



TESE DE DOUTORADO

**ESTUDO DO EFEITO DA TEMPERATURA DE INTERPASSE E
DE PRÉ-AQUECIMENTO NO PROCESSO DE SOLDAGEM
POR MÚLTIPLOS PASSOS NO REPARO DE PÁS DE
TURBINAS HIDRÁULICAS**

Por,

Matheus Tabata Santos

Brasília, 23 de fevereiro de 2018

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

Faculdade de Tecnologia - FT

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

TESE DE DOUTORADO

**ESTUDO DO EFEITO DA TEMPERATURA DE INTERPASSE E DE PRÉ-
AQUECIMENTO NO PROCESSO DE SOLDAGEM POR MÚLTIPLOS
PASSOS NO REPARO DE PÁS DE TURBINAS HIDRÁULICAS**

Matheus Tabata Santos

Tese de Doutorado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas da Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de doutor em Ciências Mecânicas.

Orientadora: Profa. Palloma Vieira Muterlle, Dra.

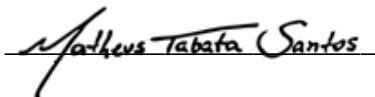
Brasília, 23 de fevereiro de 2018

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
Faculdade de Tecnologia
Departamento de Engenharia Mecânica
Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas

TESE DE DOUTORADO

**ESTUDO DO EFEITO DA TEMPERATURA DE INTERPASSE E DE PRÉ-
AQUECIMENTO NO PROCESSO DE SOLDAGEM POR MÚLTIPLOS
PASSOS NO REPARO DE PÁS DE TURBINAS HIDRÁULICAS**

Matheus Tabata Santos



Banca Examinadora

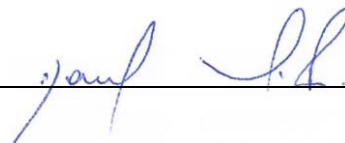
Prof^a. Dr^a. **Palloma Vieira Muterlle**, PCMEC/ENM/UnB
Presidente da Banca

Ass.:



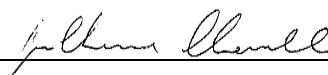
Prof. Dr. **Daniel Monteiro Rosa**, PCMEC/ENM/UnB
Examinador Interno

Ass.:



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

Ass.:



Prof. Dr. **Ricardo Fouad Rabahi**, Instituto Federal de Goiás
Examinador Externo

Ass.:



Brasília, 23 de fevereiro de 2018

FICHA CATALOGRÁFICA

SANTOS, MATHEUS TABATA

Estudo do Efeito da Temperatura de Interpasse e de Pré-Aquecimento no Processo de Soldagem por Múltiplos Passos no Reparo de Pás de Turbinas Hidráulicas

161p., 210x297 mm (ENM/FT/UnB, Doutor, Ciências Mecânicas, 2018)

Tese de Doutorado - Universidade de Brasília

Faculdade de Tecnologia

Departamento de Engenharia Mecânica

1. Reparo de Turbinas Hidroelétricas

2. Termografia em Soldagem GMAW

3. Tratamento Térmico Posterior à Soldagem

4. ASTM A743 CA6NM

5. AWS 5.22 EC410NiMo

6. Ciclos Térmicos Sucessivos

I. ENM/FT/UnB

II. Título ENM-DT 47/2018

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

SANTOS, M. (2018). Estudo do Efeito da Temperatura de Interpasse e de Pré-Aquecimento no Processo de Soldagem por Múltiplos Passos no Reparo de Pás de Turbinas Hidráulicas. Tese de Doutorado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM-DT 47/2018, Departamento de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 161p.

CESSÃO DE DIREITOS

NOME DO AUTOR: Matheus Tabata Santos

TÍTULO: Estudo do Efeito da Temperatura de Interpasse e de Pré-Aquecimento no Processo de Soldagem por Múltiplos Passos no Reparo de Pás de Turbinas Hidráulicas.

GRAU: DOUTOR

ANO: 2018

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

Matheus Tabata Santos

mateustabata@gmail.com / matheus.santos@ifg.edu.br

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 devo agradecer a Deus, pois sem Ele, nada seria possível. A Ele seja dada toda glória e toda honra.

Em especial, à 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.

À minha orientadora, Profa. Dra. Palloma Vieira Muterlle, pelos ensinamentos, pela paciência e credibilidade fornecidos.

Aos professores Dr. Guilherme Caribé de Carvalho e ao Dr. Sadek Crisostomo Absi Alfaro, pelo suporte técnico, apoio e auxílios prestados.

Ao Instituto Federal de Goiás – Campus Senador Canedo e Campus Valparaíso, pela flexibilidade de horários que viabilizaram a oportunidade de capacitação, podendo assim contribuir com a pesquisa no Brasil.

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

A todos os técnicos do SG9, do bloco G e da Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília, pela ajuda e paciência. A todos alunos da Pós-Graduação em Ciências Mecânicas e da Pós-Graduação em Integridade de Materiais que me acompanharam e me deram suporte nessa jornada.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), pelo apoio financeiro.

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

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 5.22 EC410NiMo. Uma vez que eles têm grandes espessuras, normalmente, a soldagem de reparo ocorre em vários passos, a fim de preencher a cavidade danificada. 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. Portanto, existem fortes fatores técnicos e econômicos que motivam o desenvolvimento de procedimentos de reparo sem tratamento térmico posterior à soldagem (TTPS), que garantam propriedades mecânicas aceitáveis e boa performance estrutural. O objetivo principal desse trabalho é analisar as propriedades térmicas, mecânicas e microestruturais desses materiais soldados pelo processo GMAW em múltiplos passos com controle das temperaturas de pré-aquecimento (TPA) e interpasse (TI), estabelecendo procedimentos de otimização no processo de reparo das pás das turbinas hidráulicas, evitando o TTPS. Para tal, por meio de dados obtidos de estudos prévios das temperaturas de transformação martensítica (M_s e M_f), foram definidos 5 conjuntos de temperaturas para análise: Amostra 1: TPA: 100°C e TI: 150°C; Amostra 2: TPA: 150°C e TI: 150°C; Amostra 3: TPA: 200°C e TI: 150°C; Amostra 4: TPA: 180°C e TI: 180°C; e Amostra 5: TPA: 200°C e TI: 200°C. Após a soldagem com esses parâmetros, foram realizadas investigações microestruturais (laser confocal e eletrônica de varredura), levantamento de composição química dos metais (espectrometria de fluorescência de raios-X), difratometria de raios-X (DRX) para análise das fases constituintes de várias regiões, calorimetria diferencial de varredura (DSC) para conhecimento dos dados da transformação martensítica em atmosfera inerte, avaliação da energia envolvida na soldagem (aporte térmico) e acompanhamento dos sucessivos ciclos térmicos envolvidos na soldagem, atuantes em cada passe de solda. A microestrutura predominante em grande parte das regiões analisadas é martensítica com morfologia em ripas, típicas em aços inox com baixo teor de carbono. Ferrita δ e austenita retida foram evidenciadas em determinadas regiões. Outras fases em menor proporção apareceram. Os valores de M_s e M_f foram coerentes com a literatura e justificaram os valores escolhidos para TPA e TI. Os valores de dureza e microdureza para determinadas regiões foram interessantes, ficando abaixo do estipulado pela norma. O aporte térmico calculado resultou em valores baixos comparados a outras pesquisas, reduzindo o custo de reparo e não influenciando na redução da tenacidade do material. A amostra 2, de TPA e TI igual a 150°C proporcionaram os melhores resultados, possibilitando a execução do reparo de pás de turbina sem TTPS.

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, the AWS 5.22 EC410NiMo. Since they have large thicknesses, typically the repair welding is carried out in several layers in order to fill the damaged 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. Therefore, there are strong technical and economic factors that motivated the development of repair procedures without post welding heat treatment (PWHT), to ensure acceptable mechanical properties and good structural performance. The main objective of this study is to analyze the thermal, mechanical and microstructural properties of these materials welded by the GMAW process in multiple steps with control of the preheating temperature (PHT) and interpass temperature (IT), establishing optimization procedures in the repair process of hydraulic turbine blades, avoiding TTPS. For this, through data obtained from previous studies of the martensitic transformation temperatures (M_s and M_f), 5 sets of temperatures were defined for analysis: Sample 1: PHT: 100°C and IT: 150°C; Sample 2: PHT: 150°C and IT: 150°C; Sample 3: PHT: 200°C and IT: 150°C; Sample 4: PHT: 180°C and IT: 180°C; and Sample 5: PHT: 200°C and IT: 200°C. After welding with these parameters, microstructural investigations (confocal laser and scanning electron), chemical composition of the metals (X-ray fluorescence spectrometry), X-ray diffractometry (XRD) to analyze the constituent phases of several regions, differential scanning calorimetry (DSC) to know the data of the martensitic transformation in inert atmosphere, evaluation of the energy involved in the welding (thermal input) and monitoring the successive thermal cycles involved in the welding, acting on each welding pass. The predominant microstructure in most of the analyzed regions is martensitic with lath morphology, typical in stainless steels with low carbon content. δ Ferrite and retained austenite were observed in certain regions. Other phases in lower proportions appeared. The values of M_s and M_f were consistent with the literature and justified the values chosen for PHT and IT. The hardness and microhardness values for certain regions were interesting, being below the standard stipulated value. The calculated thermal input resulted in low values compared to other researches, reducing the cost of repair and not influencing in the reduction of the tenacity of the material. Sample 2, of PHT and IT equal to 150°C provided the best results, allowing the execution of the repair of turbine blades without TTPS.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Usina hidrelétrica de São Simão, Goiás.	22
Figura 2 - Inspeção feita na pá da turbina, antes do reparo da U6 - UHE Itaipu.....	24
Figura 3 - Identificação de uma trinca na pá do rotor da unidade da UHEGBM.	24
Figura 4 - Turbina reparada da unidade geradora 6 (U6) da UHE Itaipu.	25
Figura 5 - 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 C ₂ H ₄ O ₂ - 10 HNO ₃ . Em (d), mesmo campo mostrado em (c) mas revelado com o contraste diferencial de interferência Nomarski.	46
Figura 6 - Esquemático para nomenclatura das ligas de aço inoxidável resistentes à corrosão e a alta temperatura com base nas faixas de teores de Ni e Cr. As letras nos círculos representam a segunda letra no sistema de designação.	48
Figura 7 - Faixa de dados experimentais de energia Charpy com a temperatura.....	51
Figura 8 - Influência do teor de carbono sobre a dureza da martensita, da perlita e de uma estrutura contendo carbonetos esferoidizados.	53
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).	56
Figura 10 - Técnica de reparo sem TTPS - "meia camada".....	59
Figura 11 - Técnica de reparo sem TTPS - "dupla camada".....	60
Figura 12 - Princípio do Processo GMAW.....	61
Figura 13 - Exemplo de um eletrodo de arame tubular com fluxo metálico.....	64
Figura 14 - Processo de soldagem GMAW com arame tubular e gás de proteção.	64
Figura 15 - Esquema do ciclo térmico de soldagem recomendado para soldagem do aço inoxidável martensítico macio com arame tubular de fluxo metálico.	66
Figura 16 - Micrografias representativas do metal de solda depositado pelo arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo 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”.	67
Figura 17 - Diagrama de fases Fe-Cr-Ni, para razão fixa de Cr/Ni de 3:1.....	68
Figura 18 - Diagrama de transformação de fase em resfriamento contínuo (TRC) do CA6NM.	69
Figura 19 - Representação esquemática da morfologia da martensita.	71

Figura 20 - Diagrama de Schaeffler adaptado.....	72
Figura 21 - Diagrama de fase do CA6NM indicando as diferentes ZTA presentes após soldagem.	73
Figura 22 - Estrutura de grãos colunares de solda feitas com poças na forma de gota e elíptica: (a, b) estrutura colunar regular; (c, d) estrutura axial.	75
Figura 23 - Traços de ferrita delta na matriz martensítica do metal de solda multipasse 13Cr4Ni.	77
Figura 24 - Variação do percentual de austenita formada em função da temperatura de revenimento do aço CA6NM temperado.....	78
Figura 25 - Variação do percentual de austenita, limite de resistência (σ), limite de escoamento (σ_e 0,2%) e energia absorvida no ensaio Charpy do aço CA6NM em função da temperatura de revenimento.	79
Figura 26 - Comportamento das transformações de fase durante resfriamento da soldagem e subsequente tratamento térmico pós-soldagem.....	82
Figura 27 - Material fornecido para análise.	87
Figura 28 - Amostras cortadas de aço ASTM A743 CA6NM.	87
Figura 29 - Arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo.	88
Figura 30 - Braço mecânico robotizado ABB IRB 2000.	88
Figura 31 - Ilustração do procedimento utilizado para os experimentos de soldagem.	89
Figura 32 - Fluxograma da Metodologia Utilizada.	91
Figura 36 - Modelo inicial da bancada de pré-aquecimento.	93
Figura 37 - Dimensões do reservatório da bancada de pré-aquecimento.....	94
Figura 35 - Versão final da bancada de pré-aquecimento.	95
Figura 36 - Monitoramento termográfico da bancada de pré-aquecimento.....	95
Figura 37 - Monitoramento termográfico do processo de soldagem.....	97
Figura 38 - Escolha da região a ser analisada microestruturalmente.....	97
Figura 39 - Regiões do material definidas para análises.	100
Figura 40 - Microscópio Laser Confocal LEXT OLS4100 da marca Olympus™.	101
Figura 41 - MEV modelo JSM-7100FA da marca JEOL™.	101
Figura 42 - Representação esquemática do EDX-720 Shimadzu™.	103
Figura 43 - Difratorômetro modelo D8 FOCUS da marca Bruker™.	103

Figura 44 - Analisador térmico simultâneo TGA/DSC – marca TA Instruments™, modelo SDT Q600.	105
Figura 45 - Indentador Vickers.	105
Figura 46 - Equipamento para o ensaio de dureza Vickers (HV10).	106
Figura 47 - Microdurômetro Modelo DuraScan da EMCOTEST™.	106
Figura 48 - Micrografia da amostra "como recebida" com aumento de 500x. (a) Imagem natural, evidenciando a ferrita em colorido; (b) Imagem obtida por varredura a laser; (c) Imagem evidenciando a martensita em escuro; (d) Imagem evidenciando a austenita em escuro.	108
Figura 49 - Macroestruturas das amostras obtidas pela função stitching do microscópio confocal.	110
Figura 50 - Microestruturas das regiões inferior, mediana e superior do metal de base, das amostras 1, 2, 3, 4 e 5, com aumento de 500x.	111
Figura 51 - RSB, Interface e RIA da amostra 1, com aumento de 100x.	112
Figura 52 - Microestruturas da região de interface, das amostras 1, 2, 3, 4 e 5, com aumento de 500x.	113
Figura 53 - Presença de ferrita δ na região de interface das amostras 1, 3 e 5.	115
Figura 54 - Microestruturas das regiões inferior, mediana e superior do metal de adição, das amostras 1, 2, 3, 4 e 5, com aumento de 500x.	116
Figura 55 - Presença de ferrita δ na região inferior do metal de adição das amostras 1, 3 4, e 5.	117
Figura 56 - Resultados da análise química por XRF/EDX.	119
Figura 57 - Difratograma da amostra 1 (TPA:100°C; TI:150°C).	121
Figura 58 - Difratograma da amostra 2 (TPA:150°C; TI:150°C).	122
Figura 59 - Difratograma da amostra 3 (TPA:200°C; TI:150°C).	123
Figura 60 - Difratograma da amostra 4 (TPA:180°C; TI:180°C).	124
Figura 61 - Difratograma da amostra 5 (TPA:200°C; TI:200°C).	125
Figura 62 - Curva Temperatura x Tempo x Fluxo de Calor da região RMB 1.	128
Figura 63 - Curvas de DSC da região RMB 2, comparando o 1° com o 2° ciclo.	129
Figura 64 - Curva de DSC da região RMB 1, evidenciando os dados da transformação martensítica.	130
Figura 65 - Comparação entre os dados da transformação martensítica das cinco amostras.	132

Figura 66 - Dureza Vickers (HV10) realizada ao longo das amostras.	133
Figura 67 - Distribuição das indetações de microdureza Vickers HV0,3.	134
Figura 68 - Perfil de microdureza Vickers (HV0,3) das cinco amostras.	135
Figura 69 - Ciclos térmicos atuantes na amostra 1. Gráfico superior: Dados de Temperatura x Tempo do 1º passe. Gráfico inferior: Demais passes.	139
Figura 70 - Temperatura de pico (T_{peak}) proporcionada pelos passes superiores nos inferiores.	141
Figura 71 - Curvas de DSC da região mediana do metal de base (RMB) das cinco amostras, 2º ciclo.	161
Figura 72 - Curvas de DSC da região de interface das cinco amostras, 2º ciclo.	161
Figura 73 - Curvas de DSC da região mediana do metal de adição das cinco amostras, 2º ciclo.	162
Figura 74 - Curvas de DSC da região superior do metal de adição das cinco amostras, 2º ciclo.	162

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Valores de TPA e TI utilizados por Gouveia (2008).....	31
Tabela 2 - Síntese dos diferentes procedimentos estudados para o reparo de turbinas.	35
Tabela 3 - Síntese dos Estudos sobre Análise de Erosão por Cavitação Vibratória.....	36
Tabela 4 - Síntese dos Estudos sobre Tratamentos Térmicos nos AIMM.....	38
Tabela 5 - Síntese dos Estudos sobre Propagação de Trincas por Fadiga e Influência dos Elementos de Liga no Intervalo de Solidificação.	39
Tabela 6 - Composição química da liga ASTM A743 CA6NM.....	48
Tabela 7 - Propriedades mecânicas da liga CA6NM tipo 12%wp Cr e 4%wp Ni requeridas pela norma ASTM A743.	48
Tabela 8 - Propriedades mecânicas da liga CA6NM na condição de fundido, temperado acima de 955°C, resfriado ao ar, e revenido.	49
Tabela 9 - Propriedades físicas do aço de fundição CA6NM.....	49
Tabela 10 - Composição química do material constituinte da Amostra A.	49
Tabela 11 - Composição química do material constituinte da Amostra B.	49
Tabela 12 - Composição química do material constituinte da Amostra B – Contraprova.	50
Tabela 13 - Medidas de dureza do material da amostra A e B.....	50
Tabela 14 - Estimativa das propriedades mecânicas monotônicas com base em ensaios de tração.	50
Tabela 15 - Características do Processo GMAW.....	62
Tabela 16 - Características dos modos de transferência metálica na soldagem GMAW.	63
Tabela 17 - Misturas gasosas para a soldagem GMAW dos aços inoxidáveis.	63
Tabela 18 - Composição química do arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo.	66
Tabela 19 - Propriedades mecânicas do arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo.	67
Tabela 20 - Valores de eficiência de transferência para diferentes processos de soldagem.	76
Tabela 21 - Parâmetros de soldagem utilizados.	90
Tabela 22 - Temperaturas de pré-aquecimento e interpasse estabelecidos para os ensaios.	92
Tabela 23 - Parâmetros para o monitoramento através da termografia.	96
Tabela 24 - Composição química para o preparo do reagente Kalling n°1.	99

Tabela 25 - Comparação da composição química do ASTM A743 CA6NM e do AWS 5.22 EC410NiMo.....	118
Tabela 26 - Dados da transformação martensítica obtidas pela técnica calorimétrica DSC. ...	131
Tabela 27 - Valores de corrente elétrica dos passes de solda.	137
Tabela 28 - Valores de Aporte Térmico do Processo de Soldagem.....	137
Tabela 29 - Reagentes indicados para ataque químico em metalografia de aços inox.	154
Tabela 30 - Tabela de Comparação de Durezas Rockwell A,B,C e D, Brinell, Vickers e Shore.	156
Tabela 31 - Linguagem de programação responsável pela execução do processo de soldagem.	157
Tabela 32 - Linguagem de programação responsável pela execução do incremento após cada passe.....	158
Tabela 33 - Procedimento operacional do processo de soldagem robotizada.	159
Tabela 34 - Procedimento operacional para uso da câmera termográfica FLIR A40M.	160

LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS

Símbolos Latinos

A_{C1}	Temperatura final da transformação Austenítica	[°C]
A_{C3}	Temperatura inicial da transformação Austenítica	[°C]
A_{C4}	Temperatura inicial da transformação Ferrítica no aquecimento	[°C]
Ar	Elemento químico - Argônio	
C	Elemento químico - Carbono	
Cr	Elemento químico - Cromo	
H	Elemento químico - Hidrogênio	
Ni	Elemento químico - Níquel	
Mo	Elemento químico - Molibdênio	
Mn	Elemento químico – Manganês	
M_f	Temperatura final da transformação martensítica (<i>Martensite Finish</i>)	[°C]
M_s	Temperatura inicial da transformação martensítica (<i>Martensite Start</i>)	[°C]
Na	Elemento químico - Sódio	
N_c	Número de ciclos até a ruptura	
O	Elemento químico - Oxigênio	
Rh	Elemento químico - Ródio	
S	Elemento químico - Enxofre	
T_p	Temperatura de Pico da Transformação Martensítica	[°C]
T_{peak}	Temperatura de Pico de cada Passe de Solda	[°C]
$Sp1$	Primeiro Passe de Solda	
U	Elemento químico - Urânio	
V	Elemento químico – Vanádio	

Símbolos Gregos

α	Fase correspondente à ferrita- α	
α'	Fase correspondente à martensita	
δ	Fase correspondente à ferrita- δ	
γ	Fase correspondente à austenita	
K_{Ic}	Tenacidade à fratura sob condições de deformação plana	[MPa.m ^{1/2}]
σ	Tensão aplicada	[MPa]
σ_r	Limite de resistência à tração	[MPa]

σ_e	Limite de resistência ao escoamento	[MPa]
ΔK	Amplitude do fator intensidade de tensões	[Mpa.m ^{1/2}]

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>
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineering</i>
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
CCC	Estrutura Cristalina Cúbica de Corpo Centrado
CEGB	<i>Central Electricity Generating Board</i>
CNTP	Condições Normais de Temperatura e Pressão
CT	<i>Compact Tension Samples</i>
CJC	<i>Cold Junction Compensation</i>
DSC	<i>Differential Scanning Calorimetry</i>
DRX	Difratometria de Raios-X
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>
FISPQ	Ficha de Informações de Segurança de Produtos Químicos
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GRACO	Grupo de Automação e Controle
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
HFOV	<i>High Velocity Oxygen Fuel</i>
HLAW	<i>Hybrid laser-arc welding</i>
HV	<i>Hardness Vickers</i>
IHM	Interface Homem-Máquina
IMS	<i>International Measuring System</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MET	Microscópio Eletrônico de Transmissão
MO	Microscopia Óptica

<i>PAW</i>	<i>Plasma Arc Welding</i>
<i>PWHT</i>	<i>Post Weld Heat Treatment</i>
<i>SMAW</i>	<i>Shielded Metal Arc Welding</i>
UNESP	Universidade Estadual Paulista
UnB	Universidade de Brasília
<i>UNS</i>	<i>Unified Numbering System</i>
UHE	Usina Hidroelétrica
U6	Unidade Geradora 6
RI	Região da Interface
RIA	Região Inferior do Metal de Adição
RIB	Região Inferior do Metal de Base
RMA	Região Mediana do Metal de Adição
RMB	Região Mediana do Metal de Base
RSA	Região Superior
RSB	Região Superior do Metal de Base do Metal de Adição
<i>SAW</i>	<i>Submerged Arc Welding</i>
<i>SFSA</i>	<i>Steel Founder's Society of America</i>
TI	Temperatura de Interpasse
<i>TIG</i>	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TPA	Temperatura de Pré-aquecimento
TRC	Transformação de Fase em Resfriamento Contínuo
TTPS	Tratamento Térmico Posterior à Soldagem
<i>wp</i>	<i>Weight Percentage</i>
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	22
1.1	Abordagem do Tema	22
1.2	Estado da Arte	27
1.2.1	Estudos sobre Reparo sem TTPS	27
1.2.2	Estudos sobre Diferentes Procedimentos de Reparo	35
1.2.3	Estudos sobre Análise de Erosão por Cavitação Vibratória	36
1.2.4	Estudos sobre Tratamentos Térmicos nos AIMM	37
1.2.5	Estudos sobre Propagação de Trincas por Fadiga e Influência dos Elementos de Liga no Intervalo de Solidificação	39
1.3	Objetivos	40
1.3.1	Objetivo Geral	40
1.3.2	Objetivos Específicos	40
1.4	Organização do trabalho	41
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	42
2.1	Turbinas Hidráulicas	42
2.2	Materiais para Fabricação de Rotores Hidráulicos	42
2.2.1	Chapas de Aço Carbono	42
2.2.2	Fundições em Aço Carbono	43
2.2.3	Chapas de Aço Inoxidável	43
2.2.4	Fundições em Aço Inoxidável	43
2.2.5	Revestimentos em Aço Inoxidável	44
2.2.6	Fundições em Alumínio-bronze	45
2.3	O Aço Inoxidável Martensítico ASTM A743 CA6NM	45
2.3.1	Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios (AIMM)	45
2.3.2	Nomenclatura	47
2.3.3	Propriedades	48
2.3.4	A Martensita e o Revenimento	51
2.4	Construção e Reparo de Turbinas Hidráulicas	54
2.4.1	Histórico	54

2.4.2	Construção.....	55
2.4.3	Reparo	57
2.4.4	Consumíveis Empregados	58
2.5	Técnicas de Reparo por Soldagem sem TTPS.....	58
2.5.1	Técnica da Meia Camada	59
2.5.2	Técnica da Dupla Camada	60
2.6	O Processo de Soldagem GMAW com Arame Tubular.....	61
2.6.1	Arame Tubular AWS 5.22 EC410NiMo.....	65
2.6.2	Metalurgia da Soldagem	68
2.6.3	Estrutura de Grãos na Zona de Fusão	74
2.6.4	Aporte Térmico.....	75
2.6.5	Ferrita Delta	76
2.6.6	Austenita Residual	77
2.6.7	Fragilização por Hidrogênio.....	79
2.6.8	Temperaturas de Pré-aquecimento e Interpasse.....	81
2.7	Medidores de Temperatura.....	83
2.7.1	Radiômetros.....	84
2.7.2	Termografia.....	85
3	METODOLOGIA EXPERIMENTAL	87
3.1	Materiais Envolvidos.....	87
3.2	Procedimento de Soldagem.....	88
3.3	Fluxograma Experimental.....	90
3.4	Controle das Temperaturas de Pré-aquecimento e Interpasse	91
3.4.1	Bancada de Pré-aquecimento	92
3.4.2	Controle da Temperatura por Termografia	95
3.5	Caracterização Microestrutural	97
3.5.1	Preparação Metalográfica	97
3.5.2	Regiões de Análise Microestrutural	99
3.5.3	Microscopia Laser Confocal	100
3.5.4	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	101

3.6	Caracterização Físico-Química.....	102
3.6.1	Espectrometria de Fluorescência de Raios-X por Energia Dispersiva (XRF/EDX)	102
3.6.2	Difratometria de Raios-X (DRX)	103
3.6.3	Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC).....	104
3.6.4	Dureza e Microdureza Vickers	105
4	RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	107
4.1	Caracterização Microestrutural	107
4.2	Caracterização Físico-Química.....	118
4.2.1	Espectrometria de Fluorescência de Raios-X por Energia Dispersiva (XRF/EDX)	118
4.2.2	Difratometria de Raios-X (DRX)	121
4.2.3	Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC).....	126
4.2.4	Dureza e Microdureza Vickers	133
4.3	Aporte Térmico do Processo	137
4.4	Monitoramento dos Ciclos Térmicos no Processo de Soldagem	138
5	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	142
6	CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS.....	146
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	148
	ANEXOS.....	154
	APÊNDICE	157

1 INTRODUÇÃO

Este capítulo apresenta de forma sucinta a abordagem do tema, contextualizando e definindo o problema, os objetivos do projeto e a organização desse 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.

Atualmente as usinas hidrelétricas (Figura 1) 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. Segundo análise do Ministério de Minas e Energia para o ano de 2016, no Brasil cerca de 78,2% da energia elétrica produzida é proveniente de usinas hidrelétricas (MME, 2017).

Figura 1 - Usina hidrelétrica de São Simão, Goiás.



Fonte: (BRASIL, 2016)

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 sua manutenção (CERQUEIRA, 2014).

As pás das turbinas utilizadas nas usinas hidrelétricas são parte do conjunto de componentes responsáveis por transformar a energia potencial da água em energia mecânica que é, posteriormente, transformada em energia elétrica. Elas são projetadas para atender uma vida útil de aproximadamente 60 anos.

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 e altas temperaturas, conservando ainda boas propriedades mecânicas e melhores condições de soldabilidade.

Um número significativo de rotores de turbinas hidráulicas e componentes da indústria química e petroquímica vem sendo fabricado cada vez mais com aços inoxidáveis martensíticos contendo 11-13% de cromo (Cr) e 1-6% de níquel (Ni). Tais aços além de oferecerem uma maior resistência à erosão por cavitação, possuem uma tensão de escoamento cerca de duas vezes superior aos convencionais aços carbono-manganês (C-Mn) tipo ASTM A27 (500 MPa comparada com 225 MPa), e ainda melhor soldabilidade se comparados aos tradicionais aços inoxidáveis martensíticos com 12% de Cr e 0 a 1% de Ni, o que os torna economicamente viáveis para o uso de rotores em turbinas com capacidade de geração de até 500 MW (AKHTAR, 1985).

Componentes fundidos da classe de Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios (AIMM), contendo 13%Cr, 4%Ni e C menor ou igual a 0,06%, classificados na norma ASTM A743 (2013) como liga CA6NM, são largamente utilizados na fabricação de rotores hidráulicos na atualidade. O ASTM A743 CA6NM se destaca 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 (ASTM INTERNATIONAL, 2013).

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 ASTM A743 CA6NM facilitava as operações de reparo durante as manutenções e reduzia sua frequência, diminuindo o tempo de parada da máquina.

As turbinas operam em regimes de alta e baixa carga e estão sujeitas principalmente a dois tipos de problemas graves: a cavitação e a ocorrência de trincas em regiões de alta concentração de tensões. Além de causarem prejuízos devido ao comprometimento do material e da estrutura das pás, também há o prejuízo econômico decorrente da pausa para reparo ou reposição destas estruturas, impedindo o funcionamento da turbina e o conseqüente fornecimento de energia (BEHENE, 2014). A Figura 2 mostra uma trinca ocasionada em uma pá da turbina da unidade geradora 6 (U6) da Usina Hidroelétrica (UHE) de Itaipu.

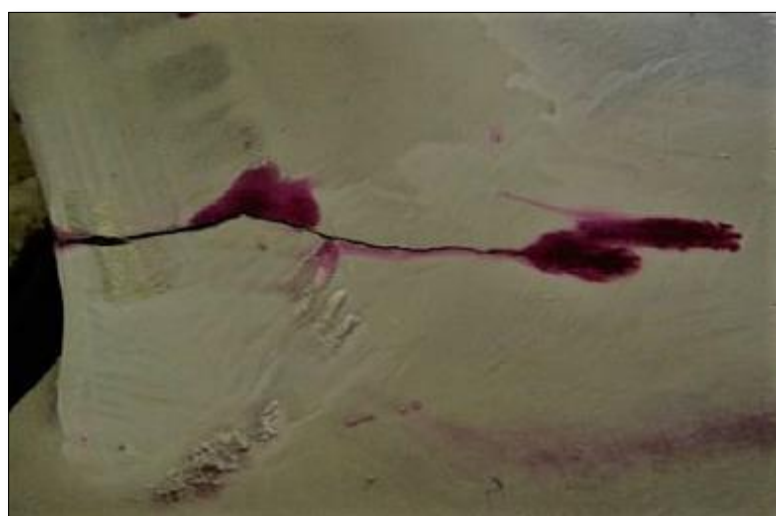
Figura 2 - Inspeção feita na pá da turbina, antes do reparo da U6 - UHE Itaipu.



