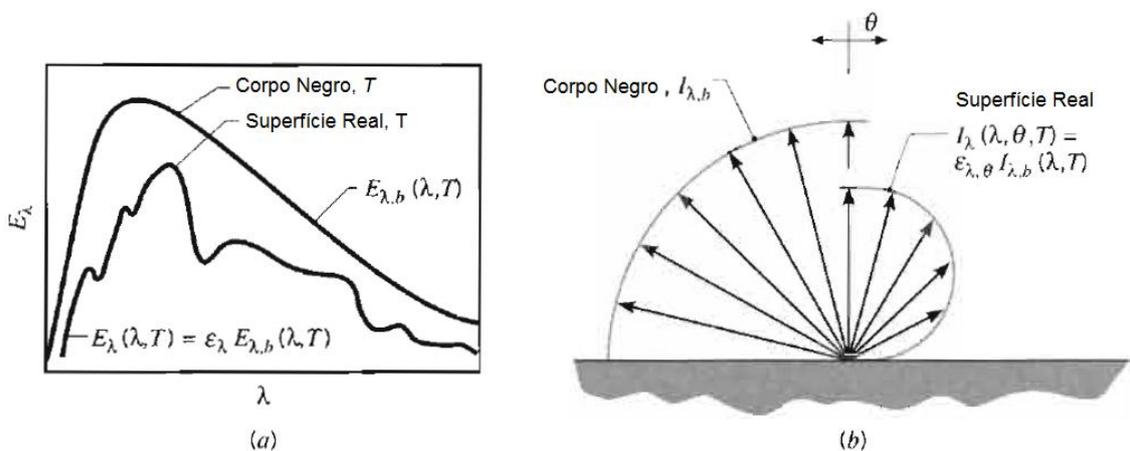


Figura 24: Comparação de emissão de corpo negro e de superfícies reais. (a) Distribuição espectral. (b) Distribuição direcional [32].

Assim, a emissividade pode assumir diferentes valores, dependendo se o interesse está em saber o valor dessa propriedade em um dado comprimento de onda, em uma direção específica ou em médias integradas sobre os comprimentos de onda ou direções [32].

Para os cálculos de engenharia em geral, é desejável trabalhar com propriedades de superfície que representem médias direcionais. Define-se então, a emissividade hemisférica espectral como:

$$\varepsilon_{\lambda}(\lambda, T) = \frac{E_{\lambda}(\lambda, T)}{E_{\lambda,b}(\lambda, T)} \quad (4)$$

A emissividade hemisférica total, que representa a média sobre todos os possíveis comprimentos de onda e direções, é definida como:

$$\varepsilon(T) = \frac{E(T)}{E_b(T)} \quad (5)$$

O poder emissivo hemisférico total de uma superfície é definido como a taxa com que a radiação é emitida por unidade de área em todos os possíveis comprimentos de onda e todas as possíveis direções. Matematicamente,

$$E(T) = \int_0^{\infty} E_{\lambda}(\lambda, T) d\lambda \quad (6)$$

Substituindo da Eq. (6) e Eq. (4) na Eq. (5), é possível demonstrar que

$$\varepsilon(T) = \frac{\int_0^{\infty} \varepsilon_{\lambda}(\lambda, T) E_{\lambda,b}(\lambda, T) d\lambda}{E_b(T)} \quad (7)$$

Se as emissividades de uma superfície são conhecidas, torna-se então simples calcular suas características emissivas. Se $\varepsilon_{\lambda}(\lambda, T)$ é conhecido, por exemplo, podem-se utilizar as equações 3 e 4 para determinar o poder emissivo espectral da superfície em qualquer comprimento de onda e temperatura. De maneira similar, se $\varepsilon(T)$ é conhecido, pode-se usar as equações 2 e 5 para determinar o poder emissivo total de uma superfície em qualquer temperatura [32].

Como mencionado anteriormente, as superfícies reais não apresentam uma emissão perfeitamente difusa e variações representativas da emissividade direcional ε_{θ} com a direção θ para materiais condutores e não condutores é ilustrada na Figura 25.

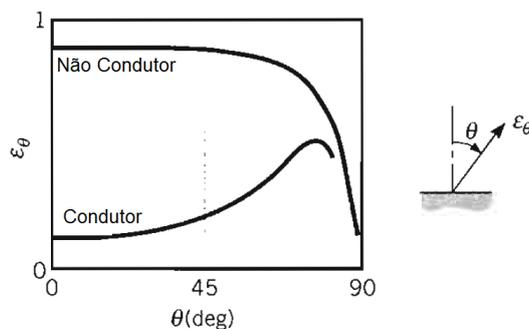


Figura 25: Distribuições direcionais representativas da emissividade total direcional para condutores e não condutores [32].

Uma importante implicação da Figura 25 é que embora existam direções preferenciais para emissão, a emissividade hemisférica total $\varepsilon(T)$ não será substancialmente diferente da emissividade normal $\varepsilon_n(T)$, correspondente a $\theta = 0$ e, portanto, a seguinte aproximação é válida

$$\varepsilon(T) \approx \varepsilon_n(T). \quad (8)$$

Como a emissividade também varia com o comprimento de onda, distribuições representativas espectrais são ilustradas na Figura 26. A maneira como $\varepsilon_\lambda(T)$ varia com λ depende se o material é um condutor ou não condutor e de suas características superficiais [32].

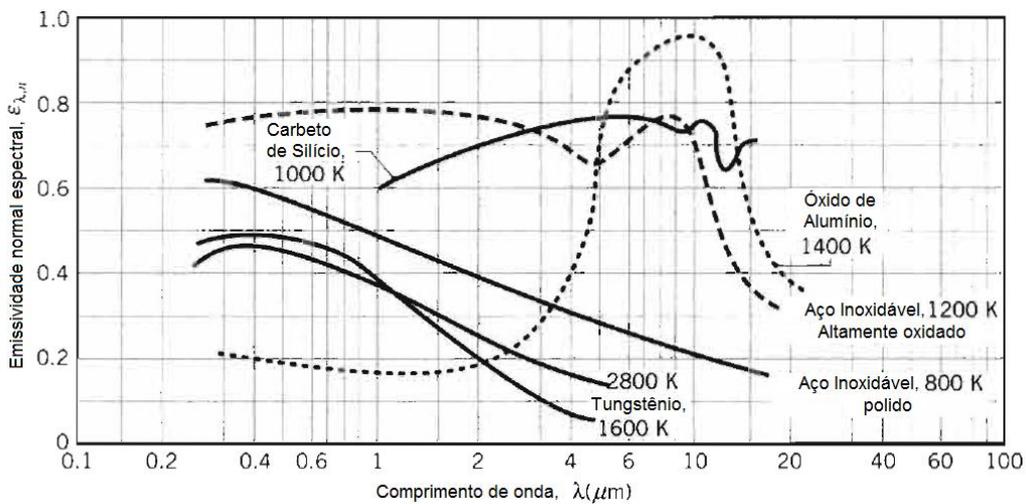


Figura 26: Dependência espectral da emissividade normal espectral $\varepsilon_{\lambda,n}(T)$ de materiais selecionados [32].

Por fim, a emissividade também é função da temperatura, conforme ilustrado na Figura 27 para alguns materiais selecionados.

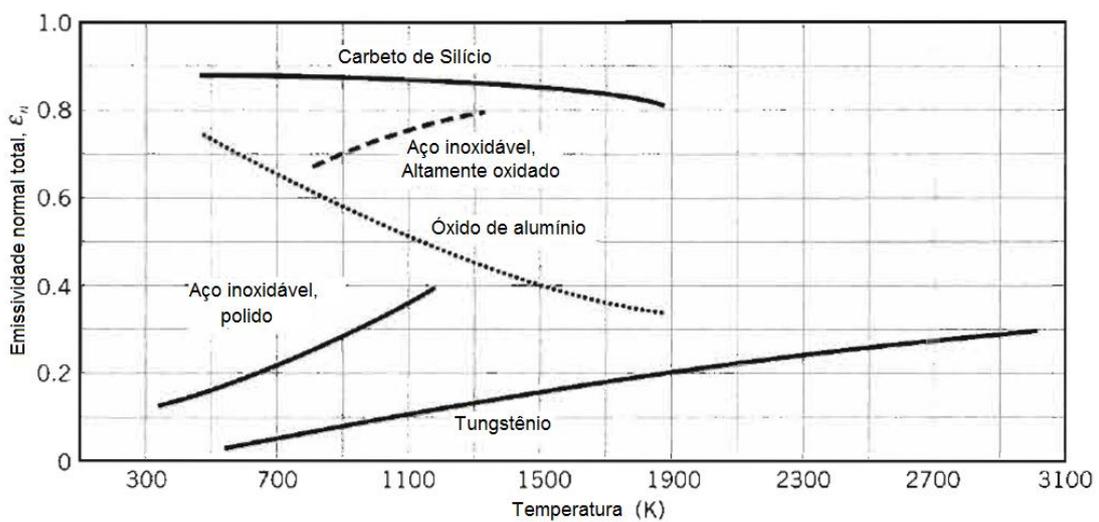


Figura 27: Dependência da temperatura na emissividade normal total $\varepsilon_n(T)$ de alguns materiais selecionados [32].

Algumas generalizações podem ser feitas [32]:

- A emissividade de superfícies metálicas é geralmente pequena, atingindo valores tão baixos quanto 0,02 para o ouro e a prata altamente polidos;
- A presença de camadas de óxido pode aumentar de maneira significativa a emissividade de superfícies metálicas;
- A emissividade de não condutores é comparativamente elevada, geralmente excedendo 0,6;
- A emissividade de condutores aumenta com a temperatura, entretanto, dependendo do material específico, a emissividade de não condutores pode tanto aumentar quanto diminuir com o aumento de temperatura. As variações de $\varepsilon_n(T)$ com T mostradas na Figura 27 são consistentes com as distribuições espectrais de $\varepsilon_{\lambda,n}(T)$ mostradas na Figura 26. Estas tendências seguem da Eq. (7). Embora a distribuição espectral de $\varepsilon_{\lambda,n}(T)$ seja aproximadamente independente da temperatura, existe proporcionalmente maior emissão em comprimentos de onda menores com o aumento de temperatura. Assim, se $\varepsilon_{\lambda,n}(T)$ aumenta com a diminuição do comprimento de onda para um material particular, $\varepsilon_n(T)$ irá aumentar com o aumento de temperatura para aquele material.

2.6.4 Absorção, Reflexão e Transmissão de Superfícies Reais

A irradiação espectral pode ser definida como a taxa com que a radiação de comprimento de onda λ é incidente numa superfície por unidade de área da superfície e por unidade de intervalo de comprimento de onda $d\lambda$ sobre λ . Ela pode ser incidente sobre todas as possíveis direções e pode ser originada de várias fontes diferentes. No caso mais geral, esta irradiação interage com algum meio semitransparente como uma camada de água ou placa de vidro, conforme a Figura 28.

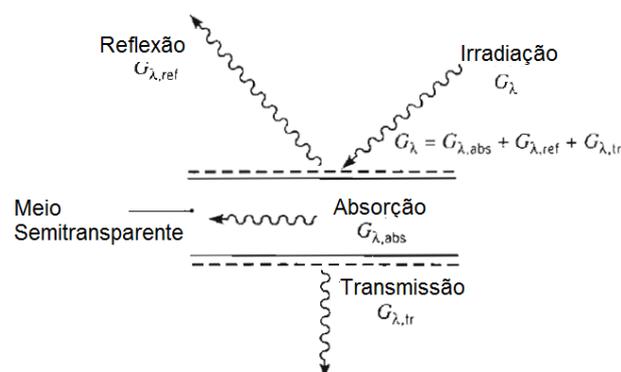


Figura 28: Processos de absorção, reflexão e transmissão associados com um meio semitransparente [32].

Pode-se observar que para uma componente espectral da irradiação, porções dessa radiação podem ser refletidas, absorvidas e transmitidas. Por um balanço de radiação no meio, tem-se que

$$G_{\lambda} = G_{\lambda,ref} + G_{\lambda,abs} + G_{\lambda,tr}. \quad (9)$$

Na maioria das aplicações em engenharia, o meio é opaco à radiação incidente ($G_{\lambda,tr} = 0$) e os processos remanescentes de absorção e reflexão podem ser tratados como um fenômeno superficial [32].

A absorvidade é uma propriedade que determina a fração da irradiação absorvida por uma superfície. Como a emissividade, é uma propriedade de difícil determinação pela dependência espectral e direcional. A absorvidade espectral hemisférica é definida como:

$$\psi_{\lambda}(\lambda) = \frac{G_{\lambda,abs}(\lambda)}{G_{\lambda}(\lambda)}. \quad (10)$$

A absorvidade hemisférica total, que representa a média integrada nas direções e comprimentos de onda é definida como a fração da irradiação total absorvida por uma superfície, matematicamente

$$\psi = \frac{G_{abs}}{G}. \quad (11)$$

A refletividade hemisférica espectral é definida como a fração da irradiação espectral que é refletida por uma superfície:

$$\rho_{\lambda}(\lambda) = \frac{G_{\lambda,ref}(\lambda)}{G_{\lambda}(\lambda)}. \quad (12)$$

A refletividade hemisférica total, que representa a média integrada nas direções e comprimentos de onda, é então definida como:

$$\rho = \frac{G_{ref}}{G}. \quad (13)$$

De forma análoga, a transmissividade hemisférica espectral é definida como a fração da irradiação espectral que é transmitida por uma superfície:

$$\tau_{\lambda}(\lambda) = \frac{G_{\lambda,tr}(\lambda)}{G_{\lambda}(\lambda)}. \quad (14)$$

e a transmissividade hemisférica total representa a média integrada da propriedade em todas as direções e comprimentos de onda:

$$\tau = \frac{G_{tr}}{G}. \quad (15)$$

É possível concluir então, das definições acima e do balanço de energia da Eq. (9), que para um meio semitransparente,

$$\rho_{\lambda} + \psi_{\lambda} + \tau_{\lambda} = 1. \quad (16)$$

e para propriedades que são tomadas como médias em todo o espectro, segue que

$$\rho + \psi + \tau = 1. \quad (17)$$

2.7 MEDIDORES DE TEMPERATURA

A temperatura, juntamente com o comprimento, tempo e massa formam as quantidades fundamentais e independentes padronizadas pelo IMS (*International Measuring System*). Os padrões para todas as outras quantidades são basicamente derivadas destas quatro fundamentais [33].

Para dois corpos terem a mesma temperatura, é necessário que haja equilíbrio térmico entre eles, ou seja, que não haja mudança de suas coordenadas termodinâmicas quando uma comunicação térmica é possível.

A medição de temperatura baseia-se na lei zero da termodinâmica que estabelece o equilíbrio térmico entre os corpos. Se dois corpos estão em equilíbrio térmico com um terceiro, então eles estão em equilíbrio térmico entre si e, por definição, estão também na mesma temperatura.

Desta forma, se métodos reprodutíveis para a determinação de uma faixa de temperaturas são possíveis, então temperaturas desconhecidas de outros corpos podem ser determinadas comparando-se com um padrão. Isto é feito submetendo-se um tipo de “termômetro” sucessivamente no padrão e na temperatura desconhecida e permitindo que se estabeleça o equilíbrio térmico em cada caso [33].

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 a 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), os radiômetros e termovisores (medição de temperatura radiante pela termografia).

2.7.1 Termopares

Termopares são instrumentos de medição de temperatura de relativamente baixo custo e que apresentam ampla faixa de medição, o que os torna muito populares em aplicações em indústrias e laboratórios.

O princípio de funcionamento baseia-se no efeito *Seebeck*, quando uma junção de dois metais distintos submetida a uma certa temperatura gera uma força eletromotriz (f.e.m.) em seus terminais [34].

Porém não é suficiente que se adicione um voltímetro para a medição desta tensão elétrica, pois isto incorreria em uma nova e indesejável junção, sendo, portanto, utilizada uma técnica chamada compensação por junção fria (CJC).

A técnica baseia-se na lei dos metais intermédios. Se um terceiro metal é adicionado entre os metais da junção termopar, formando duas novas junções e estas são mantidas a uma mesma temperatura conhecida, a lei afirma que não haverá modificação na saída do termopar. Antigamente esta temperatura era mantida a zero grau Celsius por meio de gelo fundente, motivo do nome "junção fria", mas pela dificuldade operacional de se manter o gelo nas condições necessárias, mede-se a temperatura da junção fria e aplica-se uma correção para o zero grau Celsius tabelado [34].

Apesar de ser possível a utilização de vários pares de metal, apenas algumas ligas são utilizadas e apresentam os valores de tensão e temperatura suportada em tabelas normalizadas para a temperatura de junção fria de zero grau Celsius.

O circuito contendo os elementos básicos para medir o potencial de *Seebeck* e determinar a temperatura da junção de medição é ilustrado na Figura 29. Tanto a junção de medição (ou junta quente) quanto a junção de referência (ou junta fria) estão em ambientes isotérmicos (de temperatura constante), cada um numa temperatura diferente [34].

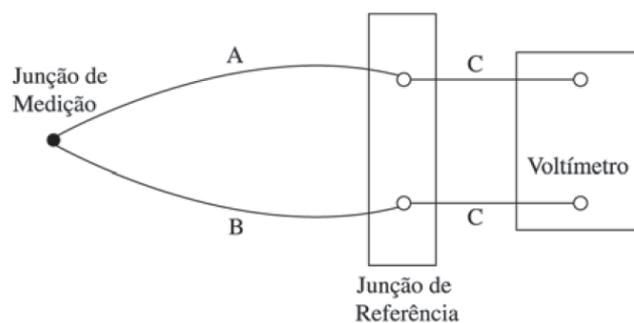


Figura 29: Circuito para medir o potencial de *Seebeck* compreendendo dois fios diferentes, A e B, duas junções e um voltímetro. Fios de cobre conectam a junção de referência ao instrumento [34].

Existem outros dois fenômenos básicos que podem ocorrer nesse tipo de circuito: o efeito *Peltier* e o efeito *Thompson*. 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 outro fenômeno é o efeito *Thompson* que refere-se à capacidade generalizada de um metal submetido a uma corrente elétrica e um gradiente de temperatura em produzir frio ou calor.

Existem vários tipos de termopares que medem com maior ou menor resolução uma faixa de temperatura específica. O uso incorreto de um termopar para uma dada aplicação pode incorrer em erros de medição ou mesmo em avaria ou inutilização do instrumento. A escolha do termopar baseia-se em sua temperatura operacional, custo, disponibilidade, composição química, estabilidade, conveniência e resolução.

O termopar tipo K (Cromel/Alumel) apresenta uma ampla faixa operacional (-200 a 1200°C) e sensibilidade por volta de 41 $\mu\text{V}/^\circ\text{C}$. Seu baixo custo o torna um termopar popular de uso genérico, com várias sondas disponíveis. Por apresentar uma faixa operacional que se enquadra nesse trabalho, o mesmo foi escolhido.

O termopar tipo J (Ferro/Constantan) apresenta uma faixa de temperatura restrita (-40 a 750°C), porém maior sensibilidade em relação ao tipo K (55 $\mu\text{V}/^\circ\text{C}$). Sua pequena faixa operacional o torna menos popular sendo aplicado em equipamentos antigos que não apresentam compatibilidade com termopares mais modernos.

O tipo E (Cromel/Constantan) cobre a faixa de temperaturas entre -270 e 1000°C e possui alta sensibilidade (68 $\mu\text{V}/^\circ\text{C}$). Sua utilização é mais adequada para medir baixas temperaturas.

O termopar do tipo N (Nicrosil/Nisil) foi projetado para ser uma evolução do tipo K, este termopar é adequado para medir temperaturas elevadas por apresentar boa resistência à oxidação nestas temperaturas sem a necessidade de platina em sua composição como nos tipos B, R e S.

Os tipos B, R e S (Platina/Ródio-Platina) são termopares com características semelhantes. Apresentam reduzida sensibilidade da ordem de 10 $\mu\text{V}/^\circ\text{C}$, baixa resolução, boa estabilidade e custo elevado. São indicados para medir temperaturas acima dos 300°C até 1800°C para o tipo B e 1600°C para os tipos R e S.

O termopar tipo T (Cobre/Constantan) apresenta uma temperatura operacional intermediária (-270 a 400°C) e é um dos tipos mais indicados para medições nesta faixa.

A Tabela 15 resume a faixa de utilização e o limite de erro para diferentes tipos de termopares.

Tabela 15: Limites de erro para termopares, de acordo com ASTM E-230 (com junção de referência a 0 °C) [34].

Sensor	Faixa de Utilização (°C)	Limite de Erro (Escolher o maior)	
		Padrão	Especial
E	0 - 870	± 1,7 °C ou 0,5%	± 1 °C ou 0,4%
	-200 a 30	± 1,7 °C ou 1%	-
J	0 - 760	± 2,2 °C ou 0,75%	± 1,1 °C ou 0,4%
K, N	0 - 1260	± 2,2 °C ou 0,75%	± 1,1 °C ou 0,4%
	-200 a 30	± 2,2 °C ou 2%	-
T	0 - 370	± 1 °C ou 0,75%	± 0,5 °C ou 0,4%
	-200 a 30	± 1 °C ou 1,5%	-
R, S	0 - 1480	± 1,5 °C ou 0,25%	± 0,6 °C ou 0,1%
B	870 - 1700	± 0,5%	-

Como termopares são instrumentos sensíveis da ordem de $\mu\text{V}/^\circ\text{C}$, algumas precauções devem ser tomadas para evitar ruídos e erros de medição [35]:

- Recomenda-se na instalação, a utilização de cabos curtos, se possível, com o conversor junto do termopar;
- Passar os cabos de sinal longe dos cabos de potência;
- Usar cabos de extensão adequados, que não devem ser muito apertados;
- Utilização de cabos de sinal blindados, convenientemente ligados a terra;
- Efetuar uma filtragem analógica do sinal;
- Usar amplificadores com rejeição de modo comum elevada;
- Usar termopares adequados à atmosfera, com a junção soldada de origem; e
- Quando possível, usar termopares com sensibilidade elevada;

A Tabela 16 detalha o uso dos diferentes modelos de termopares levando em conta o ambiente de trabalho e a temperatura máxima permissível.

Tabela 16: Uso dos diversos tipos de termopares [34].

Tipo	Ambiente	Comentário	Temperatura Máxima (°C)
B	Oxidante, inerte, vácuo por períodos curtos.	Evitar contato com metal. Mais adequado para alta temperatura. Possui tensão baixa à temperatura ambiente.	1700
E	Oxidante, inerte.	Bom para temperatura abaixo de zero. Maior tensão dos termopares comuns.	870
J	Oxidante, inerte, redutor em vácuo parcial	O ferro oxida rapidamente.	760
K	Oxidante, inerte.	Sujeito à “green rot” em algumas atmosferas.	1260
N	Oxidante, inerte.	Mais estável que o tipo K, em altas temperaturas.	1260
R & S	Oxidante, inerte.	Evitar contato com metal.	1400
T	Oxidante, inerte, redutor em vácuo parcial.	Temperaturas abaixo de zero. Tolera umidade.	370

2.7.2 Radiômetros

Em todos os termômetros por radiação a radiação proveniente do corpo medido é focalizada em um tipo de detector de radiação, que produz um sinal elétrico em resposta ao fluxo de radiação incidente. Os detectores podem ser em forma de elemento único ou matrizes. Um detector de elemento único pode ser utilizado para medir a temperatura “em um ponto” (na verdade uma média sobre uma área) ou como um componente em um instrumento de imageamento. Estes instrumentos desenvolvem uma imagem da distribuição de temperatura sobre uma área selecionada para defletir a linha de observação do alvo para o detector em um padrão quadricular sobre uma área retangular [33].

As duas principais categorias de detectores infravermelhos são detectores térmicos e detectores fotônicos [33].

Os detectores térmicos são elementos escurecidos projetados para absorver o máximo da radiação incidente em todos os comprimentos de onda. A radiação absorvida faz com que a temperatura do detector suba até que um equilíbrio é alcançado com perdas de calor para a vizinhança. Os detectores térmicos usualmente medem esta temperatura, usando um termômetro de resistência, um termistor, ou um termopar. Termômetros de resistência e elementos termistores são feitos na forma de pequenos filmes ou flocos chamados de bolômetros [33].

Os detectores fotônicos ou quânticos são baseados em materiais semicondutores. Estes materiais exibem lacunas de banda (band gaps), níveis de energia que não são permitidos, isto é, alguns elétrons serão encontrados em uma banda de valência de menor energia, outros em uma banda de condução de maior energia, mas nenhum na lacuna entre os dois. Para emitir um sinal elétrico, alguns elétrons devem estar na banda de condução. Quando o material é exposto a um fluxo de fotos incidente (energia radiante), os fótons individuais podem adicionar energia suficiente a alguns elétrons que eles “pulam” a lacuna, da banda de valência para a banda de condução, criando um sinal elétrico. Os fótons carregam uma energia E (eletron-Volts, eV) que está relacionada com o comprimento de onda λ pela

fórmula $E=1,24/\lambda$, assim, um fóton de comprimento de onda 5,6 μm tem uma energia de 0,22 eV. Fótons de comprimento de onda maiores terão menos energia. Para excitar um elétron da banda de valência para a banda de condução um fóton precisa ter uma energia maior que a energia de lacuna de banda do material [33].

2.7.3 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 [44].

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 [44].

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 [44].

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 possua temperatura constante, não se formará nenhuma imagem [44].

2.8 MÉTODOS UTILIZADOS PARA DETERMINAÇÃO DA EMISSIVIDADE

Diferentes técnicas existem na literatura para a obtenção de propriedades radiantes das superfícies. Embora não exista um método que seja válido para todos os comprimentos de onda e para uma ampla faixa de temperaturas, estes métodos podem se complementar. Basicamente são dois os métodos mais utilizados: o calorimétrico e o radiométrico.

2.8.1 Métodos Calorimétricos

O método calorimétrico tem como base o balanço de energia e o conhecimento dos caminhos e quantidades dos fluxos de energia. Para garantir que o fluxo de energia ocorra em direções preferenciais, utilizam-se normalmente dispositivos do tipo guarda térmica e/ou vácuo [36].

2.8.2 Métodos Radiométricos

Métodos radiométricos utilizam detectores para a medição da quantidade de radiação incidente, refletida, transmitida ou emitida, tratando com quantidades espectrais de radiação [37]. Estes por sua vez, produzem um sinal elétrico proporcional ao fluxo de energia radiante a que estão expostos.

2.9 MICROGRAFIA [40]

Há diversas técnicas usuais para observar a estrutura dos aços e ferros fundidos em escala microscópica. Para um grande grupo de técnicas em que se observa a microestrutura através de seções, as técnicas de preparação de amostra são muito semelhantes. Algumas técnicas, como a microscopia eletrônica de varredura (MEV), permitem também a observação de superfícies praticamente sem preparação, o que é especialmente útil na análise de falhas. Por fim, técnicas como a microscopia eletrônica de transmissão (MET) exigem preparação de amostra específica, bastante diferente das demais técnicas, por se utilizar da análise do feixe de elétrons que atravessa a amostra.

2.9.1 Microscopia Óptica

Dentre as diversas técnicas de observação da microestrutura dos aços e ferros fundidos, a mais comum é a microscopia óptica. Neste caso, emprega-se luz visível que incide sobre a amostra e é refletida até o observador, como mostra o esquema da Figura 30. A resolução que pode ser obtida em uma imagem depende do comprimento de onda da radiação empregada. Para a luz visível de cor verde isso resulta em uma resolução de 220 a 250 nm que corresponde a um aumento máximo da ordem de 1400 vezes (1400X). Embora existam microscópios óticos capazes de fornecer aumentos superiores a este valor, tais aumentos são chamados aumentos "vazios" por não fornecerem informação adicional àquela obtida com o aumento máximo de cerca de 1400X.

Por outro lado, a profundidade de foco também depende do comprimento de onda da radiação empregada na observação e na distância focal das lentes empregadas. Quando se emprega o microscópio ótico, a profundidade de foco é bastante pequena (de 200 nm à 8 μ m, dependendo das condições de aumento - quanto maior o aumento, menor a profundidade de foco) e, para que se observe a superfície de uma amostra totalmente em foco, é necessário que ela seja bastante plana e esteja perfeitamente perpendicular ao eixo ótico do microscópio.

Assim, cuidados com a planicidade da amostra e, em especial, com o possível arredondamento dos cantos durante o polimento, são uma preocupação básica na preparação de amostras para a microscopia ótica.