Fonte: (JORNAL DE ITAIPU ELETRÔNICO (JIE), 2011)

Após detecção e comprovação da falha no equipamento pelos métodos adequados (Figura 3), a parte danificada é desbastada para regularizar a superfície.

Figura 3 - Identificação de uma trinca na pá do rotor da unidade da UHEGBM.



Fonte: (BEHENE, 2014)

Uma vez que os componentes de turbinas hidráulicas envolvem seções de grandes espessuras, o reparo é feito por soldagem em múltiplos passes depositando cordões de solda sequenciais. Após o preenchimento, a superfície é novamente desbastada para adequar à geometria padrão do equipamento (Figura 4).

Figura 4 - Turbina reparada da unidade geradora 6 (U6) da UHE Itaipu.



Fonte: (JORNAL DE ITAIPU ELETRÔNICO (JIE), 2011)

No processo de reparo é recomendado que o material de adição seja de composição química e característica microestrutural igual ou próxima do metal de base, para obter propriedades próximas e evitar fragilidades na união.

O uso de metais de adição dissimilares (classe austenítica) não é recomendado em componentes estruturais, devido à baixa tensão de escoamento dos mesmos comparada aos da classe martensítica. No entanto suas propriedades mecânicas não inviabilizam o uso destes como metal de adição¹ no reparo de superfícies erodidas por cavitação em rotores de turbinas hidráulicas. Atualmente a Usina Hidrelétrica de Tucuruí (maior usina hidroelétrica 100% brasileira – Centrais Elétricas do Norte do Brasil S.A. – Eletrobras/Eletronorte) utiliza do aço inoxidável austenítico E309L para reparo das pás dos rotores hidráulicos, evitando o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), porém menos resistente que o ASTM A743 CA6NM.

Conforme indicação do fabricante (ESAB), é indicado a utilização de um material de adição da classe AIMM com composição química igual ou altamente

¹ O metal de adição é usado opcionalmente (quando a solda não é autógena), fornecido a partir de um eletrodo consumível ou na forma de vareta (ou pó).

similar para manter as propriedades e respostas mecânicas, como o AWS 5.22 EC410NiMo (UNS: S41086), desde que o controle da TPA e da temperatura de interpasse (TI) sejam controladas.

Após a operação de soldagem, é recomendado o TTPS, usualmente em temperaturas acima de 600°C para a classe AIMM. As razões para especificar o TTPS são, dentre outras: produzir um substancial alívio das tensões residuais de soldagem, melhorar a estrutura metalúrgica e propriedades das juntas soldadas, reduzir os riscos de falha por fratura frágil, trincas por corrosão sob tensão, melhorar o desempenho sob fadiga e aumentar a estabilidade dimensional. Tais tratamentos térmicos, na maioria dos casos, podem ser realizados de forma racionalizada e segura na etapa de construção dos componentes soldados. Mas, quando se precisa reparar uma estrutura já montada ou um componente de grande porte, o TTPS generalizado pode ser inviável, devido a questões técnicas ou aos custos envolvidos na operação (BOHÓRQUEZ, 2001).

Os aços inoxidáveis martensíticos possuem a tendência de formarem uma martensita dura e frágil na zona termicamente afetada (ZTA) e no metal de solda que os torna difíceis soldar com sucesso sem trincas a frio. Para assegurar a mínima tensão residual no equipamento e o revenimento dos grãos, é necessário realizar um pré-aquecimento e o TTPS (GOUVEIA, 2008).

Gouveia (2008) indica para os aços inoxidáveis que as temperaturas de pré-aquecimento (TPA) trabalhem em torno de 150-320°C e esta temperatura deve ser mantida durante a soldagem. A temperatura máxima para interpasse (TI) 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, para o alívio de tensões entre 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 (GOUVEIA, 2008).

Para o procedimento de reparo, o TTPS gera um aumento no custo da manutenção e no tempo de trabalho, pois a turbina (que possui dimensões

consideráveis) será retirada do local de operação e levada a um forno para realização da têmpera seguida de revenimento. A execução do TTPS *in situ* também é complexa devido às proporções do equipamento e seu correto controle de temperaturas. Logo, existem fortes motivações técnicas e econômicas no sentido de desenvolver procedimentos de reparo sem TTPS, que proporcionem propriedades mecânicas e microestruturais aceitáveis e mantenham a performance estrutural do equipamento.

Dentre as técnicas de reparo por soldagem multipasses que objetivem dispensar o TTPS, as principais são as da meia camada e da dupla camada que, através de procedimentos de soldagem estritamente especificados e controlados, aproveitam o calor transferido no próprio processo para tratar termicamente a ZTA do metal de base, de modo a obter uma microestrutura adequada, com os requisitos mínimos de tenacidade e de dureza máxima. Esses requisitos são definidos com o objetivo de garantir a integridade do componente reparado, em particular prevenir a fratura frágil, as trincas de reaquecimento ou as trincas por corrosão sob tensão (BOHÓRQUEZ, 2001).

1.2 Estado da Arte

Diferentes materiais, processos e técnicas de soldagem multipasse sem TTPS têm sido estudados e aplicados no procedimento de reparo desde o início da década de 90, no sentido de desenvolver procedimentos de reparo sem TTPS, que garantam propriedades mecânicas aceitáveis e boa performance estrutural.

1.2.1 Estudos sobre Reparo sem TTPS

Henke (1998) realizou ensaios de soldagem SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*) pela técnica da dupla camada, utilizando o ASTM A743 CA6NM como metal de base e metais similares (AWS 5.22 EC410NiMo) e dissimilares (ENiCrFe-2 e E309L-15) como metais de adição, comparando e almejando dispensar o TTPS. Parametrizou como TPA 130°C e TI 150°C, não indicando embasamento experimental para tais valores e nem o método de controle de temperatura. A deposição de cordões em chapa previamente temperada mostrou que o efeito de revenido produzido por um passe de soldagem subsequente ocorre numa estreita faixa da ZTA, o que está associado à baixa temperatura Ac_1 (temperatura final da transformação austenítica)

desse material. Adicionalmente, quando da soldagem com eletrodo similar a dureza dentro do metal de solda atingiu valores ainda maiores (450 HV) que aqueles da ZTA produzida no metal de base². Com isso, explorou-se uma variante de reparo com reaquecimento por GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), com o uso de uma primeira camada de amanteigamento com material de adição austenítico (E309L-15), em cima do qual foram efetuados três passes GTAW com energias gradativamente menores. A redução da dureza máxima na ZTA para o nível de 360 HV e a resistência ao impacto da junta soldada são promissores quando confrontados com dados da literatura sobre a aplicação da técnica da dupla-camada para esse aço. Verificou-se, entretanto, que tal técnica possui restrições com relação ao metal de aporte utilizado devido à ocorrência de trincas a quente durante o reaquecimento com GTAW.

Pereira (2000) analisou a aplicabilidade de técnicas sem TTPS nos aços ASTM A743 CA6NM e AISI 410. A soldabilidade do ASTM A743 CA6NM, com dois teores de carbono, foi avaliada através de análise microestrutural, dureza e tenacidade do metal de base e da ZTA simulada. Os resultados mostraram que, mantido baixo o teor de carbono (0,02%C), a técnica do revenimento por 3 passes GTAW pode ser dispensável, como recurso para preservar as propriedades da união soldada. A análise de juntas soldadas pelo processo GMAW pulsado (com gás inerte), comparando o arame maciço e tubular AWS 5.22 EC410NiMo, mostrou que o reparo com metal de adição similar deve ser executado preferencialmente com arame maciço, que permite obter nível aceitável de tenacidade na solda sem TTPS. Os resultados do teste de Higuchi demonstraram a viabilidade do reparo sem TTPS do aço AISI 410, que foi executada pela técnica da dupla-camada 'modificada' para o caso da soldagem GMAW pulsado. O trabalho traz ainda resultados de ensaios acelerados de cavitação, onde o metal depositado com arame maciço teve taxa de erosão (2,4 mg/h) inferior ao arame tubular e ao aço ASTM A743 CA6NM (6 mg/h).

Bohórquez (2001) propôs uma metodologia mais racional da técnica da dupla camada para o reparo sem TTPS. Incluiu na metodologia um novo ensaio denominado implante de cordão, que permite impor dois ciclos térmicos sucessivos no material. Usou de soluções analíticas de transferência de calor, para interpretar os resultados do ensaio de implante e extrapolá-los a outras situações de soldagem, principalmente

² Metal de base é aquele que constitui as peças que se deseja unir, revestir ou reparar por soldagem.

dos valores de temperatura obtidos por termopares. Trabalhou com os aços SAE 1045, ASTM A387 Gr.5, AISI 410 e ASTM A516 Gr.70 como metal de base e fez ensaios pelo processo GTAW sem adição. Concluiu que o ensaio de implante é adequado para estudar a influência das diversas características do ciclo térmico (ou de parâmetros calculados a partir dele) sobre as mudanças microestruturais que ocorrem no material em soldagem multipasses. Apesar dos curtos tempos a elevadas temperaturas resultantes do aquecimento localizado, em soldagem pode ser conseguido um forte efeito de revenimento da ZTA, e este depende das temperaturas de transformação e da temperabilidade do aço.

Novicki (2002) caracterizou a tenacidade à fratura do ASTM A743 CA6NM (com 0,021%C) em duas condições: tratado termicamente (temperado e revenido) e em juntas soldadas sem TTPS, adicionando o aço AWS 5.22 EC410NiMo pelo processo GMAW com gás ativo (92%Ar - 8%CO₂). Foram parametrizados TPA em entre 160 e 216,28°C e TI em 160°C, sendo monitorado por sensor infravermelho pontual. Pela condição elasto-plástica apresentada pelo material tratado termicamente, as amostras foram ensaiadas pela integral J (integral de contorno utilizada para analisar a distribuição de forças em imperfeições existentes em materiais elásticos que possuem tenacidade elevada e apresentam deformação plástica na ponta da trinca), sendo levantada a curva J-R e caracterizado o início de crescimento da trinca (esta curva apresenta a resistência que um material possui em retardar o crescimento estável de uma trinca após a sua nucleação e pode ser utilizada como parâmetro para escolha de material em projetos ou para controle de processos). Nas juntas soldadas sem TTPS, a fragilidade apresentada não permitiu o levantamento da curva J-R, e a tenacidade foi caracterizada pela K_{Ic} (tenacidade à fratura sob condições de deformação plana). Os resultados de sua pesquisa confirmaram a tenacidade elevada do material tratado termicamente, com valores três vezes menores nas juntas soldadas sem TTPS (NOVICKI, 2002). Um controle mais eficiente da TPA e TI, e a escolha mais adequada para tais valores, possivelmente proporcionariam melhores valores de tenacidade.

Farias e Aguiar (2003) estudaram a técnica da dupla camada para evitar trincas de reaquecimento e o TTPS, objetivando garantir boas propriedades mecânicas no aço ABNT 4140. Utilizaram da metodologia de Bueno (BUENO, 1999),

com ensaios automatizados de cordão isolado em chapas temperadas (teste de Higuchi) com diferentes níveis de energia de soldagem, avaliando o perfil de microdureza e a tenacidade. Os resultados desses testes iniciais serviram de base para os ensaios manuais simulando uma trinca, em junta semi-V. Trabalharam com TPA e TI com valores dentro do intervalo 250-300°C, não informando o método de avaliação do campo de temperatura e o motivo desse intervalo. Eletrodos revestidos de classe AWS E8018 B2 e espessuras de 2,5 e 3,25mm foram escolhidos para adição através da soldagem SMAW nos entalhes semi-V (sugestão da Petrobrás, mesmo sendo materiais dissimilares com composição química não tão próxima). Concluíram que os testes de Higuchi foram interessantes para amolecimento da ZTA, mas insuficientes para proporcionar uma expectativa de tenacidade. Consideraram a técnica da dupla camada eficiente, já que, para os três níveis de energias empregados a tenacidade foi semelhante à obtida nos corpos de prova com TTPS, inferindo a possibilidade de eliminação do TTPS.

Pukasiewicz et al. (2003) avaliaram a propagação de trincas por fadiga em amostras provenientes de soldagem GMAW multipasse manual (com gás ativo: 92% Ar, 8% CO₂), adicionando o tubular AWS 5.22 EC410NiMo no metal de base ASTM A743 CA6NM. Como parâmetros de temperatura, foram utilizados TPA de 150°C e TI com valores entre 150 e 180°C (o método de controle das temperaturas não foi mencionado). Análises microscópicas evidenciaram que não houve considerável crescimento de grão na região da linha de fusão, devido à baixa temperatura A_{c4} ($\gamma \leftrightarrow \delta$), apresentando grãos mais refinados. Houve uma queda abrupta dos valores de microdureza da região do material adicionado para a ZTA e ao metal de base. O perfil de microdureza apresentou valores elevados para o material adicionado, decrescendo levemente na ZTA e bem menor no metal da base, conforme os valores da literatura. Os ensaios de propagação de trinca foram realizados em amostras (*CT – compact tension samples*) da ZTA, do metal de base e do material de adição, de acordo com a norma ASTM E647-95 (frequência de 20 Hz e razão de estresse de 0,1). Para valores intermediários de ΔK (amplitude do fator intensidade de tensões [Mpa.m^{1/2}]) as amostras tiveram comportamentos distintos, com inclinações maiores nas amostras da ZTA e do metal da adição, quando comparados com a curva do metal de base.

Gouveia (2008) trabalhou na sua pesquisa de mestrado atuando na influência da TI na tenacidade do AWS 5.22 EC410NiMo quando soldado no ASTM A743 CA6NM pelo processo GTAW multipasse e manual, sem controle adequado da velocidade de inserção do metal de adição. Variou as temperaturas de interpasse e de pré-aquecimento como demonstra a Tabela 1. O acompanhamento do campo de temperatura foi realizado por meio de sensor infravermelho (não informando o valor da emissividade utilizado) e lápis térmicos (tendo erro considerável devido à resistência de contato somado ao erro padrão do instrumento de $\pm 3^{\circ}\text{C}$). Foram encontradas maiores tenacidades com menores valores de TI, possivelmente por tê-la mantido abaixo da temperatura final da transformação martensítica (M_f), resultando em uma microestrutura martensítica revenida após o resfriamento (GOUVEIA, 2008). Contudo, não houve uma investigação calorimétrica para definição dos valores de início (M_s) e final (M_f) da transformação martensítica para justificar os valores de TPA e TI.

Tabela 1 - Valores de TPA e TI utilizados por Gouveia (2008).

Temp. de Pré-Aquecimento (TPA)	Temperatura de Interpasse (TI)
80°C	80°C
150°C	150°C
	400°C

Fonte: (GOUVEIA, 2008)

Capra et al. (2009) analisaram as alterações microestruturais, microdureza e a tenacidade de uniões de ASTM A743 CA6NM usando AWS 5.22 EC410NiMo como metal de adição, utilizando o processo GTAW multipasse. Trabalharam com TI e TPA de 80 e 150°C. Não foi indicado o método de aquecimento das amostras. O monitoramento das temperaturas foi com um termômetro digital infravermelho, sem informar a parametrização da emissividade. Os resultados mostram que os valores de microdureza nas condições analisadas foram semelhantes, sendo que nas temperaturas de interpasse de 80 e 150°C, onde não houve revenimento de passe anterior, os valores foram mais elevados. Na análise das micrografias observaram que para a temperatura de interpasse de 80°C há um refinamento maior na microestrutura martensítica a cada passe do que as micrografias encontradas quando utilizada a temperatura de 150°C, provavelmente devido ao revenimento imposto pelos vários ciclos térmicos.

Casas, Henke e Novivki (2009) analisaram a resistência à fratura da liga ASTM A743 CA6NM em duas condições: tratada termicamente (têmpera e revenimento) e sem TTPS. Para este fim, corpos de prova de tensão compacta (CT) foram usinados a partir de peças de aço CA6NM para avaliação da dureza da liga utilizada em uma turbina hidráulica. Devido à condição elasto-plástica do material, os corpos de prova foram testados por meio do conceito integral J, estabelecendo a curva de resistência J-R e a iniciação da fenda J_{Ic} . Nas juntas soldadas produzidas a partir de lingotes, sem TTPS, a fragilidade que elas mostram não permite o levantamento da curva J-R para as amostras de CT e a resistência é caracterizada pelo conceito K_{Ic} . O procedimento de soldagem visa as condições prováveis para o reparo do desgaste de cavitação na turbina, onde a TTPS não pode ser realizada. Os resultados confirmaram a maior resistência para o aço CA6NM, com valores aproximadamente três vezes superiores aos obtidos nas juntas soldadas sem TTPS. Em termos de fratura, o aço CA6NM mostrou comportamento dúctil, enquanto a junta soldada sem TTPS mostra comportamento frágil (CASAS; HENKE; NOVICKI, 2009).

Dalcin (2012) investigou a união de aços dissimilares (aço baixa liga AISI 4140 com o ASTM A36) pelo processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) manual (sem controle da velocidade de translação) com gás ativo (não especificado) em múltiplos passos, adicionando AWS ER70S-6 sem TTPS. Foram realizados ensaios sem pré-aquecimento e sem pós-aquecimento, apenas com pré-aquecimento (300°C) e com pré-aquecimento (300°C) e pós-aquecimento (724°C). Esses aquecimentos foram realizados em forno, não tendo o controle eficiente da temperatura e inviabilizando a aplicação para componentes maiores. Foram observadas alterações no tamanho da ZTA e redução das zonas duras, o que era esperado nos ensaios com pré e pós-aquecimento.

Gouveia et al. (2013) buscaram analisar a influência da temperatura de interpasse (80 e 150°C) na microestrutura, na tenacidade ao impacto e na propagação de trincas por fadiga nas uniões soldadas multipasse do aço ASTM A743 CA6NM usando AWS 5.22 EC410NiMo como metal de adição, utilizando o processo GTAW. Observaram a influência da temperatura de interpasse na formação de ferrita δ , com formação intergranular no campo bifásico $\delta+\gamma$, na amostra com TI de 80°C, enquanto que na amostra soldada a 150°C a formação de ferrita δ ocorreu principalmente no

campo monofásico. A alteração na formação da ferrita δ , com a menor temperatura, promoveu um aumento na tenacidade ao impacto e uma diminuição na velocidade de propagação de trinca, quando comparada com a amostra soldada com maior temperatura de interpasse. Não foi explicitado o método de aquisição dos valores de temperatura, e nem a quantificação do tempo que cada passe fica sujeito a atuação da temperatura do passe superior. Em geral, os valores de microdureza encontrados foram elevados quando comparados com o revenido. Não foi indicado a utilização de pré-aquecimento da amostra, o que pode ter influenciado na microdureza (GOUVEIA et al., 2013).

O presente autor, em sua pesquisa de mestrado (SANTOS, 2013), teve como objetivo encontrar experimentalmente os valores de emissividade dos materiais envolvidos na construção e reparo de pás de turbinas hidráulicas, os mesmos aqui estudados, em diferentes condições de acabamento superficial. Esses dados são de extrema importância, pois proporcionam uma correta medição do campo de temperaturas utilizando equipamentos infravermelhos. Nesse mesmo estudo foram realizados ensaios de soldagem multipasse simulando o reparo de pás de turbinas hidráulicas sem TTPS, com TPA em torno de 70°C e a TI em torno de 150°C. As microestruturas resultantes apresentaram morfologia predominantemente martensítica, porém os valores de dureza na região da interface ficaram cerca de 15% acima dos valores normativos, proporcionando uma fragilidade nessa região. Foi concluída que tal aumento poderia ser resultante de um possível encruamento nessa região, devido ao baixo valor de TPA.

BEHENE (2014) estudou a variação dos parâmetros de corrente, pós-aquecimento e recuo do eletrodo no processo de soldagem multipasse a Plasma (PAW) no ASTM A743 CA6NM com adição de AWS 5.22 EC410NiMo. Avaliou positivamente a qualidade da solda por líquidos penetrantes e observou a presença de ferrita δ na microestrutura do interpasse, no material de adição e na ZTA. Concluiu que a soldagem multipasse contribui para uma diminuição do teor dessa fase no metal de solda devido ao ciclo térmico imposto pelos passes subsequentes. As amostras ensaiadas foram cortadas e usinadas, procedimento que, se não refrigerados adequadamente, podem afetar a microestrutura do material antes da soldagem. Utilizou dos parâmetros de temperatura de pré-aquecimento (80°C) e de interpasse

(80 e 150°C) baseados no trabalho de Gouveia (2013), porém sem uma investigação calorimétrica para justificar tais valores. O pré-aquecimento foi realizado com chama oxiacetilênica, deixando o aquecimento não uniforme. As temperaturas foram obtidas por um pirômetro, método infravermelho pontual, sem informar o valor da emissividade utilizado. Por se tratar de um procedimento manual, a velocidade de translação da tocha não é constante.

Apesar dos avanços logrados no Brasil e no mundo, no estabelecimento de procedimentos de reparo sem TTPS, ainda existe carência de critérios para a escolha adequada das melhores condições de execução e de controle de temperatura para realizar a soldagem e falta de dados sobre o desempenho em serviço dos componentes reparados. Visto isso, a presente pesquisa promoveu uma metodologia diferenciada de reparo, buscando acrescentar tais procedimentos não anteriormente realizados pelos pesquisadores dessa área, como:

- Construção e uso de uma bancada de pré-aquecimento que proporcionou uniformidade e manutenção da TPA;
- Soldagem realizada através de um robô, garantindo controle eficaz nos parâmetros de soldagem e principalmente uma velocidade constante de translação da tocha;
- Controle da temperatura por câmera infravermelha, tornando o processo mais eficiente e garantindo os valores estipulados de TPA e TI;
- O uso adequado dos parâmetros de emissividade nos equipamentos radiométricos, para monitoramento do campo de temperatura;
- A investigação e determinação dos valores iniciais e finais da temperatura de transformação de fase martensítica, dando subsídio para uma escolha mais coerente dos valores de TPA e TI;
- A investigação e determinação da composição química de cada região de cada amostra obtida, para ter respostas mais confiáveis na análise das fases pelas técnicas difratométricas.

1.2.2 Estudos sobre Diferentes Procedimentos de Reparo

Outros mecanismos de reparo, alguns não tão convencionais, também já foram trabalhados por pesquisadores da área. Dentre esses processos podem ser citados: Soldagem a arco-laser híbrido com passe único (*Hybrid Laser-Arc Welding - HLAW*); Aplicação de revestimento por aspersão térmica de chama oxicombustível de alta velocidade (*High Velocity Oxygen Fuel - HFOV*); Material de adição com Cobalto por processo GMAW e com controle de aporte térmico; Comparação do processo GMAW convencional e pulsado e alterando os tipos de gases; Aspersão térmica por arco elétrico depositando aços inoxidáveis AISI 309L T1 e AISI 410 NiMo com planejamento adequado. Na Tabela 2 são mostrados esses trabalhos, com uma síntese da pesquisa realizada.

Tabela 2 - Síntese dos diferentes procedimentos estudados para o reparo de turbinas.

Autor(es)	Material	Pesquisa Realizada
(MIRAKHORLI et al., 2015)	ASTM A743 CA6NM	Nesse artigo foi feito um estudo da soldagem a arco-laser híbrido com passe único e com posterior têmpera no CA6NM. Foi verificada sua microestrutura por MEV e na zona de fusão foi encontrado ferrita delta residual. Os valores de tenacidade encontrados foram aceitáveis de acordo com a ASTM, ASME e as especificações industriais.
(MARTINS, 2015)	ASTM A743 CA6NM com adição de WC-10Co-4Cr	Este trabalho buscou caracterizar o aço CA6NM, assim como o revestimento de WC-10Co-4Cr durante as etapas do processo de aspersão térmica por HVOF. Foram feitas medidas de rugosidade, coeficiente de atrito, dureza, molhabilidade, porosidade e espessura de camada do revestimento, além da análise da microestrutura do aço inoxidável. Os resultados obtidos apresentam alteração significativa de dureza, aumento no coeficiente de atrito, o caráter hifrofílico foi mantido na superfície do revestimento e o revestimento apresentou porosidade abaixo de 2% e a rugosidade Ra, em torno, de 4,6 µm.
(KRUPPA et al., 2011)	ASTM A743 CA6NM c/ Adição de Aço Inox c/ Cobalto	Nesse trabalho foi avaliada a metalurgia dos revestimentos de aços inoxidáveis com cobalto depositados sobre aço inoxidável martensíticos macio pelo processo MIG. O revestimento de aço inoxidável ao cobalto é avaliado, bem como a influência da tensão de soldagem na diluição, dimensão, microestrutura, microdureza e composição química da amostra, largura e microdureza da ZTA.
(TERRES, 2006)	ASTM A743 CA6NM adicionando AISI 309L T1 e AISI 410 NiMo	Reparo por aspersão térmica por arco elétrico nas pás de CA6NM, depositando aços inoxidáveis AISI 309L T1 e AISI 410 NiMo. A escolha dos parâmetros pelas técnicas de Taguchi. Os corpos de prova foram analisados e ensaiados, com equipamento vibratório, avaliando-se sua resistência frente à cavitação. As amostras apresentaram baixos níveis de porosidade e oxidação além de resistência à cavitação equivalente à liga Cavitec depositada pelo mesmo processo.
(PRADO, 2004)	ASTM A743 CA6NM com adição de AWS 410 NiMo	Avaliado como as variáveis GMAW Convencional e Pulsado afetam as propriedades mecânicas e microestruturais do metal de solda, para o arame AWS 5.22 EC410NiMo utilizado na fabricação de turbinas hidráulicas fabricadas com o aço fundido CA6NM. Os resultados mostraram que as propriedades mecânicas dependem das variáveis analisadas, com destaque para o tipo de gás de proteção, condições de transferência metálica utilizadas e a microestrutura do metal de solda.

Fonte: Elaborado pelo autor.

1.2.3 Estudos sobre Análise de Erosão por Cavitação Vibratória

A partir do início de seu funcionamento na usina hidrelétrica, rotores e componentes de turbinas hidráulicas estão sujeitos aos danos decorrentes do fenômeno da cavitação. Sendo assim, tudo que puder ser feito de forma a minimizar estes danos cavitacionais trará vantagens como o aumento da vida útil, redução do tempo de paradas para reparos, aumento da disponibilidade da turbina para geração de energia e garantia de uma boa eficiência energética por mais tempo. Um caminho para esta redução destes danos é a utilização de técnicas específicas e de materiais mais resistentes aos mesmos. Vários trabalhos tiveram como objetivo a avaliação comparativa do desempenho de aço inoxidáveis martensíticos quanto à resistência à cavitação, como mostra a Tabela 3.

Tabela 3 - Síntese dos Estudos sobre Análise de Erosão por Cavitação Vibratória.

Autor(es)	Material	Pesquisa Realizada
(SANTA et al., 2011)	ASTM A743 CA6NM com Adição de Aço Inoxidável com Cobalto e com AWS 410 NiMo	Análise da erosão por cavitação vibratória (ASTM G32) no CA6NM com material de adição inoxidável com cobalto pelo processo SMAW comparando com o CA6NM com material de adição AWS 5.22 EC410NiMo pelo processo GMAW. Foram realizados ensaios de MEV, microscopia óptica, difração de raios-X, dentre outros.
(ESPITIA; TORO, 2010)	ASTM A743 CA6NM com Adição de WC/Co-FeNiCr e com Cr ₂ O ₃	Análise da resistência à cavitação (ASTM G32), análise microestrutural, topografia da superfície dos materiais utilizados em componentes hidráulicos. Concluiu-se que o desempenho do CA6NM foi maior que o WC/Co-FeNiCr e Cr ₂ O ₃ c/ revestimento.
(GONÇALVES, 2007)	ASTM A743 CA6NM	Avaliação do desempenho perante a cavitação do aço CA6NM com adição de metal de adição tipo 13%Cr - 4%Ni - 0,4%Mo. Para tal, foram realizados ensaios de erosão por cavitação induzido por vibração ultrassônica (ASTM G32), análise química, metalográfica, dureza, tração e impacto.
(ALLENSTEIN, 2007)	ASTM A743 CA6NM	Analisada a resistência à cavitação do CA6NM nitretado por plasma. Procurou-se estudar a influência da mistura gasosa e do tempo de nitretação, comparando com o material sem nitretação. Realizada análise de DRX, nano-identação, microscopia óptica, MEV, microdureza e cavitação (ASTM G32). Foi observado que o tratamento de nitretação por plasma tende a aumentar a resistência à cavitação.
(VAZ, 2004)	ASTM A743 CA6NM com adição de AWS 410 NiMo	Avaliação da resistência à erosão por cavitação vibratória (ASTM G32) do metal de soldas produzidas com consumíveis do tipo 13%Cr - 4%Ni - 0,4%Mo, no metal de base CA6NM, com gás de proteção de composição 96%Ar 4%CO ₂ e 98%Ar 2%O ₂ . Também foram realizados ensaios de resistência à tração, impacto, dureza e microscopia (MEV). Foi encontrado uma relação direta entre o limite de resistência e a dureza com a resistência à erosão por cavitação.

Fonte: Elaborado pelo autor.

1.2.4 Estudos sobre Tratamentos Térmicos nos AIMM

Os tratamentos térmicos envolvem alterações microestruturais, e por consequência nas propriedades mecânicas, em apenas de parte superficial da peça ou na totalidade do componente. Estes processos podem aumentar a dureza superficial, resistência à fadiga e desgaste, as vezes sem perda de tenacidade da peça ou componente.

As características superficiais dos aços contribuem para as propriedades mecânicas (dureza, ductilidade, tenacidade, fluência e elasticidade), propriedades químicas (tensão superficial e corrosão) e tribológicas (desgaste adesivo, abrasivo e erosivo). Através das mudanças estruturais ou de composição da superfície, estas propriedades podem ser modificadas. O resultado dos tratamentos térmicos de superfície é a melhora das propriedades mecânicas superficiais. Como consequência do desenvolvimento de forças de compressão nas camadas superficiais durante o tratamento térmico de endurecimento superficial, tem-se também uma melhora na resistência à fadiga (NASCIMENTO, 2011).

Nas últimas décadas, um interesse especial tem sido demonstrado pelo efeito de baixas temperaturas no tratamento térmico dos aços. Diferentemente dos revestimentos, o tratamento criogênico é aplicado a todo volume e não apenas superficialmente, o que garante a manutenção de suas propriedades ao longo da vida útil do equipamento. Porém a falta de consenso sobre os fenômenos metalúrgicos envolvidos no aumento da resistência ao desgaste e alguns resultados contraditórios encontrados na literatura colocam em dúvida os reais benefícios deste tratamento (NASCIMENTO, 2011).

Vários estudos tratam a respeito de tratamentos térmicos nos aços inoxidáveis, utilizados nos rotores hidráulicos. Na Tabela 4 abaixo estão discriminadas algumas pesquisas nessa área:

Tabela 4 - Síntese dos Estudos sobre Tratamentos Térmicos nos AIMM.

Autor(es)	Material	Pesquisa Realizada
(GODIN; THIBAULT; LÉVESQUE, 2013)	ASTM A743 CA6NM com adição de AWS 410 NiMo	Analisado o TTPS <i>in loco</i> de pás de turbinas hidráulicas com um processo portátil e robotizado de controle de aquecimento por indução. Microdureza, impacto, microestrutura e tensão residual foram realizados antes do TTPS, após um processo de TTPS e após dois processos de TTPS. Redução na resistência à tração e nenhuma tensão residual foi encontrada.
(TRUDEL; BROCHU; LÉVESQUE, 2013)	ASTM A743 CA6NM com adição AWS 410 NiMo	Efeitos da tensão residual na propagação de falhas por fadiga no CA6NM, com adição de 410NiMo por FCAW (<i>Flux Cored Arc Welding</i>). Comparado o material soldado e tratado termicamente, a falha ocorria numa razão maior no material como soldado.
(MAFTOUM, 2012)	ASTM A743 CA6NM e ASM 15-5PH	Influência do nitrogênio adicionado por SHTPN (<i>Solution Heat Treatment after Plasma Nitriding</i> - Nitretação a plasma seguido de tratamento térmico de solubilização) na resistência à erosão por cavitação do aço inoxidável martensítico. Realizadas as análises nas amostras por DRX, microscopia ótica e determinação de perfil de microdureza na secção transversal.
(NASCIMENTO, 2011)	ASTM A743 CA6NM	Foi feita a avaliação da resistência à fadiga de aços CA6NM submetidos a criogenia e nitretação iônica. Encontrou uma melhoria de 24% no limite de resistência à fadiga com o tratamento de nitretação iônica, porém a dureza aumentou em cinco vezes.
(WINCK, 2011)	ASTM A743 CA6NM	Influência do tempo de tratamento na formação da camada nitretada CA6NM e o consequente comportamento na vida em fadiga. Caracterização por microdureza, MEV, DRX para identificar as fases formadas nas camadas e para medição de tensão residual, além de ensaios de fadiga e construção de uma curva S-N para cada tempo de tratamento. Aumento na dureza superficial e também na vida em fadiga em relação ao material não nitretado.
(GASTALDO, 2010)	ASTM 487 CA6NM	Tratamento de superfície por refusão a laser com o intuito de analisar as modificações micro estruturais resultantes e seus efeitos na resistência ao desgaste e à corrosão. Caracterização foi feita por MO, MEV, DRX, microdureza Vickers, desgaste micro abrasivo e ensaios eletroquímicos. O tratamento resultou em uma camada refundida homogênea com dois tipos de carbonetos de cromo e estrutura martensítica temperada. A dureza aumentou 34%, a resistência à corrosão apresentou aumento significativo e os testes para avaliar a resistência ao desgaste indicaram melhoria.
(HERNANDEZ, 2009)	ASTM A743 CA6NM	Tratamento criogênico no CA6NM (190°C/20h), após a têmpera e revenido, com o intuito de melhorar a resistência ao desgaste abrasivo. Após, foram realizados testes de dureza Brinel, DRX, metalografia e desgaste micro abrasivo. Encontradas variações na microestrutura e melhorias na resistência ao desgaste de algumas amostras austenitizadas e tratadas criogenicamente.
(GRACIOSO, 2003)	ASTM A743 CA6NM	Efeito da temp. de austenitização e da velocidade de resfriamento nas microestruturas e propriedades mecânicas do CA6NM no estado como temperado, e o efeito do 1º e 2º revenido sobre a têmpera. Propriedades avaliadas através de tração, impacto, dureza, MO e MEV. A austenita retida determinada através de Espectrometria de Mössbauer e DRX. Análise de fratura foi realizada nas amostras após ensaio de impacto para verificar o modo de fratura e possível fragilização intergranular.

Fonte: Elaborado pelo autor.

1.2.5 Estudos sobre Propagação de Trincas por Fadiga e Influência dos Elementos de Liga no Intervalo de Solidificação

Outros trabalhos de caráter investigativo no AIMM CA6NM foram o de: Scuracchio (2009), onde foi estudada a influência de elementos de liga como o Cromo, o Níquel, o Carbono e o Nitrogênio no intervalo de solidificação de um aço inoxidável martensítico fundido do tipo CA6NM e o de Puckasiewick (2002), analisando a propagação de trincas por fadiga no CA6NM.

As sínteses desses trabalhos podem ser visualizadas na Tabela 5.

Tabela 5 - Síntese dos Estudos sobre Propagação de Trincas por Fadiga e Influência dos Elementos de Liga no Intervalo de Solidificação.

Autor(es)	Material	Pesquisa Realizada
(SCURACCHIO, 2009)	ASTM A743 CA6NM	Nesse trabalho foi investigada a influência dos elementos de liga no intervalo de solidificação do CA6NM. Resultados obtidos por cálculos termodinâmicos utilizando-se o <i>Thermocalc</i> sugeriram forte dependência deste parâmetro em relação ao teor de Carbono (0,018%C a 0,044%C), com o intervalo de solidificação variando de 25°C a 43°C no intervalo de composições definidos pela norma como aceitáveis para a liga. Os outros elementos de liga analisados, segundo os cálculos termodinâmicos, não demonstraram influência significativa dentro das faixas toleradas pela norma. Os intervalos de solidificação foram avaliados por DTA, DSC e metalografia, onde não foi observado qualquer tipo de reação no material ensaiado.
(PUCKASIEWICKZ, 2002)	ASTM A743 CA6NM c/ adição de AWS 410 NiMo	Neste trabalho foi estudado o comportamento de crescimento de trincas por fadiga da junta soldada pelo processo MIG. Corpos de prova das diferentes regiões da estrutura soldada foram retirados e ensaiados numa máquina de ensaio universal hidráulica servo-controlada com amplitude de carga constante, analisando posteriormente a superfície da fratura em MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor.

1.3 Objetivos

1.3.1 Objetivo Geral

Estudar o efeito da temperatura de interpasse e de pré-aquecimento, estabelecendo procedimentos no processo de reparo das pás das turbinas hidráulicas, evitando o tratamento térmico posterior (TTPS).

1.3.2 Objetivos Específicos

- Realizar ensaios de soldagem GMAW multipasse robotizado dos materiais envolvidos na construção e reparo de turbinas hidráulicas (ASTM A743 CA6NM e o AWS 5.22 EC410NiMo) com valores baixos de energia, com diferentes valores de temperatura de pré-aquecimento (TPA) e interpasse (TI), condizentes com os valores encontrados para as transformações de fase;
- Utilizar das técnicas de monitoramento termográfico infravermelho para o controle eficaz da TPA e TI, com parâmetros de emissividade adequados para o ASTM A743 CA6NM e o AWS 5.22 EC410NiMo, objetivando a análise do revenimento sucessivo, proveniente dos passes superiores nos passos inferiores;
- Promover a caracterização das amostras obtidas identificando suas microestruturas as fases microconstituintes, levantamento do perfil de microdureza ao longo de toda estrutura analisando as regiões mais suscetíveis a falha e avaliar a composição química de cada região, comparando com dados da literatura;
- Analisar mudanças de fase em condições ideais (atmosfera inerte de nitrogênio 99,9%), encontrando os valores de início e final da transformação martensítica e as energias envolvidas nesse processo;
- Dentre os ensaios e análises realizadas, indicar os parâmetros de soldagem e de controle térmico do processo que proporcionaram melhores resultados para o reparo de pás de turbinas sem TTPS, atendendo satisfatoriamente as exigências relacionadas ao uso dos AIMM, particularmente em rotores de turbinas hidráulicas.

1.4 Organização do trabalho

Este trabalho aqui apresentado está dividido em sete capítulos numerados, referências bibliográficas, anexos e apêndice.

O capítulo inicial introduz o tema proposto dando uma visão geral da motivação que incentivou a realizar esse trabalho. Também descreve o problema em estudo, aborda a fronteira do conhecimento através do estado da arte e explicita os objetivos, gerais e específicos, desse trabalho.

O capítulo dois 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 dos aços 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 e uma revisão sobre medição de temperatura com/sem contato.

O capítulo três descreve a metodologia e os procedimentos empregados para a realização dessa pesquisa.

O capítulo quatro apresenta e discute os resultados obtidos. No capítulo cinco são apresentadas as conclusões sobre os resultados obtidos e algumas propostas de trabalhos futuros.

Após esses capítulos numerados, são apresentadas as referências bibliográficas utilizadas neste trabalho, e por fim, os anexos e apêndice.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo engloba uma revisão das teorias, conceitos e metodologias aplicados nesse trabalho.

2.1 Turbinas Hidráulicas

As centrais hidroelétricas 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 (MACINTYRE, 1983).

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 (MACINTYRE, 1983).

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 (RODRIGUE, 1986).

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 (RODRIGUE, 1986).

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 utilizado ASTM A27. O aço ASTM A216 é, portanto, o material requerido quando uma elevada resistência mecânica é necessária (RODRIGUE, 1986).

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 (RODRIGUE, 1986).

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 (RODRIGUE, 1986).

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 metal de base, o ASTM A743 CA6NM (RODRIGUE, 1986).

O CA6NM é de relativa alta resistência mecânica e tem uma resistência à cavitação comparável às das chapas de aço inoxidável 304 (RODRIGUE, 1986).

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.

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 (RODRIGUE, 1986).

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 (RODRIGUE, 1986).

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 (RODRIGUE, 1986).

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 onerosas. 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 (RODRIGUE, 1986).

2.3 O Aço Inoxidável Martensítico ASTM A743 CA6NM

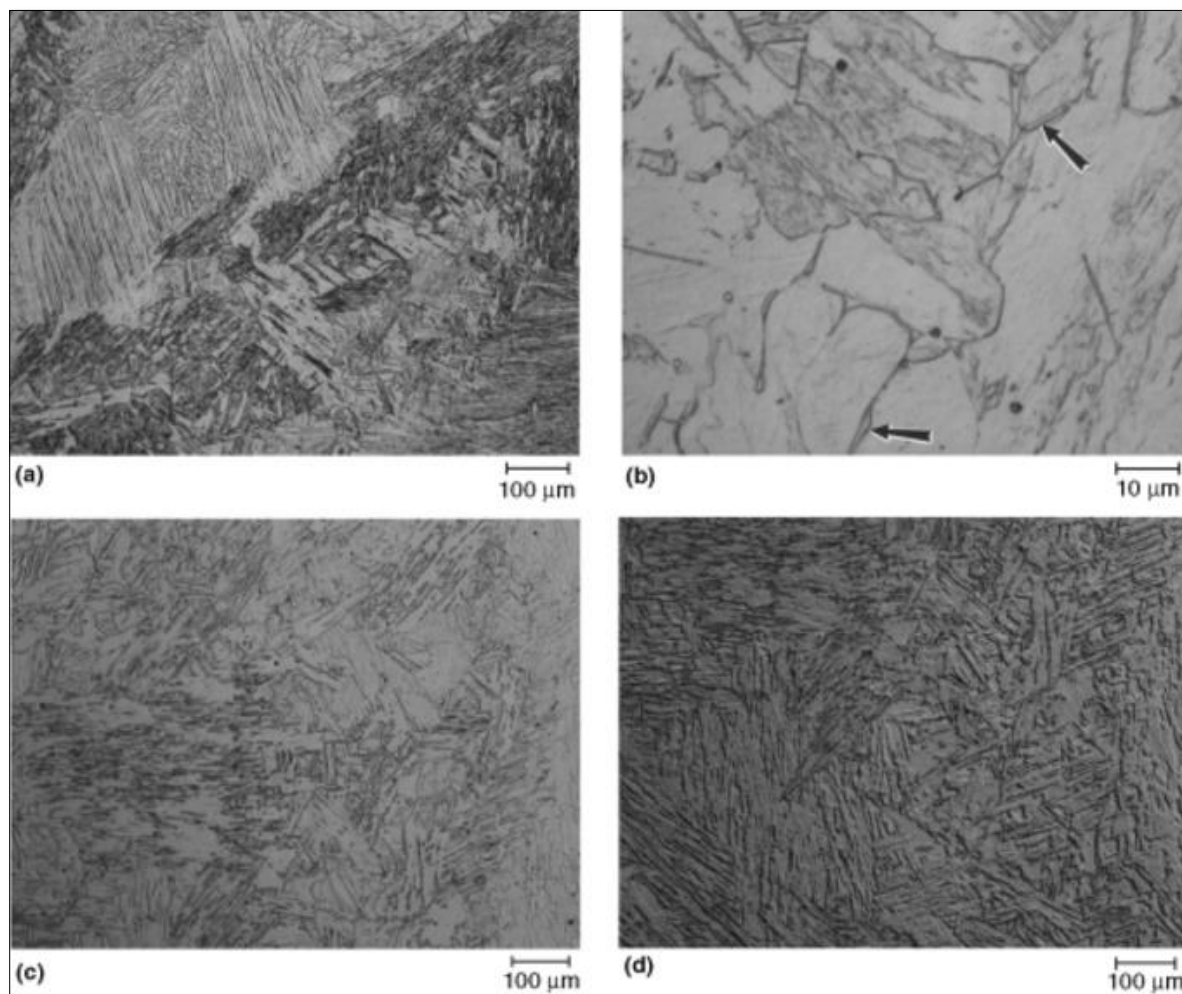
O aço inoxidável martensítico ASTM A743 CA6NM surgiu nos anos 60, desenvolvido conjuntamente com uma então nova classe de aços inoxidáveis martensíticos conhecida como aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM).

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 (HENKE, 1998).

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 (ALLENSTEIN, 2007). Componentes com até 1000 mm de espessura apresentam estrutura 100% martensítica após o resfriamento ao ar (PEREIRA, 2000). A Figura 5 ilustra a estrutura martensítica de um aço CA6NM em estado “como fundido” (ASM, 2004a).

Figura 5 - 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 C₂H₄O₂ - 10 HNO₃. Em (d), mesmo campo mostrado em (c) mas revelado com o contraste diferencial de interferência Nomarski.



Fonte: (ASM, 2004a)

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 (ALLENSTEIN, 2007).

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 *solidus-liquidus* e, portanto, reduzia-se também a ocorrência de defeitos de solidificação (VAZ, 2004).

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 (STRAUBE, 1998). Este melhora ainda a ductilidade e a resistência ao impacto da liga (ALLENSTEIN, 2007).

A adição de molibdênio incrementa a resistência à corrosão em meios mais agressivos e melhora o comportamento da liga quanto a temperabilidade (ALLENSTEIN, 2007). Entretanto a presença de molibdênio na liga provoca estabilização da ferrita- δ , reduzindo conseqüentemente sua tenacidade (VAZ, 2004).

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 (AKHTAR, 1986). É também o aço utilizado como metal de base nos experimentos de soldagem do presente estudo.

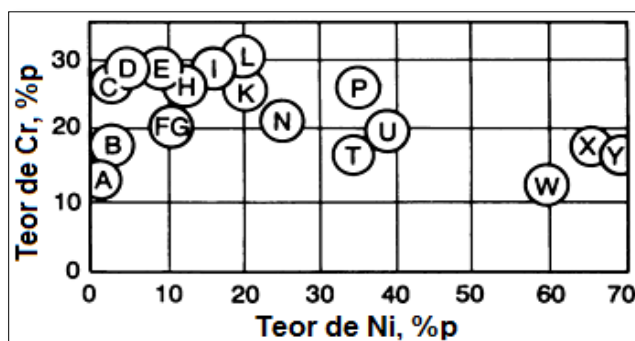
2.3.2 Nomenclatura

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 (ASM, 2004b).

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 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 $\pm 0,05\%wp$. Finalmente, se outros elementos de liga estão presentes, estes são indicados pela adição de uma ou mais letras como sufixo (ASM, 2004b). A Figura 6 mostra graficamente o sistema de designação da liga com base nos conteúdos de Cr e Ni conforme mencionado anteriormente. Para o aço ASTM A743 CA6NM, tem-se que o mesmo possui a característica de resistência à corrosão

(letra “C”), tem níveis de níquel e cromo indicados pela figura abaixo (letra “A”), possui no máximo 0,06% em peso e tem em sua composição níquel e molibdênio.

Figura 6 - Esquemático para nomenclatura das ligas de aço inoxidável resistentes à corrosão e a alta temperatura com base nas faixas de teores de Ni e Cr. As letras nos círculos representam a segunda letra no sistema de designação.



Fonte: (ASM, 2004b)

2.3.3 Propriedades

A composição química da liga é apresentada na Tabela 6, as propriedades mecânicas mínimas requeridas pela norma ASTM A743 são mostradas na Tabela 7, as propriedades mecânicas típicas do aço CA6NM na condição mais usual de temperado e revenido são ilustradas na Tabela 8 e as propriedades físicas são apresentadas na Tabela 9.

Tabela 6 - Composição química da liga ASTM A743 CA6NM.

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

Fonte: (ASTM INTERNATIONAL, 2013)

Tabela 7 - Propriedades mecânicas da liga CA6NM tipo 12%wp Cr e 4%wp Ni requeridas pela norma ASTM A743.

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

Fonte: (ASTM INTERNATIONAL, 2013)

Tabela 8 - Propriedades mecânicas da liga CA6NM na condição de fundido, temperado acima de 955°C, resfriado ao ar, e revenido.

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

Fonte: (ALLENSTEIN, 2007)

Tabela 9 - Propriedades físicas do aço de fundição CA6NM.

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

Fonte: (SFSA, 2004)

Para verificar se a composição química e as propriedades mecânicas dos materiais que compõem os lotes utilizados nessa presente pesquisa possuem características semelhantes às da literatura, procedeu-se pelo Programa Eletronorte de Pesquisa e Desenvolvimento Tecnológico (FERREIRA; OLIVEIRA; ARAUJO, 2009) um conjunto de análises químicas e ensaios mecânicos. Os resultados dessas análises são apresentados na Tabela 10 até a Tabela 14.

Tabela 10 - Composição química do material constituinte da Amostra A.

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

Fonte: (FERREIRA; OLIVEIRA; ARAUJO, 2009)

Tabela 11 - Composição química do material constituinte da Amostra B.

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

Fonte: (FERREIRA; OLIVEIRA; ARAUJO, 2009)

Tabela 12 - Composição química do material constituinte da Amostra B – Contraprova.

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

Fonte: (FERREIRA; OLIVEIRA; ARAUJO, 2009)

Tabela 13 - Medidas de dureza do material da amostra A e B.

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

Fonte: (FERREIRA; OLIVEIRA; ARAUJO, 2009)

Tabela 14 - Estimativa das propriedades mecânicas monotônicas com base em ensaios de tração.

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

Fonte: (FERREIRA; OLIVEIRA; ARAUJO, 2009)

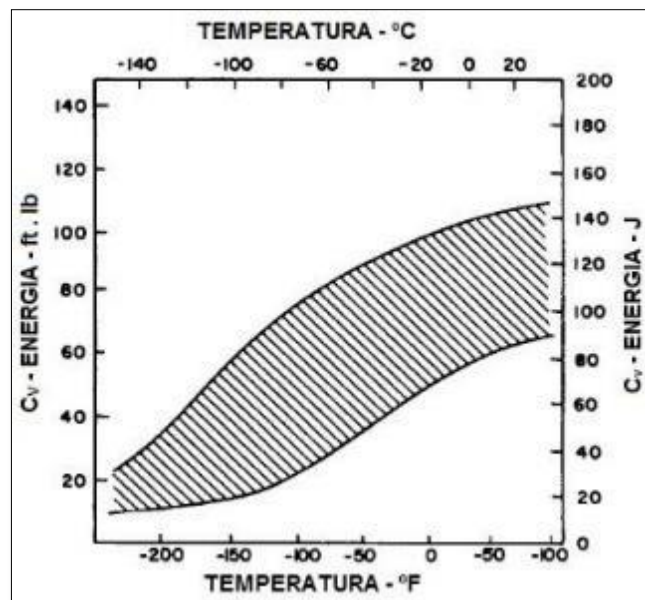
Fundições do aço CA6NM apresentam boas propriedades de usinabilidade e soldagem se técnicas apropriadas forem empregadas. A liga é magnética e tem um coeficiente de expansão térmica ligeiramente inferior do que os aços carbono. A condutividade térmica é aproximadamente 45% inferior quando comparada aos 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 (SFSA, 2004).

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 (SFSA,

2004). A Figura 7 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 (SFSA, 2004).

Figura 7 - Faixa de dados experimentais de energia Charpy com a temperatura.



Fonte: (ASTM, 2006)

2.3.4 A Martensita e o Revenimento

Distintamente da ferrita ou da perlita, a transformação da austenita em martensita ocorre por um rápido processo de cisalhamento, que normalmente não é acompanhado por difusão. Como resultado, obtém-se uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro, a qual tem uma estrutura tetragonal de corpo centrado, que é uma forma distorcida do ferro CCC (Cúbica de Corpo Centrado). Para menores teores de carbono (<0,5%C) a martensita apresenta somente discordâncias. Para maiores teores de carbono ocorrem comumente maclas muito finas, de largura de 5 a 10 microns (BOHÓRQUEZ, 2001).

Devido à complexidade da estrutura da martensita - um reticulado tetragonal com carbono intersticial em solução sólida, formado por cisalhamento que conduz a alta densidade de discordâncias e finas maclas - é difícil quantificar a contribuição dos diferentes mecanismos de endurecimento (por solução sólida, pelas discordâncias, maclas, contorno de grão, segregação de átomos de carbono, precipitação de carbonetos). Os mecanismos que mais contribuem para a resistência mecânica da martensita são (BOHÓRQUEZ, 2001):

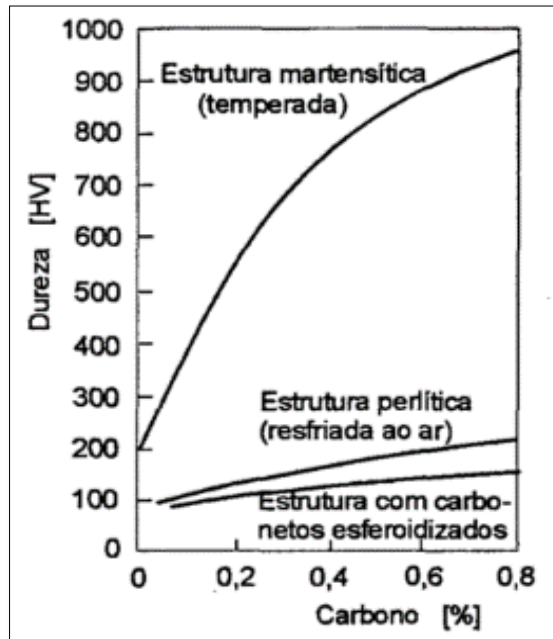
- A alta densidade de discordâncias da martensita, que é comparável à de aços fortemente deformados (10^{11} a 10^{12} cm/cm³), além do que as placas ou agulhas de martensita são relativamente finas, com espessura da ordem de 0,1 microns. Esses contornos entre ripas e os emaranhados de discordâncias fornecem formidáveis barreiras para o movimento de discordâncias. Não é possível obter martensita no ferro puro (isto é, martensita livre de carbono), mas uma estrutura similar a esta pode ser conseguida no ferro mediante cargas de impacto, resultando numa resistência ao escoamento de aproximadamente 700 MPa. Ela é menor que os 2000 MPa que podem ser conseguidos num aço temperado, mas é ainda muito maior que a resistência de um ferro no estado recozido, de aproximadamente 70 Mpa;
- O carbono em solução sólida na martensita deforma o reticulado desta. Essa deformação pode ser aliviada mediante a redistribuição dos átomos de carbono para as discordâncias, de forma a aliviar as deformações estabelecidas por elas. Com isso se estabelece uma ligação substancial entre as discordâncias e os átomos de carbono, de modo que são necessárias grandes tensões para deslocar as discordâncias.

O carbono pode e de fato se difunde na martensita a temperatura ambiente. Um resultado disto é o seu ancoramento em discordâncias. Outro resultado é a formação de “clusters” de átomos de carbono. A resistência de martensita de baixo carbono provém principalmente da subestrutura, enquanto que o endurecimento das martensitas de médio e alto carbono é mais resultante do rearranjo do carbono.

A Figura 8 mostra a influência do teor de carbono sobre a dureza da martensita, assim como também a grande diferença de durezas entre a martensita, a

perlita e uma estrutura com carbonetos esferoidizados. A dureza da martensita é independente do teor de elementos de liga substitucionais, sendo que estes são adicionados principalmente por causa de seu efeito em retardar a formação da perlita e da bainita.

Figura 8 - Influência do teor de carbono sobre a dureza da martensita, da perlita e de uma estrutura contendo carbonetos esferoidizados.



Fonte: (SHEWMON, 1969)

As equações abaixo como sugeridas por Folkhard (1988), para aços inoxidáveis martensíticos macios, permitem estimar as temperaturas de início e final da transformação martensítica M_s e M_f , em função dos elementos de liga Ni, Cr, C e Mn:

$$M_s = 492 - 12 * \%C - 65,5 * \%Mn - 10 * \%Cr - 29 * \%Ni \quad (1)$$

$$M_s - M_f = 150^\circ C \quad (2)$$

Nota-se pela equação (1) acima, a expressiva influência do carbono, manganês e níquel na redução da temperatura M_s . Através da equação 2, pode-se observar que o intervalo de temperatura inicial e final da transformação martensítica é constante e igual a $150^\circ C$ (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006). O *handbook* da ASM (2004b) também sugere uma equação similar, incluindo o molibdênio.

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 (RODRIGUE, 1986).

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 (RODRIGUE, 1986; VAZ, 2004).

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 A1MM (GONÇALVES, 2007).

Por estes motivos, na década de 70 os A1MM 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 (AKHTAR, 1986; VAZ, 2004).

Estes materiais passaram a ser utilizados na construção de turbinas e seus componentes no Brasil a partir dos anos 80, quando as matrizes europeias das empresas fabricantes de componentes hidráulicos passaram a determiná-los em seus projetos (VAZ, 2004).

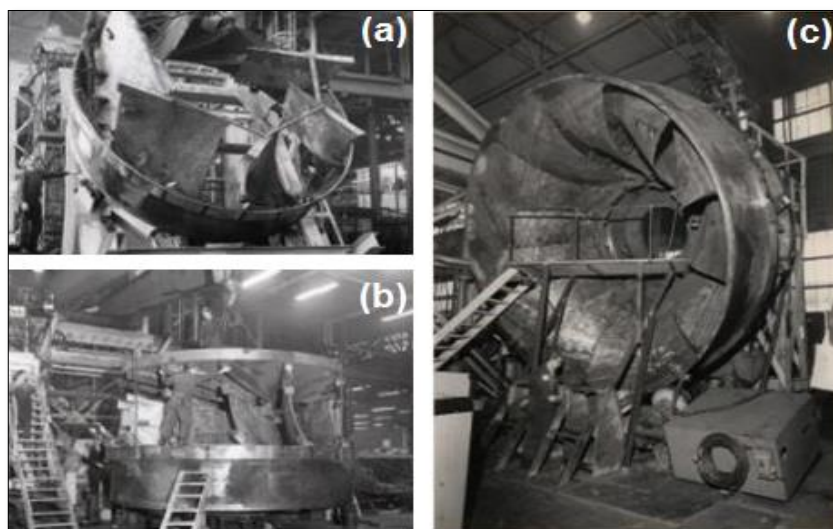
2.4.2 Construção

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 ASTM A743 CA6NM (CARDOSO et al., 2003), 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 (VAZ, 2004).

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 (VAZ, 2004). Peças de CA6NM podem ser fundidas satisfatoriamente para espessuras acima de 3/16 polegadas (4,8mm) (SFSA, 2004), 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 (AKHTAR, 1986).

Mudanças drásticas de seção do fundido devem ser evitadas sempre que possível (SFSA, 2004) 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 (AKHTAR, 1986; GONÇALVES, 2007), como exemplifica a Figura 9a, 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).



Fonte: (STEWART, 2017)

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*) (AKHTAR, 1986). 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 (GONÇALVES, 2007; THALBERG et al., 2002).

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 (AKHTAR, 1986; GONÇALVES, 2007).

2.4.3 Reparo

Os rotores são submetidos ao reparo quando surgem sinais de erosão por cavitação e trincas de fadiga (AKHTAR, 1986; CARDOSO et al., 2003), e podem ainda ser reparados eventualmente devido a imperfeições durante a fundição (THALBERG et al., 2002). 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 (AKHTAR, 1986; GONÇALVES, 2007).

As partes danificadas são recuperadas através de soldagem embora a técnica de recobrimento por aspersão térmica também tem sido utilizada mais recentemente (VAZ, 2004). 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) (AKHTAR, 1986; CARDOSO et al., 2003; THALBERG et al., 2002; VAZ, 2004). 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 (THALBERG et al., 2002).

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 (AKHTAR, 1986; GONÇALVES, 2007).

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 (AKHTAR, 1986), que tem influência negativa na resistência à cavitação, reduzindo o tempo de incubação e elevando a taxa de erosão (BOCCANERA et al., 1998).

A utilização de arames tubulares ao invés dos sólidos apresenta 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 (BOCCANERA et al., 1998; GONÇALVES, 2007).

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 (VAZ, 2004).

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 (GONÇALVES, 2007; VAZ, 2004). 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 (VAZ, 2004).

2.5 Técnicas de Reparo por Soldagem sem TTPS

É improvável que um TTPS generalizado possa ser realizado em campo. O alívio de tensões localizado é possível, e as normas apropriadas de aplicação geralmente fornecem as diretrizes em aspectos tais como os máximos gradientes de temperatura que podem ser tolerados. Por outro lado, além do TTPS ser um procedimento oneroso, existem efeitos prejudiciais que precisam ser avaliados, como

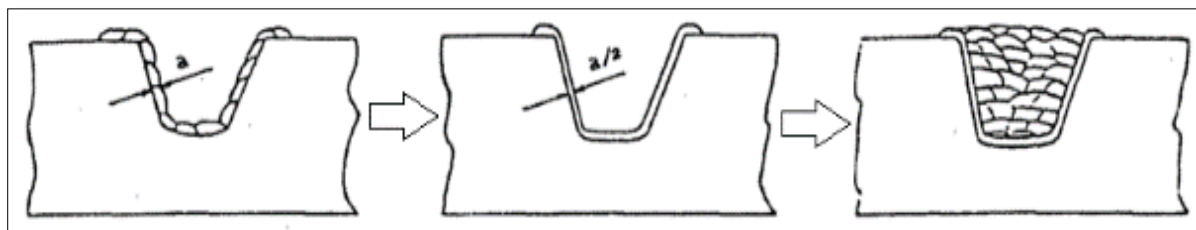
aqueles sobre o acabamento superficial, ajustes e dimensões, deformações devidas à diminuição da resistência do material com a temperatura, etc. (BOHÓRQUEZ, 2001).

Dadas as dificuldades inerentes à aplicação do TTPS, técnicas diferenciadas estão sendo constantemente desenvolvidas para o reparo evitando o tratamento térmico. Através de procedimentos estritamente controlados, pretende-se alcançar na microestrutura da ZTA 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, prevenir a fratura frágil, as trincas por reaquecimento ou as trincas por corrosão sob tensão (BOHÓRQUEZ, 2001; GONÇALVES, 2007; PEREIRA, 2000). Para que esta técnica se mostre eficaz, é necessário que os parâmetros de soldagem para o metal de base e de adição específicos, como a relação de energia de soldagem para cada passe de solda sejam corretamente controlados (PEREIRA, 2000).

2.5.1 Técnica da Meia Camada

A técnica da “meia-camada”, adotada pelo código ASME - *Boiler and Pressure Vessel Code (Article IWB 4000 - 2013)* e aplicada em componentes nucleares, foi desenvolvida para o reparo por soldagem de aços ferríticos para vasos de pressão, onde o convencional TTPS não poderia ser aplicado (ASME, 2013). O objetivo desse procedimento é refinar completamente e reaver a microestrutura da ZTA-GG (zona de grãos grosseiros do metal de base). O reparo é executado somente pela soldagem com eletrodos revestidos. Inicialmente é feito um amanteigamento com uma camada de metal de solda em toda a cavidade a ser reparada, usando eletrodos de 2,4 mm ou 3,2 mm. Essa camada de amanteigamento é então esmerilhada até 50% de sua espessura, como indica a Figura 10:

Figura 10 - Técnica de reparo sem TTPS - "meia camada".



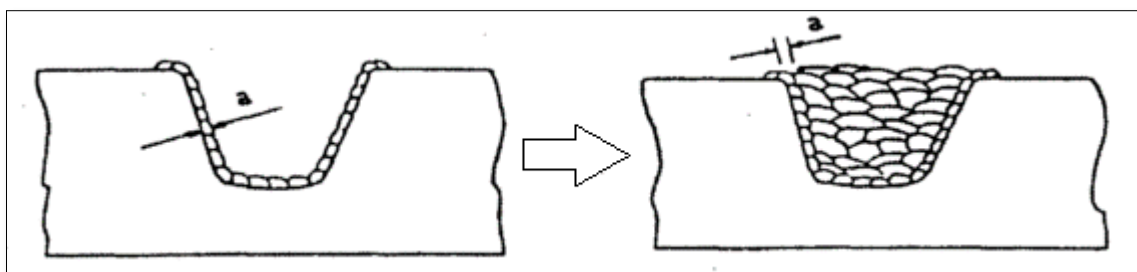
Fonte: (ASME, 2013)

Camadas subsequentes são então depositadas com eletrodos de maior diâmetro (até 4,0 mm) para promover o refino de grão e o revenido da ZTA-GG da primeira camada. Esse procedimento funciona bem, desde que o controle seja cuidadoso, mas como isso nem sempre é possível na prática, os resultados podem ser questionáveis. Além disso, o esmerilhamento manual é uma atividade bastante penosa, principalmente em trabalhos expostos a radioatividade, onde o tempo de permanência do operário é limitado. Dessa forma é compreensível que a técnica da “dupla-camada” passou, a ser uma alternativa vantajosa (HENKE, 1998).