Várias técnicas de observação podem ser aplicadas na microscopia ótica (iluminação oblíqua, luz polarizada, campo escuro, etc.). Informações detalhadas sobre estas técnicas podem ser encontradas, normalmente, nos manuais dos equipamentos e em textos específicos sobre microscopia.

Diferentes técnicas de iluminação podem ser empregadas na microscopia ótica, como ilustrado na Figura 30. A iluminação oblíqua ou inclinação pode ser usada para resaltar alguns aspectos da estrutura ou alterar a forma como o contraste é percebido. A iluminação mais comum é a iluminação paralela ao eixo do microscópio. De forma geral, estas formas de iluminação resultam em imagens claras da região plana ou não atacada da amostra e em imagens escuras das partes não planas como trincas, poros, etc., ou regiões atacadas quimicamente.

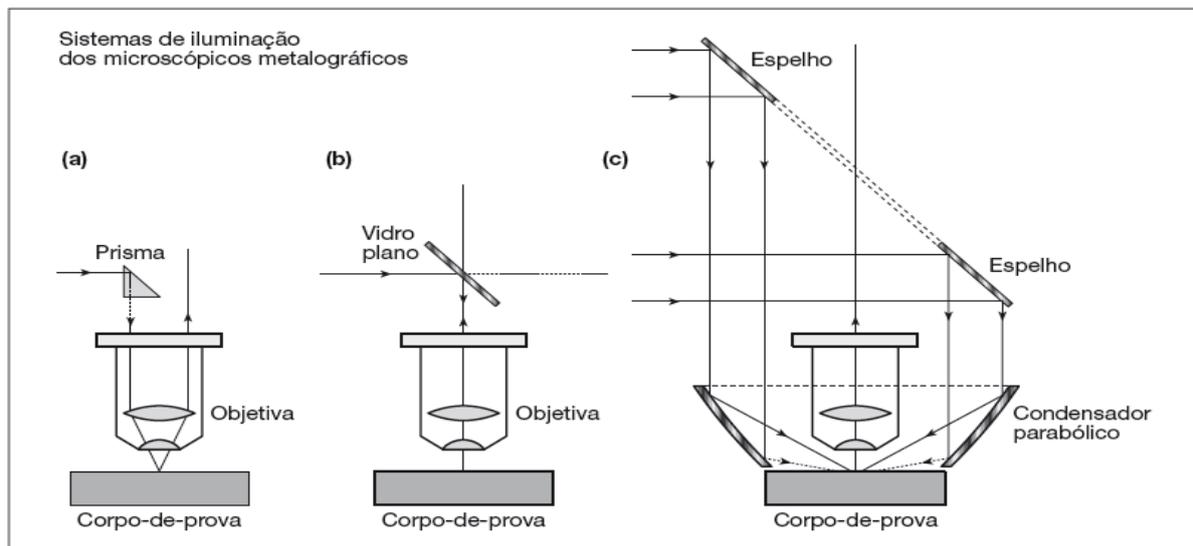


Figura 30: Ilustração Esquemática dos modos de iluminação. (a) Iluminação inclinada ou oblíqua, (b) Iluminação paralela ao eixo ou normal e (c) Iluminação em campo escuro [40].

Em alguns casos excepcionais, podem ser empregadas objetivas capazes de iluminar a superfície do corpo de prova obliquamente com um feixe cônico, a chamada iluminação por campo escuro. Os raios luminosos que incidem nas partes polidas não se refletem mais para dentro da objetiva. Portanto, estas áreas aparecem escuras. As partes atacadas, os bordos de poros, arestas de trincas ou áreas que não refletem a luz aparecem claras ou, às vezes, brilhantes.

2.9.2 Preparação de Amostras para Microscopia Óptica

A técnica de preparação de amostras para a realização de um ensaio micrográfico em microscópio ótico pode ser dividida nas seguintes fases:

- I. Escolha e localização da seção a ser estudada;
- II. Obtenção de uma superfície plana e polida no local escolhido para estudo;
- III. Exame ao microscópio para a observação das ocorrências visíveis sem ataque;
- IV. Ataque da superfície por um reagente químico adequado;
- V. Exame ao microscópio para a observação das ocorrências visíveis sem ataque;
- VI. Registro do aspecto observado (fotografia).

2.10 DUREZA VICKERS

O teste de dureza segundo Vickers é muito propagado na técnica devido a sua versatilidade e alta precisão. O processo é muito semelhante ao processo Brinell e padronizado para materiais metálicos na DIN EN ISO 6507.

No teste de dureza segundo Vickers uma pirâmide de diamante com uma área quadrada de base e um ângulo de 136° e forçada com uma força de verificação F verticalmente para dentro da superfície do provete (Figura 31). Nisto a superfície deve ser plana, isenta de escamas e graxa. A força de verificação deve ser aplicada devagar e livre de solavancos e deve ser mantida por um determinado tempo. Após a retirada da força de verificação são medidas as diagonais da impressão [50].

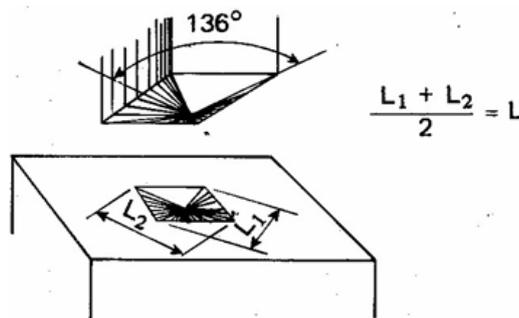


Figura 31: Ensaio de dureza Vickers [50].

Este ângulo foi escolhido em função de sua proximidade com o ângulo formado no ensaio Brinell entre duas linhas tangentes às bordas de impressão e que partem do fundo desta impressão.

Ao contrário do ensaio de dureza Brinell, no ensaio de dureza Vickers a carga aplicada pode ser de qualquer valor, uma vez que as impressões são sempre proporcionais a carga para o mesmo material, dessa forma, o valor de dureza é sempre o mesmo, independente da carga usada.

Por uma questão de padronização, nos ensaio de dureza Vickers, são recomendados os seguintes valores para carregamentos: 1, 2,3 ,4, 5, 10, 20 ,30, 40, 60, 80, 100 e 120kgf.

Vantagens do ensaio de dureza Vickers:

- É aplicável a todos os materiais metálicos, de qualquer dureza, especialmente para materiais muito duros ou muito moles, muito finos, pequenos e irregulares;
- É indicado para o levantamento de curvas de profundidade de tratamentos superficiais como têmpera e cementação;
- Adequado para praticamente todos os materiais e a escala de dureza é contínua e oferece grande precisão de medidas;
- As impressões deixadas no material são extremamente pequenas e a deformação do penetrador é nula;

Possibilidade de verificação de componentes e camadas finas (área de força pequena).

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Este capítulo engloba o modelo matemático seguido para a determinação dos parâmetros dos experimentos.

3.1 EMISSIVIDADE

A emissividade é uma propriedade bastante importante e de grande utilidade na quantificação da participação de uma superfície nas trocas térmicas com o ambiente vizinho. Seu envolvimento pode ser no sentido de se aumentar a troca de calor – acabamentos de alta emissividade, ou no sentido de se isolar - acabamentos de baixa emissividade. O campo de aplicação envolve praticamente todas as situações em que haja trocas radiativas: ambientes externos ou ambientes internos, em temperaturas diversas. No interior de fornos uma alta emissividade incrementa, de forma instantânea, a troca de calor entre as superfícies e pode ser usada para uma maior homogeneização das temperaturas [5].

A emissividade se define como a relação entre a radiação emitida por uma superfície real e a radiação emitida, na mesma temperatura, por um corpo negro. O corpo negro (ou superfície negra), consiste no modelo ideal para a radiação, sendo definido como o corpo ou superfície que absorve toda radiação incidente, proveniente de todas as direções, bem como emite a maior quantidade possível de energia em um determinado comprimento de onda e em uma determinada temperatura.

Segundo Incropera [32], para a maioria dos cálculos de engenharia, quatro diferentes emissividades podem ser definidas, conforme o caráter direcional e conforme a relação com o comprimento de onda. A definição mais detalhada envolve o comprimento de onda e a direção, relativa à emissividade espectral direcional.

A radiosidade da superfície é composta por uma parcela emitida, função da temperatura da própria superfície e de uma parcela refletida pela superfície, proveniente da vizinhança [37] conforme a equação [32]:

$$J_s = \varepsilon E_{bs} + \rho G_s, \quad (18)$$

onde J_s e G_s são a radiosidade e a irradiância da superfície, respectivamente, e $E_{bs} = \sigma T_s^4$ é a emitância do corpo negro à temperatura T_s . A emissividade e a refletividade da superfície são, respectivamente, ε e ρ .

A Lei de Kirchhoff permite que se estabeleça uma igualdade entre a emissividade e a absorvidade para faixas de ondas longas ($\varepsilon = \psi$) [37] e, conseqüentemente, para superfícies opacas ($\tau = 0$) a Eq. (17) se reduz a

$$\rho = 1 - \varepsilon. \quad (19)$$

Considerando a vizinhança como uma cavidade isotérmica à temperatura T_c , envolvendo a superfície da amostra, tem-se que a irradiância G_s será igual à emitância da cavidade σT_c^4 . Pode-se então representar a radiosidade da superfície da seguinte forma

$$J_s = \varepsilon \sigma T_s^4 + (1 - \varepsilon) \sigma T_c^4. \quad (20)$$

O fluxo de energia total incidente no radiômetro é proveniente da emissão da superfície à temperatura T_s e da reflexão da energia proveniente da vizinhança considerada como uma cavidade à temperatura T_c . Esta soma incide no radiômetro e não há como separar estas parcelas, sendo tomadas simplesmente como provenientes da emissão da superfície. Dessa forma, a emissividade a ser ajustada no equipamento para que a leitura de temperatura seja a mesma da temperatura informada pelo termopar é, na verdade, uma emissividade aparente. Assim, substitui-se a radiosidade da Eq. 20 pela emitância da superfície, usando esta emissividade aparente [37].

$$\varepsilon_{ap} \sigma T_s^4 = \varepsilon \sigma T_s^4 + (1 - \varepsilon) \sigma T_c^4, \quad (21)$$

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon + (1 - \varepsilon) \left(\frac{T_c}{T_s} \right)^4. \quad (22)$$

A Eq. 22 permite que se façam importantes observações. Pode-se notar que a emissividade aparente (ε_{ap}) se aproxima da emissividade real (ε) se a temperatura ambiente for muito inferior à temperatura da superfície e se a superfície possuir uma emissividade elevada. Como enfatizado nos métodos de medição de temperatura sem contato, superfícies de baixa emissividade são de difícil medição [37].

A emissividade aparente, a ser ajustada nos radiômetros, é ajustada para todos os ensaios como sendo igual à unidade ($\varepsilon_{ap} = 1$). Logo, a temperatura medida pelo radiômetro não mais representa a temperatura real da superfície T_s , a qual será medida pelo termopar, mas uma temperatura necessariamente inferior, doravante denominada T_r . Assim, a Eq. 21 se reduz a:

$$\sigma T_r^4 = \varepsilon \sigma T_s^4 + (1 - \varepsilon) \sigma T_c^4 \quad (23)$$

e a emissividade é então calculada pela seguinte equação:

$$\varepsilon = \frac{T_r^4 - T_c^4}{T_s^4 - T_c^4}, \quad (24)$$

onde as temperaturas devem ser computadas em Kelvin.

3.2 AS VARIÁVEIS DO PROCESSO DE SOLDAGEM

O processo GMAW é um tipo de soldagem a arco elétrico que utiliza a proteção de um gás e um arame consumível (eletrodo não revestido), o qual deve possuir composição química compatível com a do material de base [42].

Já que o eletrodo não possui revestimento, a utilização do gás serve para proteger o arco e a região de solda contra a contaminação pelo ar atmosférico, o qual poderia provocar entre outros problemas a redução da ductilidade e da tenacidade, devido a contaminação pelo nitrogênio, porosidade, devido a contaminação pelo oxigênio com formação e aprisionamento de monóxido de carbono ou devido ao hidrogênio, presente no vapor d'água e no óleo, que combina com o ferro ou o alumínio. Dependendo do material a ser soldado o gás utilizado será inerte (soldagem MIG), para soldagem de alumínio e aço inoxidável, ou ativo (soldagem MAG), para utilização com outros tipos de materiais ferrosos. Os gases utilizados pela soldagem MIG (Metal Inert Gas) são o argônio e misturas de argônio com hélio e no caso da MAG (Metal Active Gas) os gases de proteção mais comuns são argônio, oxigênio e gás carbônico [42].

No processo de soldagem a arco elétrico geralmente é utilizada uma fonte de energia de corrente contínua, na qual o pólo negativo é conectado à peça e o pólo positivo ao eletrodo consumível. Dessa maneira é possível gerar um arco mais estável e regular. O arame (eletrodo consumível) é fornecido por um alimentador de arame e vai sendo fundido pelo arco elétrico, alimentando a poça de fusão [42]. A Figura 32 mostra esquematicamente o circuito de soldagem GMAW.

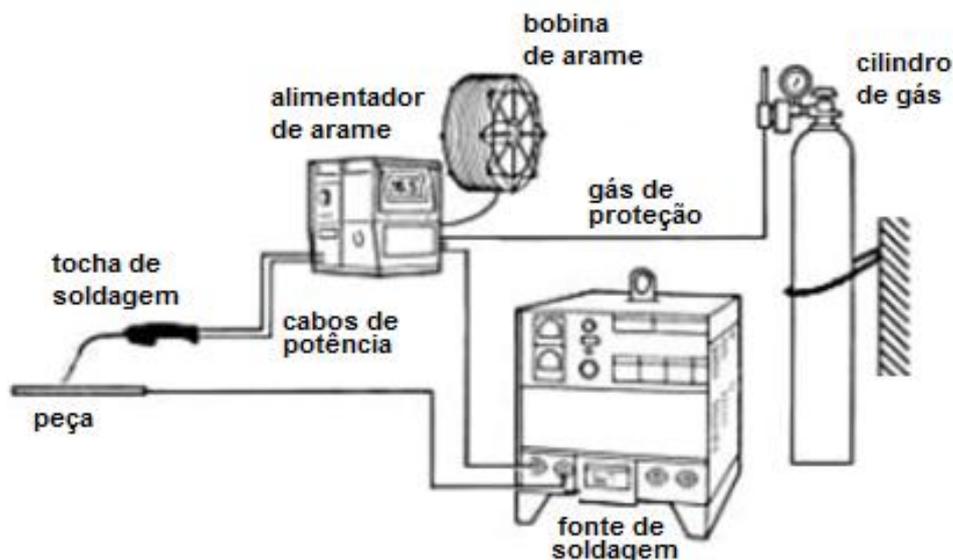


Figura 32: Circuito de Soldagem GMAW [41].

As variáveis mais importantes do processo de soldagem são [42]:

- Composição química do metal de solda;
- A tensão do arco;

- A corrente de soldagem;
- A alimentação do arame;
- A velocidade de soldagem;
- Energia de soldagem;
- A temperatura de pré-aquecimento;
- A temperatura de interpasse;
- E o tratamento térmico dado após a soldagem.

A variação da tensão do arco acarreta uma variação no tamanho do arco e afeta, diretamente, o tamanho do cordão. A tensão também possui influência na microestrutura da peça, determinando o sucesso ou fracasso da operação, já que a temperatura seria mais elevada e ocorreria mais perda de liga [42].

A corrente de soldagem atua, principalmente, na penetração da solda, já que seu aumento causa uma elevação da temperatura e deixa a solda mais espessa [42].

A velocidade de alimentação do eletrodo influencia na variação da corrente de soldagem. A Figura 33 mostra a variação da corrente devido a velocidade de alimentação (razão de fusão) para vários diâmetros de eletrodos.

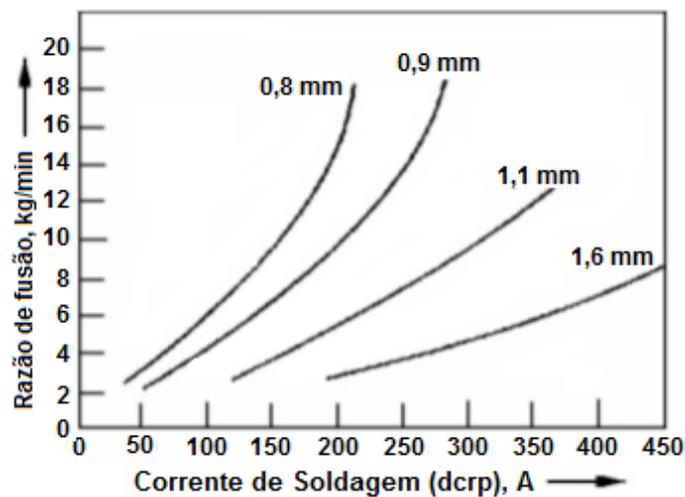


Figura 33: Relação entre razão de fusão e corrente de soldagem para diferentes diâmetros de eletrodos [42].

Dependendo da velocidade de avanço da tocha de soldagem a penetração da solda pode ser maior ou menor. A velocidade para uma penetração ideal não deve ser muito baixa para não resultar em borra (excesso de material fundido escoando dentro da poça de solda), nem muito alta para não acarretar descontinuidade do cordão pela fusão inadequada do material. Essa velocidade se relaciona com as outras variáveis já citadas e a sua escolha é determinada pela experiência do soldador, mas normalmente varia de 400 a 600 mm/min para uma alimentação do arame de 4 a 6 m/min [42].

Outras variáveis, além das já citadas, devem ser consideradas: a posição de soldagem (*Forehand* ou *Backhand*), o diâmetro do eletrodo, a temperatura da poça de soldagem, o comprimento energizado do eletrodo (*Stickout*) e o ângulo de trabalho do eletrodo [42].

O tipo de junta e a espessura do material são parâmetros igualmente importantes. Em todo o processo de soldagem, o ciclo térmico da solda é composto de um rápido aquecimento a uma alta temperatura seguido de um rápido resfriamento. O aquecimento e a taxa de resfriamento são governados pela quantidade de energia de soldagem (E), definida como:

$$E = \frac{\eta * 60 * I * V}{v * 1000}, \quad (25)$$

Onde I é a corrente em Ampères, V é a tensão aplicada entre o terminal da fonte de energia e o eletrodo expresso em volts, v é a velocidade de soldagem em m/s e η a eficiência térmica. Na maioria dos processos de soldagem a arco a eficiência está entre 60% e 99% [42].

Por ser um processo semiautomático, a soldagem MIG/MAG é facilmente automatizada. Desse modo, é possível programar um robô para realizar a tarefa desejada, o qual seguirá a trajetória estabelecida com fidelidade bem superior à do homem. Já que as variáveis pertinentes ao processo são preestabelecidas, tem-se como resultado uma solda contínua, de profundidade constante e com características desejáveis (propriedades mecânicas, forma geométrica, etc.) [42].

4 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Neste capítulo serão apresentadas as metodologias experimentais adotadas para a determinação da emissividade de diferentes materiais, o processo de soldagem em múltiplos passos e a metalografia realizada nas amostras soldadas.

4.1 DETERMINAÇÃO DA EMISSIVIDADE

4.1.1 Materiais e Equipamentos Utilizados

Os equipamentos utilizados neste projeto para os experimentos de avaliação da emissividade foram:

- Termopar tipo K, de 300 mm de comprimento nominal, com fio de 0,3 mm de diâmetro, com proteção/material do tipo capilar 610 e marca ECIL Temperatura Industrial;
- Câmera Infravermelha modelo *ThermoVision*TM A40 M, marca FLIR SYSTEMS, conexão *firewire*;
- Detector de radiação infravermelha para leituras de temperatura na faixa de -32°C a 900°C, modelo TL-T14-09, banda espectral de 8 a 14 µm, emissividade ajustável de 0.2 a 1.0, ótica tipo J e marca CALEX Electronics Limited;
- Módulo para aquisição de dados de termopar de canal único, modelo USB-TC01 e marca National Instruments;
- Módulo multifuncional para aquisição de dados com 8 entradas analógicas, 14-bit, 48 kS/s, modelo USB-6009 marca National Instruments;
- Dois conversores de sinal analógico da faixa CC-E/STD, padrão universal, com 4 entradas de sinal (0-5V, 0-10V, 0-20mA, 4-20mA) e 4 saídas de sinal (0-5V, 0-0V, 0-20mA, 4-20mA), marca Asea Brown Boveri;
- Notebook ASUS com processador Intel Pentium 4 de 3,07 GHz e 1,87 GB de memória RAM com sistema operacional Windows XP;
- Monitor Sony 14";
- Notebook TOSHIBA com processador Intel Core i7 de 2,00 GHz e 6,00 GB de memória RAM com sistema operacional Windows 7;
- Multímetro Digital Modelo 187, marca *FLUKE*[®], série 180.

4.1.2 Aparato Experimental

Para avaliar o comportamento da emissividade do material em elevadas temperaturas, foi idealizado um aparato experimental que possibilitasse o aquecimento de uma amostra do material e a medição simultânea da temperatura através de um termopar, de um sensor infravermelho, de uma câmera infravermelha, juntamente com um dispositivo desenvolvido para promover a proteção da superfície de uma atmosfera altamente oxidante por meio do escoamento contínuo de gás argônio (chamaremos esse dispositivo de difusor de gás de proteção gasosa).

O aparato experimental utilizado consiste em uma base de madeira longa o suficiente para atender às distâncias exigidas pelas óticas dos radiômetros e pelo comprimento do termopar, com suportes de alumínio que permitissem certa rigidez e ao mesmo tempo ajustes nos três eixos de translação e um eixo de rotação para ajuste do ângulo θ no caso dos sensores infravermelhos, obtidos por meio de rasgos, oblongos e parafusos com porcas do tipo borboleta. O modelo utilizado nesse trabalho segue uma sinonímia do aparato utilizado por Ruszczyk [5], demonstrado na Figura 34.

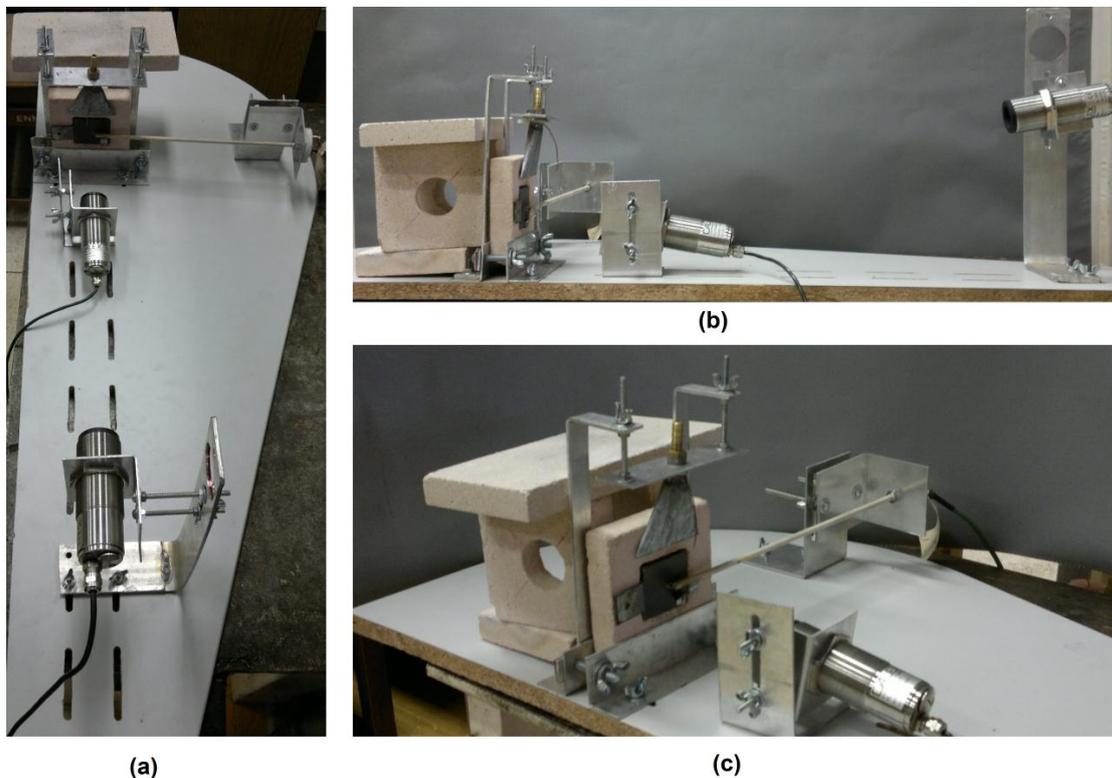


Figura 34: Aparato experimental idealizado por Ruszczyk para análise da emissividade pelo método radiométrico. Vista superior (a), vista lateral (b) e vista isométrica (c) [5].

O aparato experimental idealizado e construído por Ruszczyk [5] mostrou ineficiência em alguns pontos, como em sua proteção gasosa, na resistência de contato do termopar e a amostra a ser ensaiada e na chama oxiacetilênica do maçarico que atingiu a parte frontal da amostra, conforme mencionado em seu trabalho. Para resolver esses problemas, foram adotadas medidas, como:

- Construção de um tubo dispersor de gás de proteção no formato toroidal, com tubo de cobre de 3/8" de diâmetro interno, conforme Figura 35. Os furos feitos nesse dispersor com broca de 1 mm foram realizados de maneira inclinada, para que atingisse a porção central da amostra ensaiada (Figura 35). O desenho técnico desse dispersor encontra-se nos anexos (Figura 85);

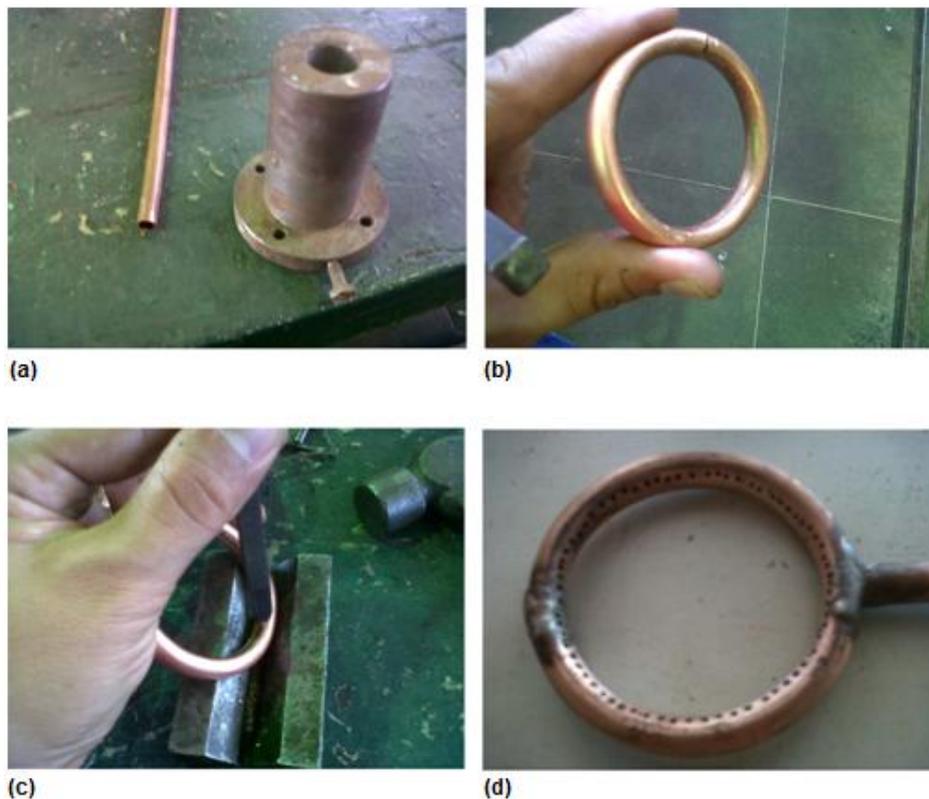


Figura 35: Construção do novo tubo dispersor de gás de proteção. (a) Apoio para dar o formato de circunferência no tubo, (b) Análise da circunferência, (c) Marcação dos furos inclinados, (d) Tubo dispersor soldado com solda fosco.

- Utilização de um termopar tipo K de fios maleáveis soldado na amostra a ser ensaiada por soldagem ponto por resistência, aproximando a resistência de contato a zero, conforme Figura 36;



Figura 36: Termopar tipo K soldado na amostra a ser ensaiada.

- Usinagem de um resalto negativo no formato retangular no bloco refratário, para evitar que a chama oxiacetilênica do maçarico atingisse a parte frontal da amostra, o qual provocava erros nas medições de temperatura pelos equipamentos durante o aquecimento. Com isso, o bloco refratário ficou com um furo circular de $\varnothing = 40$ mm (diâmetro) até a metade de sua espessura e com um resalto negativo retangular de 46,1 x 52,6 mm na outra metade da espessura, conforme Figura 37. O desenho técnico desse bloco refratário encontra-se nos anexos (Figura 84);

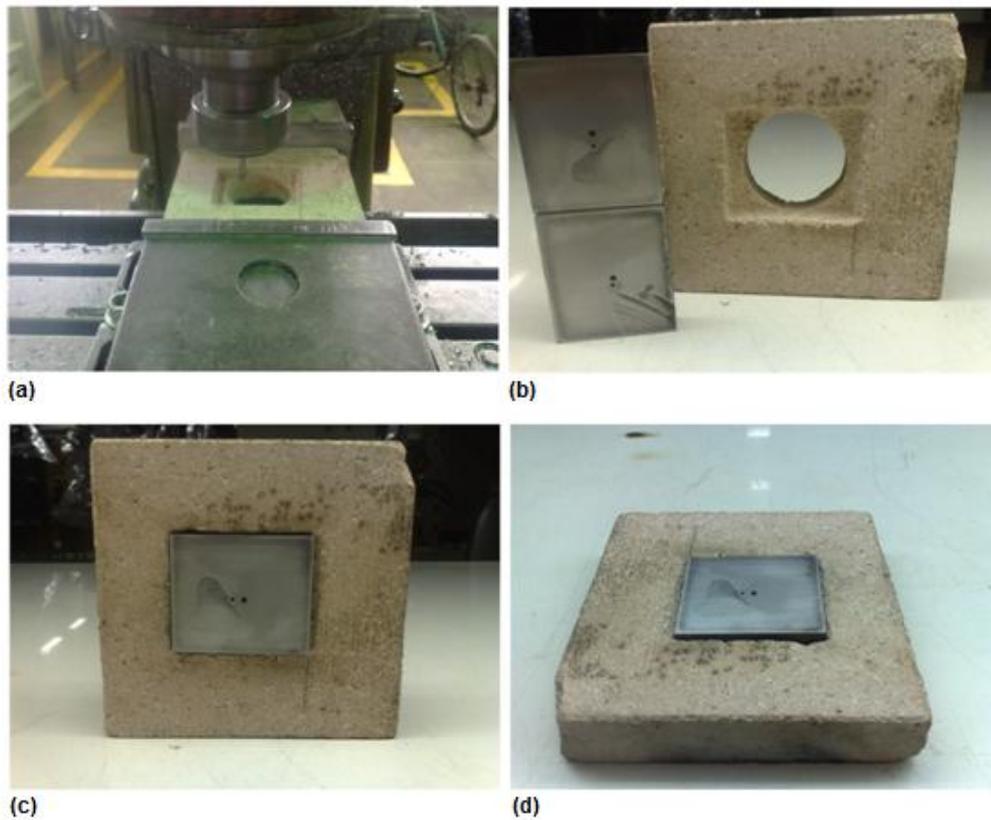


Figura 37: Usinagem do resalto negativo no bloco refratário. (a) Usinagem por fresa topo, (b) Bloco em pé sem amostra, (c) Bloco refratário em pé com amostra, (d) Bloco refratário deitado com amostra.

- Utilização de uma câmera termográfica para auxílio e comparação dos resultados fornecidos pelo sensor infravermelho, conforme mostra a Figura 38.



Figura 38: Câmera termográfica *ThermoVision™* A40M da FLIR.

O aparato utilizado nesse trabalho com os suportes e os instrumentos de medição são apresentados na Figura 39 e na Figura 40 abaixo.

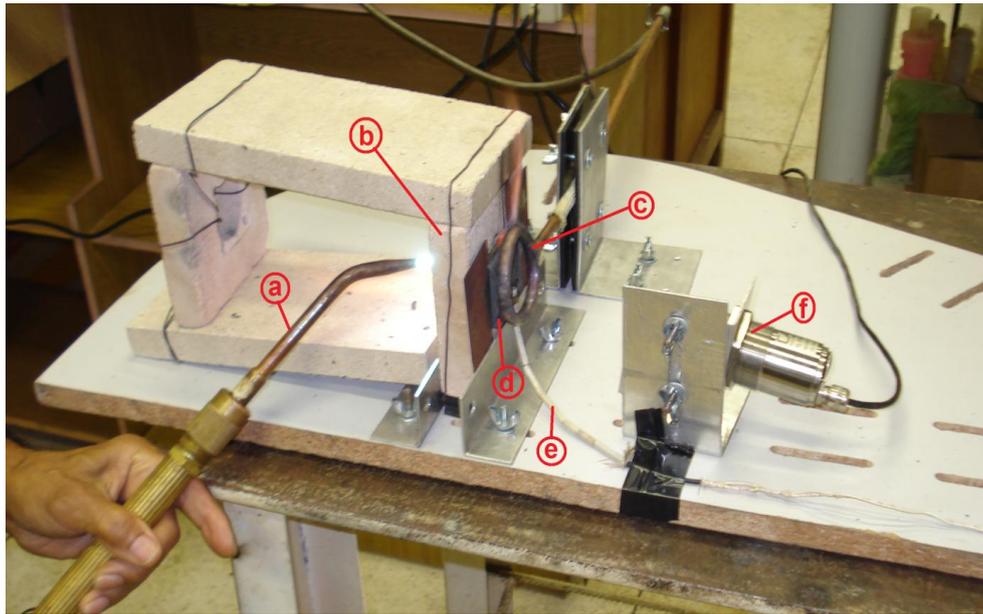


Figura 39: Aparato experimental utilizado. (a) Chama oxiacetilênica, (b) Conjunto de blocos refratários, (c) Tubo dispersor de gás refratário, (d) amostra a ser ensaiada, (e) termopar tipo K, (f) Sensor infravermelho.

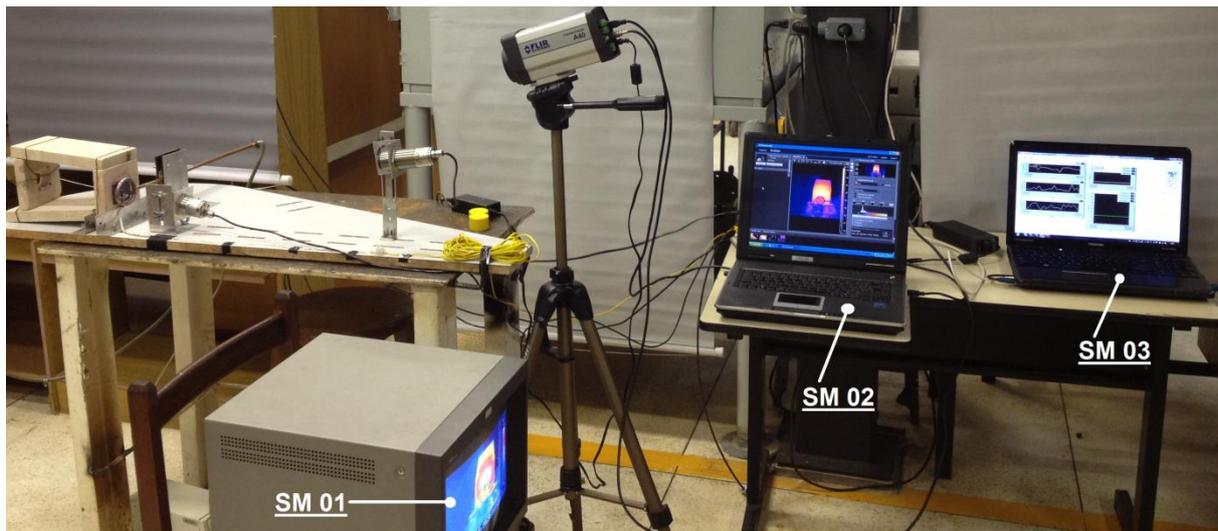


Figura 40: Aparato experimental utilizado juntamente com os sistemas de aquisição de sinais.

Na Figura 40 encontram-se três sistemas de monitoramento. O primeiro, da esquerda (SM 01), tem a função de visualização e mudança dos parâmetros de filmagem. A utilização da primeira sistema de monitoramento é primordial, pois com ela que é feita a alteração das faixas de temperatura visualizadas pela câmera termográfica, uma vez que nos parâmetros da câmera não havia a opção direta de 0 à 1200°C, e sim apenas de 0 à 500°C e 350 à 2000°C. A segunda, do meio (SM 02), tem a finalidade de promover a gravação da filmagem do campo de temperatura utilizando o software FLIR R&D™. Por fim, a terceira e da direita (SM 03), tem como função a gravação dos dados de temperatura informados pelo termopar tipo K e do sensor infravermelho pontual, utilizando o software LabVIEW 2012™.

4.1.3 Amostras Ensaçadas

As amostras ensaiadas foram cortadas no formato retangular nas medidas de 45 x 50 mm e espessura de 10mm, com incerteza nas medidas de ± 2 mm. Foram escolhidos 4 modelos de amostras, sendo eles: Aço doce oxidado, Aço Inoxidável ASTM A743 CA6NM com superfície lixada com lixa de granulometria 300, Aço doce com AWS 410 NiMo adicionado em sua superfície através de soldagem GMAW com acabamento escovado e Aço doce com uma camada de aço AWS 410 NiMo adicionado em sua superfície através de soldagem GMAW com escória (como soldado), indicados na Figura 41.

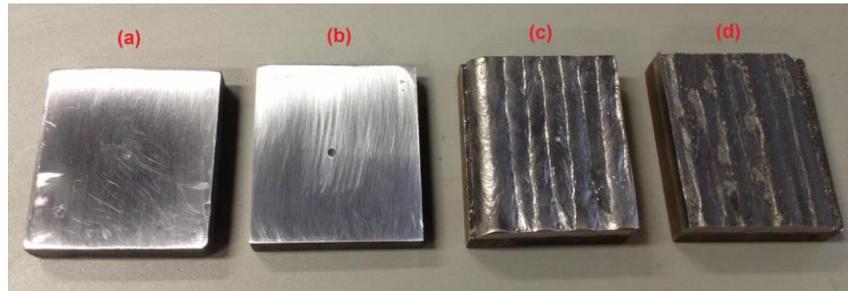


Figura 41: Amostras ensaiadas. (a) Aço doce, (b) ASTM A743 CA6NM, (c) AWS 410 NiMo escovado, (d) AWS 410 NiMo com escória.

A amostra de aço doce foi lixada e deixada exposta às condições de intemperismo para a oxidação natural da mesma.

A amostra é envolta por uma moldura de material refratário para concentrar o fluxo de calor e reduzir as perdas por condução. Para evitar que a radiação proveniente do material refratário incida na amostra e seja refletida para o sensor infravermelho, posiciona-se a superfície da amostra rente à superfície do refratário ou ligeiramente ressaltada em relação a este.

4.1.4 Posicionamento dos Detectores de Radiação Infravermelha

O sensor de radiação infravermelha TL-T14-09 foi posicionado de modo a respeitar as recomendações da Figura 42 e da Tabela 17, para obter a medição mais pontual possível, com o menor raio de detecção.

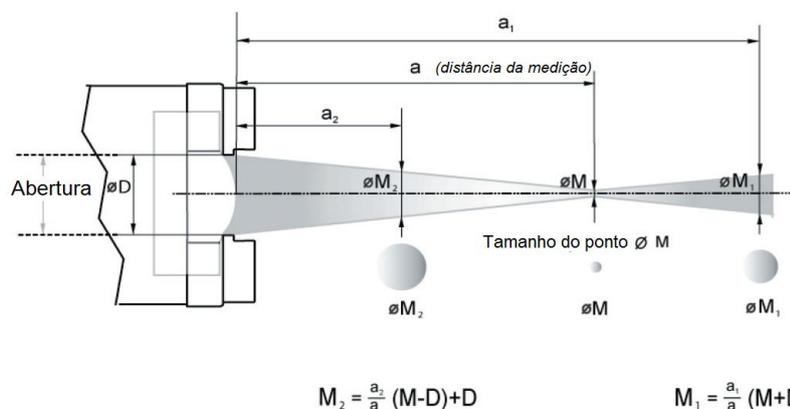


Figura 42: Relação entre a distância de medição e o tamanho do ponto para os detectores de radiação térmica [43].

Tabela 17: Característica ótica do sensor infravermelho [43].

Sensor	D (mm)	a (mm)	M (mm)
TL-T14-09	13	600	6

A distância medida do sensor até o alvo foi de aproximadamente 120mm para o sensor TL-T14-09, o que corresponde a um tamanho de ponto calculado de 5,4 mm.

A câmera termográfica foi instalada a 90 cm da amostra, com inclinação de 30°, de modo que o sensor infravermelho não interferisse no seu campo de visão.

4.1.5 Procedimento para Utilização dos Equipamentos de Termografia

Para a realização da análise termográfica, conforme mostra a Figura 43 certos procedimentos primários devem ser executados para garantir o correto funcionamento e segurança dos equipamentos, por serem de custo elevado. Tais procedimentos são descritos na Tabela 18.

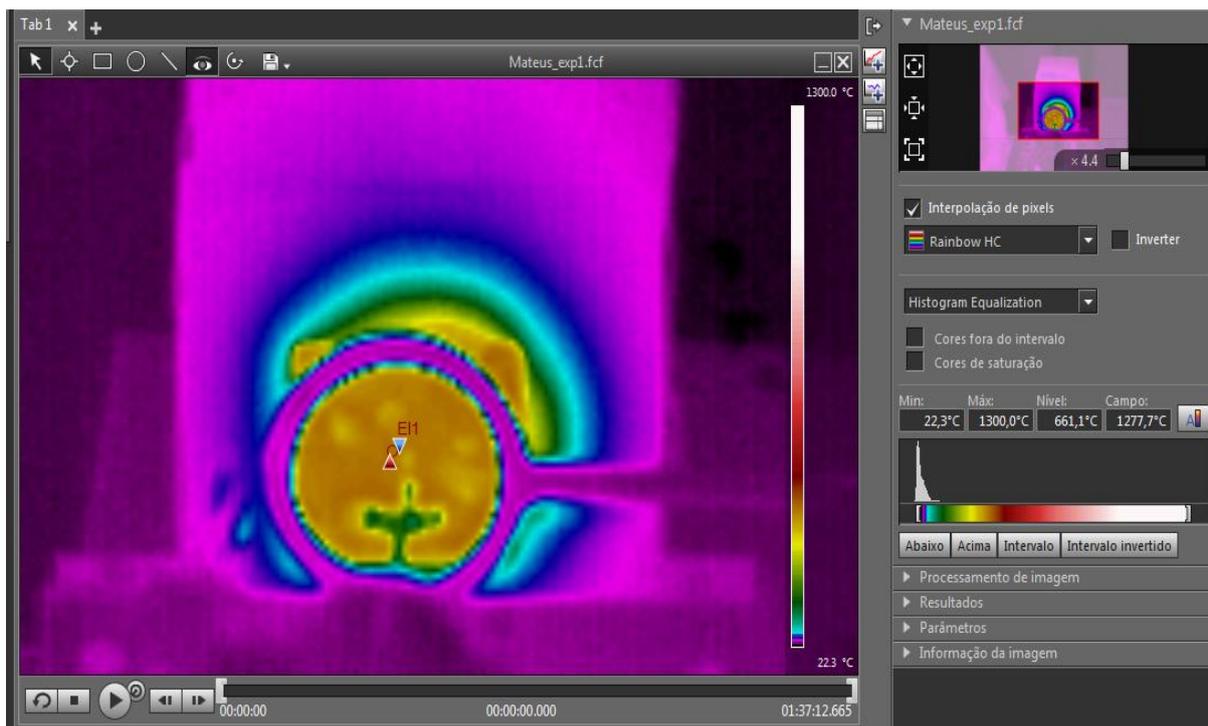


Figura 43: Filmagem termográfica. Imagem obtida pela Câmera *FLIR ThermoVision™ A40M* e processada pelo *software FLIR R&D™*.

Tabela 18: Descrição dos procedimentos para utilização dos equipamentos de termografia.

Etapa	Descrição da Etapa
1	Deixar todos os equipamentos desligados;
2	Abrir o tripé e posicionar no local da filmagem;
3	Conferir se todas as travas do tripé estão acionadas;
4	Acoplar a câmera no tripé e conferir se está bem fixada e travada;
5	Posicionar o notebook na bancada;
6	Posicionar o monitor na bancada;
7	Acoplar o cabo <i>FIREWIRE</i> na câmera e no <i>notebook</i> . Lembre-se que todos os equipamentos devem estar desligados;
8	Acoplar o cabo <i>VGA</i> na câmera e no monitor;
9	Instalar as extensões de cabos de energia, caso seja necessário;
10	Ligar a fonte da câmera na rede elétrica e na câmera. Conferir se a tensão da rede elétrica é a mesma da requisitada pela fonte;
11	Ligar a fonte do monitor na rede elétrica e no monitor. Conferir se a tensão da rede elétrica é a mesma da requisitada pela fonte;
12	Ligar a fonte do <i>notebook</i> na rede elétrica e no <i>notebook</i> . Conferir se a tensão da rede elétrica é a mesma da requisitada pela fonte;
13	Instalar ventilação forçada no <i>notebook</i> , caso seja necessário;
14	Ligar a ventilação forçada no <i>notebook</i> , caso seja necessário;
15	Ligar o <i>notebook</i> ;
16	Ligar o monitor;
17	Retirar a tampa de proteção da lente da câmera;
18	Abrir o <i>software</i> da câmera termográfica;
19	Ajuste os parâmetros necessários, como foco, emissividade, temperatura ambiente, umidade relativa do ar, amplitude de medição da temperatura e a velocidade de fotogramas;
20	Realize a termografia;
21	Concluído a termografia, desligue todos os equipamentos;
22	Desligar a fonte da câmera da rede elétrica e da câmera;
23	Desligar a fonte do monitor da rede elétrica e do monitor;
24	Desligar a fonte do <i>notebook</i> da rede elétrica e do <i>notebook</i> ;
25	Desacoplar o cabo <i>FIREWIRE</i> da câmera e do <i>notebook</i> . Lembre-se que todos os equipamentos devem estar desligados;
26	Desacoplar o cabo <i>VGA</i> da câmera e do monitor;
27	Desacoplar a câmera do tripé;
28	Colocar a tampa de proteção da lente da câmera;
29	Limpar todos os equipamentos.
30	Guardar todos os equipamentos.

4.1.6 Calibração do Termopar e dos Conversores de Sinal Analógico

Essa etapa do procedimento experimental consiste na calibração do termopar tipo K que será soldado na amostra e dos conversores de sinal analógico utilizados na aquisição dos sinais. A calibração do termopar foi realizada no Laboratório de Termociência e Metrologia Dinâmica da

Universidade de Brasília e foi 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 sensor de temperatura de referência. A Figura 44 mostra o conjunto dos equipamentos. 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 utilizada 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.



Figura 44: Equipamentos utilizados para calibração do termopar.

A calibração do termopar é feita pelo ajuste de uma temperatura no forno e pela leitura da milivoltagem do padrão e do termopar tipo K, utilizando-se o mesmo equipamento de leitura que será utilizado no ensaio, após um tempo suficiente para que a temperatura do forno e a indicada pelos termopares tenha se estabilizado. A milivoltagem lida é convertida para temperatura com o auxílio de uma tabela padrão.

A calibração dos conversores de sinal analógico é feita conforme as instruções do manual para o ajuste do *offset* e do ganho. Com o auxílio de uma fonte e um multímetro aplica-se o menor sinal de entrada aos terminais J e H do conversor. Ajusta-se então por meio de um potenciômetro no aparelho o *offset* para que se obtenha o menor valor para o sinal de saída. No caso, utilizou-se uma entrada de 4 a 20 mA e uma saída de 0 a 5 V em ambos os conversores, logo, utilizou-se a fonte para gerar uma corrente de 4 mA na entrada e ajustou-se o potenciômetro de forma que a leitura no multímetro dos terminais de saída correspondesse a 0 V. O ajuste do ganho é feito de maneira similar aplicando-se o maior sinal de entrada aos terminais J e H do conversor e ajustando-se outro potenciômetro e o botão de ganho na frente do aparelho até que o maior sinal de saída seja lido no multímetro. No caso, gera-se uma corrente de 20 mA e ajusta-se o potenciômetro e o botão de ganho até que se obtenha uma leitura de 5 V no multímetro nos terminais de saída do conversor.

4.1.7 Procedimento Experimental para Medição da Emissividade

Primeiramente é realizado o posicionamento da amostra a ser ensaiada na moldura de material refratário de forma que esta fique rente ou levemente sobreposta para evitar a radiação incidente do tijolo refratário à alta temperatura. Utilizam-se calços para que a amostra fique firme.

Em seguida, inicia-se a etapa de ajuste dos sensores. O procedimento descrito na tabela 14 é seguido e os equipamentos da filmagem termográfica são instalados. Ajusta-se o termopar de modo seu fio não fique no campo de visão da câmera. O ajuste dos sensores infravermelhos é feito com o auxílio do laser. Como o sensor de baixa a média temperatura não possui laser, utilizou-se outro sensor disponível de mesmas dimensões, do mesmo fabricante, para temperaturas até 2500°C com laser para promover o ajuste correto. O ponto do laser deve estar o mais próximo possível do termopar com a área de medição exclusivamente na superfície da amostra.

Feito o ajuste dos sensores, abre-se a válvula do cilindro de argônio para a proteção gasosa e ajusta-se a vazão desejada no regulador de pressão. Para os ensaios com proteção gasosa, utilizou-se uma vazão de 16 l/min.

Acende-se então o maçarico oxiacetilênico e ajusta-se uma chama neutra mais branda para evitar que a chama ultrapasse a barreira do bloco refratário e atinja a superfície da amostra, interferindo na leitura dos resultados e no aumento da oxidação da peça.

O botão “run” do *software* LabVIEW™ é então pressionado dando início à aquisição de dados juntamente com a gravação termográfica. O experimento começa com a aproximação do maçarico na parte traseira da amostra junto aos tijolos refratários que visam limitar o calor provocado pela chama em outras partes da bancada, como ilustra a Figura 39.

Quando a leitura no termopar indicar uma temperatura em torno dos 400°C, é realizada a mudança do intervalo de medição de temperatura da câmera infravermelha, passando da faixa de 0 a 500°C para a de 350 a 2000°C.

O aquecimento termina quando se atinge uma temperatura por volta dos 1000°C (quando possível), situação na qual o aumento de temperatura torna-se muito lento e há fusão substancial do material na parte traseira da amostra. O maçarico é então apagado e inicia-se o processo de resfriamento da peça com o gás de proteção ligado continuamente.

Novamente quando a leitura no termopar indica uma temperatura em torno dos 400°C, é realizada a mudança do intervalo de medição de temperatura da câmera infravermelha, passando da faixa de 350 a 2000°C para a de 0 a 500°C.

O ensaio finaliza quando a temperatura indicada pelo termopar tipo K atinge uma temperatura por volta dos 50°C. A amostra é então retirada e a próxima amostra é colocada.

4.2 SOLDAGEM GMAW EM MÚLTIPLOS PASSOS

4.2.1 Determinação dos Parâmetros de Soldagem

A primeira etapa desse processo experimental consiste na determinação dos parâmetros de soldagem que apresentam melhores condições de acabamento, energia de soldagem baixa, pouca geração de faíscas e dimensões adequadas do cordão de solda. Para isso, foi utilizado processo automatizado através de um braço mecânico robotizado ABB IRB 2000 (Figura 45), com movimentos programados para executar apenas um passe de solda.

O tipo de soldagem utilizada foi a curto-circuito, devido à baixa energia de soldagem que esse processo proporciona facilitando o controle. Ensaios realizados com soldagem GMAW do tipo pulsada também foram realizados, porém foi observado que a energia de soldagem era bem maior e o processo apresentava muito faiscamento e instabilidade, sendo optado assim a de curto-circuito pela facilidade de ajuste de parâmetros.

Para a proteção gasosa de soldagem ativa, foi utilizado uma proporção de 94,0% de Argônio (Ar) com 6,0% de dióxido de Carbono (CO₂). O arame utilizado é tubular, composto do aço inoxidável martensítico (classificação AWS 410 NiMo) de marca OK TUBOROD 410 NiMo (MC). Todos os testes foram realizados com os equipamentos de proteção individual, como máscara de solda, luvas e vestimentas de proteção e protetor auricular, visando a máxima segurança no local de trabalho.



Figura 45: Braço mecânico robotizado ABB IRB 2000.

Foram realizados testes iniciais (Figura 46) de parâmetros de soldagem em seis formas diferentes:

1. Um passe de solda na superfície de uma placa de aço doce disposta horizontalmente;
2. Um passe de solda na borda de uma placa de aço doce disposta horizontalmente;
3. Múltiplos passes de solda na borda de uma placa de aço doce disposta horizontalmente;
4. Um passe de solda na superfície de uma placa de aço inoxidável ASTM A743 CA6NM disposta horizontalmente;
5. Um passe de solda na borda de uma placa de aço inoxidável ASTM A743 CA6NM disposta horizontalmente;
6. Múltiplos passes de solda na superfície de uma placa de aço inoxidável ASTM A743 CA6NM disposta horizontalmente.

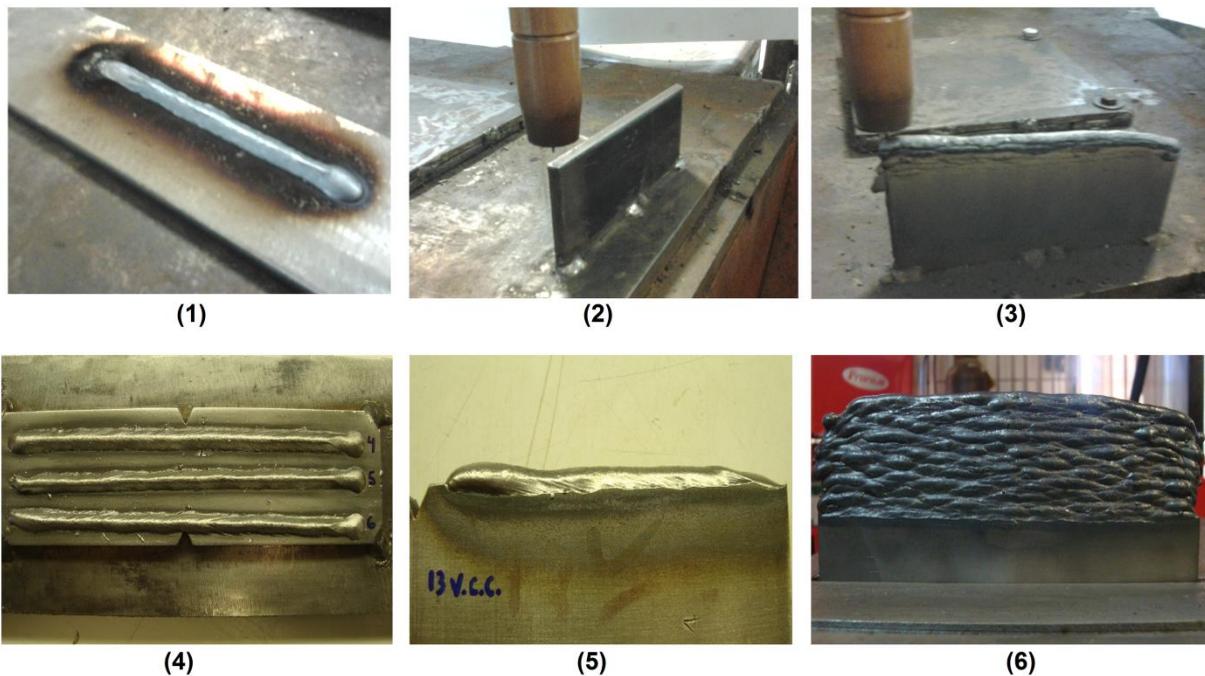


Figura 46: Testes de soldagem GMAW curto-circuito.

Vários fatores foram analisados e alterados para um melhor desempenho de soldagem. São eles:

- Velocidade de alimentação de arame, em m/min;
- Velocidade de translação do braço robótico, em mm/s;
- Tensão aplicada para a soldagem, em V;
- Distância do bocal de saída do arame para a peça a ser soldada (*stand off*), em mm;
- Vazão do gás de proteção, em l/min;
- Corrente envolvida no processo de soldagem, em A;

- Espessura do cordão de solda, em mm;
- Incremento na altura a cada dois passes de solda, em mm.

Definidos os parâmetros ideais, mais testes foram realizados em placas de aço inoxidável ASTM A743 CA6NM na posição vertical para confirmar os resultados através do aumento do espaço amostral.