2.5.2 Técnica da Dupla Camada

Com essa designação essa técnica foi inicialmente desenvolvida nos anos sessenta junto à *Central Electricity Generating Board* (CEGB) do Reino Unido para evitar o problema das trincas de reaquecimento nas ZTAs de aço Cr-Mo-V durante TTPS (23). Ela também é conhecida como técnica do “passe de revenido”, uma vez que dispensa o esmerilhamento da camada inicial de amanteigamento, como mostra a Figura 11.

Figura 11 - Técnica de reparo sem TTPS - "dupla camada".



Fonte: (ASME, 2013)

Esta técnica utiliza um método controlado de deposição, de modo que a segunda camada promova o refino e a redução de dureza da ZTA gerada pela primeira camada. A eficácia da técnica depende basicamente dos parâmetros de soldagem utilizados nas deposições das camadas.

A primeira camada já produz um certo grau de refino, sendo dependente da sequência de deposição. A segunda camada penetra na primeira promovendo um refino da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor da primeira camada.

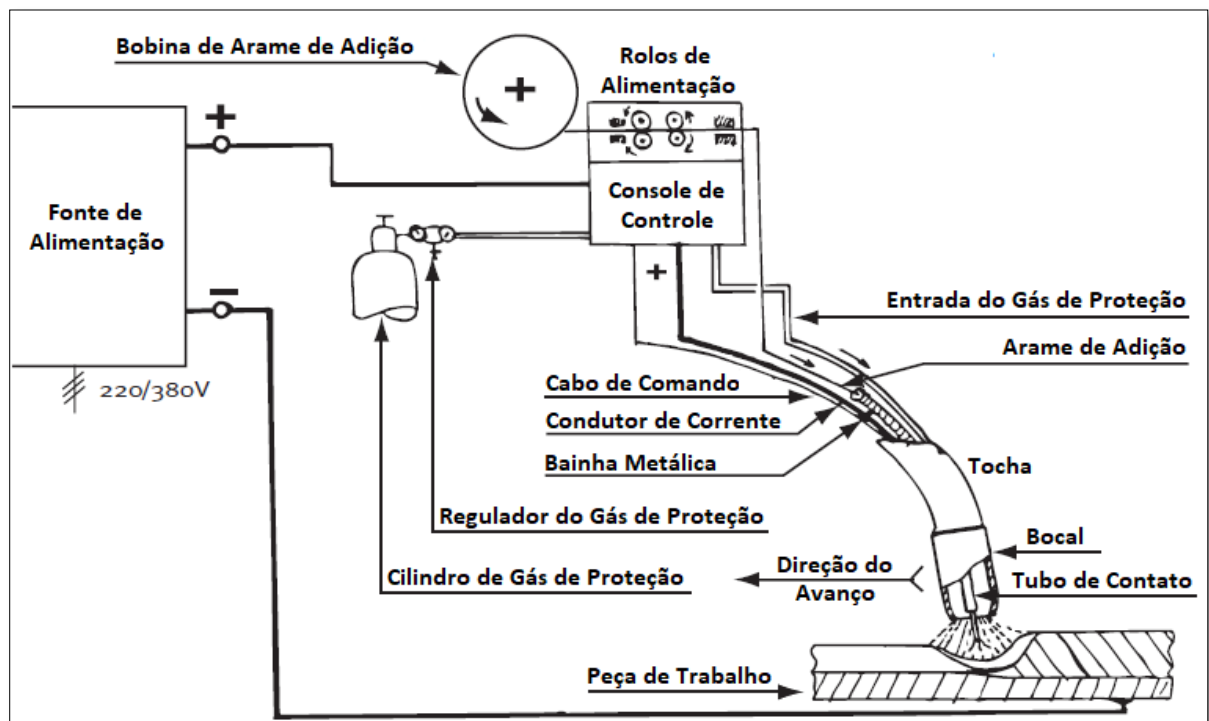
Aspectos essenciais a serem observados na aplicação eficaz da técnica são:

- Dimensões do cordão da primeira camada (i.e., aporte térmico);
- Adequada sobreposição dos cordões;
- Relação de aporte térmico entre as camadas;
- Temperatura de pré-aquecimento e interpasse relativamente elevadas;
- Cavidade de reparo suficientemente aberta para permitir adequado ângulo de ataque do eletrodo.

2.6 O Processo de Soldagem GMAW com Arame Tubular

No processo de soldagem GMAW (Figura 12) 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 (ACESITA, 2004).

Figura 12 - Princípio do Processo GMAW.



Fonte: (CUNAT, 2007)

As características do processo GMAW estão apresentadas na Tabela 15.

Tabela 15 - Características do Processo GMAW.

<p>Tipo de operação:</p> <ul style="list-style-type: none"> Semiautomática ou automática. 	<p>Consumíveis:</p> <ul style="list-style-type: none"> Arame sólido; Gás de proteção; Tube de contato e bocal.
<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 semiautomática; Posições de soldagem: todas (depende da regulagem 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>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>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> <p>Proteção ocular; Emissão intensa de radiação ultravioleta; Risco de choque elétrico; Queimaduras produzidas por respingos em alta temperatura.</p>	

Fonte: (ACESITA, 2004)

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 (globular), 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 16 apresenta as principais características dos modos de transferência metálica do processo GMAW (ACESITA, 2004).

Tabela 16 - Características dos modos de transferência metálica na soldagem GMAW.

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

Fonte: (ACESITA, 2004)

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. (ACESITA, 2004). Algumas misturas gasosas utilizadas na soldagem GMAW dos aços inoxidáveis estão apresentadas na Tabela 17.

Tabela 17 - Misturas gasosas para a soldagem GMAW dos aços inoxidáveis.

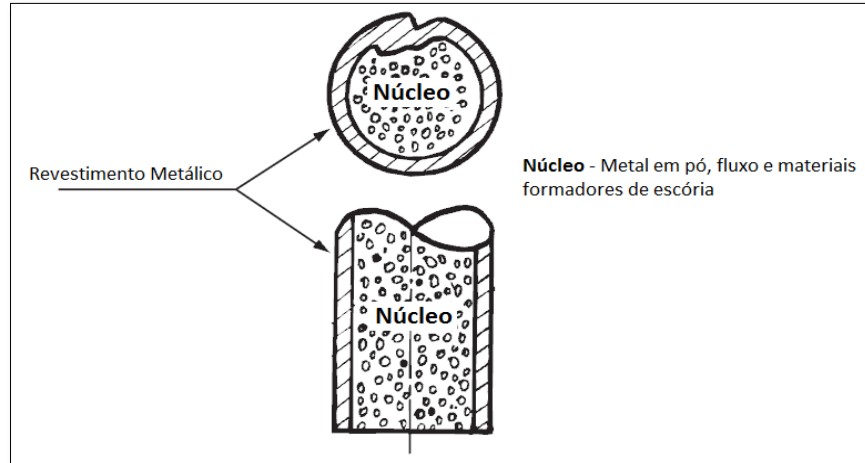
Mistura de gás	Tipo de transferência		Observação
	Curto-circuito	Spray	
Ar + 1-3%O ₂	Regular	Bom	-
Ar + 1-5%CO ₂	Bom	Bom	Alguma adição de carbono
Ar + 30% He + 1%O ₂	Muito bom	Bom	Uso em processos automáticos

Fonte: (ACESITA, 2004)

O processo de soldagem com arames tubulares é basicamente o mesmo empregado na soldagem GMAW com arame sólido e utiliza os mesmos equipamentos, requerendo, somente em alguns casos, equipamentos com maior capacidade (ESAB, 2005). O processo se diferencia pelo tipo dos eletrodos utilizados, que consistem em arames em forma de tubo como metal de deposição (Figura 13)

que encobrem em seu interior um fluxo que pode ser do tipo metálico (processo GMAW) ou não metálico (processo FCAW) (CUNAT, 2007).

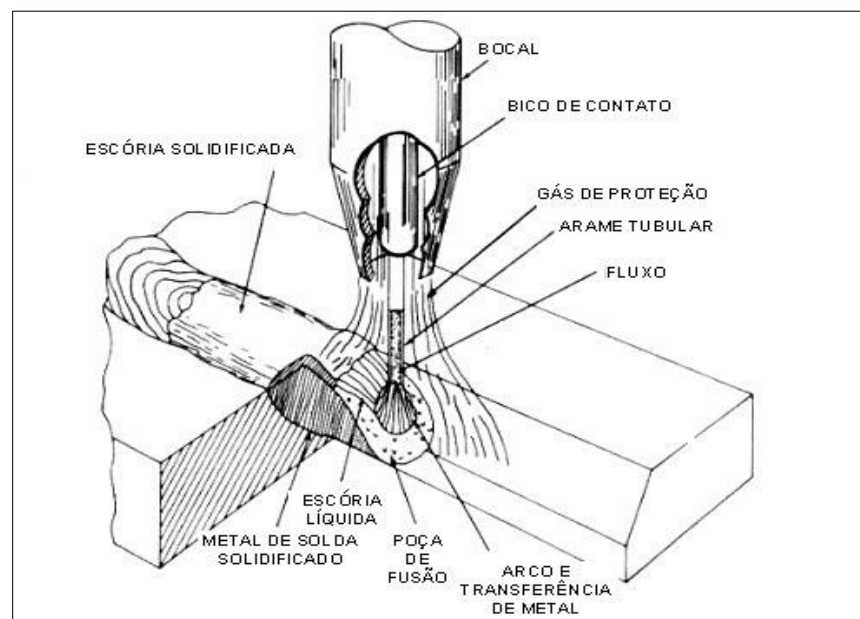
Figura 13 - Exemplo de um eletrodo de arame tubular com fluxo metálico.



Fonte: (CUNAT, 2007)

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 GMAW (com gás ativo). 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 (ESAB, 2005). A Figura 14 mostra detalhadamente o processo de solda com arames tubulares e gás de proteção.

Figura 14 - Processo de soldagem GMAW com arame tubular e gás de proteção.



Fonte: (ESAB, 2005)

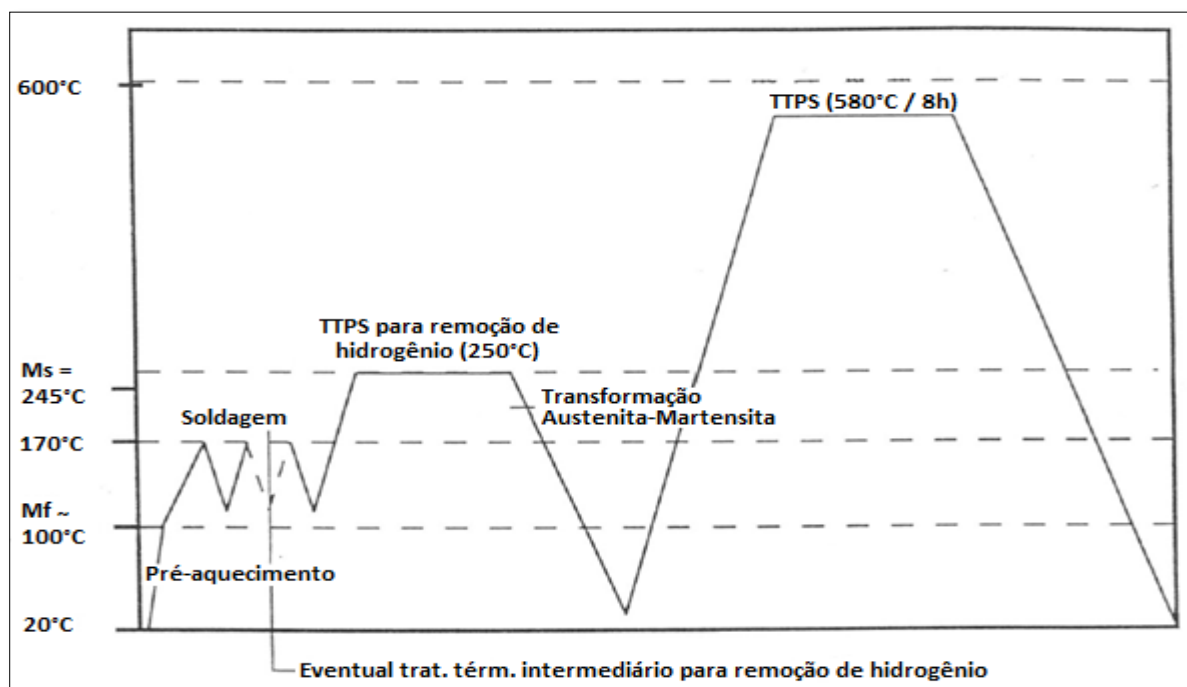
Eletrodos de solda de aço inoxidável na forma de arames tubulares com fluxo metálico estão se tornando cada vez mais populares. Alguns dos arames produzidos atualmente apresentam características de soldagem muito boas e são capazes de produzir adequadamente metais de solda resistentes à corrosão. Infelizmente, a resistência ao impacto das soldas produzidas com estes eletrodos ainda é inferior às apresentadas pela solda GMAW (com arame maciço). 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 (HOLMBERG, 2002).

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 (ESAB, 2005).

2.6.1 Arame Tubular AWS 5.22 EC410NiMo

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 (VAZ, 2004). O ciclo térmico recomendado para soldagem do aço inoxidável martensítico macio com arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo com fluxo metálico é mostrado de maneira esquemática na Figura 15.

Figura 15 - Esquema do ciclo térmico de soldagem recomendado para soldagem do aço inoxidável martensítico macio com arame tubular de fluxo metálico.



Fonte: (BAAS, 1996)

Estes consumíveis, para rotores fabricados com o aço ASTM A743 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) (THALBERG et al., 2002).

A composição química do arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo é ilustrada na Tabela 18, e as propriedades mecânicas do eletrodo são ilustradas na Tabela 19.

Tabela 18 - Composição química do arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo.

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

Fonte: (DIN EN ISO 17633:2006-06, 2006)

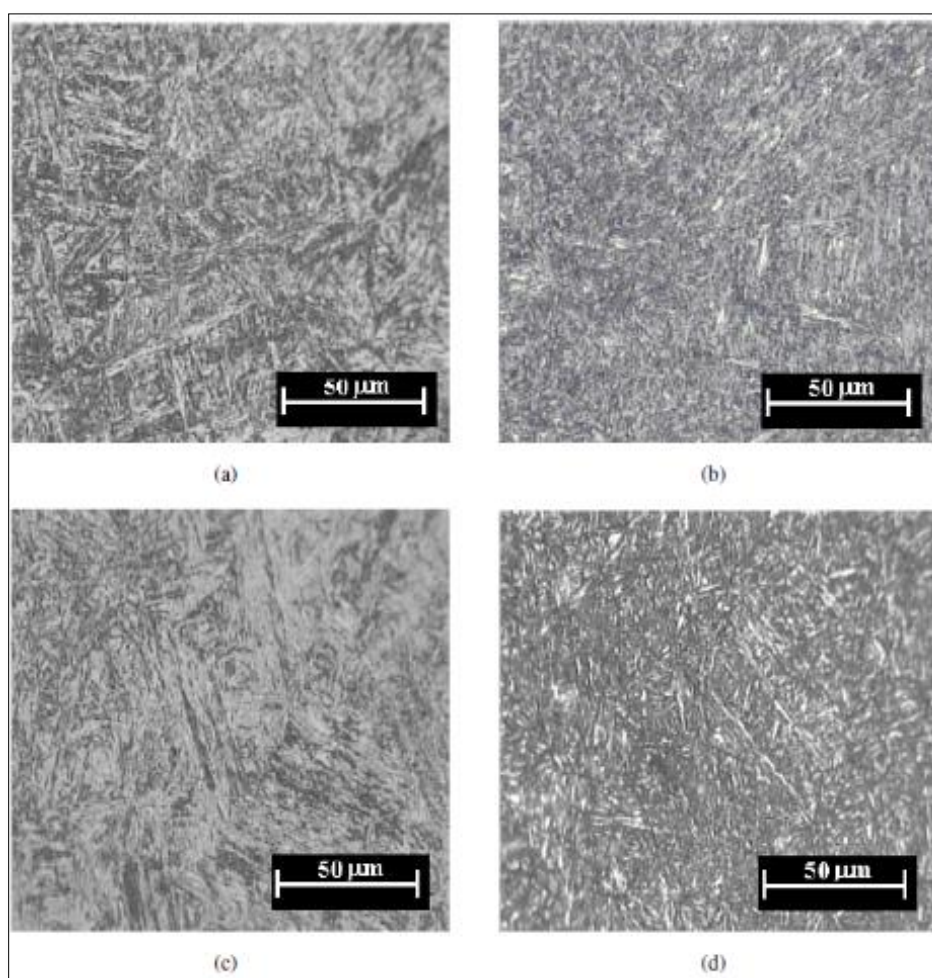
Tabela 19 - Propriedades mecânicas do arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo.

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

Fonte: (DIN EN ISO 17633:2006-06, 2006)

São utilizados normalmente, gases de proteção com uma mistura contendo 96%Ar e 4%CO₂ ou 98%Ar e 2%O₂. A Figura 16 (a), (b), (c) e (d) mostram diferentes micrografias do metal depositado pelo arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo, 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 16 - Micrografias representativas do metal de solda depositado pelo arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo 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”.



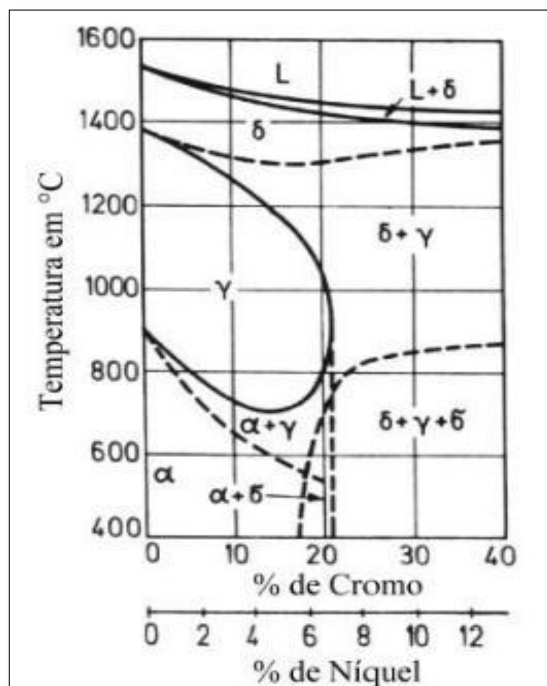
Fonte: (VAZ, 2004)

2.6.2 Metalurgia da Soldagem

O aço ASTM A743 CA6NM é normalmente utilizado na condição de normalizado e temperado, na qual a microestrutura é predominantemente martensítica. Esta liga pode conter quantidades apreciáveis de austenita retida, por que esta estrutura fornece ótima de resistência, ductilidade, dureza e tenacidade. Variações no tratamento térmico podem ser selecionadas para realçar uma ou mais destas propriedades (SFSA, 2004).

Uma seção vertical do diagrama Fe-Cr-Ni é apresentada na Figura 17 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 17 - Diagrama de fases Fe-Cr-Ni, para razão fixa de Cr/Ni de 3:1.

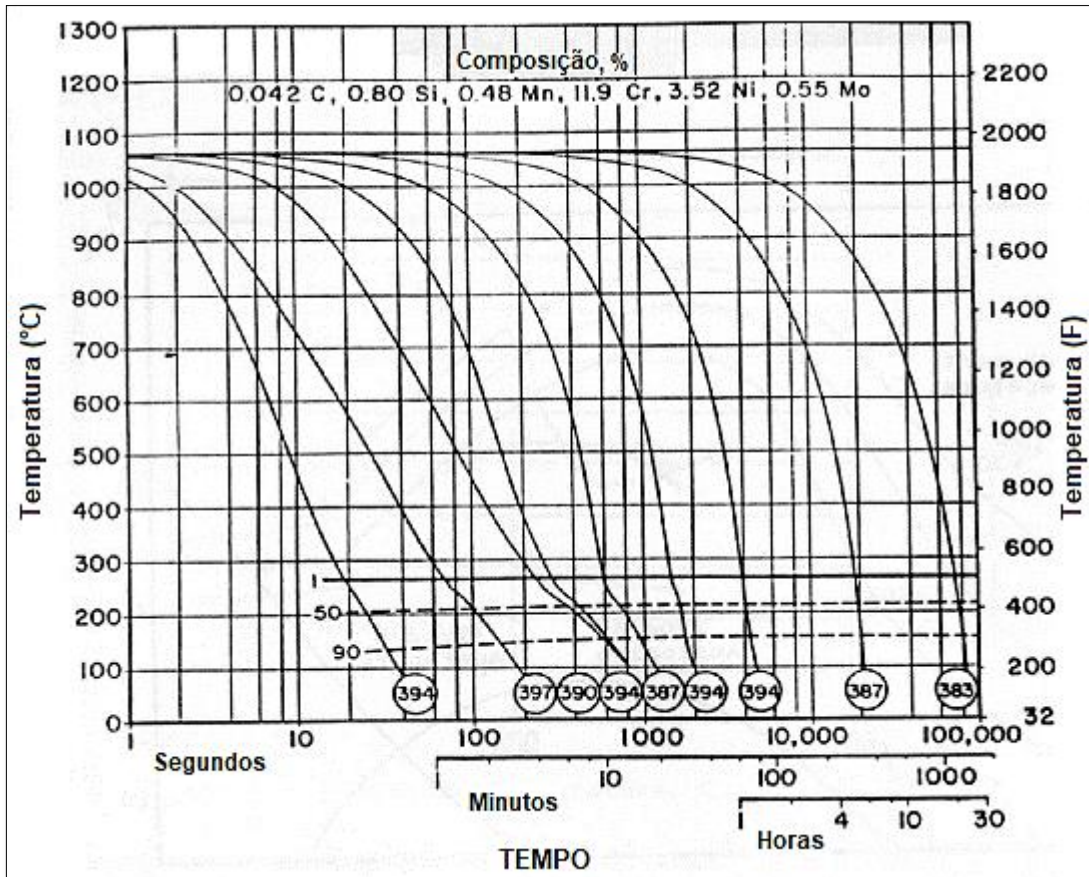


Fonte: (FOLKHARD, 1988)

A Figura 18 apresenta o diagrama de transformação de fase em resfriamento contínuo (TRC) 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 (ALLENSTEIN, 2007).

Figura 18 - Diagrama de transformação de fase em resfriamento contínuo (TRC) do CA6NM.



Fonte: (CRAWFORD, 1974)

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 estimado em 95°C para o aço CA6NM (GRACIOSO, 2003), 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 (SFSA, 2004).

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) (GONÇALVES, 2007; HENKE, 1998; VAZ, 2004). 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 (GONÇALVES, 2007; GRACIOSO, 2003; HENKE, 1998).

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 (GONÇALVES, 2007) se o revenimento for realizado acima de 649°C e, com o resfriamento, a microestrutura pode conter martensita não temperada (SFSA, 2004), elevando os limites de resistência e escoamento e piorando a tenacidade (NIEDERAU, 1977).

Duplos revenimentos são empregados para alcançar valores de dureza inferiores a 22 HRC para fundições projetadas para ambientes úmidos contendo H₂S. Um revenimento duplo típico consiste em um revenimento a 677°C seguido de outro a 607°C (SFSA, 2004).

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 (SFSA, 2004).

A têmpera realizada a partir de elevadas temperaturas de austenitização, como 1150°C, apresenta a maior resistência mecânica, pois, segundo Gracioso (2003), 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.

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

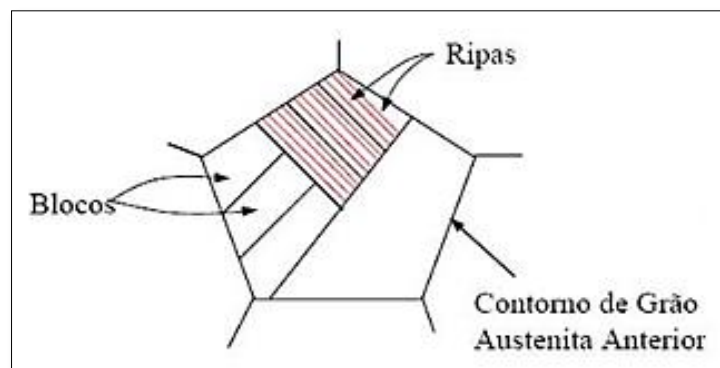
Inicialmente, as ligas de aços inoxidáveis martensíticos macios com 13% de cromo e 4% de níquel a solidificação inicia com cristais da fase de ferrita delta. Entre as temperaturas na faixa de 1320 e 1240°C, ocorre transição de ferrita delta para austenita, que por ser um processo difusional, tem um progresso relativamente lento e dependente da velocidade de resfriamento. A estreita faixa Líquido + fase δ propicia

menores defeitos provenientes da solidificação (FOLKHARD, 1988; HERNANDEZ, 2009).

Considerada uma fase metaestável, não prevista pelo diagrama de equilíbrio, a martensita é formada por deformação localizada (curto movimento simultâneo de grupos de átomos) devido à instabilidade da austenita. A martensita é formada pelos átomos do carbono ocupando os retículos do arranjo atômico austenítico (DOSSETT; BOYER, 2006).

As duas principais morfologias da martensita são ripas e placas, as quais são apresentadas pela representação esquemática da martensita na Figura 19. No aço CA6NM, a estrutura martensítica está presente em forma de ripas paralelas entre si, com mesma orientação cristalográfica, formando blocos (ALMEIDA, 2015).

Figura 19 - Representação esquemática da morfologia da martensita.



Fonte: (ALMEIDA, 2015)

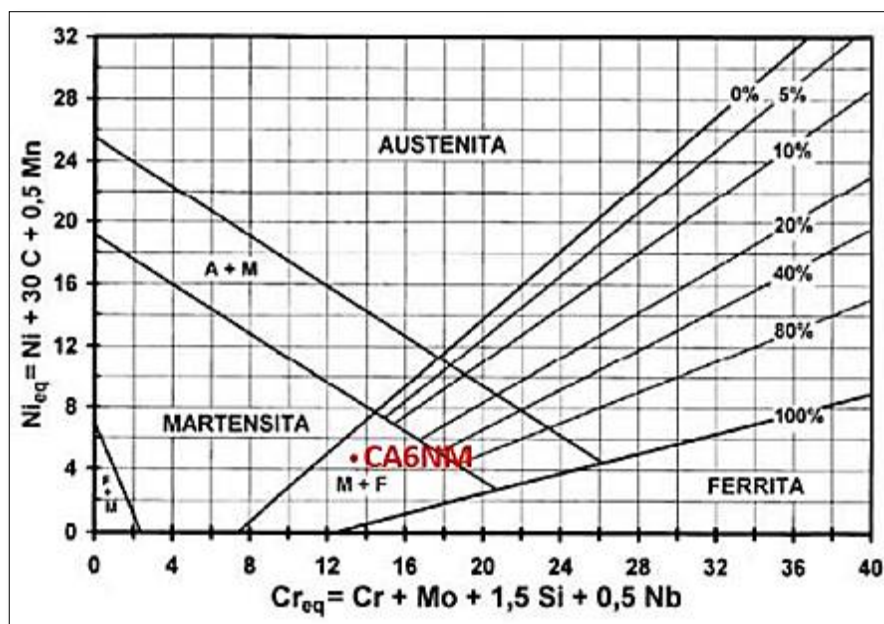
Para avaliar o efeito dos elementos de liga na microestrutura dos aços inoxidáveis após resfriamento rápido – como no processo da soldagem – foram desenvolvidas equações (indicadas na Figura 20) agrupando elementos conforme sua propriedade ferritizante (alfagênicos) ou austenitizante (gamagênicos). O efeito dos elementos de liga foi denominado como níquel equivalente (Ni_{eq}) para elementos gamagênicos e cromo equivalente (Cr_{eq}) para elementos alfa-gênicos (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

A partir destas equações foram desenvolvidos diversos diagramas, sendo o de Schaeffler (1949) o mais conhecido para ser empregado em metais sob rápida velocidade resfriamento. O diagrama de Schaeffler permite prever a microestrutura do aço, após o processo de soldagem, com base na sua composição química e é

aplicável para todos os tipos de aços inoxidáveis. Neste diagrama é possível estimar a microestrutura de aços ligados ao cromo e níquel, relacionando-os com a formação das principais fases após o processo de soldagem (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

O aço ASTM A743 CA6NM, que possui cromo equivalente de aproximadamente 13,23% e níquel equivalente de aproximadamente 4,76%, está localizado no campo bifásico martensítico/ferrítico, como mostra a Figura 20, que apresenta um diagrama de Schaeffler. Logo, indica que apresenta microestrutura martensítica e ferrítica residual.

Figura 20 - Diagrama de Schaeffler adaptado.



Fonte: (LIPPOLD; KOTECKI, 2005)

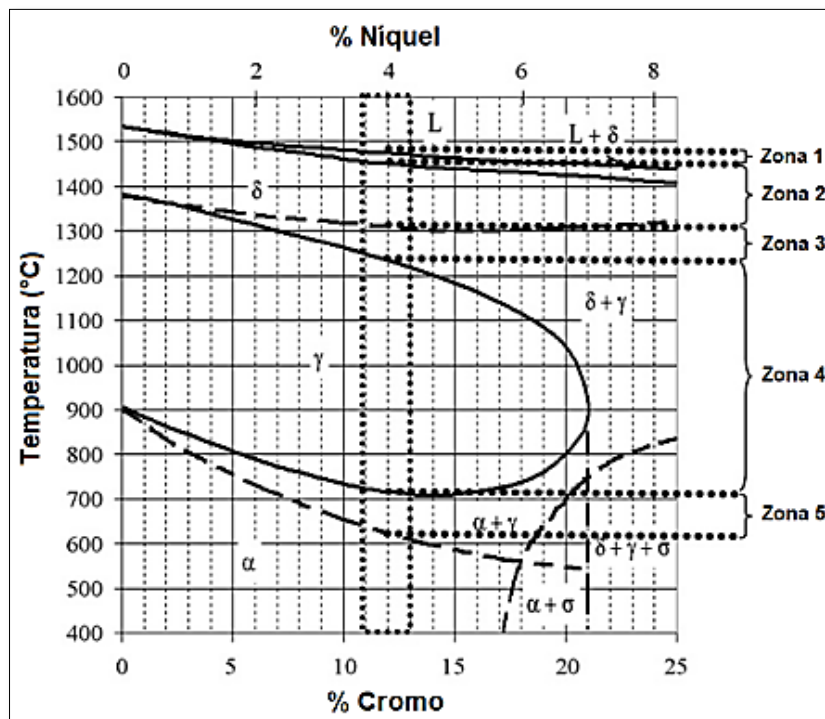
Quando o CA6NM é soldado pelo processo de múltiplos passes, formam-se duas grandes áreas: Zona de Fusão (ZF) e Zona Termicamente Afetada (ZTA). A ZF corresponde à região onde efetivamente houve a fusão e a subsequente solidificação do metal. A ZTA é a região do metal de base adjacente à zona de fusão, caracterizando-se por apresentar um ciclo térmico de rápido aquecimento, seguido de rápido resfriamento, causado pela fonte de energia utilizada na soldagem, resultando em alterações de microestrutura e/ou propriedade (OKUMURA; TANIGUCHI, 1982).

Existem diversos estudos para a investigação dessas duas áreas formadas após a soldagem, onde identificaram que são formadas diferentes ZTAs com microestruturas distintas, após o processo de soldagem (MIRAKHORLI et al., 2017).