4.2.2 Soldagem GMAW em Múltiplos Passos

Os experimentos envolvendo a soldagem do metal de base ASTM A743 CA6NM e o de deposição AWS 410 NiMo foram realizados no aparato experimental ilustrado na Figura 47, com suas dimensões atribuídas na Figura 83 presente no anexo IV desse trabalho. A bancada foi desenvolvida para estudos de fluxo de calor e massa transientes envolvidos no processo de soldagem em placas planas de pequena espessura, aplicados ao problema de prototipagem rápida por deposição de metal em camadas sucessivas [44].

Na Figura 47 podemos observar a constituição do aparato experimental:

1. Amostra a ser ensaiada;
2. Base pré-aquecida;
3. Termopares tipo K, sendo a da esquerda soldado na base e o da direita na amostra;
4. Ligação Terra do equipamento de soldagem;
5. Reservatório de água contendo duas resistências cobertas em sua integridade pela água;
6. Painel elétrico.

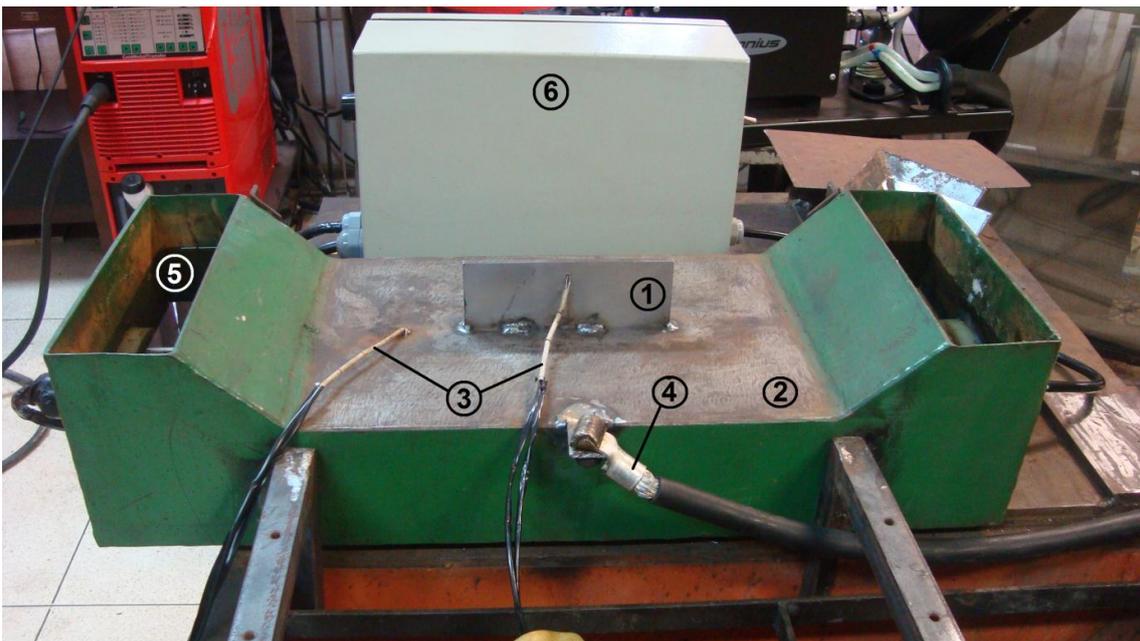


Figura 47: Aparato experimental para os experimentos de soldagem por deposição de metal em múltiplos passes.

O aparato experimental consiste numa placa plana vertical montada sobre uma superfície plana que é mantida à uma temperatura aproximadamente constante por meio de uma bancada onde há circulação de água aquecida à uma temperatura determinada. No topo, percorre a uma velocidade controlada, uma tocha de soldagem GMAW, depositando material de solda líquido a uma temperatura aproximadamente constante [44]. Foi necessário adaptar uma conexão soldada no aparato para aparafusar o terra e possibilitar uma passagem de corrente com maior eficiência, devido a alguns problemas nos testes iniciais. O procedimento é ilustrado na Figura 48.

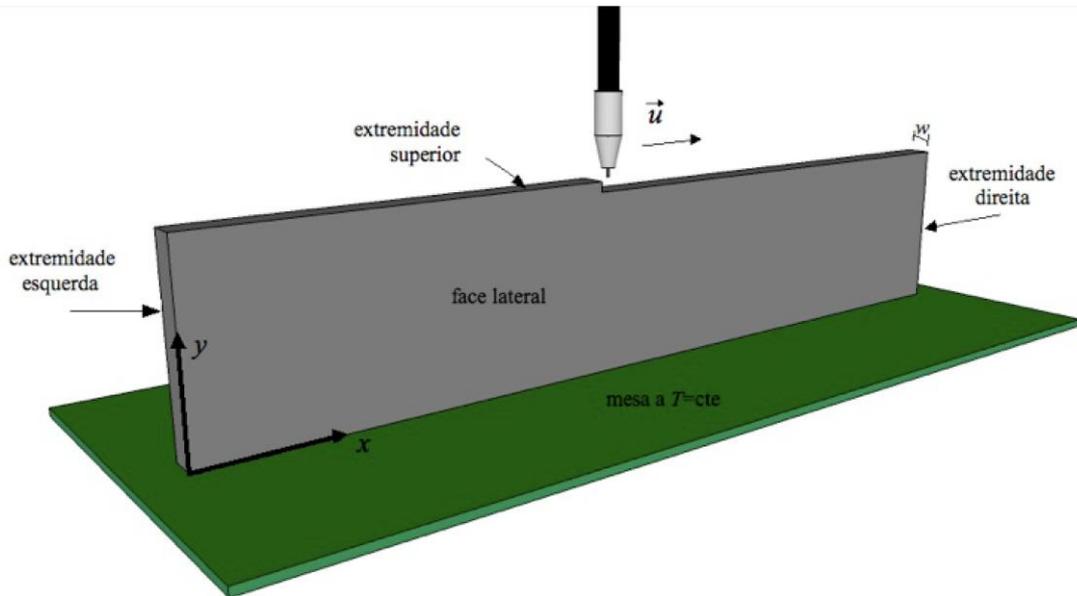


Figura 48: Ilustração do procedimento utilizado para os experimentos de soldagem [44].

Os lingotes de ASTM A743 CA6NM (Figura 49) foram cortados na empresa GRAVIA[®], pelo processo de eletroerosão, obtendo larguras de 160,2 mm, alturas de 59,2 mm e espessura de 6,0 mm.



Figura 49: Lingote do aço CA6NM fornecido para os ensaios.

Inicialmente, para a realização do procedimento de soldagem em múltiplos passos, amostras do aço de base ASTM A743 CA6NM foram cortadas com altura, largura e espessura conhecidas do lingote de aço mostrados na Figura 49, no estado temperado e revenido. A espessura deve ser tal que acomode inteiramente o cordão de solda depositado e, para isso, definiu-se a mesma espessura

próxima da utilizada nos estudos de fluxo de calor [44], como sendo de 6,0 mm. A razão entre a medida de espessura e altura, ou espessura e largura, deve ser pequena para que na análise seja considerado um problema bidimensional.

Cortadas as placas conforme a Figura 50 abaixo, estas foram fixadas verticalmente na bancada de ensaio por meio de pontos de solda como mostra a Figura 47. A uma distância de 10 mm do topo da amostra e numa região centralizada de sua largura, foi soldado com solda ponto por resistência um termopar tipo K (alumel/cromel) devidamente calibrado, para monitoramento da temperatura de pré-aquecimento nessa região. Da mesma forma, outro termopar tipo K foi soldado na base do aparato experimental. Esse controle é importante principalmente para o início do processo, ou seja, para que o material a receber a solda esteja com o máximo pré-aquecimento possível.

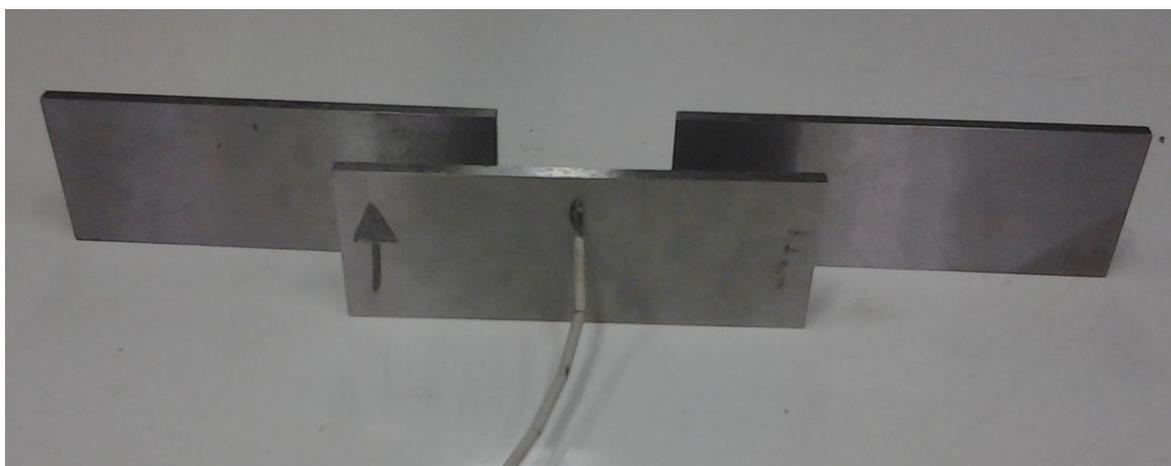


Figura 50: Amostras cortadas de aço ASTM A743 CA6NM.

Com a amostra posicionada e fixada corretamente, deu-se início à etapa de montagem dos equipamentos de medição. Os equipamentos de termografia (Câmera de marca FLIR SYSTEMS™ e modelo ThermoVision™ A40M, juntamente com interfaces homem-máquina para o melhor monitoramento, como indica a Figura 51) foram montados conforme o procedimento de montagem da Tabela 18. O *software* FLIR R&D™ foi o responsável pela gravação e pelos gráficos do campo de temperatura. Para obtenção dos dados de tensão e corrente, foi utilizado uma programação no *software* LabVIEW 2012™. Para o monitoramento da temperatura da placa e da base do aparato experimental foi utilizado um multímetro digital modelo ET-2082 e marca MINIPA®. O programa SPORT S3™, ligado diretamente no robô, para monitoramento, programação e execução, também foi utilizado para o controle do incremento de cada passe de solda e do número de passes.



Figura 51: Equipamentos utilizados para o monitoramento termográfico da soldagem.

Antes de dar início ao processo, certos cuidados e procedimentos prévios foram necessários:

- Ao utilizar o programa n° 60, previamente programado, ajustar as posição inicial e final do percurso do robô no modo manual, averiguando se não haverá nenhum impedimento para o seu translado nos três graus de liberdade, evitando colisões;
- Conferir se o cabo terra do circuito de soldagem está fixado de maneira correta, para uma passagem de corrente eficiente;
- Com a fonte desligada, ativar o modo automático do robô e testar o programa dando atenção aos parâmetros estabelecidos de posicionamento;
- Lixar e limpar com álcool a superfície que receberá solda para não interferir e comprometer a qualidade de soldagem;
- Ligar o cilindro de gás a uma vazão maior que a vazão de trabalho, pois essa será controlada pelos parâmetros fornecidos na fonte de soldagem;
- Antes de ligar a fonte, averiguar se a saída 5 (*output 5*) está desativada. Essa desativação é necessária, pois se a fonte for ligada com a saída 5 ativada, a corrente passará, e o processo de solda começará instantaneamente quando o arco elétrico abrir, sem o controle correto dos parâmetros de soldagem, possibilitando a ocorrência de um acidente de trabalho e a inutilização da amostra;
- Voltar o robô para a posição inicial e ligar a fonte;
- Definir no painel da fonte o tipo de processo a ser utilizado e ajustar os parâmetros desejados de soldagem;
- Testar a vazão de gás e a alimentação de arame. Caso um desses dois não estiver funcionando corretamente, o processo será interrompido;

- Em todos os momentos, não encostar no bocal de solda, para não o retirar da posição previamente parametrizada;
- Por medida de segurança, retirar todos os equipamentos e materiais inflamáveis da região de soldagem, pois haverá geração de faíscas podendo provocar um incêndio;
- Ligar as resistências do aparato experimental para esquentar a água contida em seu interior. Aguardar a água entrar em processo de ebulição e verificar se a temperatura da base se encontra próximo dos 90°C;
- Conferir se todos os equipamentos de soldagem e monitoramento estão ligados;
- Utilizar todos os equipamentos de proteção individual, como máscara de solda, protetor auricular, luvas de couro, avental de couro, etc.

Com esses procedimentos sendo cumpridos em sua íntegra, foi dado início ao processo de soldagem em múltiplos passos. O processo começa quando é acionado um botão (conectado à entrada nº 5 do robô - *input 5*) que ativa o primeiro passo de solda, permite o incremento na altura e o acionamento do próximo ciclo, promovendo um controle do processo e maior segurança.

Através do monitoramento da temperatura de todo o processo, foi esperado que a temperatura de interpasse de solda caísse para 150°C, com intuito de evitar a concentração de tensão na soldagem, facilitar a difusão do hidrogênio para fora da solda e promover o processo de revenimento do passe de solda anterior.

Parâmetros necessários para o uso da termografia, como distância focal, emissividade, umidade relativa do ar, temperatura ambiente e faixa de temperatura a ser analisada, foram atribuídos através de medições e dos parâmetros fornecidos nesse trabalho.

4.3 ANÁLISE MICROGRÁFICA E DUREZA VICKERS

4.3.1 Etapas de Preparação Metalográfica

As etapas para a análise microestrutural seguem os procedimentos convencionais de preparação metalográfica, que envolvem:

- Escolha e localização da seção a ser estudada;
- Corte da amostra envolvida;
- Embutimento da amostra cortada para facilitar o lixamento;
- Lixamento da superfície, que tem por objetivo eliminar os riscos e preparar a amostra para o polimento;
- Polimento da superfície para acabamento;

- Preparação do reagente químico apropriado para a identificação das fases em questão;
- Ataque químico com o reagente preparado;
- Análises microestruturais com microscópio óptico [12].

A fim de investigar a natureza microestrutural do material de base (ASTM A743 CA6NM), da junção material de base/adição e do material de adição (AWS 410 NiMo) foram escolhidas duas amostras para o estudo de aproximadamente 64 mm de altura, uma no plano Y-Z e a outra no plano X-Y, como ilustra a Figura 52.

Para a realização do corte das amostras, utilizou-se a máquina de corte da marca STRUERS e modelo SECOTOM-15, que utiliza um disco abrasivo metalográfico e possui um sistema de arrefecimento que permite o direcionamento do fluido refrigerante para a peça cortada e para a ferramenta de corte, evitando o superaquecimento e uma possível mudança estrutural indesejada.



Figura 52: Escolha das seções a serem analisadas e corte das amostras.

Realizado o corte das amostras, deu-se início ao processo de embutimento para permitir maior firmeza e facilidade de manuseio (Figura 53). O tipo de embutimento foi a frio, com a união de uma resina sintética acrílica (Resina Acrílica - A1 - AROTEC[®]) com um líquido auto-polimerizante (Líquido Auto-Polimerizante - A2 - AROTEC[®]) na proporção de 2 volumes da resina para 1 volume do líquido, formando um líquido viscoso de endurecimento rápido. Os pesos adequados foram obtidos com a utilização de uma balança de precisão, marca BALMAK[®] e modelo MP5, com erro de ± 1 grama. Esta mistura é vertida dentro de um molde de PVC (obtido através do corte de um tubo de PVC de medidas maiores que a amostra) onde previamente foi posicionada a amostra, polimerizando-se por um período de 24 horas.



Figura 53: Amostras embutidas.

Na etapa de lixamento, foi feito o uso da máquina politriz manual de marca PANTECO® e modelo POLIPAN-U (Figura 54) e lixas convencionais à prova d'água com granulometria crescente de 240, 320, 400, 600, 800, 1200 e 2400, tomando-se os cuidados de evitar abaulamentos na face a ser analisada da amostra e de girar a amostra noventa graus após a operação em cada lixa a fim de reduzir a quantidade de riscos e homogeneizar a superfície do material analisado. As primeiras etapas em lixa 120 (ou 180) não são recomendadas, neste caso de aço inoxidável martensítico macio, pois os riscos gerados com essas lixas são difíceis de serem retirados e existe a possibilidade de encrostação de carbeto de silício dentro da peça [40].

Após o emprego das lixas, o polimento foi realizado sobre o disco giratório de feltro, sobre o qual se aplica uma leve camada de abrasivo. O equipamento utilizado para tal finalidade foi novamente a politriz automática de marca PANTECO® e modelo POLIPAN-U (Figura 54), com uma rotação em torno dos 415 rpm e a aplicação de abrasivos como a alumina (1 μm) e a pasta de diamante (1 μm).



Figura 54: Politriz automática de marca PANTECO® e modelo POLIPAN-U. (a) Processo de lixamento; (b) processo de polimento.

Após verificação de sinais satisfatórios do polimento, procedeu-se a etapa de preparação do reagente químico. O reagente químico utilizado é o denominado Kalling n°1, apropriado para identificação da estrutura martensítica de aços inoxidáveis. A martensita torna-se escura, a ferrita

colorida e a austenita não é atacada. Este reagente pode ainda ser estocado [12]. A composição química deste reagente é descrita na Tabela 19.

Tabela 19: Composição química para o preparo do reagente Kalling nº1 [12].

Composto químico	Quantidade
CuCl ₂ (Cloreto de Cobre)	1.5 g
HCl (Ácido Clorídrico)	33 mL
Etanol	33 mL
H ₂ O (Água destilada)	33 mL

O ataque químico da amostra foi então realizado, mergulhando-se a face da amostra a ser analisada em um recipiente raso de vidro contendo o reagente químico preparado. A duração deste ataque é fundamental para que as fases presentes na amostra sejam corretamente reveladas. Um ataque químico com duração muito prolongada pode “queimar” a amostra, dificultando a visualização das fases presentes. Foram realizados ataques de 30 segundos, até possibilitar uma visualização adequada.

Após a realização do ataque químico, procedeu-se então a análise metalográfica no microscópio óptico da marca OLYMPUS, modelo BX51TRF, com câmera de captura de marca SONY ExwaveHAD e modelo SSCDC50A, como mostra a Figura 55.



Figura 55: Microscópio OLYMPUS, modelo BX51TRF, com câmera de captura de marca SONY ExwaveHAD e modelo SSCDC50A.

Foram escolhidas sete regiões do material de base e do material de deposição para serem analisadas em sua microestrutura e em sua dureza. Elas são apresentadas na macrografia da Figura 56, juntamente com a distância das mesmas com relação ao ponto inicial da base.

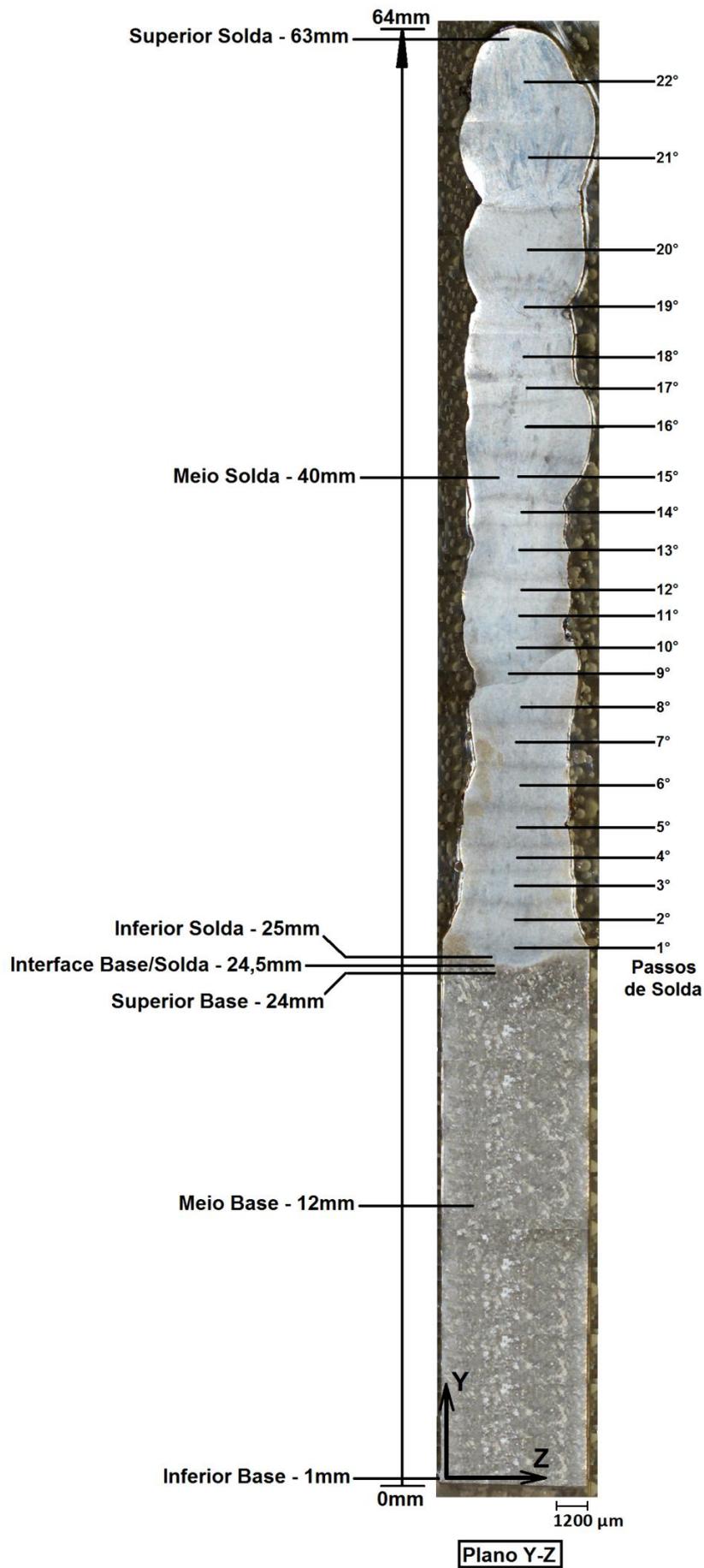


Figura 56: Macrografia, definição das regiões a serem estudadas e identificação dos passes de solda.

Para o ensaio de dureza, foi escolhida a escala Vickers devido sua pequena impressão na amostra, sendo utilizada uma baixa carga de indentação, 10 kg (HV10). Para a medição da dureza, foi utilizado um durômetro de marca ZWICK/ROELL, modelo ZHU250, o qual possui boa estabilidade e escopo de ampla aplicação. Com auxílio de uma câmera ajustada ao microdurômetro, foi possível fazer as medições das diagonais das indentações provocadas pelo penetrador piramidal de diamante, como mostra a Figura 57. Para cada região analisada, foram realizadas três impressões na linha de centro da amostra e retirada sua média e desvio padrão posteriormente. Os ensaios foram realizados com base na norma ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008 [53].



Figura 57: Realização do ensaio de dureza Vickers (HV10).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo tem por objetivo mostrar os resultados encontrados nos experimentos realizados, comentários pertinentes sobre os processos e as dificuldades encontradas.

5.1 DETERMINAÇÃO DA EMISSIVIDADE

A curva de calibração do termopar tipo K foi construída confrontando-se as duas temperaturas encontradas para seis pontos de temperatura, de acordo com os procedimentos mencionados na seção 4.1.6, conforme mostra a Figura 58.

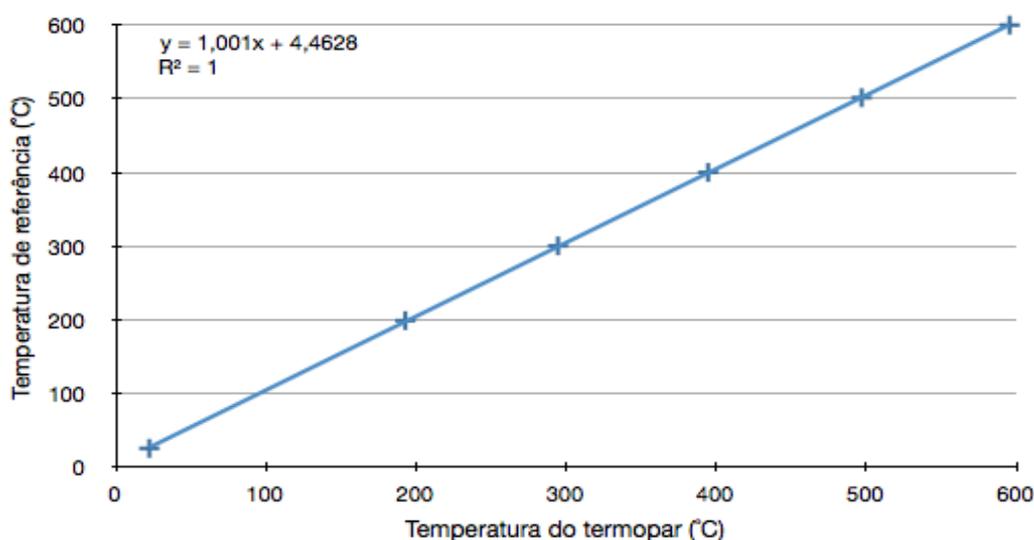


Figura 58: Curva de calibração do termopar tipo K utilizado.

Na calibração do termopar tipo K, proveniente da junção dos fios de alumel e cromel, pode-se observar uma boa correspondência do termopar tipo K com o termopar padrão tipo S. Isso é esperado uma vez que ambos os termopares tem composição química parecida e medem adequadamente a mesma faixa de temperaturas.

As curvas de aquecimento e resfriamento para a amostra de aço doce proveniente de uma barra chata laminada a quente, são ilustradas na Figura 59.

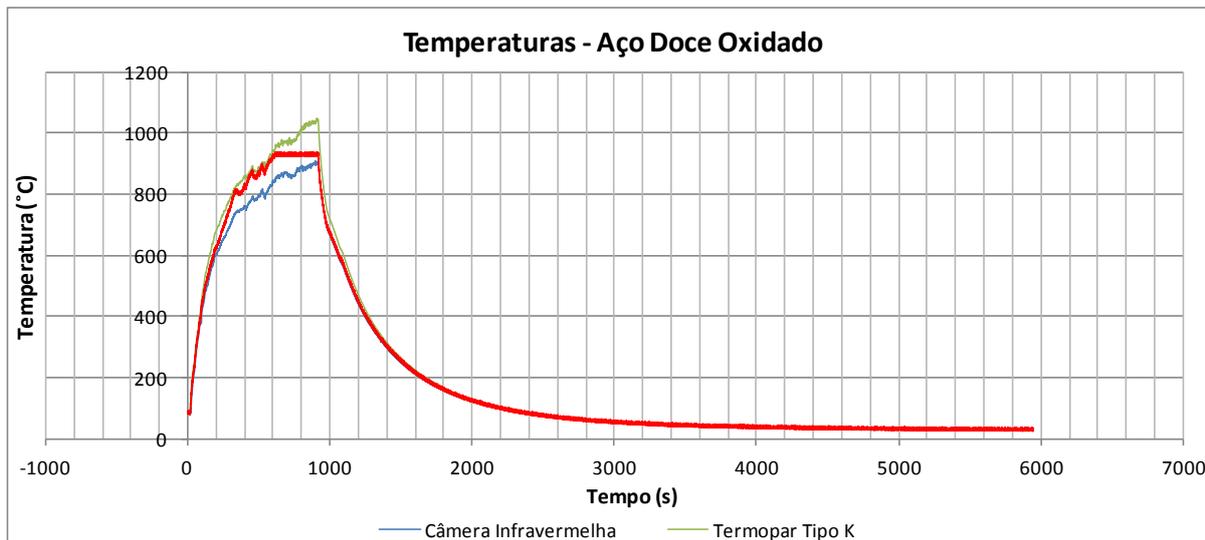


Figura 59: Curvas de aquecimento e resfriamento para o aço doce.

Apenas por inspeção do gráfico da Figura 59 é possível verificar que a emissividade para esta condição superficial está próxima da unidade, principalmente na curva de resfriamento, e está de acordo com a literatura para o aço doce oxidado [51]. Na região de resfriamento é possível verificar uma diminuição da taxa de resfriamento em todos os sensores por volta dos 700°C, que possivelmente está relacionado a uma mudança de fase do material. Durante o aquecimento, após os 600°C, os sensores radiométricos e o termopar K mostraram considerável diferença na medição. Isso se deve ao fato da chama oxiacetilênica passar pelas barreiras do bloco cerâmico, interferindo nas medições. Esse comportamento se repetiu em todos os ensaios.

A curva de emissividade média para o aço doce oxidado pode ser melhor avaliada na curva de resfriamento e seu comportamento é representado na Figura 60. Essa curva foi criada com base nos dados de temperatura do ambiente, do termopar tipo K e do sensor infravermelho, utilizando a fundamentação teórica descrita anteriormente na seção 3.1.

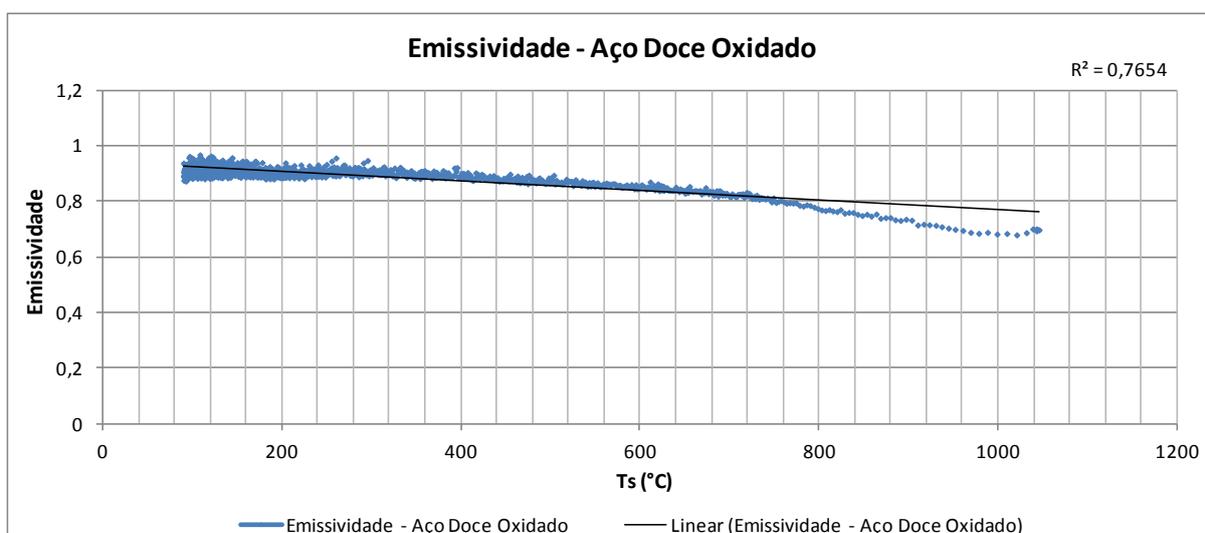


Figura 60: Curva da emissividade do aço doce oxidado.

Nota-se uma linearidade maior da curva de emissividade dos 700°C até os 100°C, devido a uma maior estabilidade do ensaio e da proteção gasosa, uma vez que a fonte de calor foi desativada. As curvas de aquecimento e resfriamento para a amostra do aço ASTM A743 CA6NM com acabamento lixado (granulometria 300) é ilustrada na Figura 61. O acabamento lixado com lixa de granulometria 300 foi escolhido pois é o indicado e utilizado para o acabamento das pás da turbina no processo de manutenção.

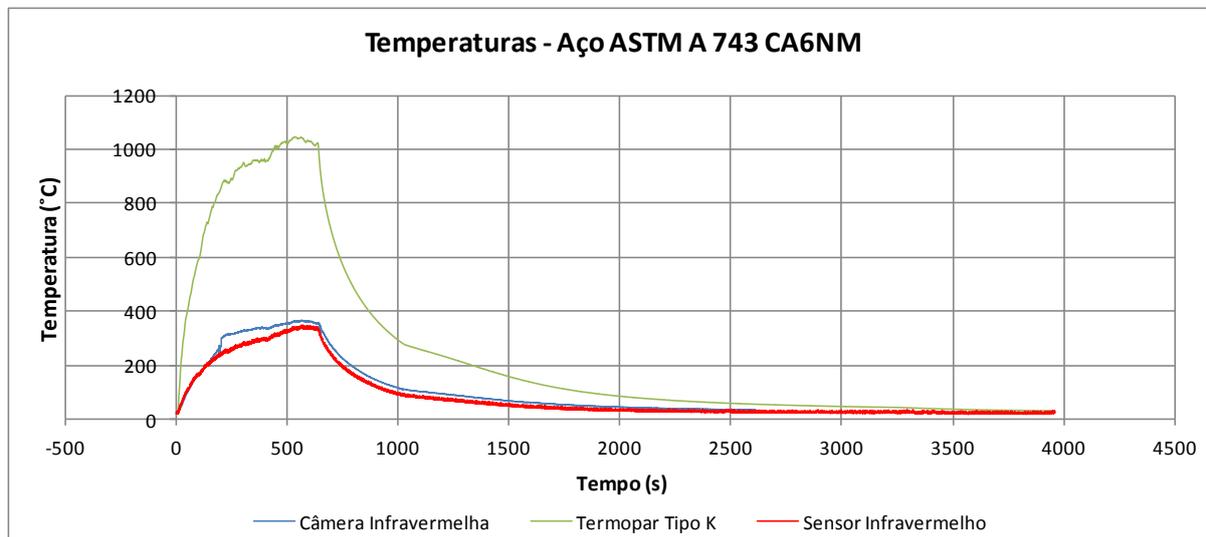


Figura 61: Curvas de aquecimento e resfriamento para o aço ASTM A743 CA6NM.

Pode-se notar uma diferença significativa na curva do termopar tipo K e dos outros sensores radiométricos, fato no qual era esperado devido à baixa emissividade dos aços inoxidáveis. Próximo dos 300°C, analisando a curva do termopar tipo K, há uma redução na taxa de resfriamento, evento possivelmente associado ao processo de transformação da austenita para martensita.

A curva de emissividade para o aço ASTM A743 CA6NM com acabamento lixado (granulometria 300) obtida na etapa de resfriamento é ilustrada na Figura 62, comprovando um valor baixo para aços inoxidáveis com superfície reflexiva.

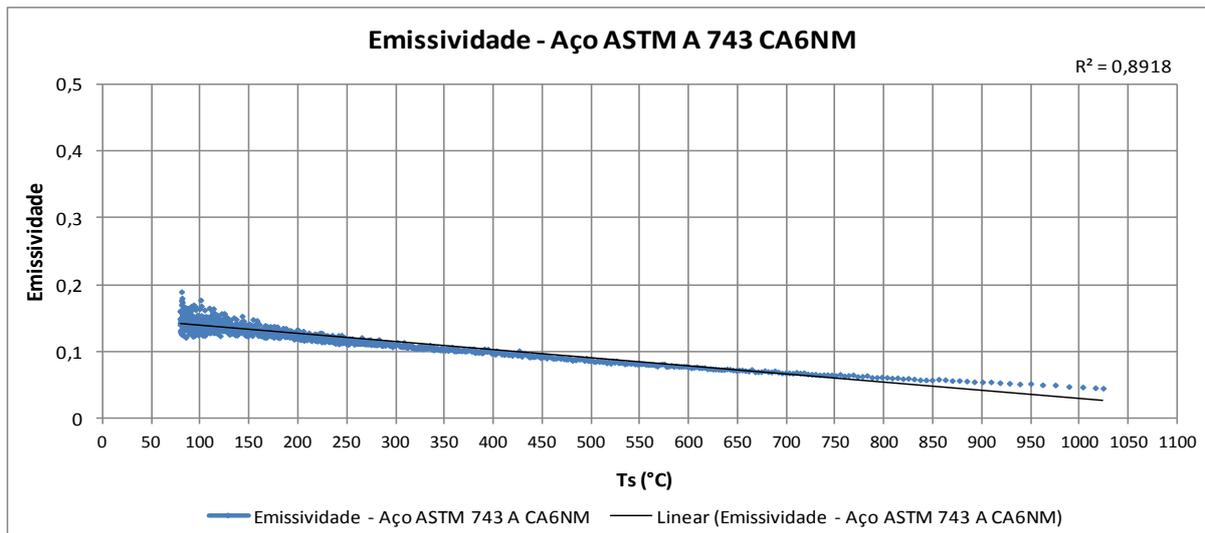


Figura 62: Curva da emissividade do aço ASTM A743 CA6NM.

A curva de emissividade para o aço ASTM A743 CA6NM apresenta em toda sua extensão um ângulo positivo de crescimento no decorrer do processo de resfriamento, ficando com valor médio próximo de 0,1. Esse valor de emissividade é próximo da realidade, visto que a superfície da amostra ensaiada encontra-se lixada com granulometria 300, bem espelhada, conforme Figura 41 da seção 4.1.3.

As curvas de aquecimento e resfriamento para a amostra do aço AWS 410 NiMo é ilustrada na Figura 63.

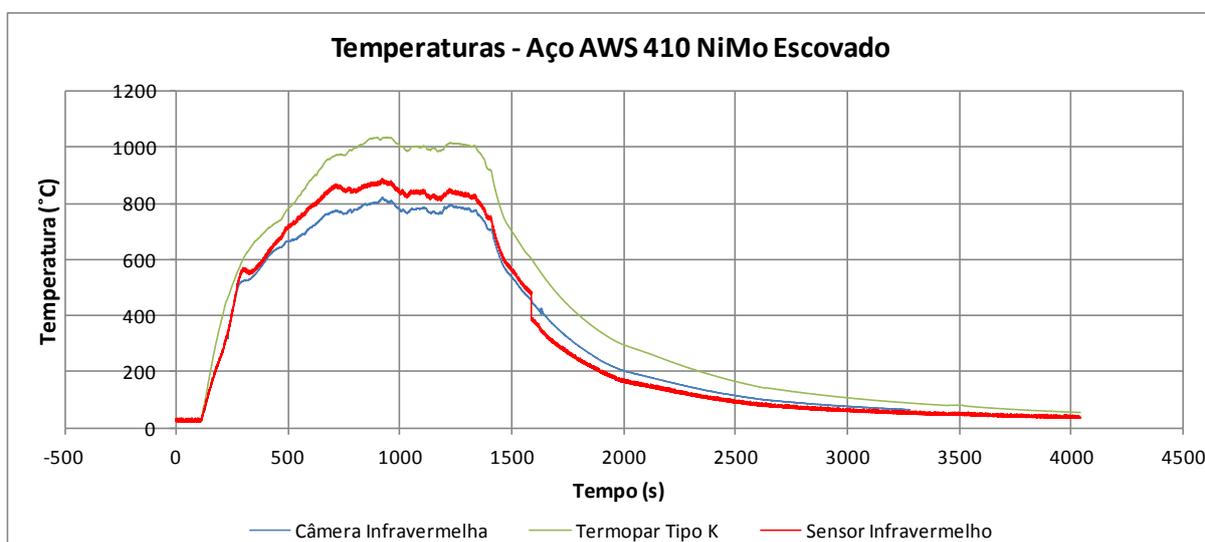


Figura 63: Curvas de aquecimento e resfriamento para o aço AWS 410 NiMo escovado.

As respostas de temperatura para o aço AWS 410 NiMo também foram diferentes, quando comparados o termopar e os sensores radiométricos. Esse fato também era esperado, pois o aço AWS 410 NiMo também é um aço inoxidável martensítico com composição química semelhante ao aço ASTM A743 CA6NM. Neste caso o acabamento da amostra era irregular decorrente do recobrimento de uma chapa de aço doce com cordões de solda do arame OK TubRod 410 NiMo (MC) depositados

paralelamente com sobreposição de 50%. Essa amostra foi escovada para remoção da camada de óxido e de escória resultante do processo de soldagem.

É possível ainda verificar uma redução na taxa de resfriamento para temperaturas entre 200°C e 300°C, indicando uma possível mudança de fase que, para este aço específico, representa a transformação da austenita para martensita.

Próximos dos 1600 segundos houve uma queda inesperada na temperatura do sensor infravermelho. Essa queda foi provocada por uma leve interferência na posição do sensor, modificando a região a qual estava sendo analisada.

A curva de emissividade para o aço AWS 410 NiMo com superfície escovada é ilustrada na Figura 64, utilizando os dados da câmera termográfica e do termopar tipo K na etapa de resfriamento.

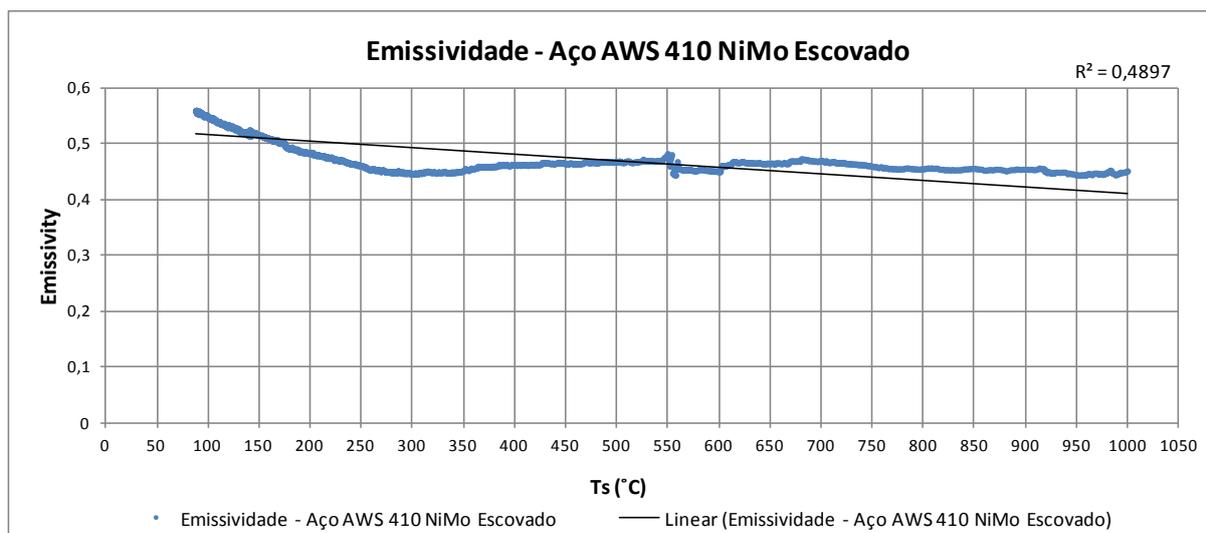


Figura 64: Curva da emissividade do aço AWS 410 NiMo escovado.

O valor da emissividade do AWS 410 NiMo ficou em torno de 0,45, diferentemente do ASTM A743 CA6NM, pois sua superfície não é tão reflexiva. Nota-se também uma leve interferência próximo aos 550°C, também proveniente da mudança de posição dos sensores.

As curvas de aquecimento e resfriamento para a amostra do aço AWS 410 NiMo com superfície escovada e oxidada pelo ensaio anterior é ilustrada na Figura 65.

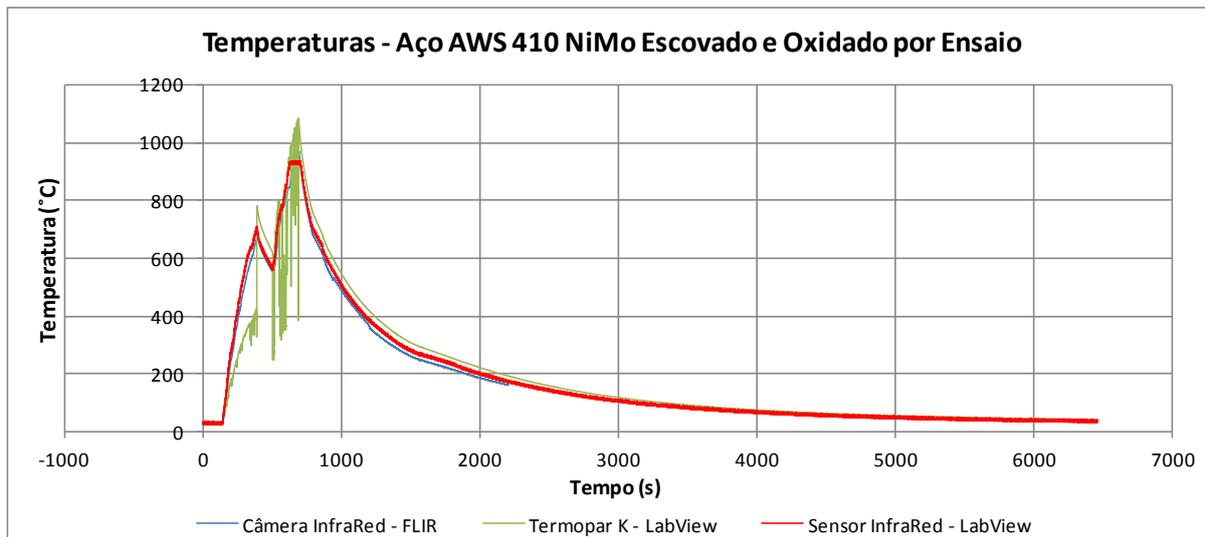


Figura 65: Curvas de aquecimento e resfriamento para o aço AWS 410 NiMo escovado e oxidado por ensaio.

Na curva do aço AWS 410 NiMo escovado e oxidado pelo ensaio anterior, temos durante o aquecimento uma grande variação nos valores de temperatura. Essa variação ocorreu devido à chama do maçarico ter alcançado a parte frontal da amostra ensaiada atingindo os fios do termopar. Esse fato não prejudicou a análise, uma vez que a curva de emissividade foi levantada na etapa de resfriamento da amostra.

A curva de emissividade para a amostra do aço AWS 410 NiMo na etapa de resfriamento, com superfície escovada e oxidada pelo ensaio anterior é ilustrada na Figura 66.

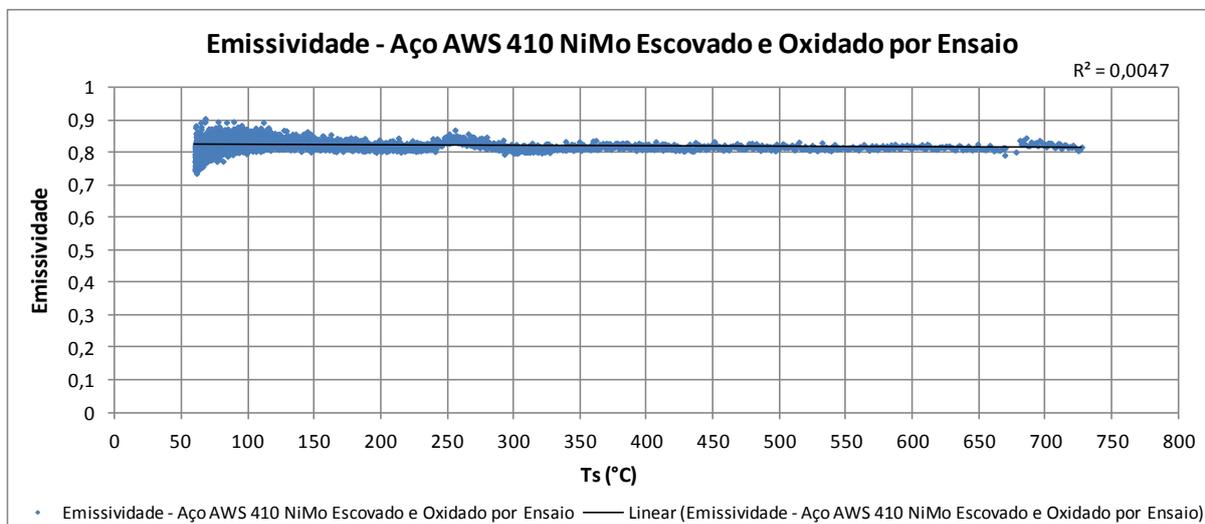


Figura 66: Curva da emissividade do aço AWS 410 NiMo escovado e oxidado por ensaio.

Devido a sua oxidação prévia ao ensaio de emissividade, temos um valor de emissividade com uma linearidade maior e em torno do valor 0,8.

As curvas de aquecimento e resfriamento para a amostra do aço AWS 410 NiMo como soldado é ilustrada na Figura 67.

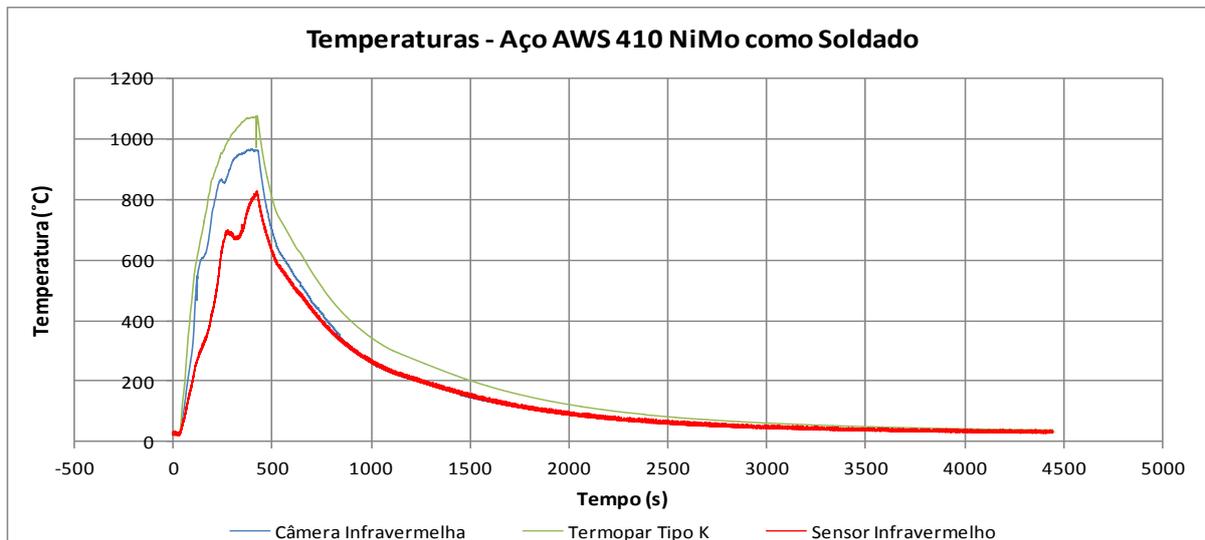


Figura 67: Curvas de aquecimento e resfriamento para o aço AWS 410 NiMo como soldado.

Nota-se uma boa concordância nas leituras dos sensores infravermelhos durante a etapa de resfriamento, o qual pode ser explicada pela alta emissividade da camada de óxido proveniente do processo de deposição dos cordões de solda.

Por fim, a curva de emissividade na etapa de resfriamento, para a amostra do aço AWS 410 NiMo como soldado, é ilustrada na Figura 68.

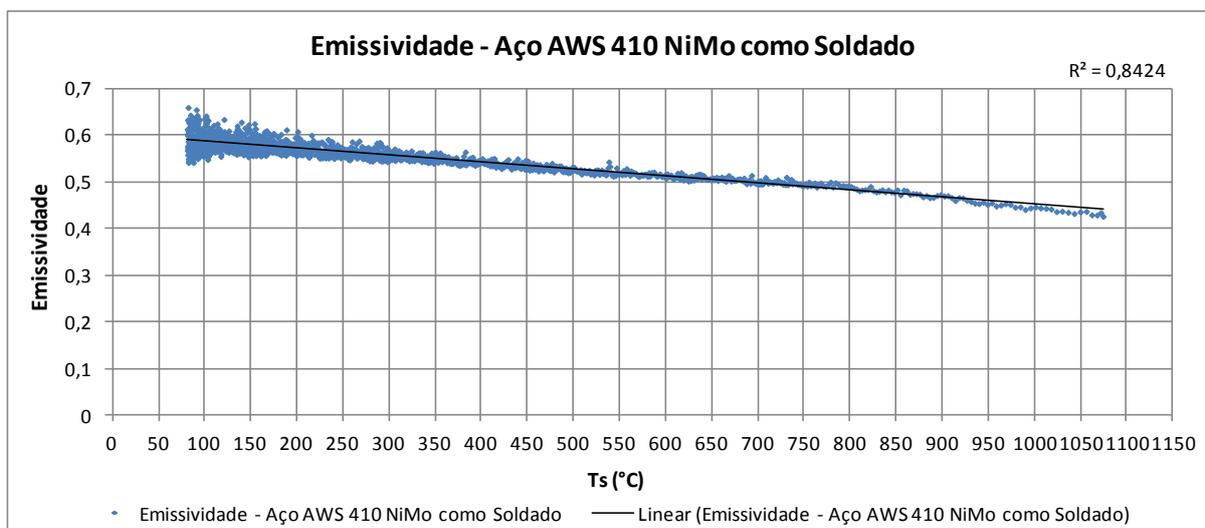


Figura 68: Curva da emissividade do aço AWS 410 NiMo como soldado.

A curva acima nos mostra que a emissividade para o aço AWS 410 NiMo gira em torno do valor 0,5 com um leve crescimento no decorrer do resfriamento (da direita para a esquerda). Esse valor mostra-se condizente quando comparado com a literatura [32], ficando entre a curva de aço inoxidável altamente oxidado e a curva de aço inoxidável polido, de acordo com a Figura 27.

A etapa de determinação da emissividade teve uma duração muito extensa, pois a camada de óxido na parte externa dos lingotes de CA6NM dificultava muito o corte das amostras, sendo necessário a

busca por outros tipos de corte não convencionais. Devido a um problema na comunicação da câmera com o computador, essa etapa do projeto também sofreu um grande atraso, uma vez que foi necessário enviar o equipamento para manutenção junto ao fabricante no exterior. Esse atraso no cronograma afetou significativamente o andamento das etapas subsequentes.

A emissividade dos aços inoxidáveis aumenta com a temperatura como indicado na Figura 27, entretanto, dependendo do material específico e das condições de acabamento, a emissividade pode tanto aumentar quanto diminuir com o aumento de temperatura como visualizado nos resultados anteriormente mostrados. Deve-se reconhecer que a emissividade depende fortemente da natureza da superfície, que pode ser influenciada pelo processo de fabricação, ciclos térmicos e reações químicas com o ambiente.

Também é notório nos gráficos de emissividade que a medida que a temperatura da amostra se aproxima da temperatura do ambiente os ruídos são mais expressivos, devido a influência do meio externo.

O efeito de convecção do gás de proteção no termopar contribui para que as leituras de temperatura do termopar sejam menores que a temperatura real da superfície. No entanto, como o fluxo de gás de proteção de gás não é elevado, e que trabalhamos a altas temperaturas, este fator pode ser considerada irrelevante. Com a utilização do difusor de gás de proteção gasosa, foi possível atingir todas as regiões da amostra com homogeneidade.

A construção do ressalto negativo no bloco refratário não foi eficaz. Mesmo com as interferências ocasionadas pelo ultrapassar da chama oxiacetilênica para a parte frontal da amostra, os resultados foram obtidos conforme a expectativa do projeto.

Pode-se observar que as curvas de arrefecimento relatadas pelos sensores infravermelhos, com emissividade definida como uma unidade, tem uma grande proximidade com as curvas adquiridas com os dados de temperatura fornecida pela câmera infravermelha, também com o parâmetro de emissividade definida como uma unidade. Este fato mostra que os valores reportados pelos sensores infravermelhos são consistentes com a realidade. Isto pode ser visto na Figura 59, na Figura 61, na Figura 63, na Figura 65 e na Figura 67.

Como mostrado na Figura 60, na Figura 62, na Figura 64, na Figura 66 e na Figura 68, as curvas de emissividade mostraram pouca inclinação, resultado da eficiência do gás de proteção. O fato da chama de oxiacetilênica atingir a amostra, o que interfere com os dados da temperatura durante o aquecimento, não foi um problema na determinação da emissividade, uma vez que apenas os dados de refrigeração foram usadas para calcular o parâmetro de emissividade.

Grande parte dos objetivos e trabalhos futuros propostos por Ruszczuk [5], foram analisados, trabalhados, discutidos e concluídos nesse trabalho, obtendo uma quantidade apreciável de dados e metodologias científicas para estudos desse ramo de pesquisa.

5.2 SOLDAGEM GMAW EM MÚLTIPLOS PASSOS

A qualidade do cordão de solda obtida pelo processo GMAW é influenciada por alguns parâmetros, tais como intensidade de corrente, tensão e comprimento do arco, velocidade de soldagem, gases de proteção, tipo de eletrodo e posição da tocha, seus tipos e vazão. Os parâmetros de soldagem encontrados que proporcionaram melhor homogeneidade, menor faiscamento, espessura adequada para a placa base, incremento próximo do determinado como padrão e menor energia de soldagem, estão dispostos na Tabela 20 e na Tabela 21.