Carrouge et al (2002) sugeriu que há 5 zonas dentro da ZTA, sendo afetadas de forma diferente pelo calor e conseqüentemente, acontecem diferentes transformações de fase, as quais estão ilustradas no diagrama de fase na Figura 21. As 5 zonas dentro da ZTA são:

- **Zona 1:** Zona parcialmente fundida;
- **Zona 2:** Completa transformação para ferrita delta com significativo crescimento de grão;
- **Zona 3:** Austenita se transforma parcialmente em ferrita delta no aquecimento;
- **Zona 4:** Martensita se transforma completamente em austenita no aquecimento;
 - **Zona 4 A:** zona com recristalização, possível crescimento de grão e dissolução de carbonetos;
 - **Zona 4 B:** zona com recristalização parcial e dissolução de carbonetos;
 - **Zona 4 C:** zona sem significativo dissolução de carbonetos.
- **Zona 5:** Martensita se transforma parcialmente em austenita no aquecimento.
 - **Zona 5 A:** zona em que a austenita formada no aquecimento se transforma em martensita virgem no resfriamento;
 - **Zona 5 B:** zona em que a austenita formada no aquecimento se permanece estável e retida no resfriamento, ocasionando em uma pequena redução da dureza.

Figura 21 - Diagrama de fase do CA6NM indicando as diferentes ZTA presentes após soldagem.



Fonte: (ALMEIDA, 2015; THIBAUT; BOCHER; THOMAS, 2009)

Thibault et al. (2009) afirmam que a Zona 1 não pode ser observada através de micrografias, por se formar na linha de fusão; a Zona 2 apresenta grãos mais grosseiros, em que a transformação da ferrita delta está completa; a Zona 3 é bifásica, com ferrita delta retida em contornos de grãos austeníticos; a fronteira entre as Zonas 4 e 5 é diferenciada pela dureza, porém, a Zona 5 se confunde com o metal de base, portanto não há diferença visível.

2.6.3 Estrutura de Grãos na Zona de Fusão

Na soldagem autógena, o desenvolvimento da estrutura de grãos da zona fundida ocorre por crescimento epitaxial, isto é, o crescimento de grãos inicia no substrato na linha de fusão e progride na direção da linha central da solda (KOU, 2003).

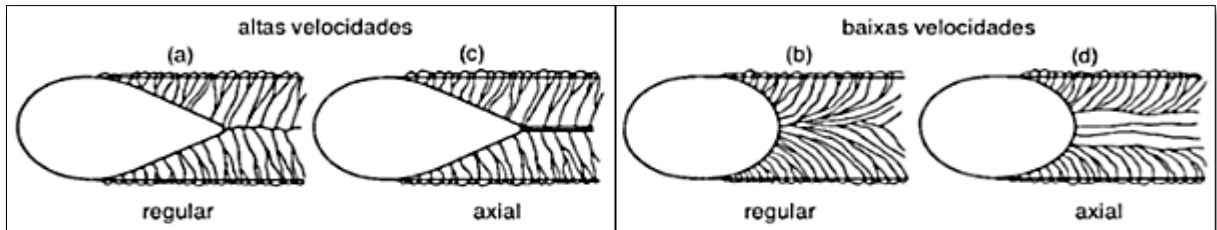
Para a soldagem com adição de material, a estrutura do grão no metal de solda é governada por diferentes mecanismos de crescimento competitivo, em que a solidificação dos grãos tende a ocorrer na direção perpendicular à interface líquido/sólido segundo a direção do gradiente máximo de temperatura e também 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 (KOU, 2003).

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 22a). 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 22b).

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. Esses grãos

também possuem crescimento perpendicular à poça de fusão e é consideravelmente mais largo para poças elípticas que para poças do tipo gota (Figura 22c e Figura 22d).

Figura 22 - Estrutura de grãos colunares de solda feitas com poças na forma de gota e elíptica: (a, b) estrutura colunar regular; (c, d) estrutura axial.



Fonte: (KOU, 2003)

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 dominado pelos crescimentos epitaxial e competitivo dos grãos colunares. A formação destes novos grãos pela nucleação são quase sempre equiaxiais ao invés de colunares.

2.6.4 Aporte Térmico

O aporte térmico ou energia de soldagem (E) é um parâmetro que quantifica a energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento do cordão de solda. De acordo com Brandi (1992), para se obter o balanço de energia na soldagem, costuma-se trabalhar com uma grandeza denominada aporte de calor ou aporte de energia, que correlaciona a quantidade de energia disponível para soldagem com a velocidade de avanço da fonte de calor, ou seja, do eletrodo.

Esse aporte é calculado com base em parâmetros de corrente, diferença de potencial e velocidade de translação da tocha. Para soldagens a arco elétrico o valor de E , em kJ/mm, é dado pela equação (3) (ESAB, 2005).

$$E = \eta \frac{V \cdot I}{v \cdot 1000} \quad (3)$$

Onde:

E – Energia de soldagem ou aporte térmico [kJ/mm].

η – Eficiência de transferência ou rendimento térmico do processo.

V – Diferença de potencial - Volts [V].

I – Corrente elétrica - [A].

v – velocidade de translação da tocha de soldagem [mm/s].

A eficiência ou rendimento térmico do processo (η) é adimensional e varia entre 0 e 1, dependendo do processo e das condições de soldagem. Esse parâmetro indica a proporção de energia que de fato é transferida para a poça de fusão e efetivamente absorvida pela peça. A Tabela 20 apresenta alguns valores típicos de η para diferentes processos de soldagem:

Tabela 20 - Valores de eficiência de transferência para diferentes processos de soldagem.

Processos	GTAW	SMAW	GMAW (Inerte)	GMAW (Ativo)	SAW	FCAW	PAW
Rendimento Térmico (η)	0,55	0,78	0,72	0,78	0,95	0,80	0,66

Fonte: (QUITES, 2002)

O aporte térmico (E) é de grande importância para o estudo da soldagem, pois influencia nas propriedades mecânicas dos conjuntos soldados, devido às variações que podem provocar, dependendo da sua intensidade, na morfologia do cordão de solda (penetração, largura e altura do reforço) e, também, pode afetar as transformações de fase durante a soldagem, influenciando na microestrutura e nas propriedades resultantes do metal de adição.

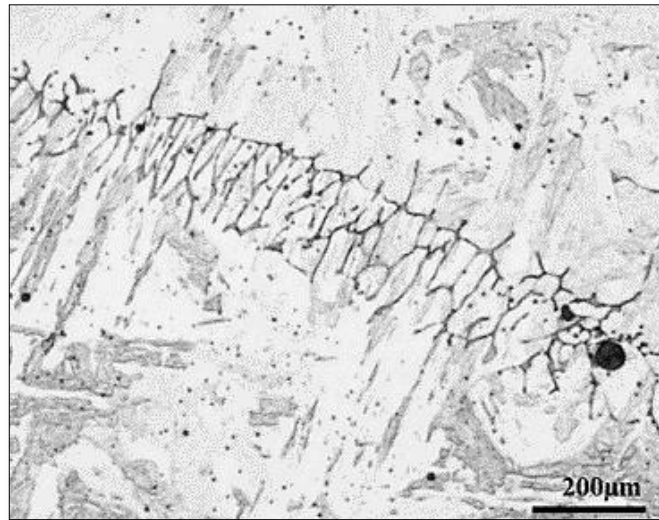
2.6.5 Ferrita Delta

As características microestruturais da soldagem no ASTM A743 CA6NM resultam da combinação do processo de fundição, tratamentos térmicos e o processo de soldagem. A formação de pequenas quantidades de ferrita delta podem ocorrer na transição de ferrita e austenita, durante o super-resfriamento. Segundo Pereira et al. (2001), no resfriamento subsequente, a austenita começa a se transformar em martensita numa temperatura M_s , aproximadamente entre 200 e 250°C, independente da taxa de resfriamento. Quando acontece o resfriamento completo após a solda, a estrutura se apresenta em martensita revenida, com 1-10% de ferrita delta e austenita residual.

A presença de ferrita delta retida no material pode estar associada a menores valores de tenacidade, pois não dissolve carbono em sua matriz e durante um resfriamento mais lento pode formar precipitados em seu contorno, sendo por tal

razão, o motivo da redução ainda maior da tenacidade do material (HERNANDEZ, 2009). Mokhtabad Amrei (2016) afirma que a estrutura na ferrita delta residual revelada pelo reagente Kalling no ASTM A743 CA6NM pode apresentar o formato de estrias e cânions, como denota a Figura 23.

Figura 23 - Traços de ferrita delta na matriz martensítica do metal de solda multipasse 13Cr4Ni.



Fonte: (AMREI et al., 2016)

2.6.6 Austenita Residual

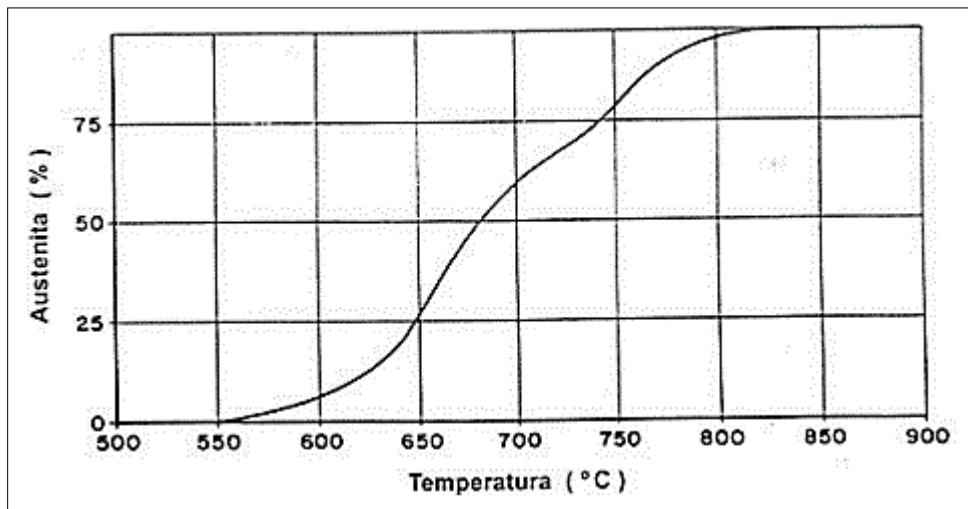
Há três tipos de austenita nos aços inoxidáveis martensíticos macios. A primeira, austenita residual, é devida a transformação austenítica γ/α em elevadas taxas de resfriamento. A segunda é a austenita fina, dispersa de forma estável, que precipita durante o revenimento quando este é realizado a temperaturas 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 (FOLKHARD, 1988).

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 (FOLKHARD, 1988).

O percentual de austenita formada, em função da temperatura de revenimento é ilustrado graficamente na Figura 24. Observa-se o início da formação da austenita a 550°C com seu progressivo aumento com a temperatura (CRAWFORD, 1974).

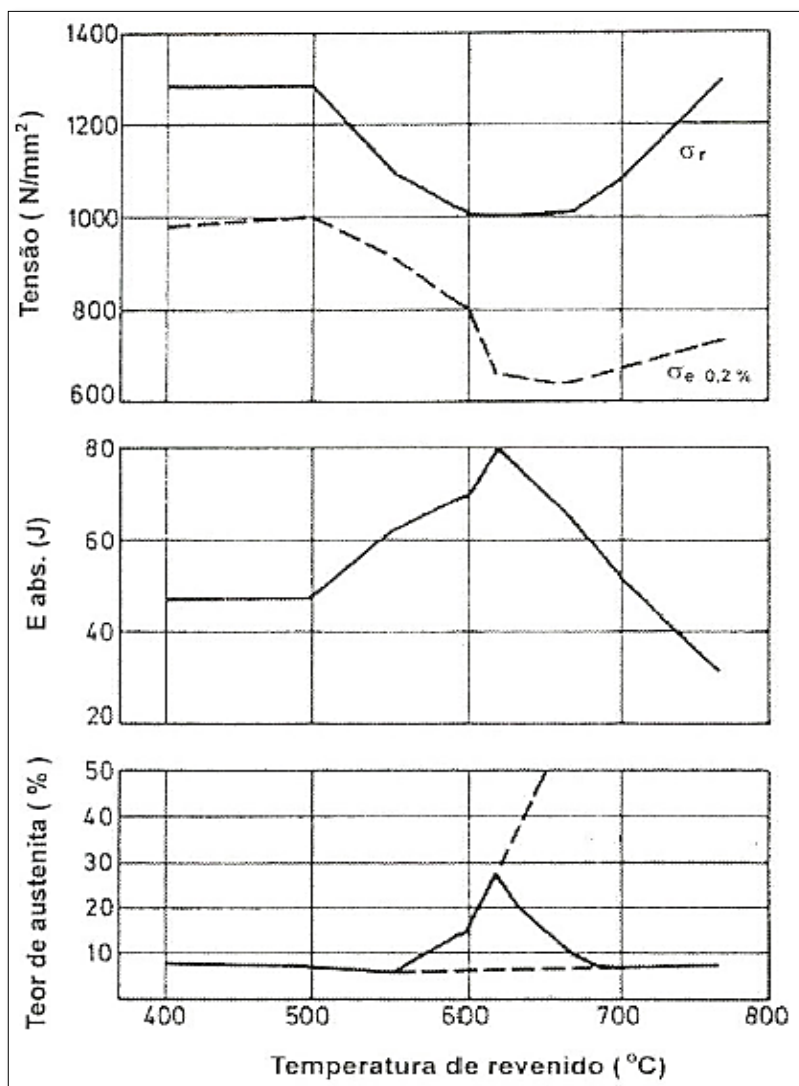
Figura 24 - Variação do percentual de austenita formada em função da temperatura de revenimento do aço CA6NM temperado.



Fonte: (CRAWFORD, 1974)

A Figura 25 também mostra a variação do percentual de austenita com a temperatura de revenimento segundo outra referência (NIEDERAU, 1977), e apresenta a conseqüente 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 25 - 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.



Fonte: (NIEDERAU, 1977)

2.6.7 Fragilização por Hidrogênio

A fragilização na solda pode ocorrer pela interação do hidrogênio com os metais de base e de adição, resultando em uma perda simultânea de ductilidade e resistência mecânica. As fontes de hidrogênio do metal de adição podem ser a umidade nos revestimentos dos consumíveis mal secados, no fluxo para o arco submerso e no fluxo de consumíveis tubulares; algum produto hidrogenado no fluxo ou revestimento; contaminação de vapor de água nos gases de proteção; contaminação com óleo, sujeira ou graxa na superfície dos eletrodos, ou óxidos hidratados na superfície dos arames. Para o metal base, as fontes de hidrogênio

podem ser provenientes do processo de fabricação do aço; impurezas na superfície, como óleo, graxa, tinta, sujeira, líquidos desengraxantes e óxidos hidratados (NOVICKI, 2002).

Várias teorias (DAS, 1997) tentam explicar o mecanismo do fenômeno em questão, como a teoria de Zappfe (1940), que desenvolveu a ideia de que o hidrogênio atômico se combina formando um gás em micro trincas no interior do material. Esse gás aumenta a pressão na microtrinca, causando a expansão delas, por deformação ou clivagem, levando a falha do material. A teoria de Petch (1952) leva em conta que o hidrogênio absorvido abaixa a energia livre superficial do metal, resultando na diminuição de tensão de fratura dada pelo critério de Griffith. Troiano (1960) e Orani (2015) propõem que o hidrogênio diminuía a energia de coesão entre os átomos do reticulado nos contornos ou interfaces. Para Troiano, isso ocorre onde há triaxialidade de tensões; e para Oriani, na zona deformada plasticamente, na ponta da trinca. Beachem (1972) propôs uma teoria em que o hidrogênio dissolvido no reticulado cristalino na ponta da trinca aumenta a deformação localizada, e Westlake (1969) sugere que o hidrogênio pode estar precipitado como diferentes compostos. Todas as teorias aqui expostas requerem o hidrogênio em regiões de concentração de tensões, mas nenhuma satisfaz plenamente as condições de fragilização em todos os metais, sendo consenso dois princípios (NOVICKI, 2002):

- É necessário uma interação atômica entre os átomos de hidrogênio e os átomos do material da matriz;
- É necessária uma concentração mínima de hidrogênio para degradar o material, superior a 5 ml/100g para os AIMM. Segundo Zhongqiu (1986), são esperadas trincas no aço ASTM A743 CA6NM sem tensão externa com uma concentração de hidrogênio acima de 9 ppm.

O controle de parâmetros de soldagem como velocidades de translação e alimentação constantes, baixo aporte térmico, temperaturas de pré-aquecimento e interpasses tem importante papel na prevenção de trincas induzidas por hidrogênio. Esses fatores permitem reduzir a velocidade de resfriamento, assim aumentando a possibilidade de difusão do hidrogênio, diminuindo o seu teor na martensita.

2.6.8 Temperaturas de Pré-aquecimento e Interpasse

A temperatura de preaquecimento é definida como a temperatura inicial na qual toda a peça ou somente a região a ser soldada é submetida antes da operação de soldagem. Como a energia de soldagem, a utilização de pré-aquecimento causa uma diminuição na velocidade de resfriamento (principalmente nas temperaturas mais baixas) e nos gradientes térmicos (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2004).

O pré-aquecimento tem 4 grandes principais funções: a) diminuir a taxa do resfriamento, que produz uma microestrutura dúctil aumentando a resistência a trincas e ajuda na difusão do hidrogênio; b) diminuir a tensão causada contração térmica; c) evitar um início de soldagem com a peça com temperatura muito baixa, de que tenha muita perda de calor inicial e garantir uma fusão adequada; e d) eliminar a umidade superficial (AGLAN et al., 2013).

A redução da velocidade de resfriamento possibilita a formação de uma estrutura mais macia na ZTA (Zona Termicamente Afetada) e propicia um maior tempo para que o hidrogênio escape da peça antes que se atinjam as temperaturas de fragilização. Este procedimento também diminui a umidade superficial da peça, que pode ser uma fonte de hidrogênio (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2004).

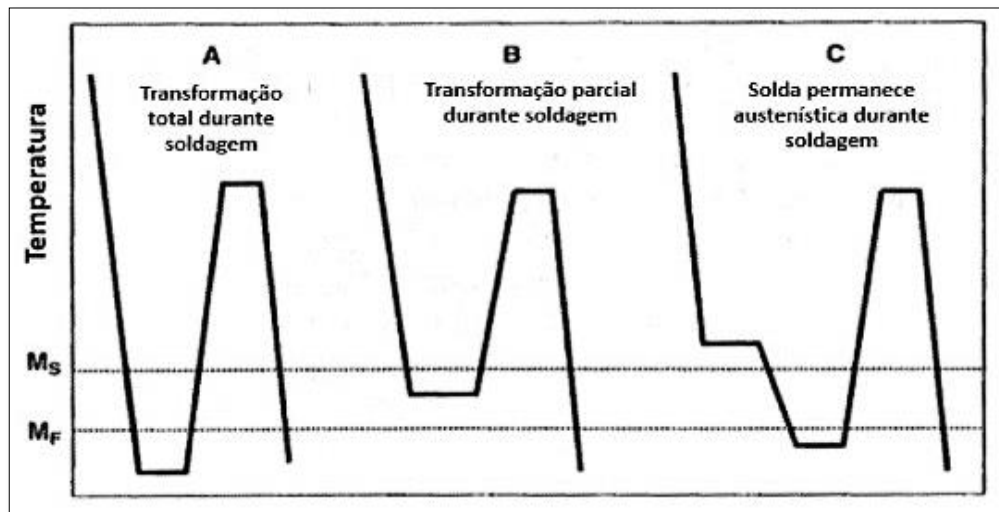
A necessidade de pré-aquecer ou não o metal a ser soldado depende do teor de carbono e de outros elementos de liga presentes. Além da composição química, influenciam também a realização de um preaquecimento: a rigidez da junta a ser soldada e o processo de soldagem. Se os corpos de prova soldados sem tratamento térmico apresentarem baixa ductilidade ou dureza muito alta, é indicativo da necessidade de um preaquecimento ou pós-aquecimento. Fortes (2004) apresenta que necessidade do preaquecimento aumenta com os seguintes fatores: teores de carbono e ligas do metal de base, tamanho da peça, velocidade de soldagem e diâmetro do consumível.

A martensita se forma durante o resfriamento do metal de solda e da zona termicamente afetada. O preaquecimento aumenta a temperatura do metal de base de tal modo que o gradiente de temperatura (isto é, a diferença de temperatura) é menor, conseqüentemente se resfria mais lentamente, uma vez que a taxa de

resfriamento é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura entre as massas quente e fria (ESAB, 2005).

Para ligas martensíticas, as temperaturas de interpasse e de pré-aquecimento permitem promover a transformação totalitária da martensita durante o resfriamento da solda, conforme mostra Figura 26(A).

Figura 26 - Comportamento das transformações de fase durante resfriamento da soldagem e subsequente tratamento térmico pós-soldagem.



Fonte: (LIPPOLD; KOTECKI, 2005)

Se as temperaturas de pré-aquecimento e interpasse estiverem abaixo do valor de M_f , conforme situação A apresentada na Figura 26, o metal de solda e a ZTA irão se transformar em martensita durante o processo de soldagem. Isto permitirá a formação de martensita revenida pelos cordões depositados subsequentemente. No caso das temperaturas de interpasse estar entre as temperaturas M_s e M_f , como apresenta a situação B da Figura 26, parte da austenita permanecerá na estrutura e será reaquescida à temperatura de têmpera, que resultará em uma martensita não revenida. Para a prevenção da estrutura martensítica, a situação recomendada é apresentada pela Figura 26(C), com temperatura de interpasse acima de M_s . Após a soldagem, deve ser resfriado até abaixo de M_s e depois revenido (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

O preaquecimento excessivo tem um custo muito alto e pode causar defeitos como distorção térmica no componente soldado. E quando há o preaquecimento inadequado, pode causar diferentes trincas, fusão e penetração insuficientes. A

temperatura de preaquecimento ideal depende da espessura da peça soldada, temperatura ambiente, quantidade de hidrogênio no metal de adição e problemas de trincamento prévios (AGLAN et al., 2013).

A utilização de preaquecimento e controle da temperatura de interpasse maior ou igual a 315°C provoca um ambiente desconfortável para o soldador, além de proporcionar a formação de finas camadas de óxidos na junta soldada. Portanto, temperaturas mais baixas são preferidas (AGUIAR, 2001).

É desejável que a soldagem do ASTM A743 CA6NM seja realizada com um material de composição química similar para reduzir a dureza elevada da solda, considerando-se a ação predominante do carbono em relação à dureza e sobre a formação de carbonetos. Deve-se também controlar o conteúdo de hidrogênio difusível no metal de solda abaixo de 500ml/100g. O pré-aquecimento (acima de 100°C) e o controle das temperaturas de interpasse (entre 100 e 200°C) devem ser controladas para que cada cordão de solda seja revenido pelos passes subsequentes. E para requisitos de elevada tenacidade Charpy, recomenda-se realizar tratamento térmico posterior de revenimento ou mesmo uma reaustenitização seguida de têmpera e revenimento (FOLKHARD, 1988).

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 derivados destas quatro fundamentais (DOEBELIN, 1990).

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 reproduzíveis 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 (DOEBELIN, 1990).

Existem várias formas possíveis de medir a temperatura de um objeto, são elas: a termometria por expansão térmica, que se baseia 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) e termovisores (medição de temperatura radiante pela termografia).

2.7.1 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 (DOEBELIN, 1990).

As duas principais categorias de detectores infravermelhos são detectores térmicos e detectores fotônicos (DOEBELIN, 1990).

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 (DOEBELIN, 1990).

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 $5,6 \mu\text{m}$ tem uma energia de $0,22 \text{ eV}$. 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 (DOEBELIN, 1990).

2.7.2 Termografia

A termografia é uma técnica de inspeção não destrutiva que se utiliza da banda infravermelha do espectro eletromagnético para permitir a verificação da temperatura de objetos ou seres vivos. Assim, ela permite visualizar o perfil térmico e medir as variações de calor emitido pelas diversas regiões da superfície de um corpo sem a necessidade de contato físico com o mesmo, podendo formar uma imagem térmica (termograma) no momento da inspeção, para análise ou correção de algum problema (FRAGA, 2013).

É utilizada em diversas áreas do conhecimento (medicina, manutenção preditiva, vigilância noturna, vazamentos de gás, estudos de temperatura de um

corpo, forças armadas, etc.) e cada vez mais vem encontrando novas aplicações. Uma câmera termográfica 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 (FRAGA, 2013).

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 (FRAGA, 2013).

Um dos aspectos mais importantes e fundamentais no uso da termografia é a correta definição da emissividade. Esse parâmetro é a capacidade de um objeto emitir radiação eletromagnética (no nosso caso, energia infravermelha) quando o comparamos com o chamado "corpo negro" para a mesma temperatura e comprimento de onda. A energia emitida é proporcional a quarta potência da temperatura de um objeto.

Emissividade pode ser um valor de 0 (refletida por um espelho) até 1,0 (corpo negro teórico). Muitos materiais orgânicos, revestidos ou superfícies oxidadas podem ter valores de emissividade próximos de 0.95. A maioria dos equipamentos de medição infravermelha possuem emissividade ajustável para permitir a medição em materiais diversos e, em determinadas condições, em metais brilhantes. Modelos com emissividade fixa (normalmente 0,95) nem sempre são adequados para uso industrial.

Avdelidis e Moropoulou (2003) trouxeram em sua publicação a importância da emissividade na termografia infravermelha. E destacam que para se obter a leitura corretas temperaturas, e conseqüentemente uma melhor imagem térmica da área analisada, é necessário ter o conhecimento dos valores de emissividade dos materiais (AVDELIDIS; MOROPOULOU, 2003).

3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Neste capítulo serão apresentados os materiais envolvidos, as metodologias e os procedimentos empregados nessa pesquisa.

3.1 Materiais Envolvidos

Como metal de base, foi utilizado o aço ASTM A743 CA6NM (da classe dos A1MM), fornecido no estado temperado ($1020^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$) e revenido ($610^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$) pelas Centrais Elétricas do Norte do Brasil S.A. – Eletrobrás/Eletronorte como indica a Figura 27. Sua composição química e propriedades mecânicas foram descritas da Tabela 10 à Tabela 14, da seção 2.3.3.

Figura 27 - Material fornecido para análise.



Fonte: Elaborado pelo autor.

O metal de base foi cortado em placas de dimensões de $160,2 \times 59,2 \times 6 \text{ mm}$ ($\pm 0,01\text{mm}$) pelo processo de eletroerosão a fio no qual a peça permanece submersa em um líquido e um fio de latão totalmente ionizado (eletricamente carregado) atravessa a peça. Por estar submersa, acontece a rápida dissipação do calor gerado durante as descargas elétricas, não alterando suas características microestruturais superficiais. A Figura 28 apresenta as placas cortadas.

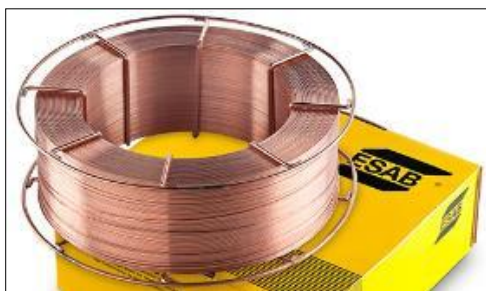
Figura 28 - Amostras cortadas de aço ASTM A743 CA6NM.



Fonte: Elaborado pelo autor

Como material de adição, foi utilizado o arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo (Figura 29), de 1,2 mm de diâmetro, fornecido pela ESAB, de numeração UNS: S41086. Sua composição química e propriedades mecânicas são muito similares à do metal de base, as quais foram descritas na Tabela 18 e na Tabela 19 da seção 2.6.1.

Figura 29 - Arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo.



Fonte: (ESAB, 2005)

3.2 Procedimento 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 30), com movimentos programados para executar múltiplos passes de solda.

Figura 30 - Braço mecânico robotizado ABB IRB 2000.



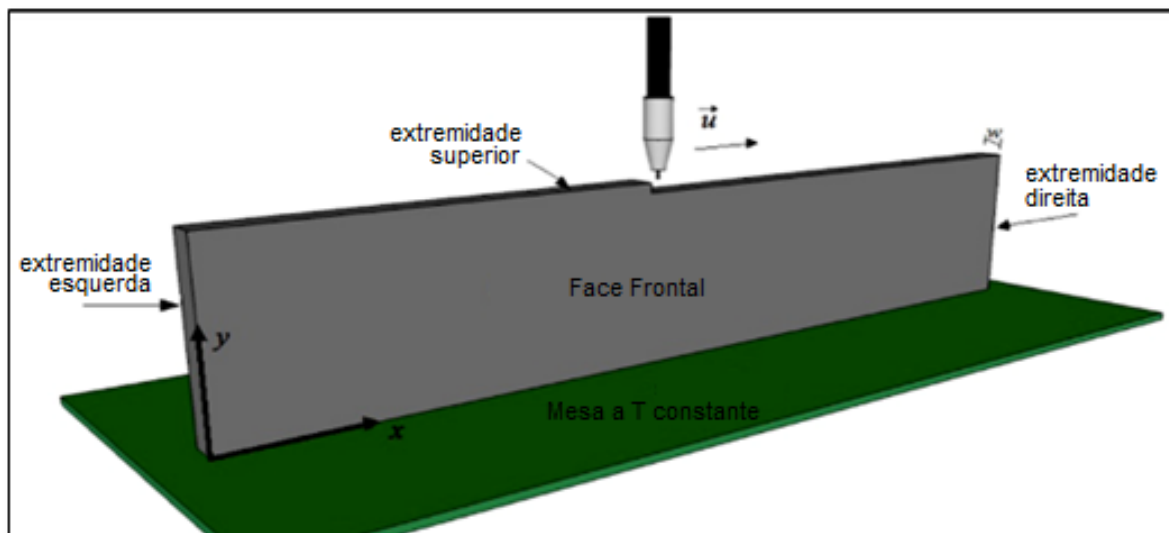
Fonte: Elaborado pelo autor.

O tipo de soldagem utilizada foi a GMAW 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 alta taxa de faiscamento e instabilidade, sendo optado assim a de curto-circuito pela facilidade de ajuste de parâmetros.

Para a proteção gasosa de soldagem, foi utilizado um gás ativo numa proporção de 96% de Argônio (Ar) com 4% de dióxido de Carbono (CO₂), fornecido pela *White Martins Praxair Inc.* Todos os procedimentos 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.

A soldagem foi realizada na posição plana (PA – ASME 1G), e a placa a ser soldada foi posicionada verticalmente, como ilustra a Figura 31, sobre a bancada de pré-aquecimento.

Figura 31 - Ilustração do procedimento utilizado para os experimentos de soldagem.



Fonte: (FRAGA, 2013)

Foi optado por realizar a soldagem na borda superior da amostra para viabilizar a filmagem frontal pela câmera termográfica, sendo a razão entre a medida de espessura e altura (ou espessura e largura) pequena para que na análise seja considerado uma transferência de calor bidimensional.

Quando a temperatura definida era atingida (TPA), a tocha de soldagem era acionada e percorria toda o comprimento da placa, depositando o metal de adição. Após a finalização desse passe, era aguardado o decaimento da temperatura (TI) para o valor definido, possibilitando a execução do próximo passe. A deposição do material ocorreu 16 vezes, na qual cada cordão de solda ficou exatamente sobre o outro.

Por se tratar de uma soldagem robotizada programada em linguagem ARLA (*ASEA Robot Language* da ABB), a trajetória, a velocidade de translação, a velocidade de alimentação de arame (metal de adição), o fluxo de gás, o incremento e a diferença de potencial, são parâmetros facilmente controlados e podem ser alterados instantaneamente (controle *online*) pelo *software* SPORT S3TM e pela IHM (Interface Homem-Máquina) do equipamento. A programação e o procedimento do ensaio pode ser consultada no apêndice desse trabalho. Os parâmetros utilizados, definidos após vários testes, estão descritos na Tabela 21:

Tabela 21 - Parâmetros de soldagem utilizados.