No processo de soldagem GMAW do tipo curto-circuito realizado nesse trabalho foi observado que o contato elétrico é de extrema importância para a eficácia do processo de soldagem, ou seja, caso haja uma resistência de contato, o resultado da qualidade do cordão de solda tanto quanto a sua estabilidade são comprometidos. Devido a esse fato foi adequado a ligação terra no aparato experimental de maneira que facilite a passagem de corrente elétrica.

Tabela 20: Parâmetros definidos para os ensaios de soldagem.

Tipo de Soldagem: GMAW Curto-Circuito - Múltiplos Passos								
Temperatura de Interpasse: 150°C								
Material de Base: ASTM 743 CA-6NM								
Material de Adição: AWS 410 NiMo								
Posicionamento da Amostra	Quantidade de Passes	Veloc. Alimentação do Arame (m/min)	Veloc. Translação da Solda (mm/s)	Tensão (V)	Stand Off (mm)	Dinâmica do Arco	Incremento a cada Passe de Solda (mm)	Vazão Gás (l/min)
Vertical	22	5,6	12,0	18,0	12,0	2,0	1,5	15,0

Uma vez determinados os parâmetros de soldagem, foram realizados os ensaios em múltiplos passos. Amostras já previamente utilizadas em ensaios de fadiga cíclica foram obtidas para os testes de soldagem na posição vertical. Mesmo tendo passado pelos ensaios de fadiga, em que esforços cíclicos são atuados nas amostras, houve uma compatibilidade muito boa dos parâmetros utilizados nessas amostras já ensaiadas quando aplicados nas amostras de aço CA6NM que não haviam sofrido nenhum esforço, tendo a mesma resposta.

Em todo o tempo do experimento houve a filmagem termográfica do processo de soldagem (Figura 69), ficando atento à temperatura da base (essa mantida sempre em torno dos 90°C) e da temperatura de interpasse (essa em torno de 150°C como condição para o início do próximo passe).

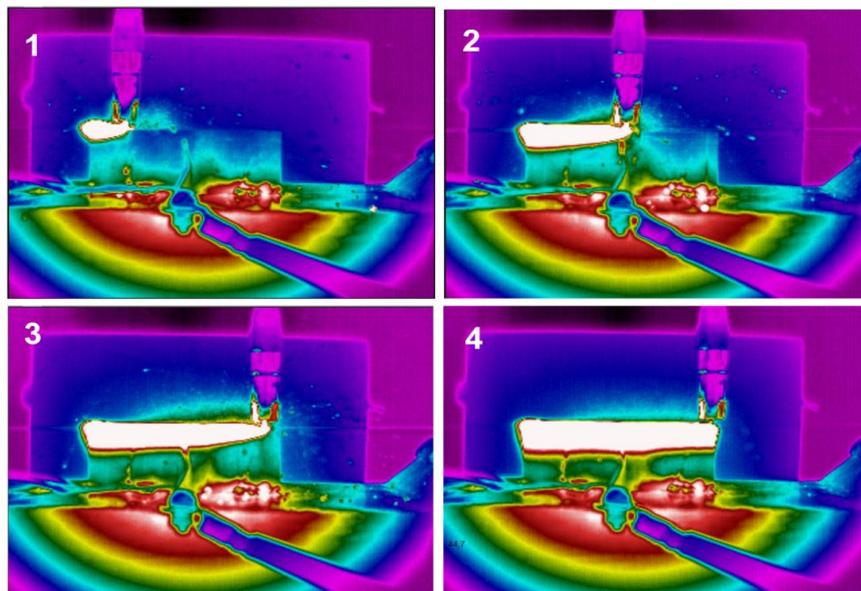


Figura 69: Monitoramento termográfico do processo de soldagem GMAW.

As temperaturas de interpasse esperadas, no decorrer do tempo, podem ser avaliadas no gráfico da Figura 70, juntamente com a indicação de cada um dos 22 passes de solda realizados na amostra de numeração 20V.

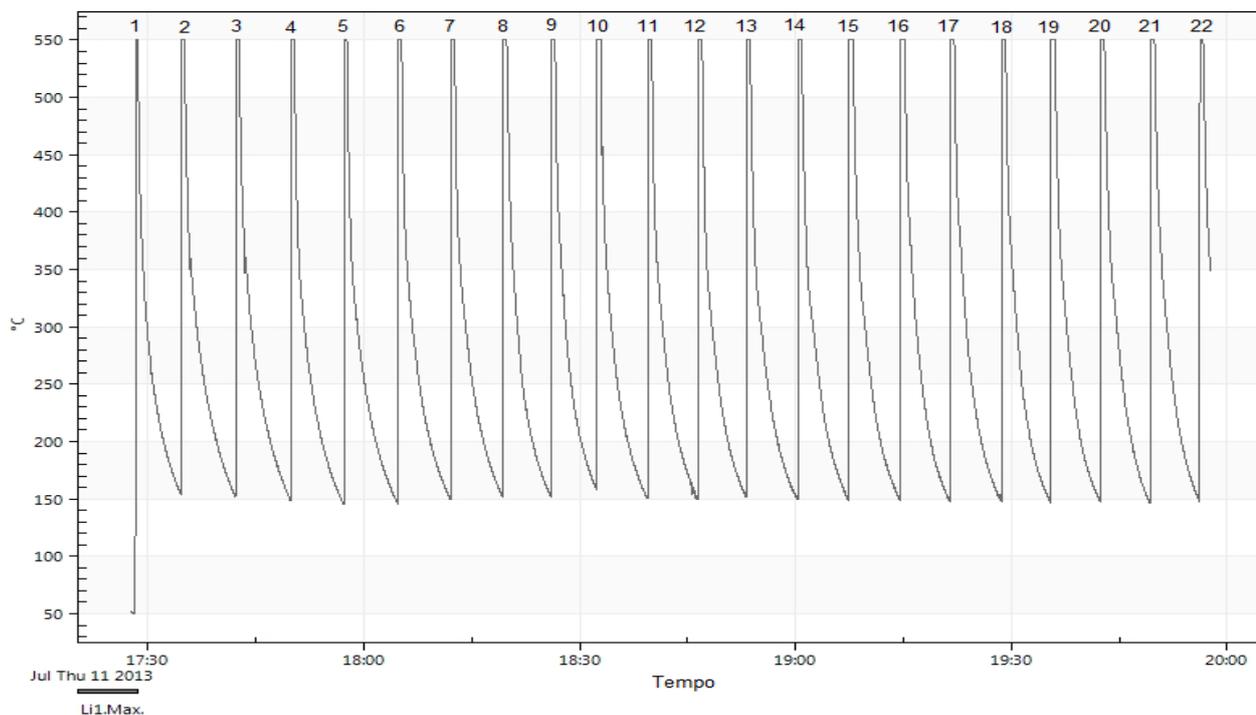


Figura 70: Gráfico temperatura (°C) versus tempo (h), indicando a temperatura de interpasse no ensaio da amostra de n° 20V.

Importante justificar que no gráfico da Figura 70 as temperaturas dos passes alcançam apenas em torno dos 550°C, e não próximo dos 1510°C (Tabela 4). Isso ocorre devido a escolha da faixa de operação da câmera infravermelha *ThermoVision A40M*, que foi parametrizada de 0 à 500°C ($\pm 50^\circ\text{C}$),

pois o propósito principal era o controle da temperatura de interpasse de 150°C. As outras faixas disponíveis não englobavam esse valor requerido (-40 à 120°C e 350°C à 2000°C).

As temperaturas de interpasse podem ser melhor avaliadas no gráfico da Figura 71. Os parâmetros que foram obtidos através do processo de soldagem GMAW em múltiplos passos, realizado na amostra escolhida para os ensaios de microestrutura e dureza são os descritos na Tabela 21.

. Para a determinação da energia de soldagem, foi feito uso da equação 25 e de um rendimento térmico do processo de 70%, visto que se trata de um processo robotizado.

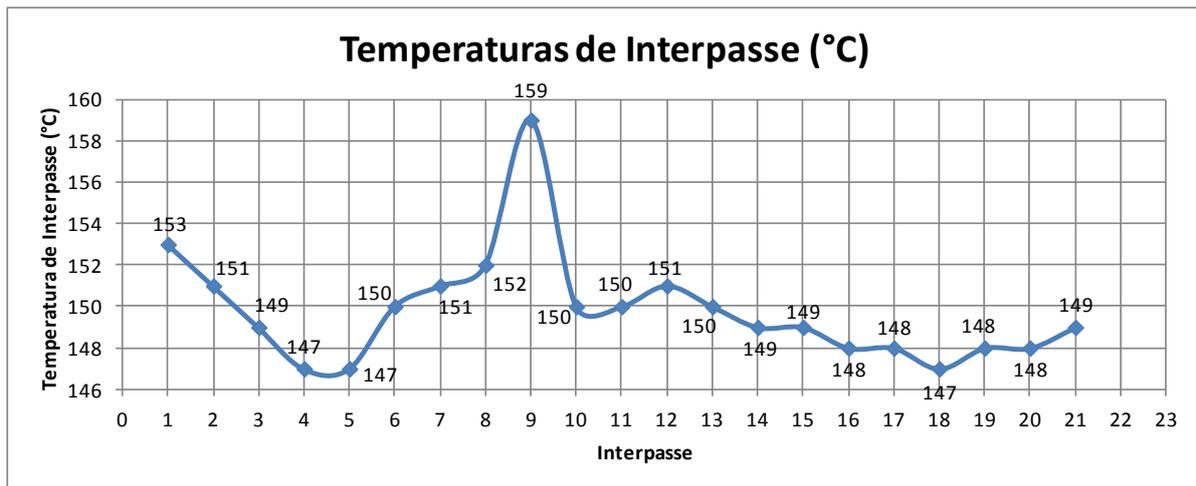


Figura 71: Interpasse vs Temperatura de Interpasse do ensaio de soldagem da amostra 20V.

Tabela 21: Dados obtidos pelo processo de soldagem na amostra final.

Soldagem GMAW Curto-Circuito - Base: ASTM 743 CA6NM - Adição: AWS 410 NiMo								
Altura Inicial da Placa (mm):								59,3
Identificação da Amostra	Corrente (A)	Espessura (mm)	Altura (mm)	Incremento Real	Temp. da Base (°C)	Temp. da Placa (°C)	Temp. de Interpasse (°C)	Energia de Soldagem (kJ/mm)
20 V 1	168,0	6,1	-	-	91,0	70,0	-	24,3
20 V 2	160,0	4,6	63,6	2,2	90,0	122,0	153,0	23,2
20 V 3	160,0	4,7	-	-	90,0	120,0	152,0	23,2
20 V 4	163,0	5,0	67,6	2,0	90,0	120,0	149,0	23,6
20 V 5	135,0	4,0	-	-	90,0	119,0	147,0	19,5
20 V 6	152,0	5,6	70,9	1,7	90,0	117,0	148,0	22,0
20 V 7	160,0	4,8	-	-	90,0	115,0	150,0	23,2
20 V 8	159,0	4,7	73,6	1,3	89,0	115,0	151,0	23,0
20 V 9	135,0	4,5	-	-	89,0	114,0	157,0	19,5
20 V 10	154,0	4,6	77,7	2,1	89,0	114,0	150,0	22,3
20 V 11	143,0	4,2	-	-	89,0	112,0	150,0	20,7
20 V 12	158,0	4,8	81,1	1,7	87,0	112,0	151,0	22,9
20 V 13	147,0	5,2	-	-	88,0	113,0	150,0	21,3
20 V 14	156,0	5,1	84,1	1,5	89,0	110,0	149,0	22,6
20 V 15	149,0	5,3	-	-	89,0	110,0	150,0	21,6
20 V 16	152,0	5,4	87,3	1,6	89,0	109,0	148,0	22,0
20 V 17	159,0	5,2	-	-	89,0	108,0	149,0	23,0
20 V 18	148,0	5,1	90,0	1,4	89,0	108,0	147,0	21,4
20 V 19	140,0	4,3	-	-	89,0	106,0	148,0	20,3
20 V 20	165,0	5,3	94,6	2,3	88,0	107,0	147,0	23,9
20 V 21	154,0	4,0	-	-	89,0	104,0	147,0	22,3
20 V 22	178,0	4,7	98,6	2,0	89,0	105,0	148,0	25,8
Rendimento Adotado $\eta=70\%$	154,3 ± 10,5	4,9 ± 0,5	98,6	1,8 ± 0,3	89,2 ± 0,9	110,5 ± 10,4	149,6 ± 2,4	22,3 ± 1,5
	Corrente Média (A)	Espessura Média (mm)	Altura Final (mm)	Incremento Real Médio (mm)	Temp. Média da Base (°C)	Temp. Média da Placa (°C)	Temp. Média do Interpasse (°C)	Energia de Soldagem Média (kJ/mm)

As temperaturas de interpasse variaram um pouco em torno de 150°C, mas se mantiveram no valor esperado, com média de 149,6°C. O incremento real médio ficou um pouco acima do esperado, sendo necessário ser ajustado nos próximos ensaios. Com a utilização da água como fluido do aparato experimental, pode-se observar que a temperatura máxima obtida foi de 91,0°C.

A identificação das amostras segue um código para melhor organização, no qual a primeira numeração (de 1 ou 2 dígitos) indica o número da amostra, a letra após essa numeração indica a posição da placa ensaiada (V = Vertical ou H = Horizontal) e a última numeração (de 1 ou 2 dígitos) indica o número do passe de solda aplicado. As duas amostras finais são mostradas na Figura 72.



Figura 72: Ensaios finais de soldagem. Amostra 19V e 20V.

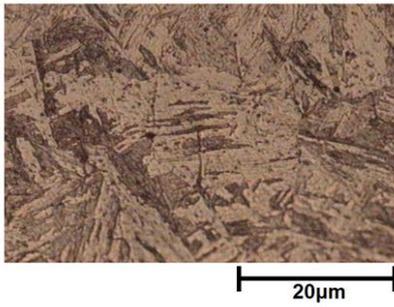
Pode-se notar que a soldagem nas condições verticais requer os 15 primeiros milímetros para estabilizar e uniformizar suas dimensões. Tal fato não ocasiona problemas, visto que os reparos nas pás das turbinas requerem maiores preenchimentos e a amostra retirada para nosso estudo está localizada na região central.

Devido a sua composição e suas propriedades, uma dificuldade muito grande foi encontrada na etapa de obtenção dos parâmetros de soldagem. Devido à escassez de corpos de prova de ASTM A743 CA6NM, vários ensaios iniciais foram realizados em placas de aço doce na posição horizontal com a adição do AWS 410 NiMo. Encontrados esses parâmetros, testes no mesmo aço doce na posição vertical foram realizados. Foi possível concluir que, alterando da posição horizontal para a vertical, os parâmetros de soldagem não são eficazes. Isso ocorre devido à capacidade de conduzir o calor proveniente do processo de soldagem, que é bem maior por condução na posição horizontal. O mesmo problema ocorreu para com o aço ASTM A743 CA6NM como metal base. Muitas estratégias de soldagem foram utilizadas para obter os parâmetros finais sem desperdiçar muitas amostras.

5.3 ANÁLISE MICROGRÁFICA E DUREZA VICKERS

A macroestrutura do plano Y-Z, em condição polida e atacada da amostra, indicando as regiões de amostragem, suas microestruturas com aumento de 500X, o tempo de ataque químico pelo reagente Kalling nº1, e suas respectivas durezas Vickers HV10, podem ser apreciadas na Figura 73.

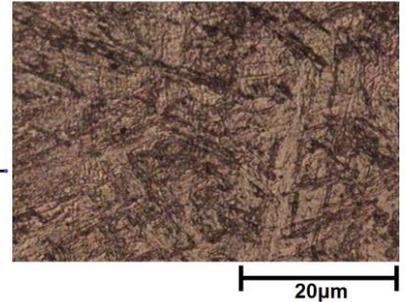
Região: Superior Solda
 Aumento: 500X
 Dureza: $316,13 \pm 5,84$ HV10
 Ataque: Kalling n°1 (120 seg.)



Posição: 63mm

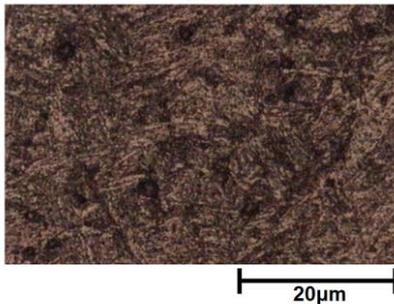


Região: Meio Solda
 Aumento: 500X
 Dureza: $287,10 \pm 8,22$ HV10
 Ataque: Kalling n°1 (120 seg.)



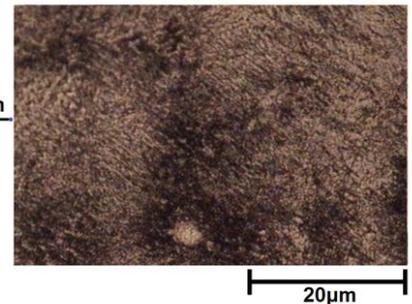
Posição: 40mm

Região: Inferior Solda
 Aumento: 500X
 Dureza: $330,53 \pm 12,04$ HV10
 Ataque: Kalling n°1 (120 seg.)



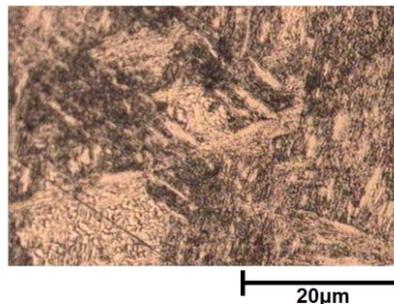
20µm

Região: Interface Base/Solda
 Aumento: 500X
 Dureza: $324,73 \pm 8,94$ HV10
 Ataque: Kalling n°1 (120 seg.)



20µm

Região: Superior Base
 Aumento: 500X
 Dureza: $314,63 \pm 1,25$ HV10
 Ataque: Kalling n°1 (30 seg.)



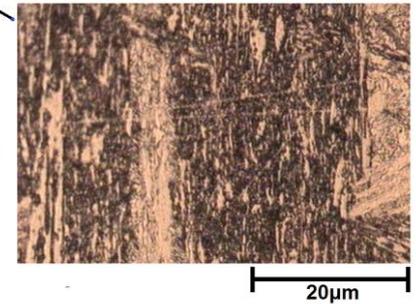
20µm

Posição: 25mm

Posição: 24mm

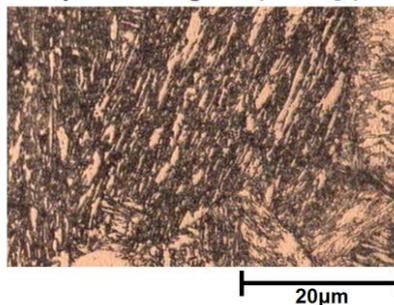
Posição: 24,5mm

Região: Meio Base
 Aumento: 500X
 Dureza: $259,43 \pm 6,70$ HV10
 Ataque: Kalling n°1 (30 seg.)



20µm

Região: Inferior Base
 Aumento: 500X
 Dureza: $248,37 \pm 7,79$ HV10
 Ataque: Kalling n°1 (30 seg.)



20µm

Posição: 1mm

Posição: 12mm

Posição: 0mm

1200 µm

Plano Y-Z

Figura 73: Micrografias do plano Y-Z da amostra 20V com suas respectivas durezas.

Pela análise da macroestrutura acima, pode-se observar que para cada passe de solda temos o aparecimento de uma zona termicamente afetada, evidenciada por uma linha escura de fronteira dos passes e proveniente dos vários ciclos térmicos em que a amostra esteve sujeita. Não foi constatado nenhum defeito de soldagem como falta de fusão, inclusões, trincas por retenção de hidrogênio, poros ou trincas durante as fases de soldagem e análise metalográfica. A taxa de resfriamento baixa, ao ar, colaborou para tal fato.

A utilização do processo de soldagem GMAW do tipo curto-circuito proporcionou cordões de solda com uma relação de altura (quantidade de material adicionado) e energia de soldagem proporcional aos ensaios realizados por Gouveia, 2008 [6].

A microestrutura da região inferior e mediana do material de base, evidenciada pelo ataque químico, é característica de um material temperado e revenido, sendo composta de uma matriz martensítica e está de acordo com a microestrutura esperada para o aço inoxidável martensítico CA6NM conforme a literatura [12].

Na Figura 75, indicada abaixo, é feita uma comparação das microestruturas dos dois planos de estudo da amostra obtida, o plano X-Y e o plano Y-Z. Comparando essas microestruturas obtidas com as microestruturas da literatura (Figura 13), temos que acima da região mediana do material de adição a amostra não apresenta a característica de tratado termicamente, devido a menor atuação dos ciclos térmicos superiores.

A presença de inclusões - pontos pretos - provavelmente proveniente do gás de soldagem [38], ou provenientes até mesmo da própria liga, podem ser notadas na região mediana do material de adição da Figura 73.

Os resultados dos ensaios Vickers (HV10) ao longo da amostra podem ser observados na Figura 74. A Figura 75 apresenta uma comparação entre as duas regiões de estudo do corpo de prova, indicando suas microestruturas e suas respectivas durezas.

Os gases de proteção contendo frações de CO ou de CO₂ acarretam na incorporação de quantidades crescentes de C no metal de solda, elevando sua dureza, conforme indica a Tabela 12 [38]. Esse fato também pode ser responsável pelo aumento da dureza na interface e na porção inferior do material de adição. A busca por um gás com uma porcentagem menor de monóxido ou dióxido de carbono pode diminuir a dureza, conseqüentemente aumentando a tenacidade do material [45].

Dureza Vickers (HV10)

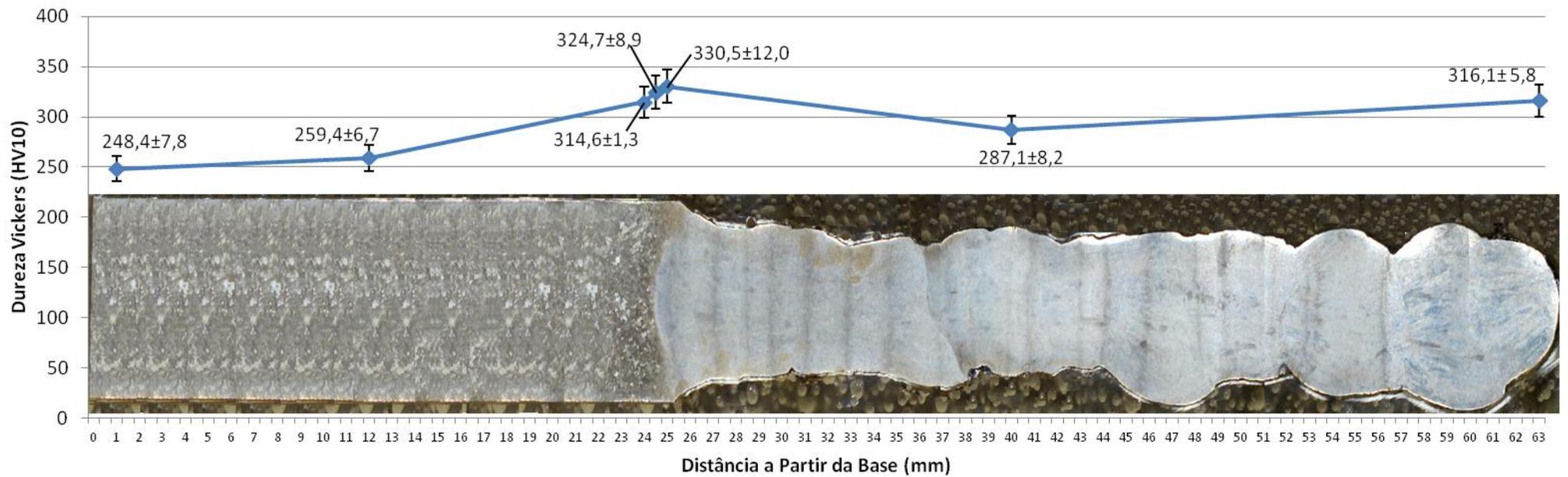


Figura 74: Durezas Vickers indicadas ao longo da amostra.

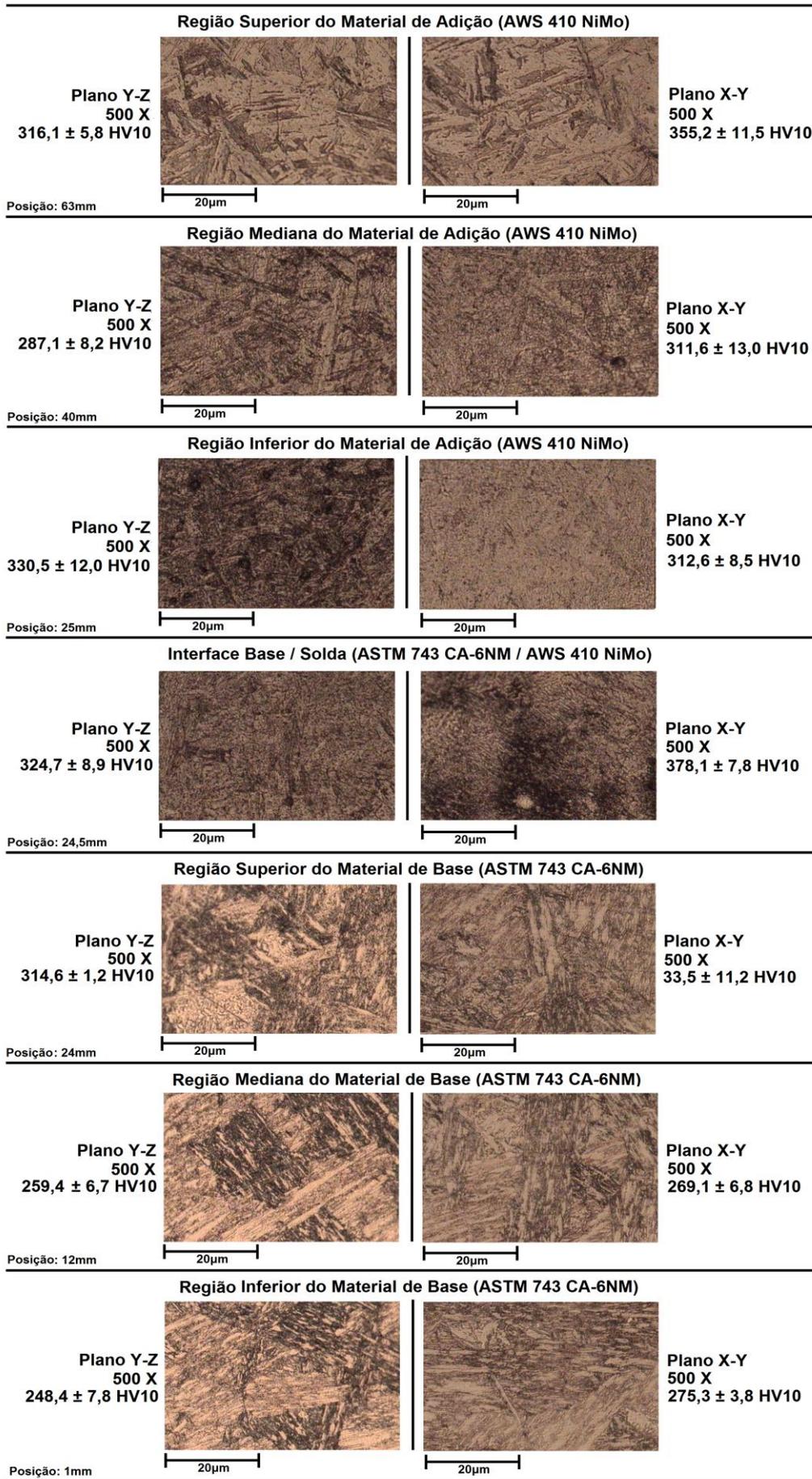


Figura 75: Comparação de dois planos de estudo do corpo de prova, com suas respectivas durezas.

5.4 TEMPERATURAS DAS REGIÕES ANALISADAS

Os ciclos térmicos, nos quais cada região analisada foi submetida, são descritos da Figura 76 até a Figura 82.

Cada pico de temperatura indica a aplicação de um passe de solda e os vales as temperaturas de interpasse de solda. Em média, esses passes de solda duram de 4 a 6 minutos de duração. Nos gráficos apresentados a temperatura máxima se limita a 550°C, pois o campo de temperatura (*temperature range*) utilizado na gravação termográfica foi de 0 a 550°C. O parâmetro de emissividade para o levantamento dos gráficos de temperatura temporal das regiões do material de base foi 0,3 e para as regiões estudadas do material de solda foi de 0,6, com base nos experimentos de emissividade citados nesse texto.

No gráfico da Figura 76, referente à região inferior do material de base, pode-se observar que a temperatura da base estava próxima dos 77°C antes do início do processo de soldagem. Essa região foi a que teve a maior temperatura inicial, antes de iniciar o processo de soldagem. No decorrer dos passes de solda, pode-se notar que os picos de temperatura não ultrapassaram os 195°C por estar numa distância relevante do primeiro passe de solda, não afetando sua microestrutura martensítica. As temperaturas de interpasse de solda atingiram um valor máximo de 123°C.

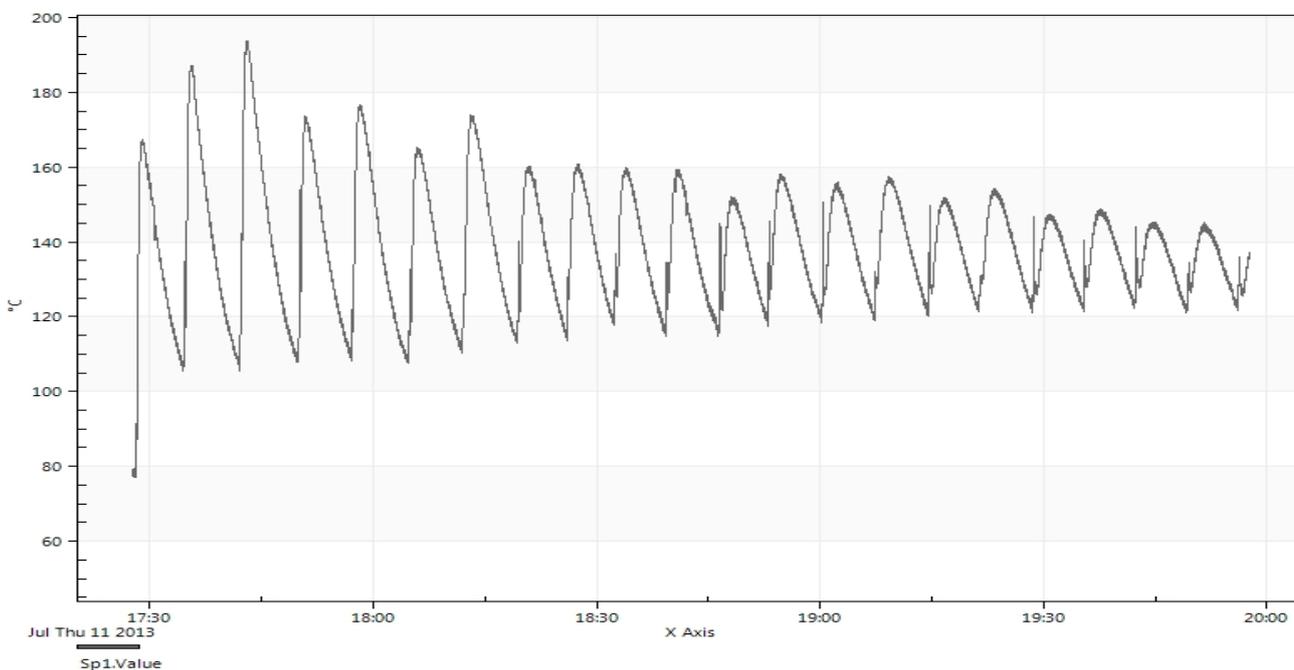


Figura 76: Ciclo Térmico da Região Inferior do Material de Base.

No gráfico da Figura 77, referente à região mediana do material de base, pode-se observar que a temperatura da base estava próxima dos 72°C antes do início do processo de soldagem. No decorrer dos passes de solda, pode-se notar que os picos de temperatura não ultrapassaram os 195°C por estar

numa distância relevante do primeiro passe de solda, também não afetando sua microestrutura martensítica. As temperaturas de interpasse de solda atingiram um valor máximo de 123°C.

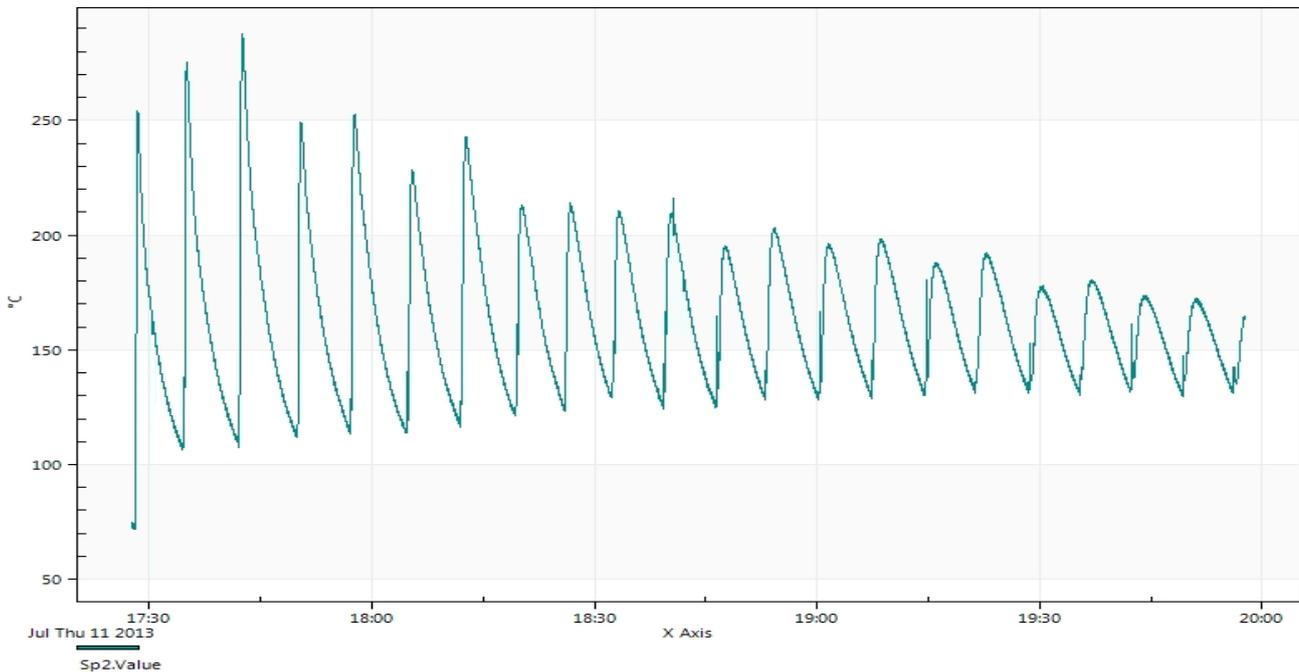


Figura 77: Ciclo Térmico da Região Mediana do Material de Base.

Nos gráficos da Figura 78, Figura 79, e Figura 80, referentes à região superior do material de base, região de interface do material de base e material de adição e região inferior do material de adição, respectivamente, pode-se observar que a temperatura da base estava próxima dos 50°C antes do início do processo de soldagem. Essas três figuras possuem gráficos similares pois as regiões são sobrepostas. No decorrer dos passes de solda, pode-se notar que os picos de temperatura não ultrapassaram os 550°C, devido à limitação do campo de temperatura que a câmera termográfica visualiza, como citado anteriormente. As temperaturas de interpasse de solda atingiram um valor máximo de 150°C como pré-definido pelo experimento, tendo um decréscimo nos últimos passes de solda, devido ao incremento na altura do corpo de prova. Nessas regiões as temperaturas de pico também diminuem no decorrer do processo pelo mesmo motivo.

No gráfico da Figura 78 são mostrados os ciclos térmicos aplicados na região superior do material de base.

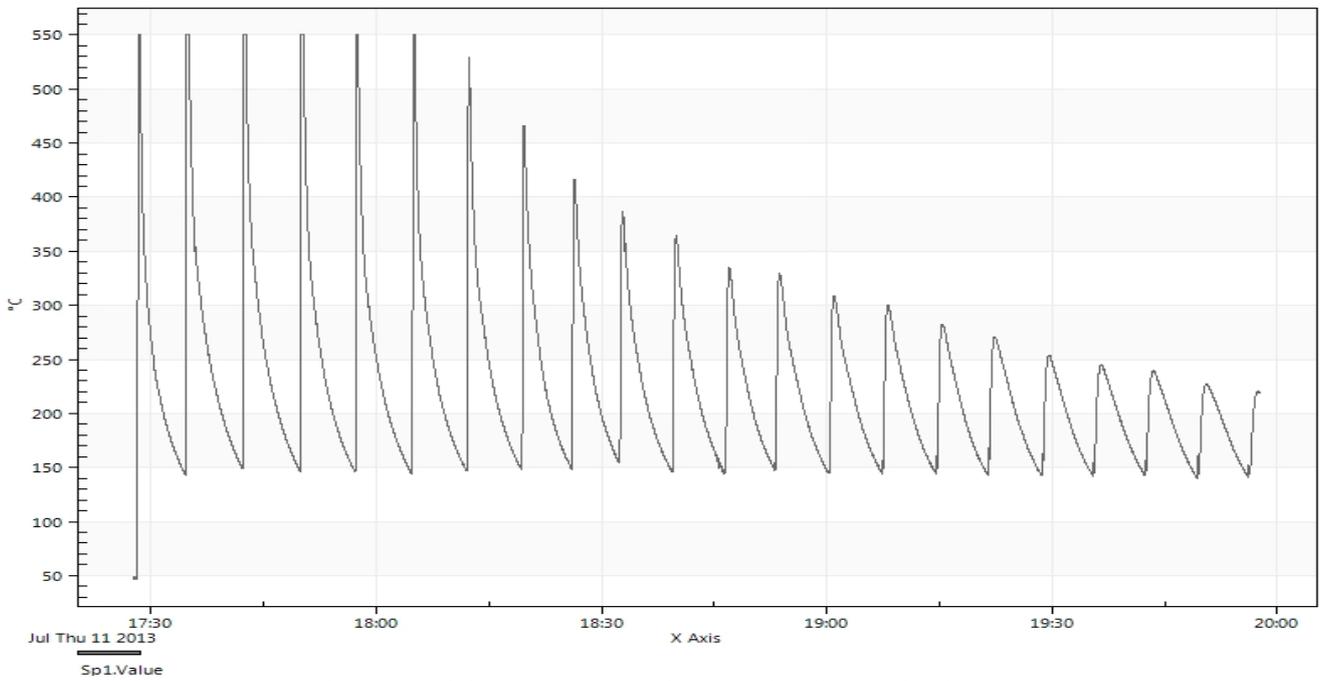


Figura 78: Ciclo Térmico da Região Superior do Material de Base.

No gráfico da Figura 79 são mostrados os ciclos térmicos aplicados na região de interface do material de base e do material de adição.

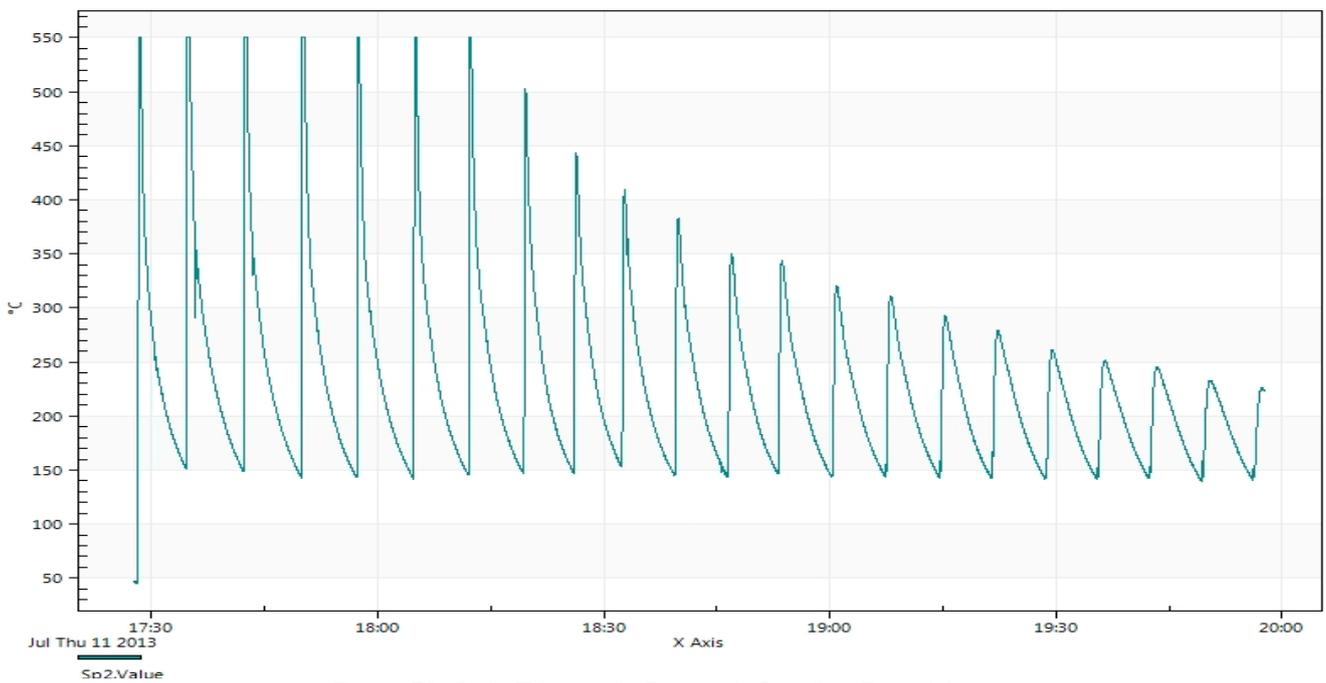


Figura 79: Ciclo Térmico da Região de Interface Base/Adição.

No gráfico da Figura 80 são mostrados os ciclos térmicos aplicados na região inferior do material de adição.

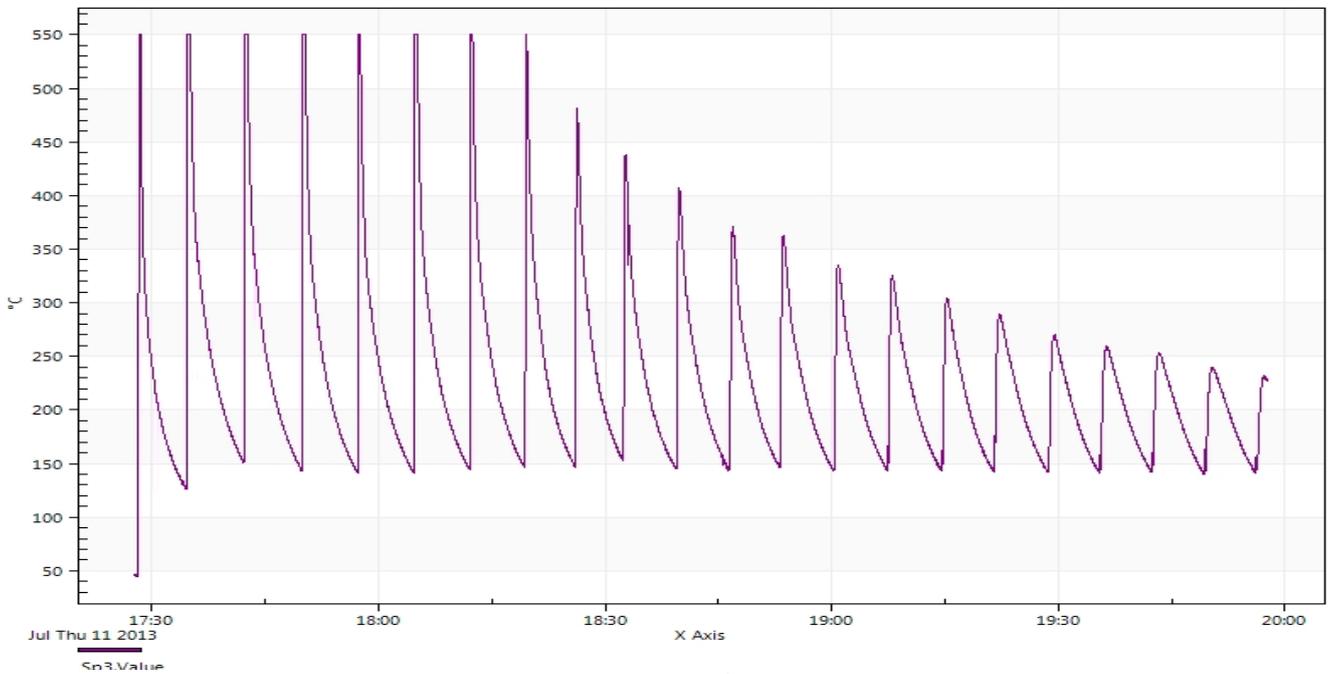


Figura 80: Ciclo Térmico da Região Inferior do Material de Adição.

Nas regiões estudadas do material adicionado, os ciclos térmicos anteriores à adição interferem apenas na preparação térmica do local de recebimento do passe de solda, ou seja, serve apenas para alcançar a temperatura de base desejada (150°C). Isso pode ser notado da Figura 80 a Figura 82.

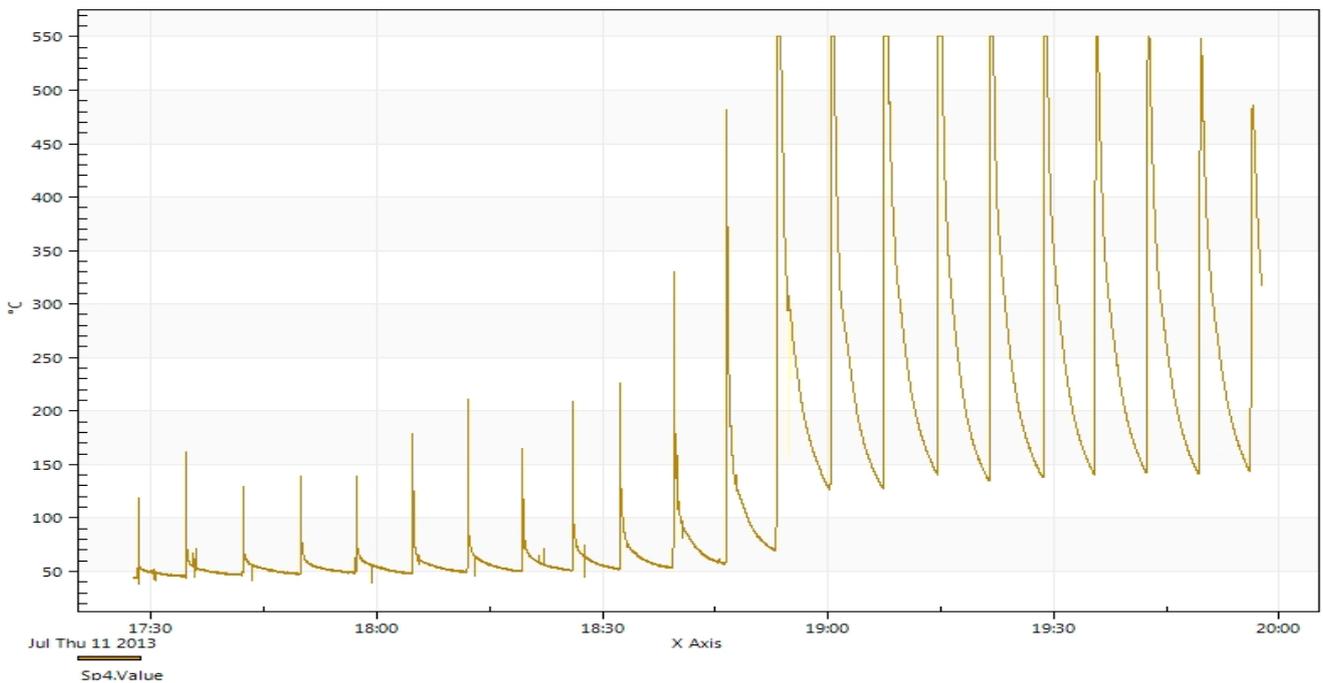


Figura 81: Ciclo Térmico da Região Mediana do Material de Adição.

Nos últimos passes de solda houve pouca atuação dos ciclos térmicos como mostra a Figura 82, pois a adição de material foi interrompida e o ensaio foi sendo finalizado. Tal fato justifica a microestrutura grosseira e não termicamente tratada, como foi avaliado na macrografia e micrografia

da Figura 73. Nessa região as linhas na forma de calor entre os passes de solda não são tão evidentes quanto as dos passes inferiores.

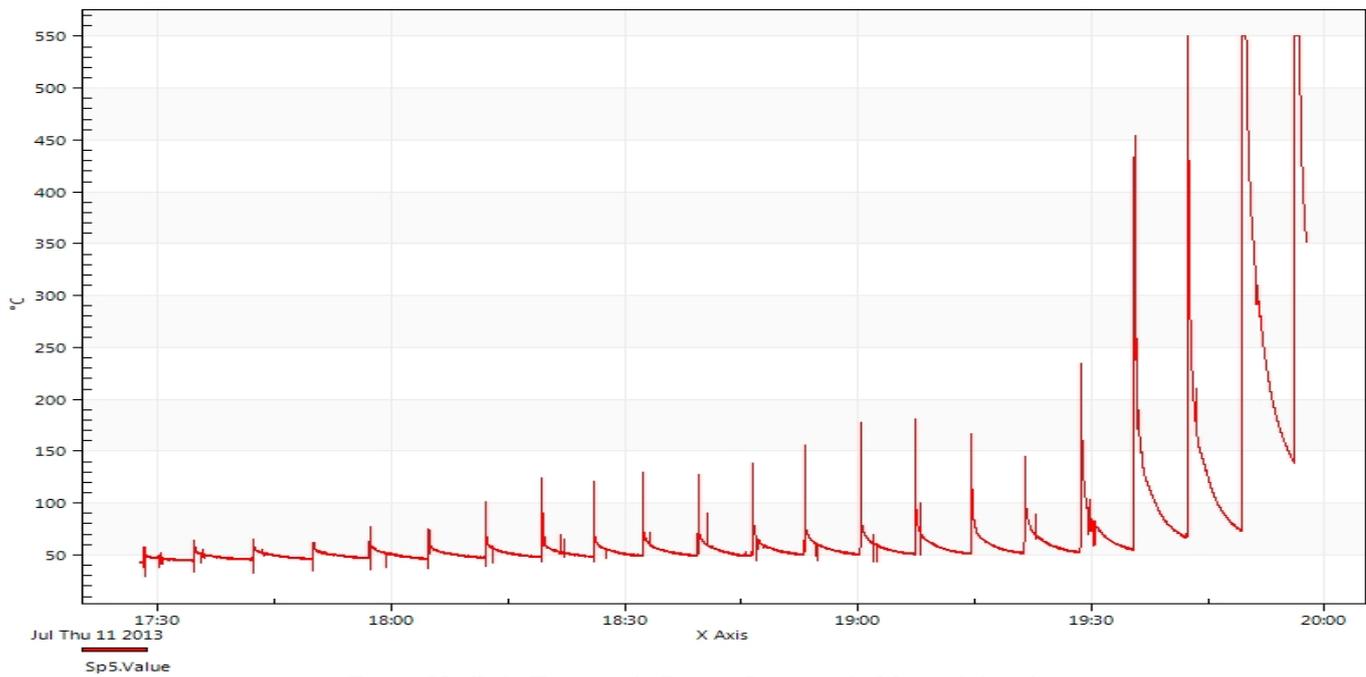


Figura 82: Ciclo Térmico da Região Superior do Material de Adição.

As temperaturas de interpasse em torno de 150°C possuem também a finalidade de eventual tratamento térmico intermediário para a remoção de hidrogênio [30].

6 CONCLUSÕES

Foram estudados e obtidos os valores de emissividade para diferentes materiais e em diferentes condições. Pode-se notar que em todos os ensaios o valor da temperatura do termopar esteve sempre superior às temperaturas informadas pelos sensores infravermelhos e estes apresentaram valores de temperatura muito próximos entre si, em particular, para a curva de resfriamento.

O efeito da convecção devido ao gás de proteção não afetou nas leituras de temperatura do termopar devido ao escoamento do gás ser feito de maneira mais uniforme com a utilização do difusor de gás de proteção, construído para esse propósito. Com ele foi possível atingir todas as regiões da amostra com homogeneidade.

Considerando a boa concordância entre os resultados obtidos na etapa de emissividade e os resultados relatados na literatura para materiais semelhantes, pode-se concluir que o método apresentado neste trabalho é uma técnica simples e confiável para determinar a emissividade material opaco em altas temperaturas para aplicação em medição de temperaturas sem contato. O parâmetro de emissividade para o levantamento dos gráficos de temperatura temporal das regiões do material de base foi 0,3 e para as regiões estudadas do material de solda foi de 0,6, com base nos experimentos de emissividade citados nesse texto.

Através da análise micrográfica foi observado que a microestrutura da amostra ensaiada é predominantemente martensítica. Na região superior do material de base, situada na zona termicamente afetada, pode-se encontrar martensita refinada proveniente de um tratamento térmico de revenimento. Pelas análises realizadas, não foi possível encontrar em nenhuma das regiões a presença de ferrita, a qual ficaria evidenciada por partes coloridas. A microestrutura das regiões de interface, inferior e mediana do metal de adição apresentam aspecto característico de um cordão de solda tratado termicamente [13], como pode ser observado na Figura 73. Com base nessas mesmas micrografias, é possível concluir que depois do 17º passo de solda, a microestrutura não possui mais o aspecto de tratado termicamente. Após esse passo de solda, é possível averiguar uma microestrutura mais dentrítica e grosseira, diferente das microestruturas observadas na literatura [13], como indica a Figura 13.

Os valores de resistência à dureza Vickers encontradas na região superior do material de base, na interface do material de base com o material de adição, na região inferior do material de adição, na região mediana do material de adição e na região superior do material de adição são um pouco maiores comparando com os valores da literatura [17][52][10] (11.11%, 14.73%, 16.78%, 1.45% e 11.66% maior, respectivamente).

Os resultados dos ensaios de dureza no substrato é 18.78% menor que a do metal de deposição e na região de interface o material apresenta um incremento de dureza significativo (24.62%) quando comparado ao substrato. Esse aumento de dureza na região de interface e na parte inferior do metal de

adição pode ser devido à precipitação de carbeto, necessitando de uma futura investigação para confirmar tal fato. Uma redução da tenacidade ao impacto no material de adição também pode ter ocorrido. Posteriores ensaios de resistência à fadiga e ao impacto serão necessários para verificar a ocorrência da fragilização da zona termicamente afetada.

Os gases de proteção contendo frações de CO ou de CO₂ podem levar a incorporação de quantidades crescentes de C no metal de solda, elevando sua dureza, conforme indica a Tabela 12 [38]. Esse fato também pode ser responsável pelo aumento da dureza na interface e na porção inferior do material de adição.

7 TRABALHOS FUTUROS

De forma geral, como pesquisa ao tema aqui abordado, os resultados obtidos foram bastante satisfatórios, mas devido a multidisciplinaridade e a vasta gama de assuntos envolvidos, várias possibilidades de pesquisa mais aprofundada ainda são cabíveis, não dando por fim este.

Os estudos, as análises e as metodologias propostas nesse trabalho foram importantes para entender e possibilitar melhorias nos processos de manutenção de turbinas hidrelétricas. Contudo, várias análises podem ser feitas para dar continuidade nessa pesquisa, como:

- Aprimorar o aparato experimental da soldagem, colocando resistências e termostatos que atinjam temperaturas da ordem de 250°C para promover o pré-aquecimento da amostra a receber os passes de solda, escolhendo corretamente o fluido que irá aquecer;
- Realizar novos experimentos de soldagem robotizada em múltiplos passos com pré-aquecimento da ordem de 200°C e controle da temperatura de interpasse com diferentes valores [6];
- Controlar os parâmetros de soldagem/aporte térmico (energia da soldagem) para atingir um nível de eficiência térmica ideal para um processo de manutenção industrial, buscando também um gás com um índice de dióxido de carbono menor que 2%, para o aumento da formação de martensita e da tenacidade dos materiais envolvidos [45];
- Proceder às análises microestruturais e de microdureza da zona termicamente afetada da liga, após as diferentes condições de soldagem com o controle mais eficaz do aporte térmico.
- Realizar novas análises metalográficas (macroestrutural e microestrutural) de forma crítica com diferentes reagentes químicos, utilizando o Microscópio Ótico (MO) e o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), possibilitando uma visão diferenciada;
- Utilizar a microscopia eletrônica de varredura (MEV) e a difratometria de raios X para investigar a presença ou não de austenita retida;
- Promover ensaios destrutivos de resistência à fadiga com altos ciclos e de impacto Charpy nas regiões suscetíveis à falha, como a junção do material de base com o de adição e entre os passes de solda;
- Buscar a caracterização termofísica dos materiais envolvidos na soldagem por Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC);

- Determinar os módulos de elasticidade do material de base, da interface material de base/material de adição e do material de adição, através do método de excitação por impulso, onde a amostra sofrerá um impacto de curta duração e responderá com vibrações em suas frequências naturais de vibração (Equipamento *Sonelastic*® - ATCP).