Tipo de Soldagem: GMAW Curto-Circuito em Múltiplos Passos							
Gás Ativo: 96% Ar; 4% CO ₂				Tipo de Arame: Tubular com Fluxo Metálico			
Material de Base: ASTM A743 CA6NM				Material de Adição: AWS 5.22 EC410NiMo			
Posicionamento da Amostra	Quantidade de Passes	Velocidade Alimentação do Arame	Velocidade Translação da Solda	Tensão	Stand Off	Vazão Gás	Incremento a cada Passe de Solda
Vertical	16	5,6 m/min	12 mm/s	18 V	12 mm	15 l/min	1,5 mm

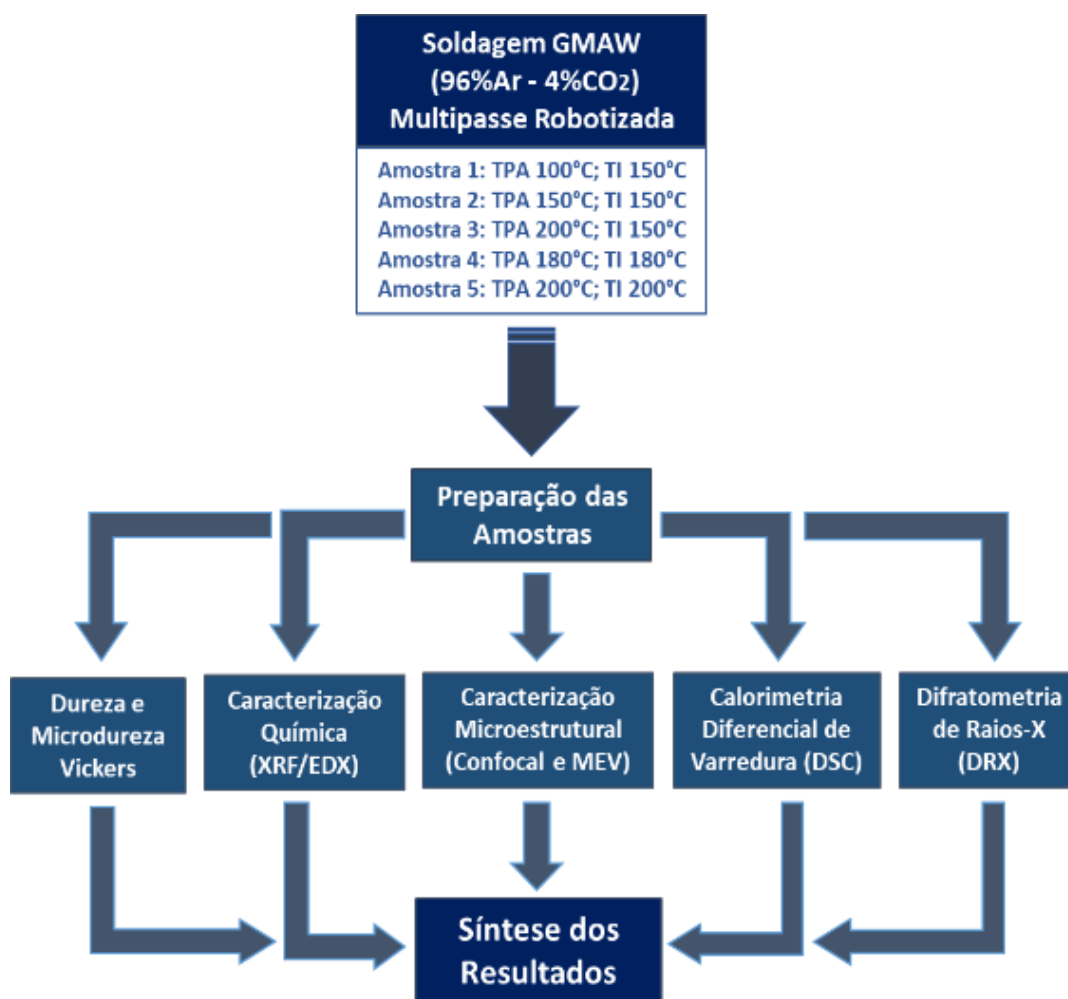
Fonte: Elaborado pelo autor.

A corrente e a diferença de potencial no arco voltaico foram também medidas mediante um sistema de aquisição que identifica estes sinais em função do tempo durante o processo de soldagem para melhor acompanhamento. O *software* foi desenvolvido no ambiente de programação *LabVIEW*TM, da *National Instruments*, fornecido pelo Laboratório de Soldagem do Grupo de Automação e Controle (GRACO) da Universidade de Brasília.

3.3 Fluxograma Experimental

Na Figura 32 é apresentado o fluxograma das etapas realizadas nessa pesquisa, indicando as análises realizadas e equipamentos utilizados para melhor compreensão da metodologia.

Figura 32 - Fluxograma da Metodologia Utilizada.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4 Controle das Temperaturas de Pré-aquecimento e Interpasse

O controle da temperatura de pré-aquecimento e interpasse é similar ao requerido pelos dos aços estruturais, principalmente para evitar a fragilização induzida pelo hidrogênio. De acordo com Gouveia (2008) os aços inoxidáveis martensíticos que contenham teores de 0,6 %C (como o ASTM A743 CA6NM e o AWS 5.22 EC410NiMo) requerem um controle especial de pré-aquecimento ou interpasse para seções finas, no caso de seções acima de 12 mm de espessura recomenda-se a temperatura de 120°C. Esse parâmetro pode ser questionado, visto que depende dos valores de temperatura de transformação da martensita.

Em seções mais espessas, a temperatura de pré-aquecimento e interpasse devem estar acima de M_s para prevenir possíveis trincas durante a fabricação. Após a soldagem o material deve ser resfriado lentamente até a temperatura ambiente

seguido de um tempo adequado para permitir a difusão do hidrogênio durante o processo de transformação (GOUVEIA, 2008).

O controle da temperatura de pré-aquecimento e interpasse deve ser de tal forma que evite ou promova a transformação para martensita durante o resfriamento da solda. Similar aos aços estruturais, recomenda-se precauções com qualquer umidade na superfície. Para muitos aços inoxidáveis martensíticos, o nível de temperatura de pré-aquecimento e interpasse também permitirá a transformação total para martensita durante o resfriamento da solda (GOUVEIA, 2008).

As temperaturas de pré-aquecimento e interpasse utilizadas nesse projeto foram determinadas a partir de resultados de pesquisas anteriores do próprio autor (SANTOS, 2013) e da norma ASTM A743 para o aço da classe CA6NM. As temperaturas de preaquecimento e interpasse estão relacionados Tabela 22. O parâmetro determinante para a escolha desses valores foi a temperatura de transformação final da martensita, obtido a partir de resultados de ensaios calorimétricos (DSC).

Tabela 22 - Temperaturas de pré-aquecimento e interpasse estabelecidos para os ensaios.

Identificação da Amostra	Temperatura de Pré-aquecimento (TPA)	Temperatura de Interpasse (TI)
AMOSTRA 1	100°C	150°C
AMOSTRA 2	150°C	150°C
AMOSTRA 3	200°C	150°C
AMOSTRA 4	180°C	180°C
AMOSTRA 5	200°C	200°C

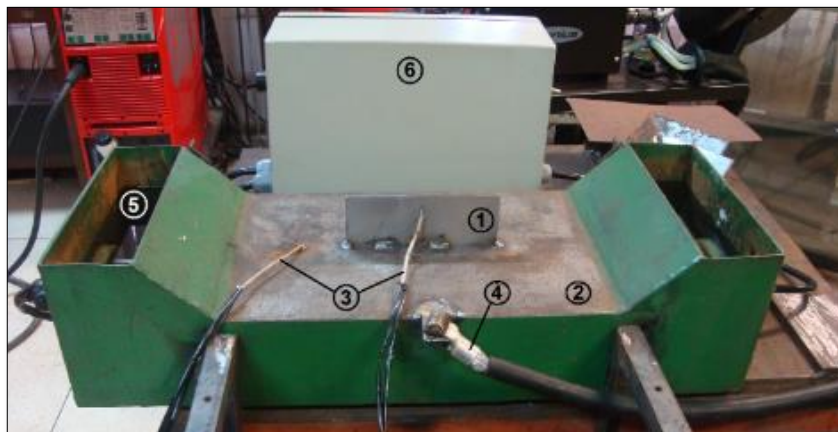
Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4.1 Bancada de Pré-aquecimento

Para o procedimento de pré-aquecimento do material a ser soldado, foi construído um aparato experimental, denominada bancada de pré-aquecimento. A bancada foi desenvolvida inicialmente 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 (FRAGA, 2013).

O equipamento inicial pode ser visualizado na Figura 33. Basicamente ele é composto de um reservatório de material metálico, com resistências elétricas controladas por termostatos ligados em suas laterais.

Figura 33 - Modelo inicial da bancada de pré-aquecimento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Os componentes enumerados são:

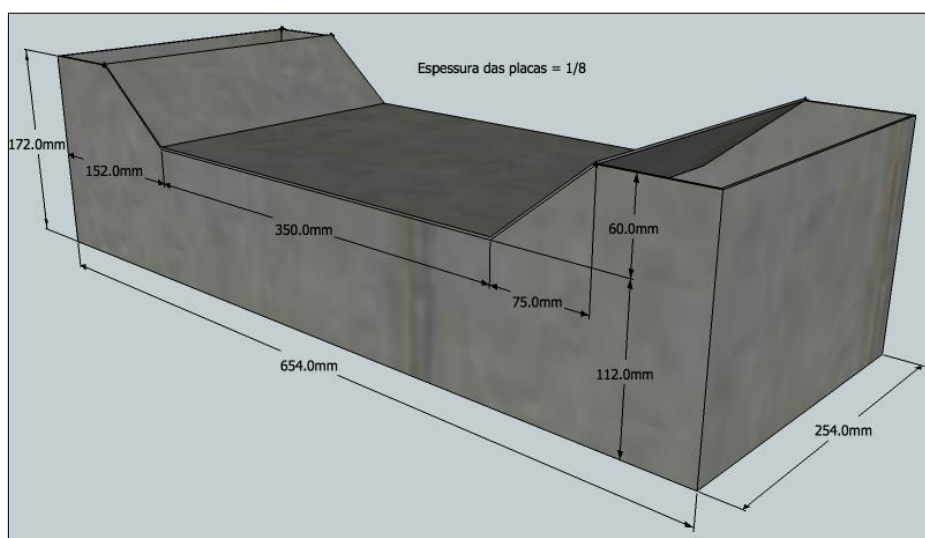
1. Amostra a ser ensaiada;
2. Base pré-aquecida;
3. Termopares tipo K, sendo a da esquerda soldado na base e o da direita na amostra;
4. Ligação Terra do equipamento de soldagem;
5. Reservatório contendo duas resistências cobertas em sua integridade pela fluido de trabalho;
6. Painel elétrico.

O primeiro fluido utilizado em seu interior para o pré-aquecimento foi a água, que possui temperatura de ebulição em torno de 100°C, nas condições normais de temperatura e pressão (CNTP). De acordo com os parâmetros de temperatura estipulados para esse projeto, foi necessário trocar o fluido para óleo de soja refinado pois, de acordo com o fabricante em sua Ficha de Informação de Segurança de Produto Químico (FISPQ), possui ponto de fulgor acima de 280°C, temperatura de ignição acima dos 445°C e ponto de ebulição muito alto (não foi indicado valor específico), possibilitando atingir temperaturas de pré-aquecimento da ordem de 200°C. Foi percebido que a TPA acima dessa magnitude comprometia o

funcionamento do equipamento e tornava o ambiente inóspito para o operador. O fornecedor sugere evitar temperaturas acima de 250°C, devido a liberação de dióxido e/ou monóxido de carbono.

O equipamento foi projetado para conter uma quantidade de fluido suficiente para manter a temperatura da amostra a ser soldada em um valor constante e facilmente ajustado por intermédio dos termostatos. As dimensões do reservatório da bancada de pré-aquecimento podem ser visualizadas na Figura 34.

Figura 34 - Dimensões do reservatório da bancada de pré-aquecimento.

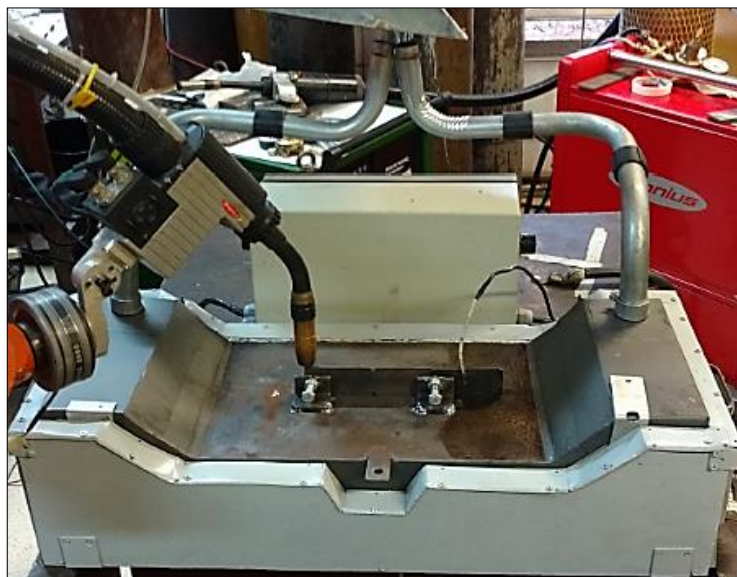


Fonte: (FRAGA, 2013)

Devido ao problema em que os gases provenientes do processo de ebulição do fluido de trabalho desse aparato experimental promoviam interferência no campo visualização da câmara infravermelha, houve a necessidade de desenvolver um sistema de exaustão direcionada. Um sistema de retirada do fluido (óleo), após o uso do aparato, também foi adaptado para melhor ergonomia do procedimento.

Para atingir maiores temperaturas, para evitar a perda de calor por convecção, e para maior segurança do operador, um isolamento lateral foi realizado com uma camada de espuma rígida de poliuretano (condutibilidade térmica de 0,035 W/m.K) em contato direto com o material metálico na superfície inferior e nas laterais, e madeira (condutibilidade térmica de 0,17 W/m.K) em contato direto com o poliuretano. Um sistema de fixação também foi adaptado para viabilizar a troca das amostras. A versão final da bancada de pré-aquecimento pode ser vislumbrada na Figura 35.

Figura 35 - Versão final da bancada de pré-aquecimento.

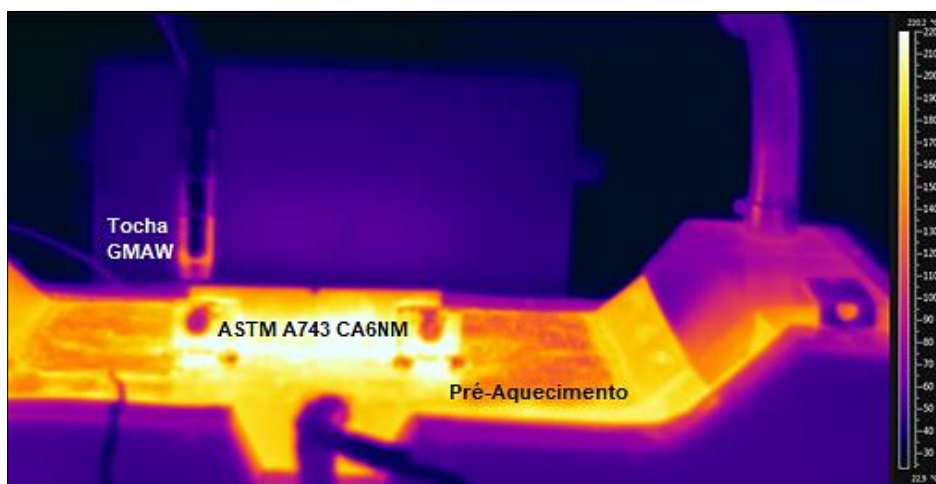


Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4.2 Controle da Temperatura por Termografia

Além da temperatura de preaquecimento, em uma soldagem multipasse, a temperatura de interpasse deve ser rigorosamente controlada. A temperatura de interpasse foi assegurada através de um monitoramento sem contato por câmera termográfica, através da Câmera de marca/modelo *ThermoVision™ A40M* e seu *software* específico, ambos da marca *FLIR R&D™*. Este conjunto de equipamento permite visualizar e registrar os campos visuais de temperatura. A Figura 36 mostra o monitoramento térmico do equipamento de pré-aquecimento antes do processo de soldagem.

Figura 36 - Monitoramento termográfico da bancada de pré-aquecimento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A emissividade é uma propriedade bastante importante e de grande utilidade na quantificação do campo de temperaturas. 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. A não correta parametrização desse valor acarreta em medições extremamente errôneas, influenciando a tomada de decisões dos processos de controle.

Em estudos anteriores do mesmo autor (SANTOS, 2013), foram ensaiadas amostras de AWS 5.22 EC410NiMo com diferentes acabamentos superficiais, dando subsídio para eficácia do monitoramento executado neste trabalho. A Tabela 23 relaciona os parâmetros utilizados para o monitoramento termográfico dos procedimentos de soldagem:

Tabela 23 - Parâmetros para o monitoramento através da termografia.

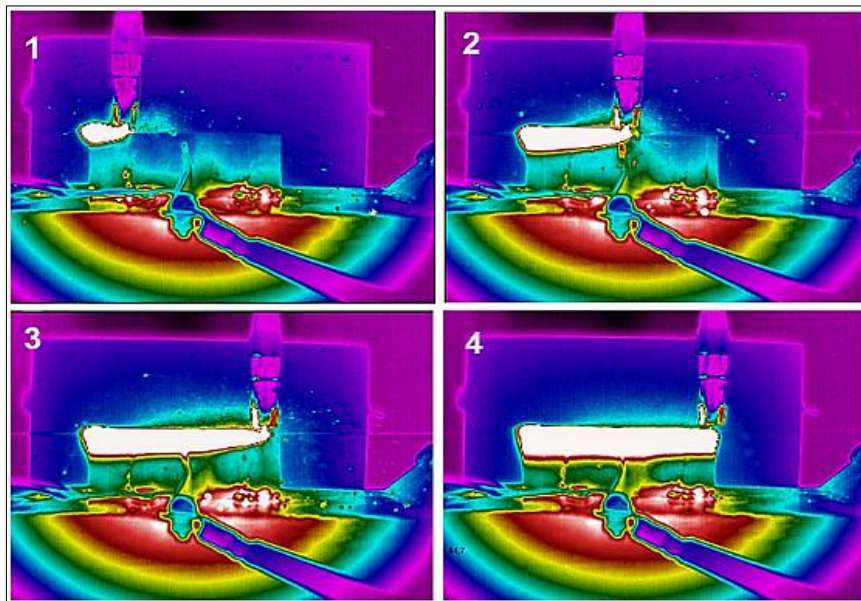
Parâmetros/Amostra	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5
Distância Focal (m)	1,4	1,6	1,4	1,4	1,5
Emissividade (adimensional)	0,6	0,6	0,6	0,6	0,6
Amplitude de Temperatura (°C)	0 - 550	0 - 550	0 - 550	0 - 550	0 - 550
Temperatura Ambiente (°C)	25	28	25	27	28
Umidade Relativa do Ar (%)	56	59	57	50	45

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os valores de temperatura obtidos pelo procedimento de termografia foram comparados com os valores de temperatura por termopar e por um sensor infravermelho pontual (pirômetro marca *FLUKETM*, modelo *62 MAX*) para validação, obtendo acuracidade.

A Figura 37 mostra o monitoramento termográfico do processo de soldagem no ASTM A743 CA6NM, possibilitando conhecer os valores de temperatura em todos os pontos da imagem e ativar o próximo passe de soldagem quando o último passe atinge o valor definido para a TI.

Figura 37 - Monitoramento termográfico do processo de soldagem.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.5 Caracterização Microestrutural

3.5.1 Preparação Metalográfica

A fim de investigar a natureza microestrutural das amostras obtidas pelo processo de soldagem e das amostras como recebidas, foi necessária uma preparação específica. Esse procedimento foi realizado conforme a *ABNT NBR 13284:1995 - Preparação de corpos-de-prova para análise metalográfica*. Inicialmente foi escolhido a região de análise (Plano Y-Z), como mostra a Figura 38.

Figura 38 - Escolha da região a ser analisada microestruturalmente.



Fonte: Elaborado pelo autor (SANTOS, 2013).

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.

Realizado o corte das amostras, deu-se início ao processo de embutimento para permitir maior firmeza e facilidade de manuseio. 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 g. 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.

Na etapa de lixamento, foi feito o uso da máquina politriz manual de marca PANTECO® e modelo POLIPAN-U 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 90° 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 (COLPAERT, 2008).

Após o emprego das lixas, o polimento foi realizado sobre o disco giratório de feltro, sobre o qual se aplica uma leve camada de alumina como elemento abrasivo. O equipamento utilizado para tal finalidade foi novamente a politriz automática de marca PANTECO® e modelo POLIPAN-U, com uma rotação em torno dos 115 rpm e a aplicação de abrasivos como a alumina (1, 0.5 e 0.03 μm de granulometria).

Após verificação de sinais satisfatórios do polimento, procedeu-se a etapa de preparação do reagente químico. O reagente químico utilizado é o denominado Kalling

nº1, 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 (ASM, 2004a). As amostras foram atacadas pelo reagente por imersão à temperatura ambiente por cerca de 15^{±5} segundos. A composição química deste reagente é descrita na Tabela 24.

Tabela 24 - Composição química para o preparo do reagente Kalling nº1.

Composto químico	Fórmula	Estado	Quantidade
Cloreto de Cobre	CuCl ₂	Pó	1,5 g
Ácido Clorídrico	HCl	Líquido	33 mL
Etanol	C ₂ H ₆ O	Líquido	33 mL
Água destilada	H ₂ O	Líquido	33 mL

Fonte: (ASM, 2004a).

3.5.2 Regiões de Análise Microestrutural

As imagens micrográficas foram obtidas pelo intermédio de microscopia laser confocal e eletrônica de varredura (MEV), como mostra a Figura 39. As regiões analisadas foram:

- RIB: Região Inferior do metal de Base (posicionada no início da amostra, ou seja, a 5mm da aresta inferior);
- RMB: Região Mediana do metal de Base (posicionada a 30mm da aresta inferior);
- RSB: Região Superior do metal de Base (posicionada a 57mm da aresta inferior);
- RI: Região de Interface (posicionada a 59mm da aresta inferior);
- RIA: Região Inferior do metal de Adição (posicionada a 61mm da aresta inferior);
- RMA: Região Mediana do metal de Adição (posicionada a 82mm da aresta inferior);
- RSA: Região Superior do metal de Adição (posicionada a 102mm da aresta inferior).

Figura 39 - Regiões do material definidas para análises.



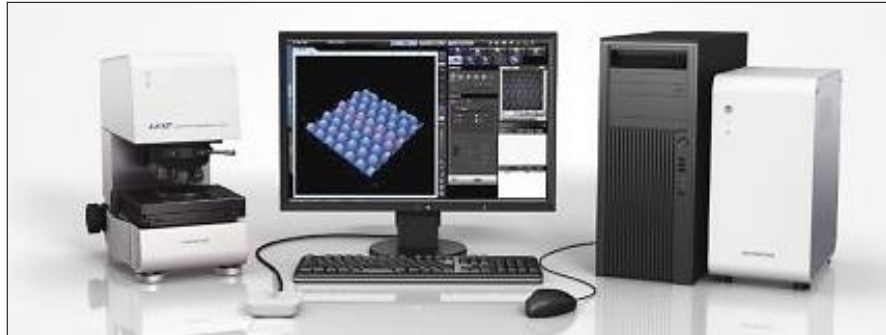
Fonte: Elaborado pelo autor.

3.5.3 Microscopia Laser Confocal

Após a realização do ataque químico, foram realizadas a análise microestrutural do material no Microscópio Laser Confocal modelo LEXT OLS4100 da marca Olympus™, como mostra a Figura 40. Com este equipamento, é possível

realizar imagens coloridas, imagens a laser, com precisão máxima de 10 nm, aumento máximo de até 17800x e gerar imagens em 3D. Além disso, o *software* que acompanha o equipamento possibilita a medição de várias propriedades geométricas.

Figura 40 - Microscópio Laser Confocal LEXT OLS4100 da marca Olympus™.



Fonte: (OLYMPUS, 2017).

3.5.4 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Para a microscopia eletrônica de varredura foi utilizado o MEV modelo JSM-7100FA da marca JEOL™ (Figura 41). Este possui faixa de operação de 1 a 30 kV, podendo ser ajustado de acordo com necessidade de resolução. Para as amostras metálicas utilizadas, a resolução foi de 1,5 nm a 15 kV.

Figura 41 - MEV modelo JSM-7100FA da marca JEOL™.



Fonte: (JEOL, 2017)

3.6 Caracterização Físico-Química

3.6.1 Espectrometria de Fluorescência de Raios-X por Energia Dispersiva (XRF/EDX)

A espectrometria de fluorescência de raios-X é uma técnica não destrutiva que permite identificar os elementos presentes em uma amostra (análise quantitativa) assim como estabelecer a proporção (concentração) em que cada elemento se encontra presente na amostra. Nessa técnica, uma fonte de radiação de elevada energia (radiação gama ou radiação X) provoca a excitação dos átomos da substância que pretende-se analisar.

Na natureza tudo tende a buscar o estado de estabilidade, desta forma o átomo excitado tende naturalmente a retornar ao seu estado fundamental, ocorrendo uma emissão de energia. Esta energia envolvida na absorção é uma característica específica de cada elemento químico, permitindo a sua identificação e correspondente quantificação (BECKHOFF et al., 2006).

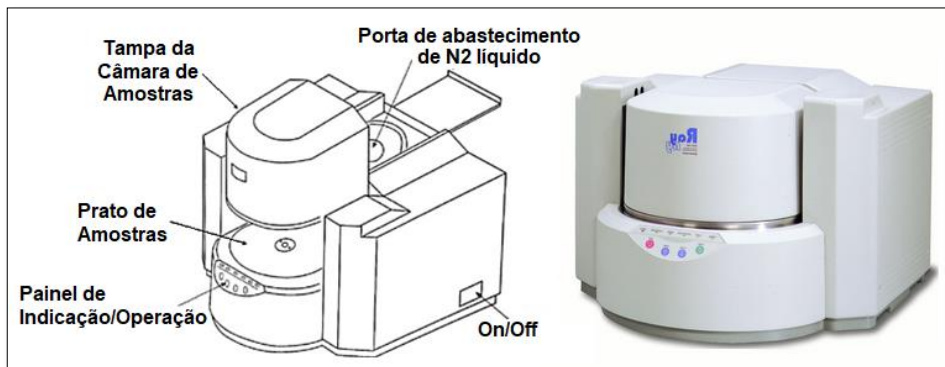
Nas análises químicas desse projeto foi utilizado o Espectrômetro de fluorescência de raios-X (tubo de Ródio - Rh) por energia dispersiva (XRF/EDX) para análise elementar (faixa de Na - U), marca Shimadzu™, modelo EDX 720HS (Figura 42) da Central Analítica do Instituto de Química da UnB (CAIQ-UnB).

Esse equipamento possui recipiente para amostras de tamanho de até 300 mm (diâmetro) x 150 mm (altura), trocador automático de colimadores, sistema de câmera CCD para visualização de amostra e motor acionador de carrossel para amostras líquidas e sólidas. Foram analisadas as regiões RSA, RI e RIB indicadas na Figura 39. As amostras foram ensaiadas com acabamento polido e possuem dimensões menores que 10 mm de diâmetro e espessura menor que 2 mm.

Como parâmetros de análise, foram utilizados:

- Canal de Titânio (Ti) / Urânio (U) uma diferença de potencial de 50 kV e uma corrente de 16 μ A;
- Canal de Sódio (Na) / Escândio (Sc) uma diferença de potencial de 15 kV e uma corrente de 112 μ A.

Figura 42 - Representação esquemática do EDX-720 Shimadzu™.



Fonte: (CAIQ-UNB, 2017)

3.6.2 Difratoimetria de Raios-X (DRX)

A difratometria de raios-X foi realizada para a identificação das fases cristalinas das amostras obtidas, nas regiões RSA, RI e RMB indicadas na RSA: Região Superior do metal de Adição (posicionada a 102mm da aresta inferior).

Figura 39, no equipamento modelo D8 FOCUS da marca Bruker™, da Central Analítica do Instituto de Química (Figura 43).

Figura 43 - Difratorômetro modelo D8 FOCUS da marca Bruker™.



Fonte: (CAIQ-UNB, 2017)

Conforme a análise de Gracioso (2003) que analisou as condições de temperatura na microestrutura do ASTM A743 CA6NM, foi utilizado a radiação de $\text{Cu K}\alpha$, monocromador de grafite, tensão de 40KV e intensidade de corrente no tubo de 30mA. A varredura foi feita num intervalo de $10^\circ \leq 2\theta \leq 100^\circ$, com passo de $0,033^\circ$ e velocidade angular de $2^\circ/\text{min}$. A preparação das amostras foi efetuada, de maneira convencional, com a mesma técnica utilizada nas amostras para análise

microestrutural. Porém, deve-se ressaltar o cuidado durante a preparação destas amostras, que utilizaram menor pressão e maior tempo de polimento do que o normalmente empregado, de forma a obter uma superfície mais livre possível de deformação, evitando, assim, a transformação da austenita induzida por deformação. As amostras ensaiadas possuem dimensões menores que 10 mm de diâmetro e espessura menor que 2 mm.

3.6.3 Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC)

O objetivo de realizar este ensaio foi determinar o efeito da taxa de aquecimento e resfriamento nas transformações de fases das diferentes áreas do material soldado, utilizando calorimetria diferencial de varredura.

Neste estudo foram utilizados dois ciclos consecutivos em cada amostra. O ensaio de DSC realizado em mais de um ciclo pode ser utilizado para detectar transições calóricas imperceptíveis no primeiro ciclo para sua elucidação quantitativa. Os dois ciclos foram utilizados para eliminar o efeito da microestrutura como recebida e alcançar um melhor resultado de DSC (GUIMARÃES, 2017).

O ensaio foi realizado através de um analisador térmico simultâneo TGA/DSC, modelo Q600 (marca TA Instruments™) do Laboratório de Análise Instrumental da FGA-UnB (Figura 44), em cadinhos de alumina, sob atmosfera de Nitrogênio (N₂), com fluxo de 60ml/min. Foi utilizada uma taxa de aquecimento de 10°C/min, iniciando à temperatura ambiente até atingir 1200°C, na qual ficou em temperatura constante durante 10 minutos, seguido por resfriamento com taxa de 15°C/min até temperatura ambiente. Foram analisadas as regiões RMB, RI, RMA e RSA indicadas na Figura 39.

Figura 44 - Analisador térmico simultâneo TGA/DSC – marca TA Instruments™, modelo SDT Q600.

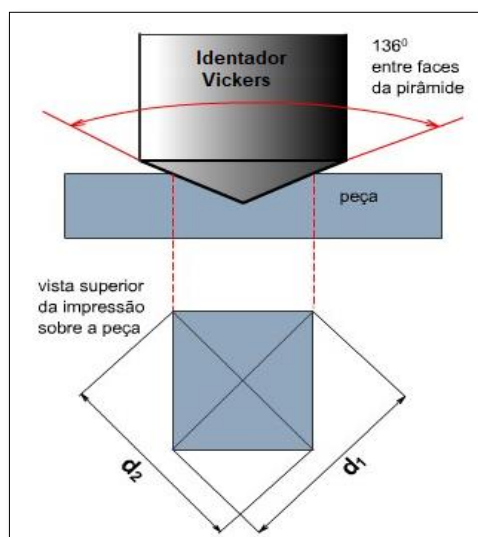


Fonte: Elaborado pelo autor.