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] *Energia Hidrelétrica. Brasil Escola*, São Paulo. Disponível em: <<http://www.brasilecola.com/geografia/energia-hidreletrica.htm>>. Acesso em: 26 de abril de 2013.
- [2] *CARDOSO et al. - Avaliação da influência de gases de proteção contendo diferentes teores de CO₂ nas características dos revestimentos soldados visando o reparo de turbinas erodidas por cavitação - Soldagem e Inspeção*, ano 8, n.2, p.68-74, 2003.
- [3] *Reparo de turbina custará US\$ 8 mi. Gazeta do Povo*, Londrina. Disponível em: <<http://www.gazetadopovo.com.br/economia/conteudo.phtml?id=1092579&tit=Reparo-de-turbina-custara-US-8-mi>>. Acesso em: 26 de abril de 2013.
- [4] PEREIRA, A. S.; BUSCHINELLI, A. J. A.; HENKE, S. L.; NIÑO, C. E. - *Estudo comparativo do reparo por soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 410 e CA6NM - I Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação - COBEF*, Curitiba, 2001. Anais do Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2001.
- [5] RUSZCZYK, L. V. de A. - *Estudo sobre as variações microestruturais do aço inoxidável martensítico CA6NM decorrente da soldagem em múltiplos passos - Universidade de Brasília. Projeto de Graduação 01*, 2012.
- [6] GOUVEIA, R. R. de. - *A influência da temperatura de interpasse na tenacidade do metal de solda na soldagem multipasse do aço inoxidável martensítico CA6NM pelo processo TIG - Universidade Federal do Paraná. Dissertação de Mestrado*, 2008.
- [7] MACINTYRE, A. J. - *Máquinas Motrizes Hidráulicas - Editora Guanabara Dois*, 1983.
- [8] EPRI. *ELECTRICAL POWER RESEARCH INSTITUTE - Cavitation Pitting Mitigation in Hydraulic Turbines - Volume 1: Guidelines and Recommendations*, 1986.
- [9] HENKE, S. L. - *Desenvolvimento de procedimento de soldagem do aço inoxidável martensítico macio tipo CA6NM sem tratamento térmico posterior - Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis*, 1998.
- [10] ALLENSTEIN, Â. N. - *Estudo da resistência à cavitação do aço inoxidável martensítico CA6NM nitretado por plasma - Universidade Federal do Paraná. Dissertação de Mestrado. Curitiba*, 2007.
- [11] PEREIRA, A. S. - *Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem em aços inoxidáveis martensíticos, com metal de adição similar sem tratamento térmico posterior - Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis. Dissertação de Mestrado*, 2000.
- [12] ASM INTERNATIONAL. - *ASM Handbook: Metallography and Microstructure - 2004*.
- [13] VAZ, C. T. - *Avaliação da resistência à erosão por cavitação do metal de soldas produzidas com consumíveis tipo 13% Cr - 4% Ni - 0,4% Mo - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte. Dissertação de Mestrado*, 2004.
- [14] STRAUBE, H. - *Developments for additional improvement of low carbon martensitic Cr-Ni stainless steel. - Conference of Materials in Turbo-Machinery Design*, Cambridge, 1998.
- [15] AKHTAR, A. - *Materials Technology for Turbine Performance. Water Power and Dam Construction*. - v.38, n.8, 1986.
- [16] ASM - *International ASM Handbook: Welding, Brazing and Soldering - 1993*.

- [17] ASTM - *Standard Specification for Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application, Designation A743, A743M-06 - 2006.*
- [18] SFSA - *STEEL FOUNDERS' SOCIETY OF AMERICA - Steel Castings Handbook: Supplement 8-92 High Alloy Data Sheets Corrosion Series - 2004.*
- [19] FOLKHARD, E. - *Welding Metallurgy of Stainless Steels.* - Nova Torque: Springer-Vela Wien, 1988.
- [20] CRAWFORD, J. D. - *CA6NM An Update. 29th annual Steel Founders Society of America Technical and Operating Conference - 1974.*
- [21] GRACIOSO, J. F. - *Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico fundido CA6NM* - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.
- [22] GONÇALVES, B. - *Estudo comparativo da resistência à erosão por cavitação do metal de solda depositado por um arame tubular tipo 13% Cr - 4% Ni - 0,4% Mo e do aço fundido ASTM A743 CA6NM* - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.
- [23] NIEDERAU, H. J. - *State of development of soft martensitic stainless chromium nickel steels* - Climax Molibdenium Company: Kurt H. Miska, 1977.
- [24] *Flame Straightening and Distortion Control.* Flame Straightening Technology, New York. Disponível em: <<http://johnstewartbooks.weebly.com/profile-page-john-p-stewart.html>>. Acesso em: 02 de maio de 2013.
- [25] THALBERG, e. - *High deposition welding of Francis Turbine Runners for the Three Gorges Dam project* - Svetsaren, 2002.
- [26] BUSCHINELLI et al. - *Influência do acabamento e porosidade superficial na resistência à erosão por cavitação de revestimentos soldados - 1996.*
- [27] ESAB. - Arames Tubulares OK. Catálogo do Fabricante de arames tubulares OK - 2004.
- [28] CUNAT, P. J. - *The Welding Of Stainless Steels* - Euro Inox, The European Stainless Steel Development Association, 2007.
- [29] HOLMBERG. - *Stainless Steels - Their properties and their suitability for welding* - Avesa Polarit Stainless, 2002.
- [30] BAAS - *Recommended welding procedure for cladding and joining with metal cored wire PZ6166* - Fillarc Weling Industries. Suíça, 1996.
- [31] ÇENGEL, Y. - *Heat Transfer: A practical Approach* - Second Edition. Nova Iorque: McGrall-Hill, 2003.
- [32] INCROPERA et al. - *Fundamentals of Heat and Mass Transfer Sixth Edition.*- John Wiley & Sons, 2007.
- [33] DOEBELIN, E. - *Measurement Systems : application and design* - New York: McGraw-Hill Companies, Inc., 2004.
- [34] MOREIRA, L. - *Medição de Temperatura Usando-se Termopar* - Cerâmica Industrial, São Paulo, 2012.
- [35] SILVA, G. - *Termopares - Dispositivos utilizados para medir temperatura* - Escola Superior de Tecnologia de Setúbal, Portugal, 2005.

- [36] PERIN, A. - *Desenvolvimento de um equipamento para medição de emissividade* - Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, UFRGS, Porto Alegre, 2009.
- [37] NICOLAU et al. - *Determinação experimental de emissividades de materiais cerâmicos*. 52º Congresso Brasileiro de Cerâmica - UFSC, Florianópolis, 2008.
- [38] ACESITA, S.A. - *Soldagem dos Aços Inoxidáveis* - Acesita S.A. Associada à USINOR, 2011.
- [39] KOU, S. - *Welding Metallurgy* - 2nd edition, John Wiley and Sons, New York, NY, 2003.
- [40] COLPAERT, H. - *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns* - 4ª Edição, Editora Blucher, São Paulo-SP, 2008.
- [41] *Desenvolvimento da Soldagem Mig/Mag em Transferência Metálica por Curto-Circuito com Controle de Corrente para Aplicação em Passes de Raiz*. **LABSOLDA**. Disponível em: <http://www.labsolda.ufsc.br/projetos/projetos_atuais/mig_mag_cc.php>. Acesso em: 21 de maio de 2013.
- [42] SIQUEIRA, M. L. - *Apostila - Soldagem à arco e Gás* - Universidade de Brasília, DF, 1998.
- [43] *TL-TE/TI. User Manual*. **CALEX Electronics Limited**. Disponível em: <http://www.calex.co.uk/downloads/manuals/tl-te_tl-ti_man.pdf>. Acesso em 23 de Maio de 2013.
- [44] FRAGA, F. F. - Transferência de calor aplicada à prototipagem rápida por deposição de metal em camadas sucessivas utilizando soldagem 3D. Brasília: Universidade de Brasília, Projeto de Graduação em Engenharia Mecânica, 2011.
- [45] KRUPPA, et al. - *A Influência do aporte térmico na Metalurgia de Soldagem de Revestimentos de Aço Inoxidável com Cobalto*- Revista de Engenharia e Tecnologia, ISSN 2176-7270, UTFPR, 2011.
- [46] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, ABNT NBR 14724: “*Informação e Documentação - Trabalhos Acadêmicos - Apresentação*”, 2011.
- [47] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, ABNT NBR 6023: “*Informação e Documentação - Referências - Elaboração*”, 2002.
- [48] JAPONESE INDUSTRIAL STANADARD, JIS A1423, “*Simplified Test Method for Emissivity by Infrared Radio Meter*”, 1983 (Reaffirmed: 1988).
- [49] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM E1933-99a: “*Standard Methods for Measuring and Compensating for Emissivity Using Infrared Imaging Radiometers*”, 1999 (2010 Reapproved).
- [50] Catálogo Eletrônico: Tabela de Conversão de Durezas. **Metalúrgica Vera**. Disponível em: <<http://www.metalurgicavera.com.br/Produtos/TABELA-DE-CONVERSAO-DE-DUREZAS.php>>. Acesso em: 21 de julho de 2013.
- [51] BRASMON, M. A. - *Infrared radiation: a handbook for applications, with a collection of reference tables* - New York: Plenum Press, 1968.
- [52] FERREIRA et al. - *Identificação das Condições de Falha por Fadiga em Materiais Usados na Fabricação de Pás de Turbinas Hidráulicas: Metodologia, Caracterização dos Ensaios e Resultados* - Programa Eletronorte de Pesquisa e Desenvolvimento Tecnológico Ciclo 2004/2005, 2013.
- [53] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, ABNT NBR NM ISO 6507-1: “*Materiais metálicos - Ensaio de dureza Vickers - Parte 1: Método de ensaio*”, 2008.

ANEXOS

		Pág.
Anexo I	Resultados dos Ensaaios de Durezas Vickers	109
Anexo II	Desenhos Técnicos	111

ANEXO I: Resultados dos Ensaios de Durezas Vickers

Tabela 22: Resultados dos ensaios de dureza Vickers no plano Y-Z.

Ensaio de Dureza Vickers - Perfil Y-Z							
Ensaio	Localização	d1 (µm)	d2 (µm)	d (µm)	Dureza (HV10)	Dureza Média (HV10)	Desvio Padrão
1	Inferior Base Plano Y-Z (fino)	280,7	260,26	270,48	253,5	248,37	7,792517779
2		265,32	276,99	271,16	252,2		
3		287,07	269,58	278,33	239,4		
4	Meio Base Plano Y-Z (fino)	264,27	263,62	263,95	266,2	259,43	6,700994951
5		268,19	273,53	270,86	252,8		
6		273,43	261,41	267,42	259,3		
7	Superior Base Plano Y-Z (fino)	243,82	241,8	242,81	314,6	314,63	1,250333289
8		242,18	244,31	243,25	313,4		
9		242,5	248,4	245,45	315,9		
10	Interface Base/Solda Plano Y-Z (fino)	241,99	242,09	242,04	316,6	324,73	8,936628745
11		242,66	236,34	239,5	323,3		
12		233,12	237,94	235,53	334,3		
13	Inferior Solda Plano Y-Z (fino)	237,71	240,45	239,08	324,4	330,53	12,03550304
14		231,61	247,76	239,69	322,8		
15		233,63	230,45	232,04	344,4		
16	Meio Solda Plano Plano Y-Z (fino)	253,98	260,95	257,47	279,8	287,10	8,217663902
17		256,47	253,22	254,85	285,5		
18		252,06	248,58	250,32	296		
19	Superior Solda Plano Y-Z (fino)	244,71	244,94	244,83	309,4	316,13	5,844940832
20		240,98	241,14	241,06	319,1		
21		238,43	243,15	240,79	319,9		

Tabela 23: Resultados dos ensaios de dureza Vickers no plano X-Y.

Ensaio de Dureza Vickers - Perfil X-Y							
Ensaio	Localização	d1 (µm)	d2 (µm)	d (µm)	Dureza (HV10)	Dureza Média (HV10)	Desvio Padrão
1	Inferior Base Plano X-Y	255,5	259,5	257,5	279,7	275,30	3,874274126
2		260,38	261,5	260,94	272,4		
3		261,7	258,9	260,3	273,8		
4	Meio Base Plano X-Y	258,3	260,5	259,4	275,5	269,07	6,772247288
5		260,9	271,2	266,05	262		
6		264,8	259,6	262,2	269,7		
7	Superior Base Plano X-Y	236,7	241,3	239	324,7	313,53	11,20014881
8		248,03	247,37	247,7	302,3		
9		240,63	245,74	243,19	313,6		
10	Interface Base/Solda Plano X-Y	219,45	218,44	218,95	386,9	378,10	7,787168934
11		221,11	223,5	222,31	375,3		
12		224,67	221,83	223,25	372,1		
13	Inferior Solda Plano X-Y	237,46	242,24	239,85	322,4	312,57	8,519585279
14		247,09	244,11	245,6	307,4		
15		244,28	246,56	245,42	307,9		
16	Meio Solda Plano X-Y	251,42	242,1	246,76	304,6	311,63	12,96932278
17		240,65	253,54	247,1	303,7		
18		232,98	243,64	238,31	326,6		
19	Superior Solda Plano X-Y	228,3	225,82	227,06	359,7	355,17	11,49144609
20		224,81	226,82	225,82	363,7		
21		240,33	225,33	232,83	342,1		

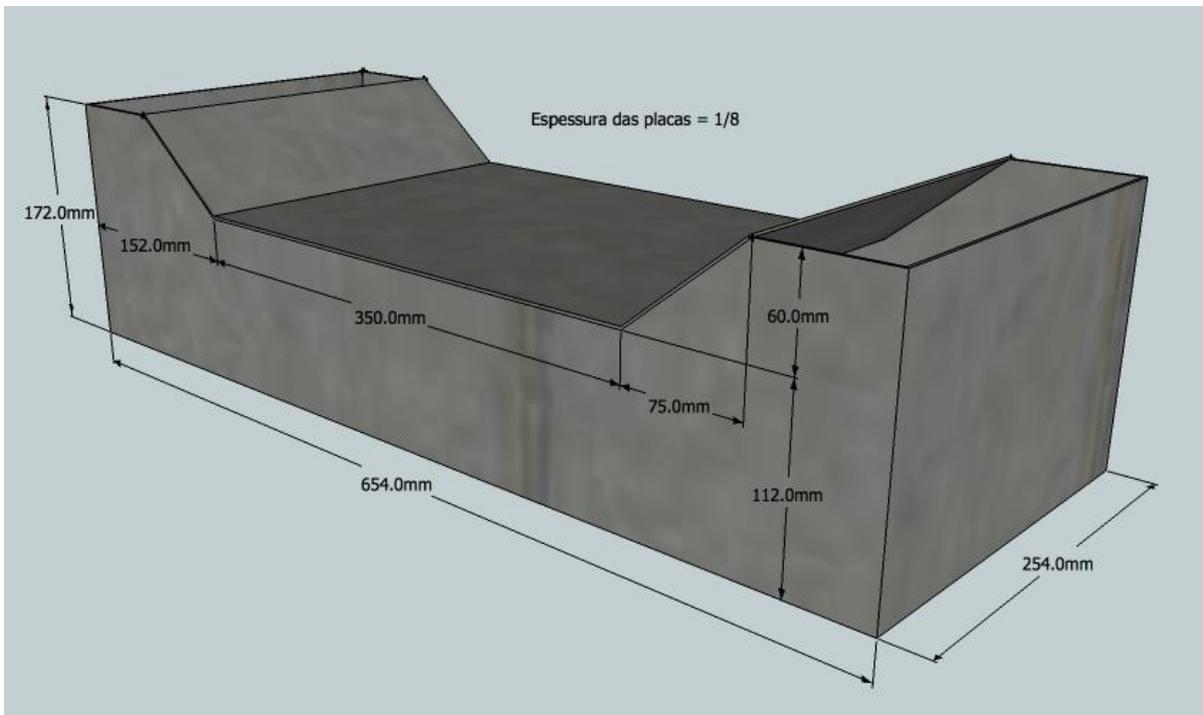
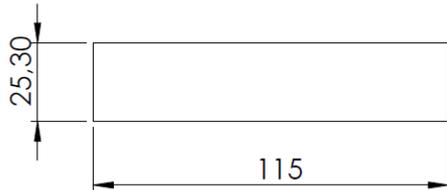
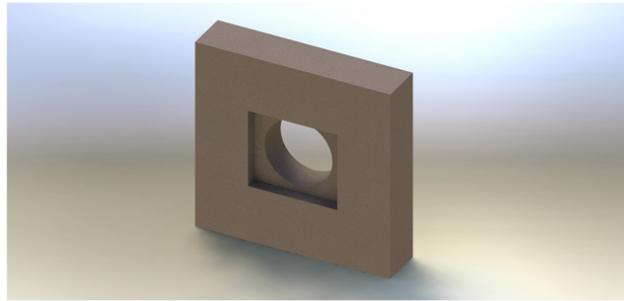
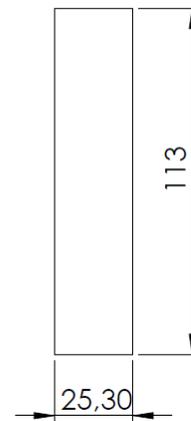
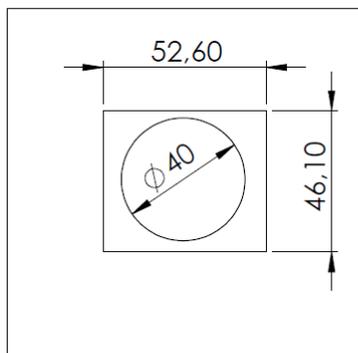
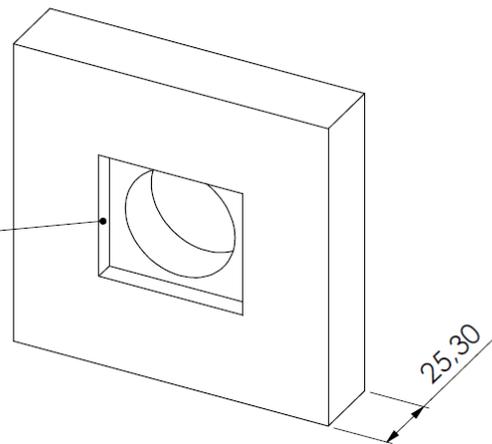


Figura 83: Dimensões do aparato experimental [44].



Ressalto Negativo = 7,4mm

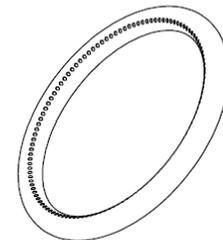
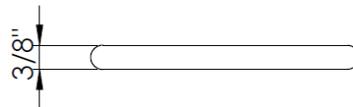
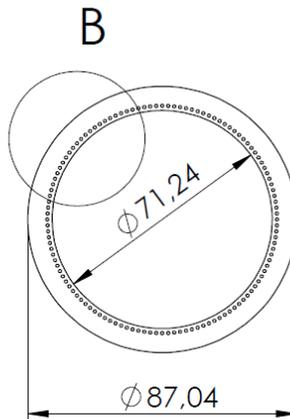
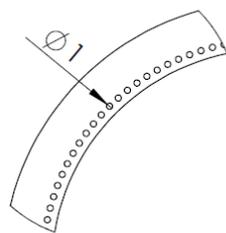


				NÃO MUDAR A ESCALA DO DESENHO	REVISÃO 01/01
DES.	Eng. Tabata	ASSINATURA	DATA	TÍTULO: Bloco Refratário	
VERIF.	Eng. Tabata				
APROV.	Eng. Tabata				
MANUF.	Eng. Tabata				
QUALID.	Eng. Tabata			MATERIAL: Tijolo Refratário	DES. Nº Bloco Refrat. 2D - 01
Obs.: Unidades em mm				ESCALA:1:2	FOLHA 1 DE 1
					A4

Figura 84: Desenho técnico 2D do bloco refratário.



DETALHE B
ESCALA 1 : 1



				NÃO MUDAR A ESCALA DO DESENHO	REVISÃO 01/01
DES.	Eng. Tabata	ASSINATURA	DATA	TÍTULO: Difusor de Proteção Gasosa	
VERIF.	Eng. Tabata			DES. Nº Toróide 2D - 01 A4	
APROV.	Eng. Tabata				
MANUF.	Eng. Tabata				
QUALID.	Eng. Tabata			MATERIAL: Tubo de Cobre 3/8"	
União com Solda Foscopo				ESCALA: 1:2	FOLHA 1 DE 1
Obs.: Unidades em mm			PESO:		

Figura 85: Desenho técnico 2D do difusor de proteção gasosa.

APÊNDICES

		Pág.
Apêndice I	Reagentes para Ataque Micrográfico [40]	115
Apêndice II	Tabela de Conversão de Durezas [50]	117

APÊNDICE I: Reagentes para Ataque Micrográfico [40]

Reagente	Composição e técnica de aplicação	Indicações
Nital (1 a 5%)	1 a 5 mL de HNO ₃ (ácido nítrico) 99 a 95 mL de etanol (álcool etílico)	A concentração mais usual para metalografia de aços em geral é de 2%. Ataca contornos de grão. Embora seja de uso geral, não é o ideal para perlita, por não atacar uniformemente este constituinte (ver exemplos do Capítulo 14: uso de nital e picral em seqüência.) O ataque excessivo da perlita ou o ataque à perlita de espaçamento muito fino resulta em áreas perlíticas pretas ou muito escuras e confusão das lamelas.
Picral 4%	4 g de ácido pícrico 96 mL de etanol (álcool etílico) Opcionalmente, adicionar 3-5 gotas de cloreto de benzalcônio a 15-17% (agente tensoativo, "molhante") ⁽⁷⁾	Recomendado para perlita e outras microestruturas contendo carbonetos, como martensita revenida. Segundo Bramfitt e Benscotter [7] picral é um dos poucos reagentes que melhoram com o uso. Os autores recomendam "envelhecer" o reagente através da colocação de cavacos de aço ou pedaços de aço dentro da solução até que ela adquira uma coloração verde-escura (a cor normal é amarelada). Para amostras com mais de 0,5%Cr é recomendada [7] a adição de 5 gotas de ácido clorídrico por 100 mL de solução.
Solução alcalina de picrato de sódio	100 mL de água 25 g de NaOH (ou soda a 36° Baumé) 2 g de ácido pícrico	Revela perlita através da coloração da cementita e colore diversos carbonetos. Não colore carbonetos com mais de 10%Cr [7]. Ataca sulfetos e revela contornos de grão em aços resfriados lentamente. A solução é preparada dissolvendo o ácido pícrico em água fervente e adicionando-se a soda a 36° Baumé progressivamente. O ataque é feito com o reagente fervente. Ataca baquelite. Recomendado o embutimento em epóxi. A solução não deve ser fervida até secar. O tempo de ataque varia de 5 a 15 minutos.
Ataque oxidante por aquecimento		Revela contornos de grão através da oxidação diferencial dos grãos. Consiste em se aquecer o corpo-de-prova polido a cerca de 250-300 °C em presença do ar. Sobre a superfície do corpo forma-se uma película finíssima de óxido cuja espessura varia com o constituinte e/ou com a orientação cristalográfica dos grãos. Essa película, conforme sua espessura, decompõe a luz branca que nela incide e a reflete com cores, tais como amarelo, castanho-claro, carmim, roxo e azul. A fim de tornar mais nítidos os contornos dos grãos é comum preceder o ataque por oxidação por um ataque com reativo de ácido nítrico ou pícrico. Este modo de atacar é indicado quando se quer mostrar a diferença de tamanho de grão em aço de baixo carbono.
Klemm ou Klemm I	Solução aquosa saturada de tiosulfato de sódio: 50 mL (solubilidade do sulfato anidro: (Na ₂ S ₂ O ₃) 50 g/100 mL a 20 °C. Solubilidade do sulfato hidratado 291,1 g/100 mL a 45 °C 1 g de metabisulfito de potássio	Colore a ferrita (40 a 100 s). Revela segregação de fósforo e superaquecimento. Útil para destacar carbonetos em matriz ferrítica.
Beraha	100 mL H ₂ O 10 g Na ₂ S ₂ O ₃ 3 g K ₂ S ₂ O ₅	Um dos mais diversos reagentes desenvolvidos por Beraha que colore ferrita, martensita e bainita. Há diversos ataques que produzem resultados coloridos desenvolvidos por Beraha.

Reagente	Composição e técnica de aplicação	Indicações
Beraha II	Solução I: 800 mL H ₂ O 400 mL HCl 48 g bifluoreto de amônio Para uso, adicionar a 100 mL da solução I, 1-2 g metabissulfito de potássio antes do ataque	Aços inoxidáveis. Aços inoxidáveis dúplex (Capítulo 16).
Oberhoffer	30 g FeCl ₃ 1 g CuCl ₂ 0,5 g SnCl ₃ 50 mL HCl 500 mL etanol 500 mL H ₂ O	Detecta segregação de fósforo.
Béchet-Beaujard	100 mL H ₂ O 2 g ácido pícrico 20 mL sabão neutro	Revela o fibramento (Capítulo 14).
Metabis-sulfito de potássio	800 mg de metabissulfito de potássio 100 mL H ₂ O	Colore diferentemente ferrita e perlita. Uso em aços dual phase ou multifásicos (Capítulo 13).
Metabissulfito de sódio (Datta e Gokhale)	20 g de metabissulfito de sódio 100 mL H ₂ O	Diferencia ferrita e martensita em aços multifásicos (Capítulo 13).
LePera	Solução I: 1 g de metabissulfito de sódio 100 mL H ₂ O Solução II: 100 mL de etanol Misturar 1:1	Diversas aplicações em aços bifásicos, multifásicos, TRIP (Capítulos 11 e 13). Há várias modificações e variantes também, muitas envolvendo diferentes proporções das soluções I e II no ataque final.
Kalling	2 g cloreto cúprico 40-80 mL metanol 40 mL H ₂ O 40 mL HCl	Aços inoxidáveis. Escurece ferrita e martensita. Austenita aparece clara, carbonetos não são afetados (Capítulo 16).
Vilela	1 g ácido pícrico 5 mL HCl 100 mL etanol	Uso geral em aços carbono. Pode revelar contorno de grão austenítico anterior. Uso em aços inoxidáveis (Capítulo 16).

APÊNDICE II: Tabela de Conversão de Durezas [50]

Dureza Rockwell "C"	Dureza Brinell	Dureza Vickers	Dureza Rockwell "A"	Dureza Rockwell "B"	Dureza Rockwell "D"	Dureza Shore
HRC	HB	HV	HRA	HRB	HRD	HS
43	400	423	72,2	---	57,7	57
42	390	412	71,5	---	56,9	56
41	381	402	70,9	---	56,2	55
40	371	392	70,4	---	55,4	54
39	362	382	69,9	---	54,6	52
38	353	372	69,4	---	53,8	51
37	344	363	68,9	---	53,1	50
36	336	354	68,4	-109	52,3	49
35	327	345	67,9	-108,5	51,5	48
34	319	336	67,4	-108	50,8	47
33	311	327	66,8	-107,5	50	46
32	301	318	66,3	-107	49,2	44
31	294	310	65,8	-106	48,4	43
30	286	302	65,3	-105,5	47,7	42
29	279	294	64,7	-104,5	47	41
28	271	286	64,3	-104	46,1	41
27	264	279	63,8	-103	45,2	40
26	258	272	63,3	-102,5	44,6	38
25	253	266	62,8	-101,5	43,8	38
24	247	260	62,4	-101	43,1	37
23	243	254	62	100	42,1	36
22	237	248	61,5	99	41,6	35
21	236	243	61	98,5	40,9	35
20	236	238	60,5	97,8	40,1	34
-18	219	230	---	96,7	---	33
-16	212	222	---	95,5	---	32
-14	203	213	---	93,9	---	31
-12	194	204	---	92,3	---	29
-10	187	196	---	90,7	---	28
-8	179	188	---	89,5	---	27
-6	171	180	---	87,1	---	26
-4	165	173	---	85,5	---	25
-2	158	160	---	83,5	---	24
0	152	160	---	81,7	---	24

OBS: Os valores são apenas para comparação