3.6.4 Dureza e Microdureza Vickers

Para o ensaio de dureza, foi escolhida a escala Vickers devido à pequena área deformada, visto que a área útil para amostragem é limitada. Para tal, foi utilizado uma baixa carga de indentação, 10 kgf (HV10). O indentador escolhido tem sua ponta fabricada em diamante, no formato piramidal de base quadrada, com angulação entre faces de 136° como mostra a Figura 45:

Figura 45 - Indentador Vickers.

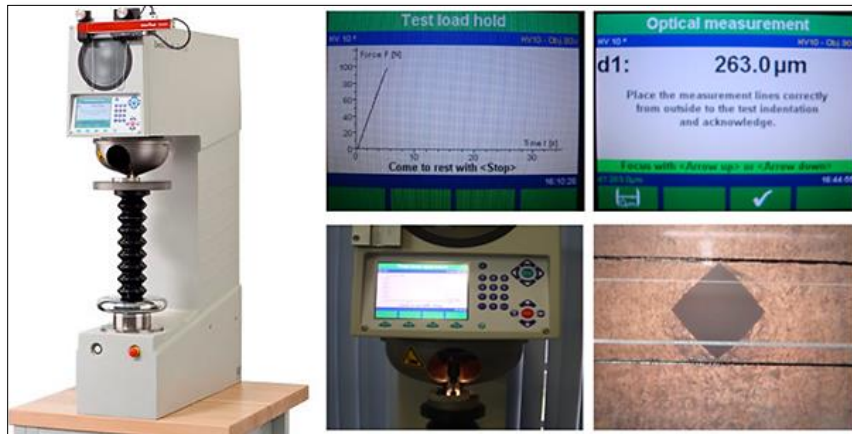


Fonte: Elaborado pelo autor.

Para a medição da dureza, foi utilizado um durômetro de marca ZWICK/ROELL™, modelo ZHU250 do laboratório de Materiais da UnB, o qual possui boa estabilidade e escopo de ampla aplicação (Figura 46). Com auxílio de uma

câmera ajustada ao microdurômetro, foi possível fazer as medições das diagonais das indentações provocadas pelo penetrador.

Figura 46 - Equipamento para o ensaio de dureza Vickers (HV10).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para levantar o perfil de microdureza, foi utilizado a escala Vickers 0,3 (HV0.3), utilizando um microdurômetro de modelo DuraScan da marca EMCOTEST™ (Figura 47). Foi utilizado um indentador de diamante piramidal com ângulo de 136°, uma carga de 300gf e com realização de indentações em 32 regiões ao longo de toda a amostra, totalizando em 160 indentações por amostra (5 indentações por região).

Figura 47 - Microdurômetro Modelo DuraScan da EMCOTEST™.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para cada região analisada, foram realizadas cinco indentações e posteriormente calculada a média, variância e desvio padrão desses dados. Os ensaios foram realizados com base na norma *ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008 - Materiais metálicos - Ensaio de dureza Vickers*.

De acordo com a norma citada acima, a fim de evitar que o encruamento proporcionado pela deformação plástica a frio de uma indentação influenciasse no resultado de outras medições, foi atribuído um distanciamento mínimo de duas vezes o valor da diagonal média entre as medições. Também foi atribuído o mesmo padrão de distanciamento das bordas do material. Esse procedimento foi utilizado tanto nas análises de dureza quanto de microdureza.

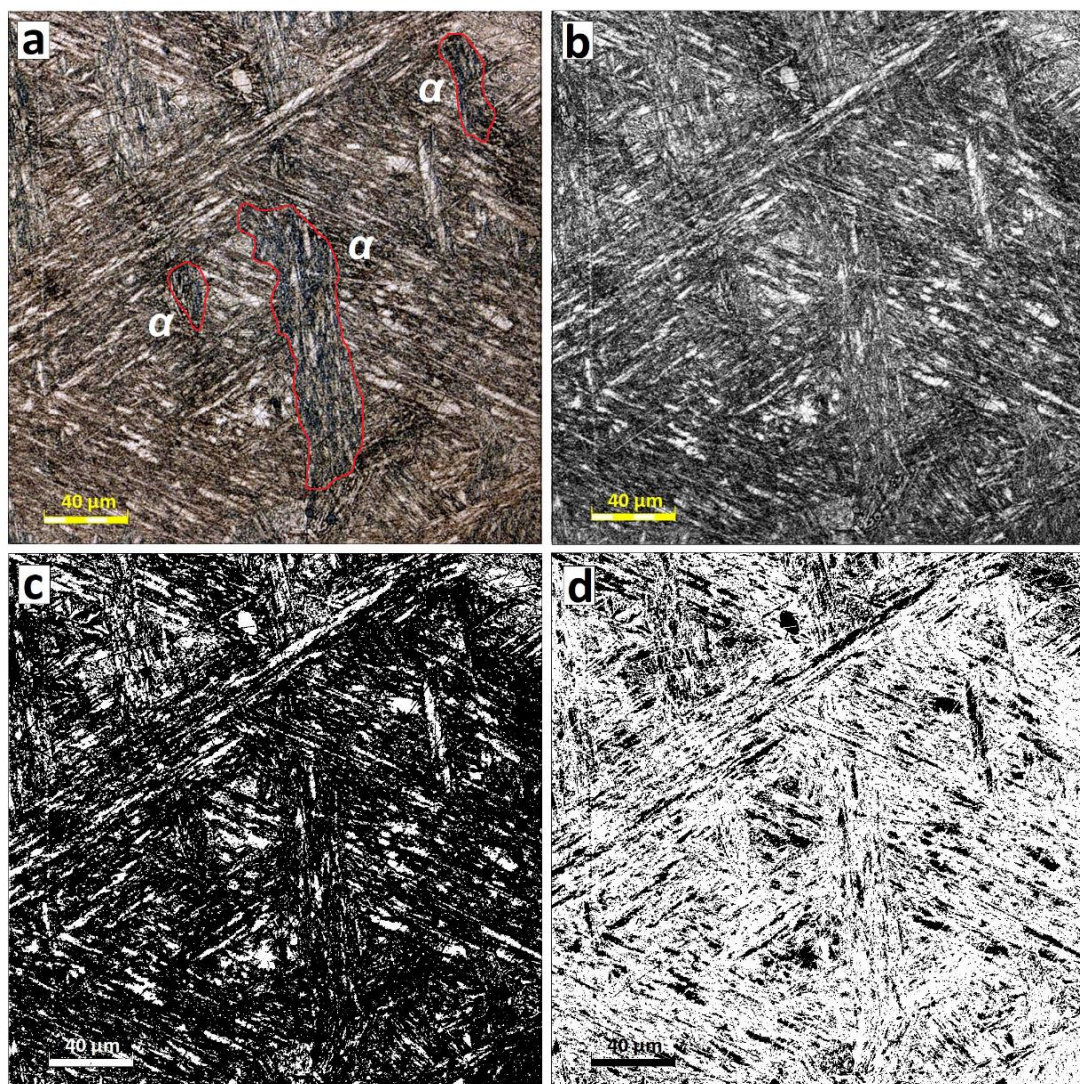
4 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Este capítulo tem por objetivo mostrar os resultados encontrados nos experimentos realizados.

4.1 Caracterização Microestrutural

Após a utilização das técnicas metalográficas, foi realizada a análise microestrutural da amostra como recebida (metal de base), indicada na Figura 48.

Figura 48 - Micrografia da amostra "como recebida" com aumento de 500x. (a) Imagem natural, evidenciando a ferrita em colorido; (b) Imagem obtida por varredura a laser; (c) Imagem evidenciando a martensita em escuro; (d) Imagem evidenciando a austenita em escuro.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A amostra “como recebida” apresenta em sua microestrutura uma morfologia no formato de ripas paralelas, típica de uma microestrutura martensita revenida, como indicam a Figura 5, página 46 (ASM, 2004a) e a Figura 16, página 67 (VAZ, 2004).

A Figura 48a evidencia a imagem normal da amostra atacada com o reagente Kalling, onde a martensita torna-se escura, a ferrita colorida e a austenita não é atacada (ASM, 2004a). Pode-se notar que certas regiões foram evidenciadas com contorno em vermelho indicando a presença de ferrita (região colorida) no material. A Figura 48b mostra uma varredura em laser, feito pelo próprio microscópio confocal citado na seção 3.5.3, utilizando da fluorescência para evidenciar a martensita e a ferrita em tonalidade mais escura.

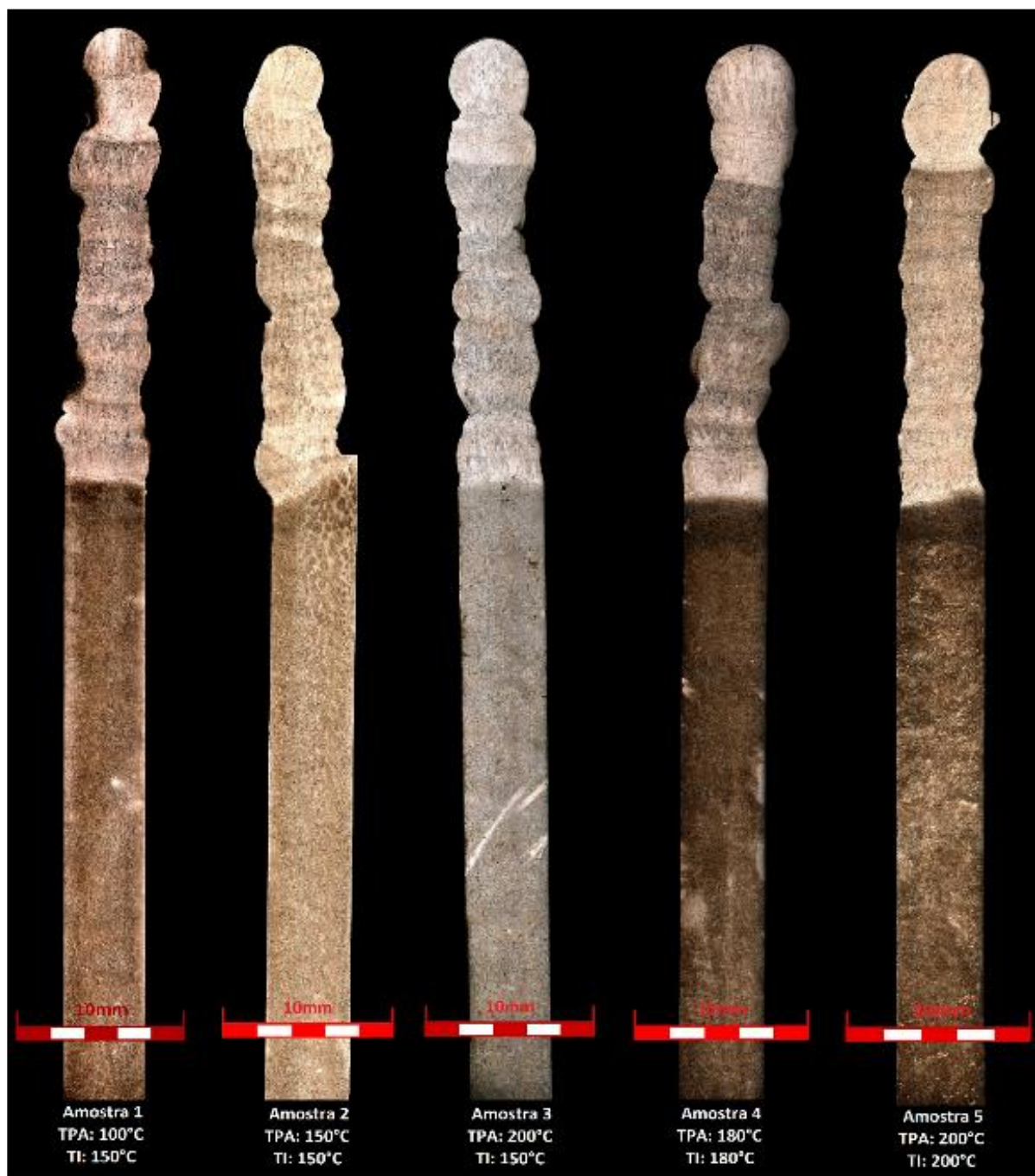
A Figura 48c e Figura 48d foram tratadas com o programa *ImageJ*[®], com o intuito de deixar em destaque a martensita/ferrita e a austenita, respectivamente. Ainda com o *software*, foi possível calcular que aproximadamente 96,7% da imagem é de martensita/ferrita.

Em seguida, por meio do microscópio confocal na função *stitching* (que forma um mosaico de imagens de alta resolução) foram obtidas as macroestruturas das amostras, que podem ser visualizadas na Figura 49. Pode-se notar facilmente o contraste entre o metal de base e o metal de adição, tanto quanto as zonas termicamente afetadas pelo calor proporcionadas por cada passe de solda. Por tratar-se de materiais diferentes (similares) unidos por processo de soldagem, o tempo de aplicação/reação ao reagente químico Kalling n°1 variou para o metal de base e o de adição, na ordem de ± 5 segundos.

Foi escolhido o plano Y-Z para as análises (Figura 38), visto que em trabalhos anteriores (SANTOS, 2013) não houveram mudanças microestruturais consideráveis quando comparado ao plano X-Y. Os valores de dureza nos distintos planos também não proporcionaram alterações significativas.

As amostras utilizadas como metal de base possuem as mesmas dimensões. Como trata-se de um processo de soldagem, é de se esperar que a geometria do metal adicionado não seja uniforme. Contudo, as análises foram realizadas nas porções medianas para evitar disparidades nas comparações.

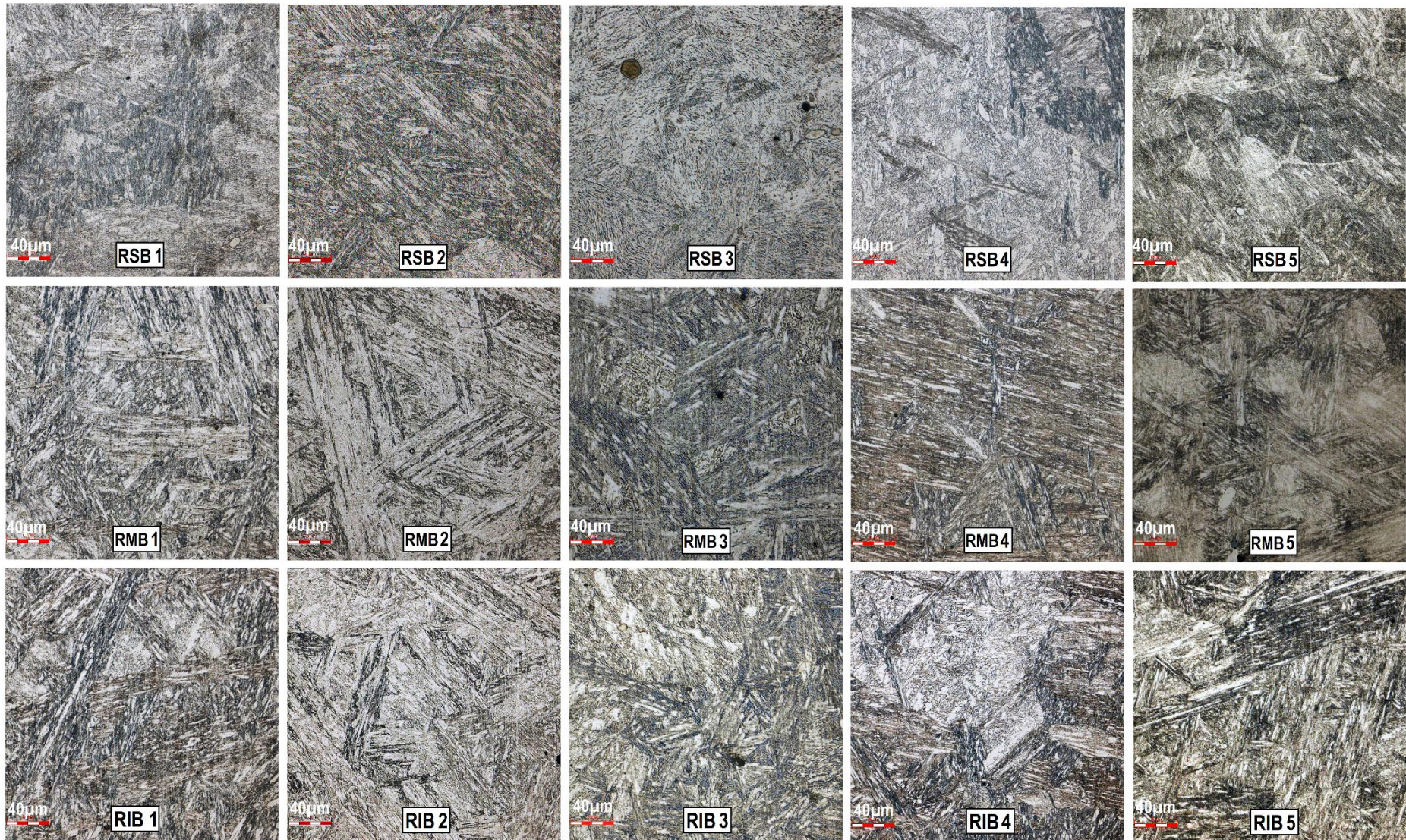
Figura 49 - Macroestruturas das amostras obtidas pela função *stitching* do microscópio confocal.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 50 apresenta um mosaico de microestruturas do metal de base, posterior ao processo de soldagem, das cinco amostras com aproximação de 500x. Essas imagens foram obtidas pelo microscópio confocal e tratadas com o *software ImageJ™*. O material foi atacado com o mesmo reagente químico utilizado nesse trabalho (Kalling n°1).

Figura 50 - Microestruturas das regiões inferior, mediana e superior do metal de base, das amostras 1, 2, 3, 4 e 5, com aumento de 500x.



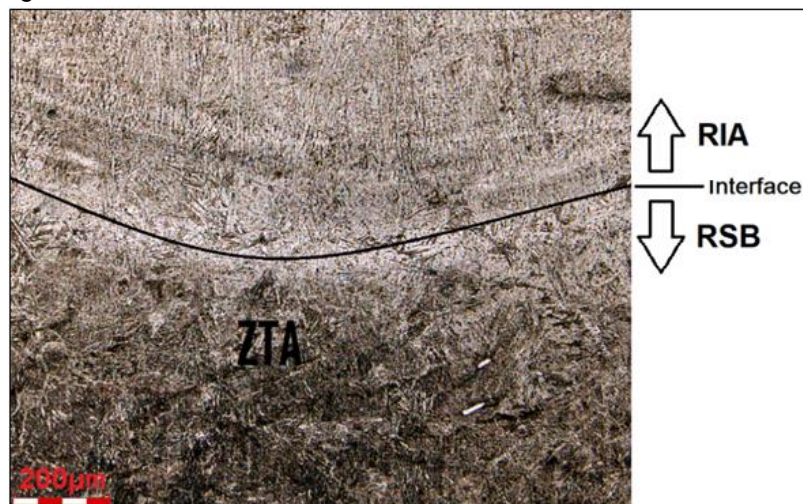
Fonte: Elaborado pelo autor.

Pode-se notar que, nas regiões inferior e mediana do metal de base da Figura 50, a microestrutura é predominantemente martensítica revenida de morfologia em ripas paralelas, similar às imagens do material “como recebido”, indicada na Figura 48. Os pontos pretos arredondados presente nas imagens foram analisados qualitativamente por espectroscopia de energia de energia dispersiva (EDS) do MEV, resultando em inclusões de alumina, proveniente do processo de polimento do material.

A medida que o processo de soldagem acontece, os passes de solda afetam termicamente o material de base. Esse processo é esperado, visto que o controle de temperatura de pré-aquecimento e interpasse tende a revenir o material. Isso pode ser observado nitidamente quando comparado a região mediana (RMB) com a superior do metal de base (RSB), onde a microestrutura aparenta ser mais refinada. Esse refinamento também acontece da região inferior (RIB) para a região mediana, porém com menor intensidade.

A região superior do metal de base (RSB) faz parte da zona termicamente afetada pela temperatura, como mostra a Figura 51. As regiões RSB 1 e RSB 4 apresentam porções maiores de ferrita, denotadas na imagem com coloração em tom azul. As demais regiões apresentam apenas pequenos traços, em alguns casos quase imperceptíveis. Ainda na parte superior do metal de base, as regiões RSB 2 e RSB 5 foram a que apresentaram mais martensita em sua microestrutura, sendo a RSB 2 a que mais se assemelha com a microestrutura do material como recebido.

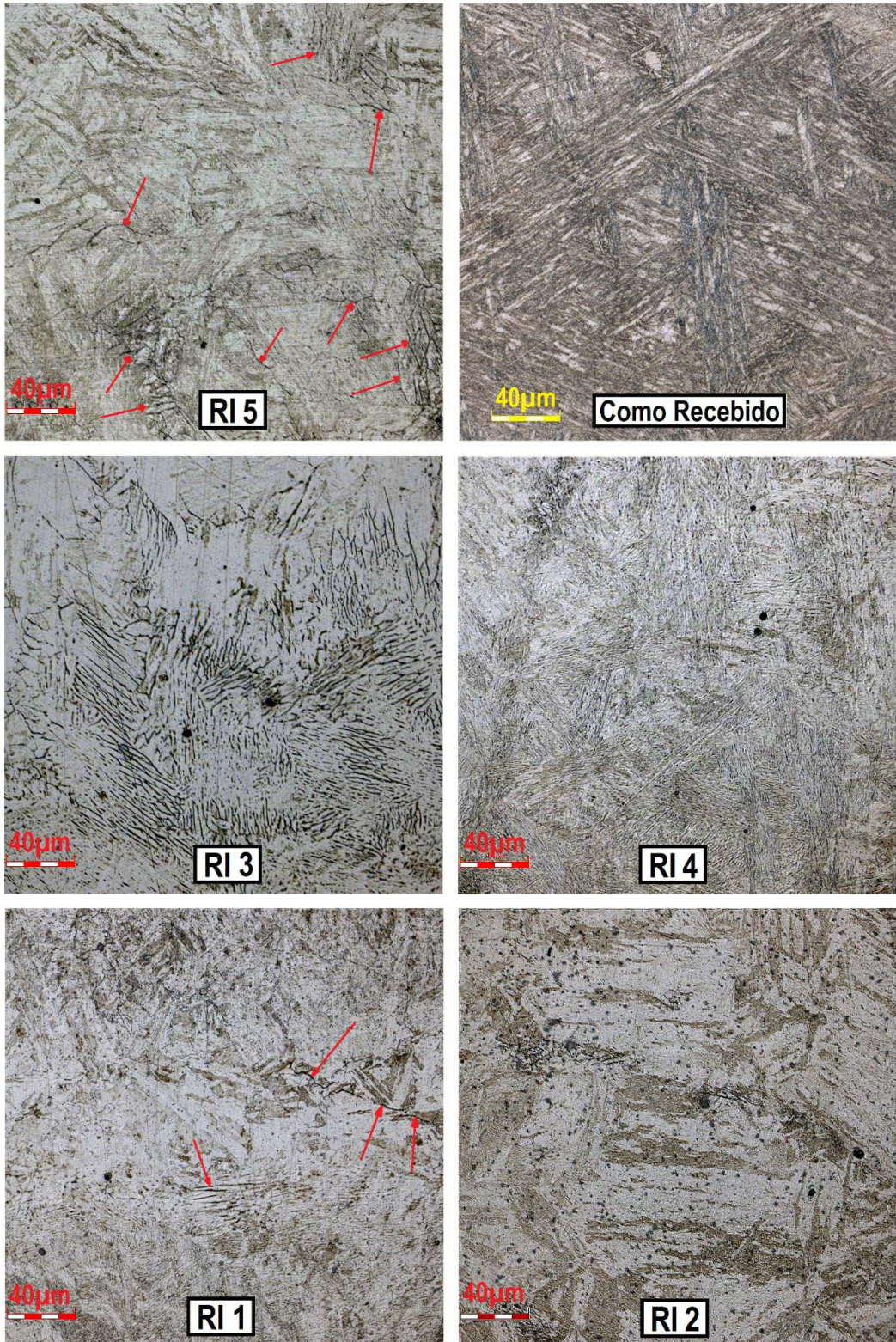
Figura 51 - RSB, Interface e RIA da amostra 1, com aumento de 100x.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 52 apresenta as micrografias obtidas da região de interface, das cinco amostras ensaiadas, juntamente com o material como recebido para comparação.

Figura 52 - Microestruturas da região de interface, das amostras 1, 2, 3, 4 e 5, com aumento de 500x.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Pode-se observar que as regiões da interface possuem microestrutura martensítica mais grosseira, por tratar-se da linha de fusão. A quantidade de austenita nessas regiões foi considerável quando comparada ao material como recebido. Os pontos pretos são inclusões de alumina. Em todas as microestruturas não foram encontrados poros ou espaços vazios que comprometessem o desempenho do material.

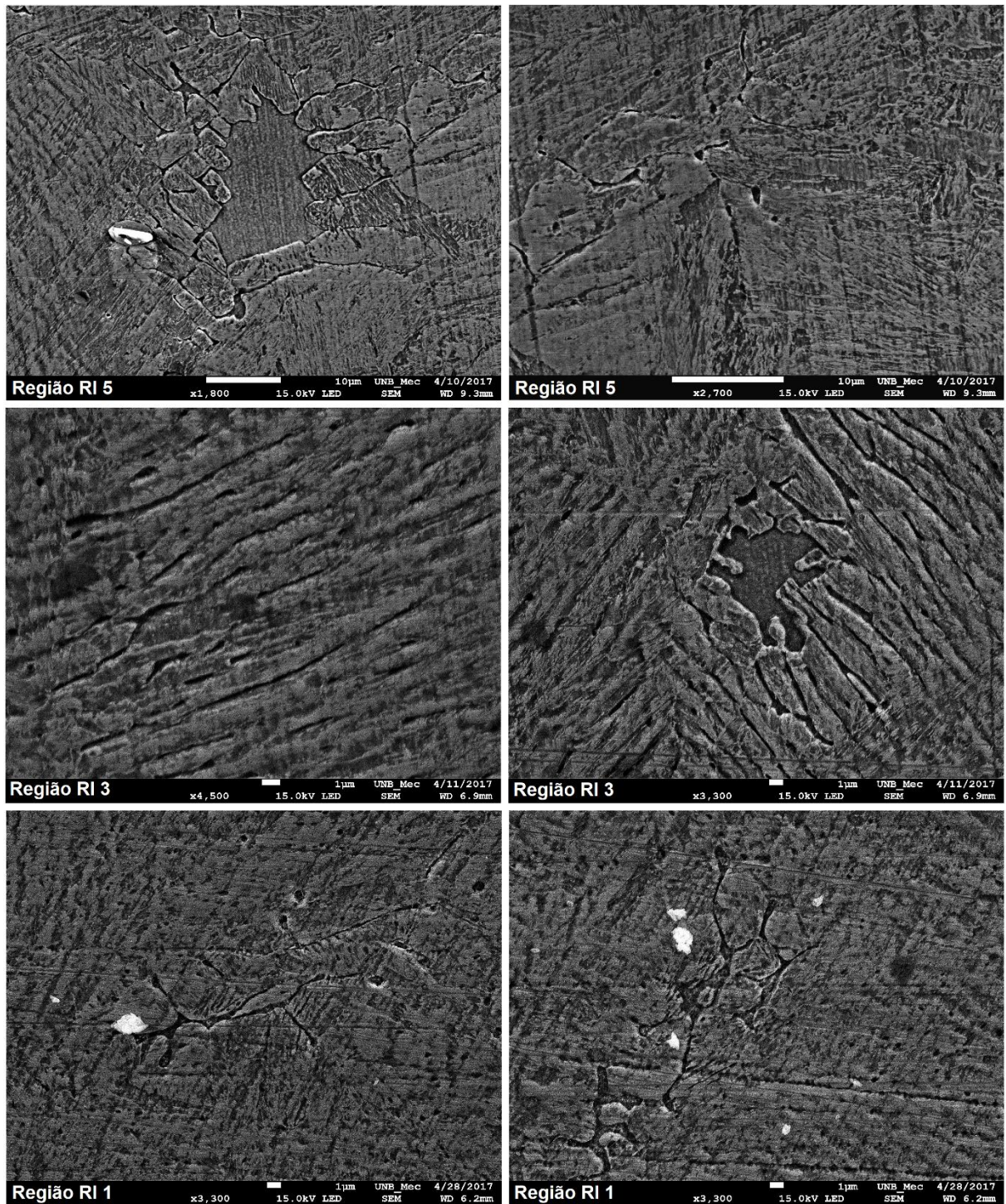
Nas regiões RI 1 e RI 5 verificam-se a presença de ferrita delta ($\text{Fe-}\delta$) nos contornos de grão de austenita marcadas em setas em vermelho. Na região RI 3 a presença foi mais intensa, aparente em grande parte da imagem. A formação dessa fase corresponde ao processo de solidificação da liga a altas temperaturas. De acordo com Folkhard (1988) e Hernandez (2009), o níquel em determinados teores na liga pode evitar a formação dessa fase, no entanto, para essas regiões foi constatado sua presença. De acordo com Santos (2016), a presença da fase ferrita δ está relacionada com regiões ricas no elemento químico cromo (Cr).

Outra hipótese para a presença da ferrita δ na região de interpasse é que a temperatura alcançada na região próxima à linha de fusão é acima da temperatura inicial da transformação ferrítica no aquecimento (A_{c4}), atingindo o campo de formação dessa fase e mantendo-a durante o resfriamento.

Os AIMM solidificam a partir de cristais de ferrita δ . A transformação de ferrita δ em austenita (γ) tem início próximo a 1300°C e sendo completada a transformação por volta de 1200°C . Devido às altas taxas de resfriamento que ocorreram durante o processo de soldagem, pequenas quantidades de ferrita δ são super-resfriadas durante a transformação de ferrita δ em austenita (γ). De forma similar, a transformação austenita (γ) em martensita leva a microestrutura a apresentar austenita retida, entre 1 a 20%, devido às taxas de resfriamento durante o processo de soldagem e a baixa temperatura de transformação martensítica (M_s).

A Figura 53 constata a presença de ferrita δ nas amostras 1, 3 e 5, com uma aproximação maior através do microscópio eletrônico de varredura (MEV).

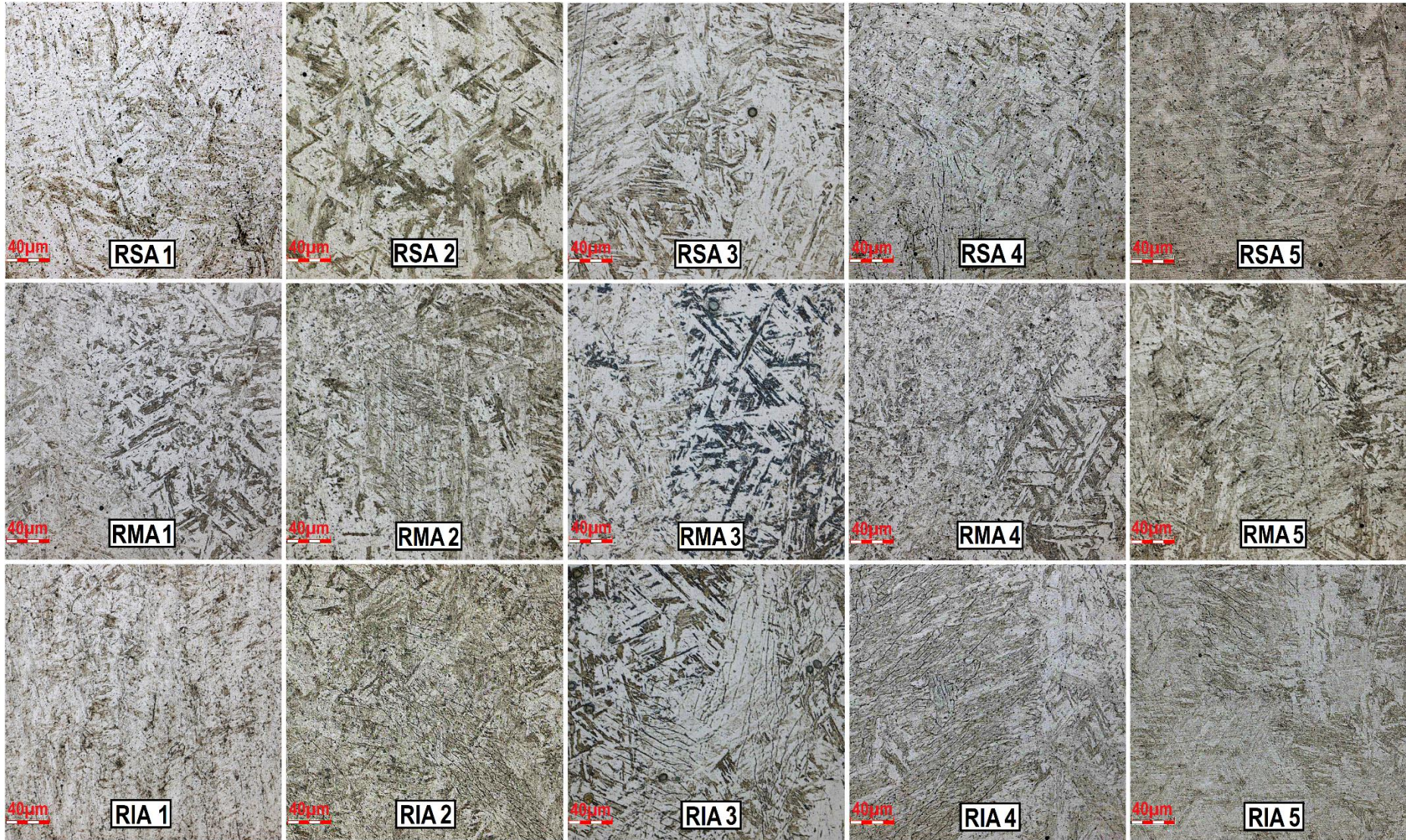
Figura 53 - Presença de ferrita δ na região de interface das amostras 1, 3 e 5.



Fonte: Elaborado pelo autor.

De acordo com Amrei et al. (2016), a ferrita delta aparece no formato de “cânions” e estrias e são resultantes da segregação de elementos gamagênicos. Como elementos gamagênicos têm-se o níquel, o carbono, o nitrogênio e o manganês. A Figura 54 apresenta um mosaico de microestruturas do metal de adição, posterior ao processo de soldagem, das cinco amostras com aproximação de 500x.

Figura 54 - Microestruturas das regiões inferior, mediana e superior do metal de adição, das amostras 1, 2, 3, 4 e 5, com aumento de 500x.

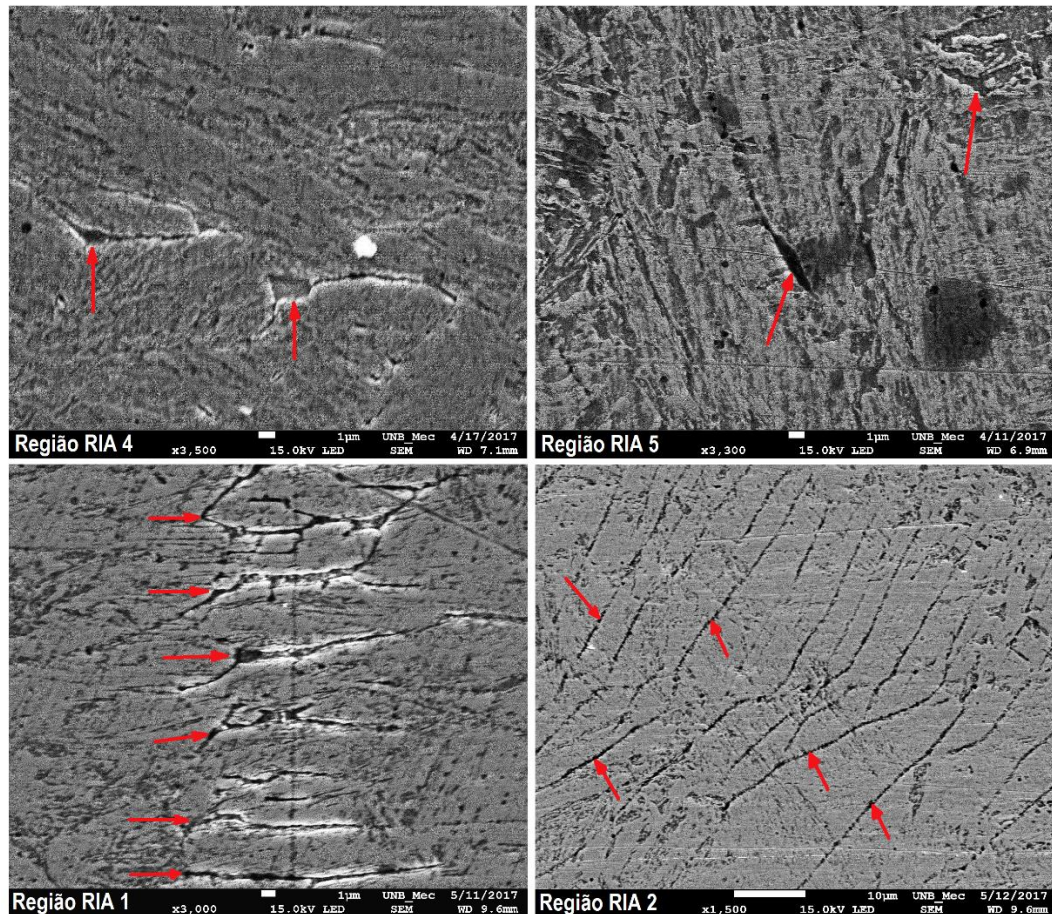


Fonte: Elaborado pelo autor.

A região inferior do metal de adição (RIA) corresponde ao primeiro passe de solda. Devido aos sucessivos passes superiores com TPA e TI controladas, a região RIA tende a ser constituída de martensita de morfologia em ripas mais refinada. A medida que o processo acontece, os passes superiores são cada vez menos afetados pela técnica da dupla camada, indicando uma microestrutura martensítica mais grosseira, como mostra as regiões RMA e RSA da Figura 54. Era esperado que a região superior do metal de adição, correspondente ao último passe de solda, tivesse uma microestrutura mais grosseira, visto que não houve passos de solda posteriores e não foi aplicado o aquecimento da superfície com chama oxiacetilênica, nem tanto o TTPS.

Pelas microestruturas das regiões RIA 1, RIA 3, RIA 4 e RIA 5 foram observadas uma suposta presença de ferrita δ . A presença dessa fase nessas regiões foi confirmada no microscópio eletrônico de varredura, como indica a Figura 55. Na região RIA 2 não se encontraram vestígios dessa fase.

Figura 55 - Presença de ferrita δ na região inferior do metal de adição das amostras 1, 3 4, e 5.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Nas regiões mediana e superior do metal de adição foi evidenciada a presença da fase delta da ferrita, porém em quantidades bem menores. Segundo Gouveia (2008), a formação da ferrita delta ocorre pelo reaquecimento do cordão de solda entre 1200 e 1300°C, no campo monofásico da ferrita delta, e que possivelmente afeta a tenacidade do material.

4.2 Caracterização Físico-Química

4.2.1 Espectrometria de Fluorescência de Raios-X por Energia Dispersiva (XRF/EDX)

Através dessa técnica não destrutiva, foi possível identificar os elementos presentes nas amostras das regiões inferior do metal de base, da interface e superior do metal de adição, assim como estabelecer uma proporção (concentração) em que cada elemento se encontra presente nessas amostras. Os valores encontrados podem ser observados na Figura 56.

Os metais de base, de adição e conseqüentemente o metal da região da interface (por ser proveniente da fusão dos dois), possuem composição química similar, como indica a Tabela 25.

Tabela 25 - Comparação da composição química do ASTM A743 CA6NM e do AWS 5.22 EC410NiMo.

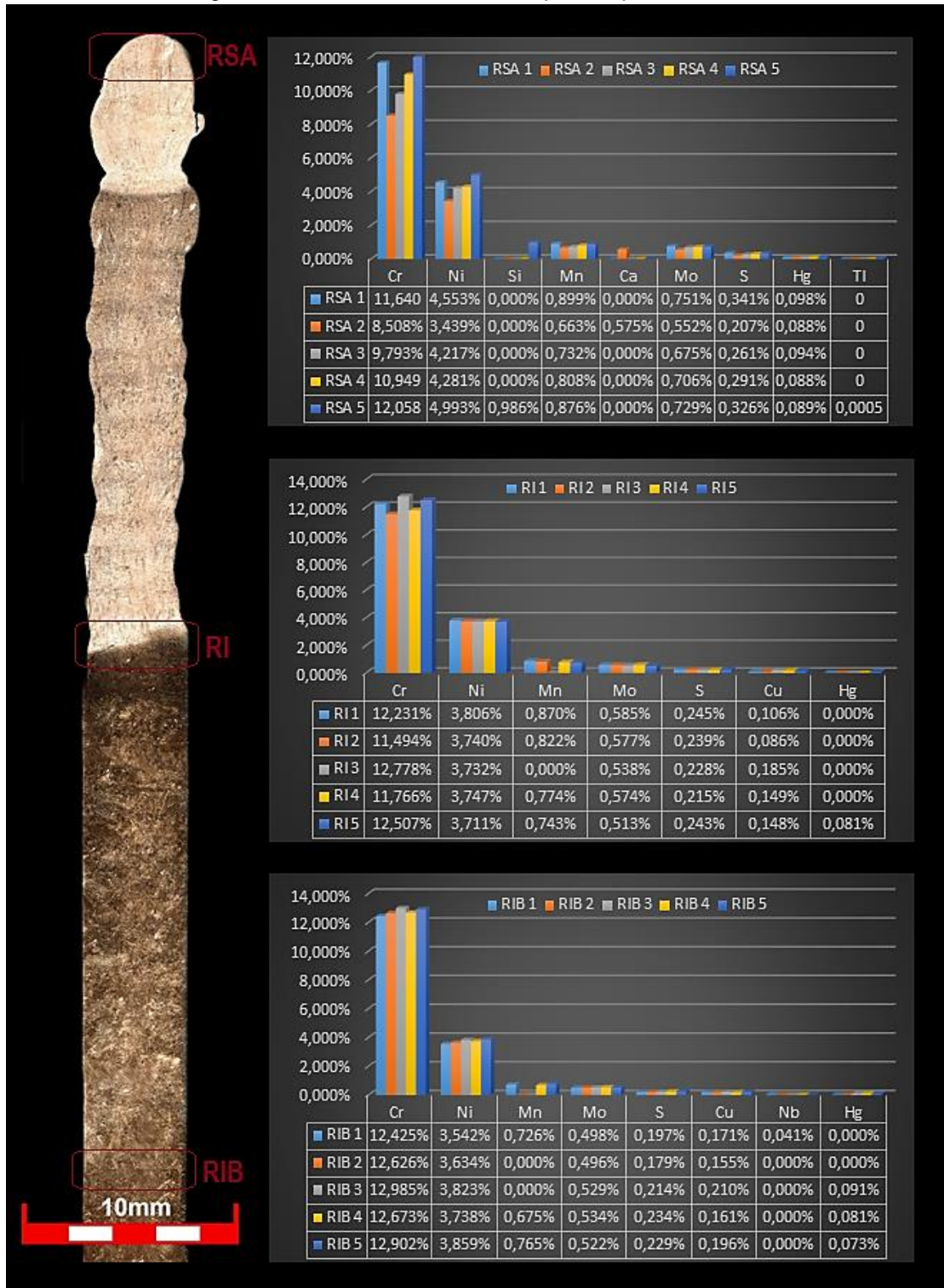
Elemento Químico	% em peso (%wp)	
	ASTM A743 CA6NM	AWS 5.22 EC410NiMo
C	0,06 _{máx.}	0,06 _{máx.}
Mn	1,00 _{máx.}	1,50 _{máx.}
Si	1,00 _{máx.}	1,00 _{máx.}
P	0,04 _{máx.}	0,030 _{máx.}
S	0,03 _{máx.}	0,025 _{máx.}
Cr	11,50 – 14,00	11,50 – 14,50
Ni	3,50 – 4,50	3,00 – 5,00
Mo	0,40 – 1,00	0,40 – 1,00

Fontes: (ASTM INTERNATIONAL, 2013; DIN EN ISO 17633:2006-06, 2006).

Em todas análises de XRF/EDX realizadas na região inferior do metal de base foram encontrados valores de cromo, níquel e molibdênio nas proporções adequadas de acordo com os valores estipulados pela norma ASTM A 743/ A 743M de 2013, citada na Tabela 25. Nessa região e nas demais regiões analisadas, não foram

encontradas quantidades suficientes de silício e fósforo indicadas pela mesma norma. Além disso, quantidades menores ($\leq 0,24\%$ em massa) dos elementos enxofre, cálcio, cobre, nióbio, tálio e mercúrio estavam presentes, provavelmente provenientes de resíduos do suporte de amostras.

Figura 56 - Resultados da análise química por XRF/EDX.



Fonte: Elaborado pelo autor.

As regiões RIB 2, RIB 3 e RI 3, não apresentaram quantidades esperadas de manganês em sua composição (máximo de 1% de acordo com a Tabela 25). A falta desse componente pode influenciar no desempenho do material, pois ele tem como função de reduzir os óxidos e evitar a fragilização a quente ocasionada pelo sulfeto de ferro. Por outro lado, em quantidades maiores que estabelecidos pela norma, o manganês pode influenciar no aparecimento de ferrita delta, por se tratar de um elemento gamagênico (AMREI et al., 2016).

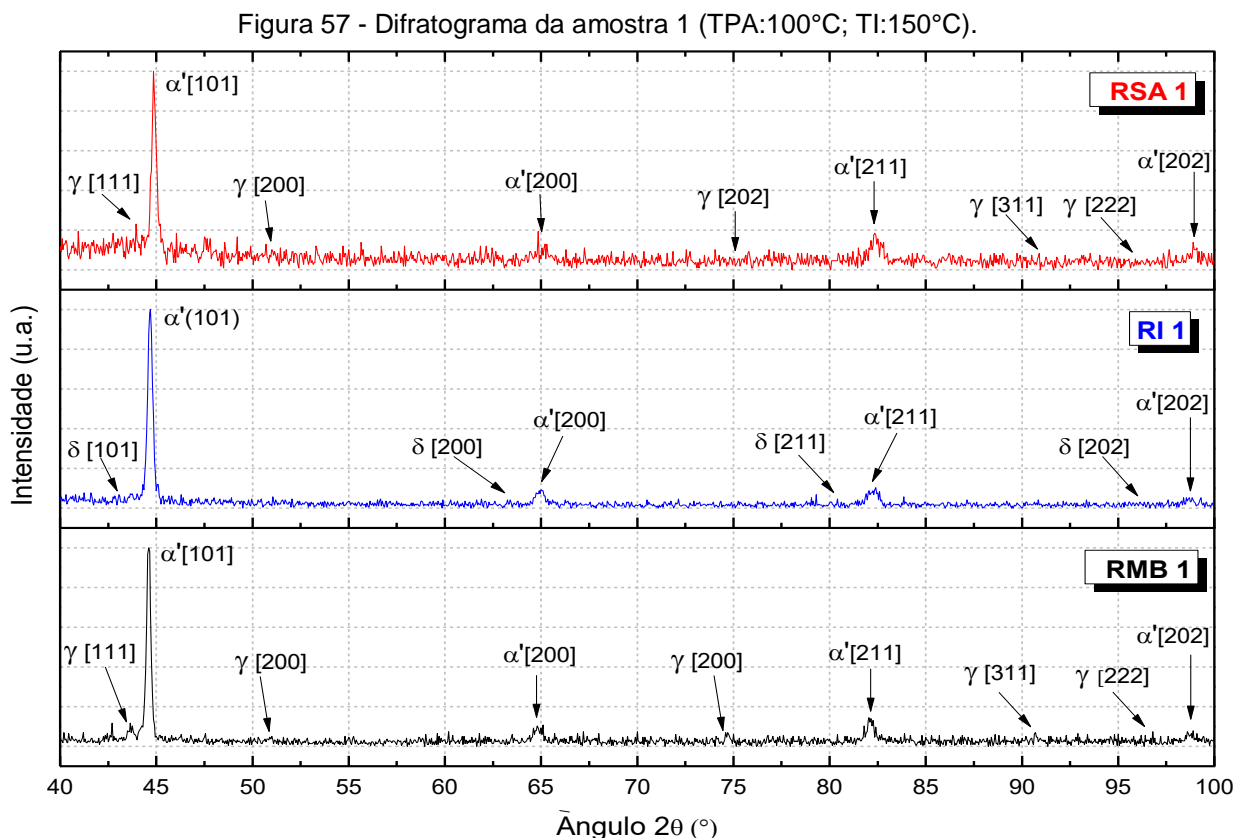
Comparando a região da interface com a região inferior do metal de base, pode-se observar uma diminuição na quantidade do elemento cromo para as 5 amostras. Essa diminuição também ocorre na região superior do metal de adição, com mais ênfase. Essa ocorrência não se torna preocupante, pois o cromo encontra-se perto do limite inferior sugerido pela norma (11,5%) e a quantidade de níquel aumenta nessas regiões (próximo do limite superior: 5%), sendo esses dois componentes importantes para proporcionar a resistência a ambientes corrosivos.

Nos aços inoxidáveis, o carbono (C) aumenta o limite de resistência à tração, a dureza, a temperabilidade e a resistência ao desgaste do aço, mas diminui a tenacidade e a soldabilidade. A resistência à cavitação tem ligação direta com a quantidade de carbono na liga, sendo mais resistente com valores baixos desse elemento químico. Através da técnica espectrometria de fluorescência de raios-X por energia dispersiva não foi possível determinar a presença do elemento carbono, pois elementos químicos com baixos valores de massa atômica são dificilmente detectados por técnicas de raios-X, como o boro, oxigênio e nitrogênio. Para detecção do elemento carbono, o método gasométrico por combustão direta poderia ser mais eficiente, como descreve a norma *ABNT NBR 5604:1982 - Aço-carbono - Determinação de carbono - Método gasométrico por combustão direta*.

O conhecimento da composição química de cada região é imprescindível e essencial para as análises das fases do material pela técnica de difratometria de raios-X (DRX), pois em cada análise através do *software MATCH!™* da empresa *Crystal Impact* são utilizados os elementos químicos encontrados nas análises de XRF/EDX para uma busca mais eficiente em seu banco de dados, proporcionando resultados mais confiáveis das fases dessa liga.

4.2.2 Difratometria de Raios-X (DRX)

Para confirmar a presença das fases observadas por microscopia confocal e eletrônica de varredura, e com o objetivo de detectar fases não visualizadas por essas técnicas, foram realizadas análises de difração de raios-X. Como resultados dessa análise, foram obtidos os difratogramas das cinco amostras nas regiões mediana do metal de base, interface e superior do metal de adição, dispostos da Figura 57 à Figura 61. Para as análises quantitativas, foi utilizado o *software MATCH!™* citado anteriormente. Em todas análises de fases presentes em cada região, foi atribuída como método de escolha a figura de mérito (FoM) maior que 0,70 para maior certeza de equivalência das fases. A figura de mérito combina os parâmetros mais sensíveis para comparação de equivalência no banco de dados cristalográficos contidos no *software*, consistindo em uma técnica concisa e útil na apreciação das fases constituintes de uma liga.



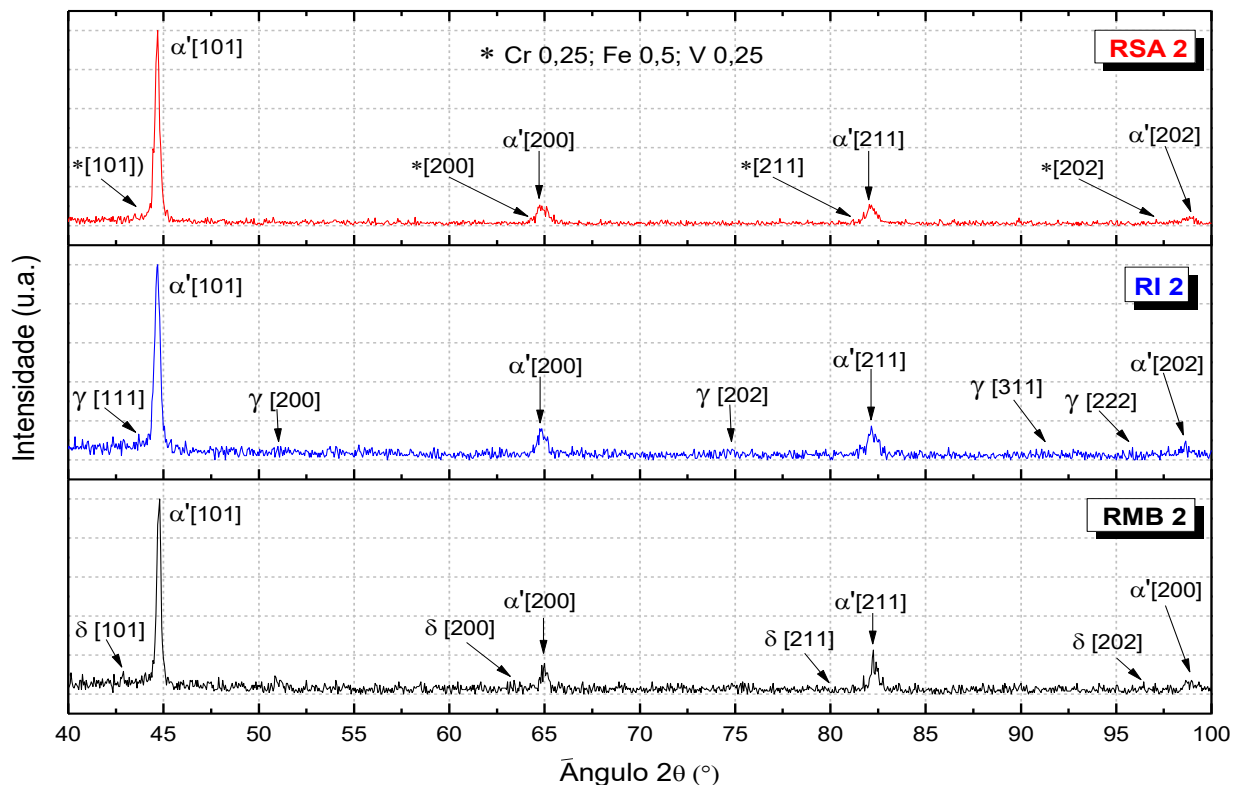
A partir dos espectros acima (Figura 57), referente à amostra 1, foi constatada a presença da fase austenítica residual nas regiões do metal de base (10,9%) e com mais intensidade na região superior do metal de adição (12,8%). Na região de

interface, foi encontrada a presença de ferrita δ , na proporção de 3,9%. De acordo com Sindou (2003), muita ferrita δ (mais que 10%) tende a reduzir a ductilidade, a tenacidade e a resistência à corrosão do aço, enquanto pouca ferrita δ (significativamente menor que 5%) quase sempre resulta em trincamento de solidificação no metal de solda. O valor encontrado não prejudica a estrutura do metal por ser próximo de 5%.

Behene (2014) afirma que a ferrita δ encontra-se com maiores proporções próximas às linhas de fusão, entre um passe e outro de soldagem. O mesmo autor sugere que a presença da ferrita δ na região de interpasse é justificada pela temperatura acima da temperatura de início da transformação ferrítica no aquecimento (A_{c4}), alcançada na região próxima da linha de fusão, atingindo o campo de formação da fase ferrita δ e mantendo essa fase durante o resfriamento.

Henke (2010) observou um comportamento semelhante para a soldagem com corrente pulsada, sendo a ferrita δ presente na forma de bandas, concentrando-se nas regiões onde o pico de corrente era dado. De acordo com esse autor, esse fato provocava um chamado "bandeamento" dessa fase na estrutura.

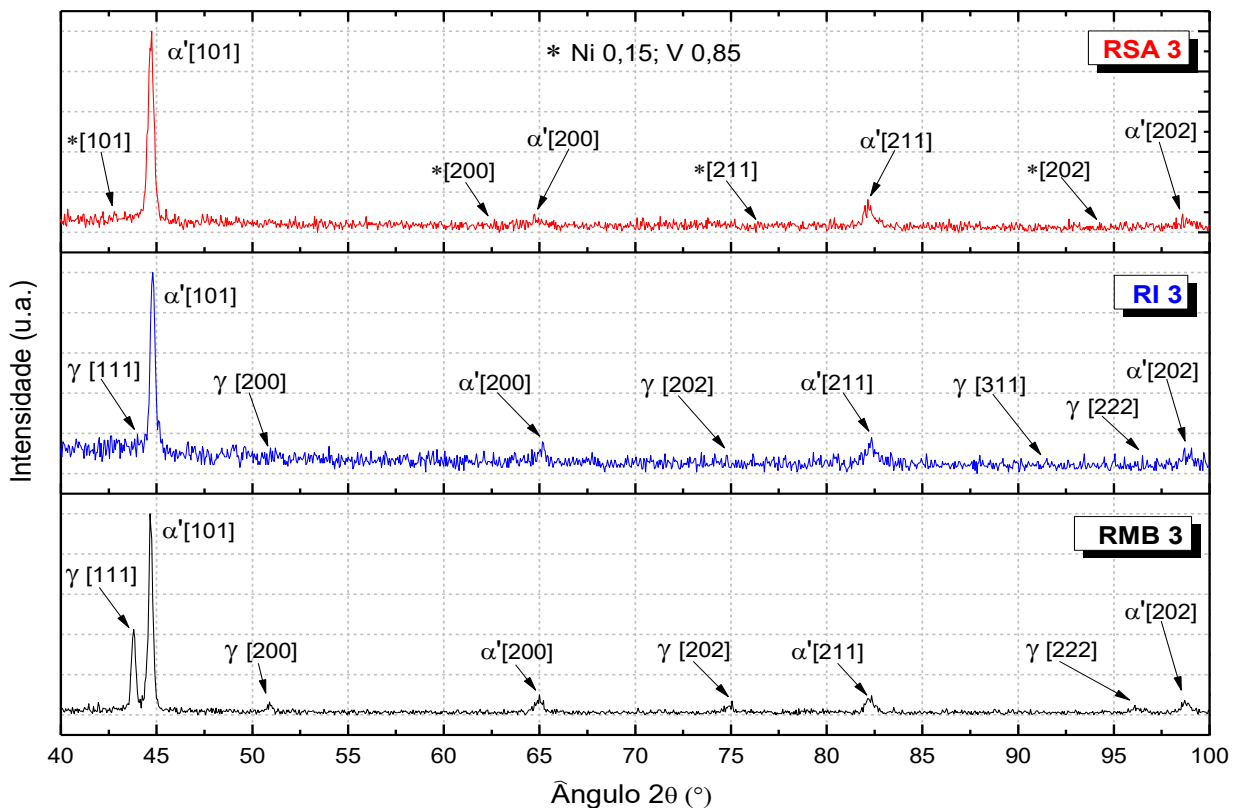
Figura 58 - Difratoograma da amostra 2 (TPA150°C; TI:150°C).



Fonte: Elaborado pelo autor.

A partir dos espectros acima (Figura 58), referente à amostra 2, foi constatada a presença da fase austenítica retida na região de interface (10,9%). Na região mediana do metal de base, foi encontrada a presença de ferrita δ , na proporção de 3,9%. Na região superior do metal de adição foi evidenciada uma fase composta de cromo, ferro e vanádio, na proporção de 8,3%. Essa fase mista também foi encontrada na região superior do metal de adição da amostra 5 (9,7%).

Figura 59 - Difratograma da amostra 3 (TPA:200°C; TI:150°C).



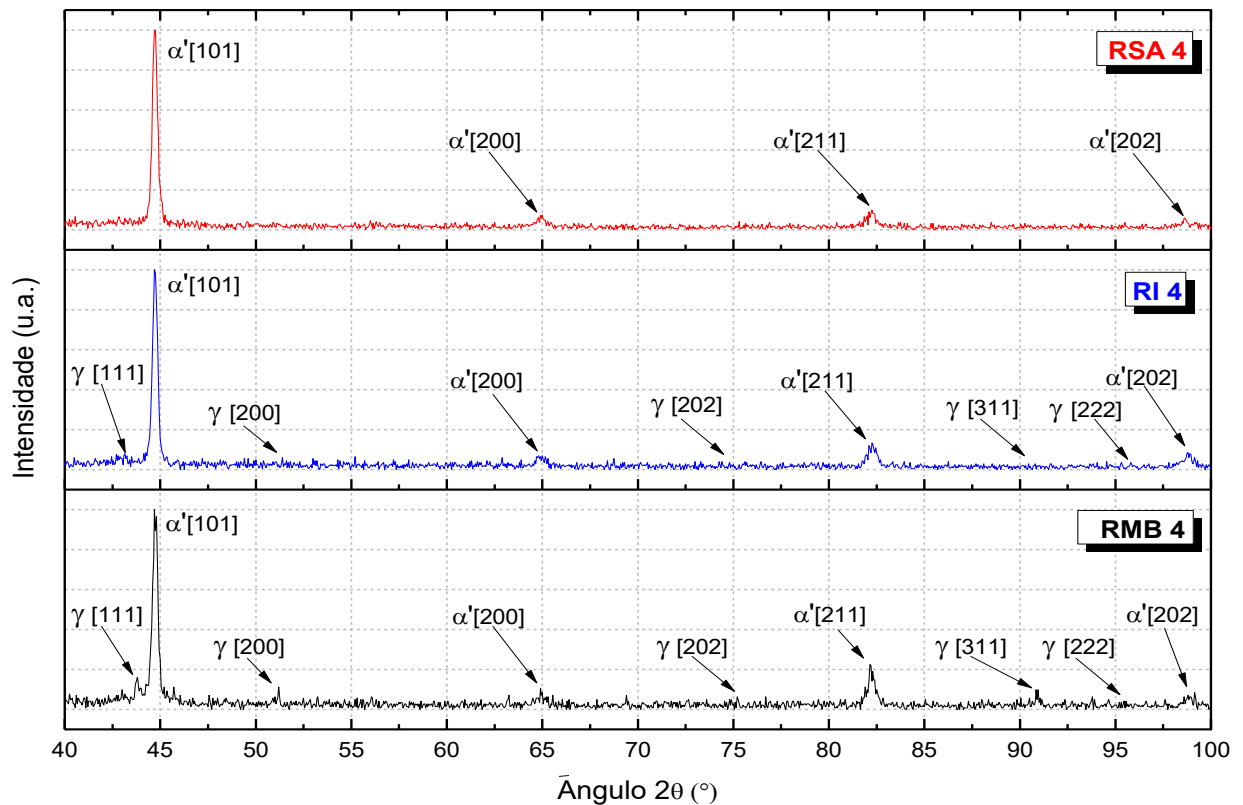
Fonte: Elaborado pelo autor.

A partir dos espectros acima (Figura 59), referente à amostra 3, foi constatada a presença da fase austenítica retida na região mediana do metal de base (34,4%) e na interface (18,8%). Esses foram os maiores valores encontrados, provavelmente devido à manutenção da temperatura de pré-aquecimento e das sucessivas aplicações de calor dos passes superiores. Na região superior do metal de adição foi evidenciada uma fase composta de níquel e vanádio, na proporção de 6%. O vanádio é um formador de carbonetos e pode ter ação benéfica nas propriedades mecânicas (como a tenacidade) de aços tratados termicamente, especialmente na presença de outros elementos. Ele precipita no revenido na faixa de 500 – 600°C e pode induzir endurecimento secundário. O vanádio em pequenas quantidades aumenta a

tenacidade pela redução do tamanho de grão. Porém, em pequenas quantidades, o vanádio em combinação com cromo e tungstênio aumentam a dureza do material nas regiões de concentração.

A partir dos espectros abaixo (Figura 60), referente à amostra 4, foi constatada a presença da fase austenítica retida na região mediana do metal de base (16,1%) e na interface (3,4%). Na região superior do metal de adição não foi constatado outra fase além da martensita pelo *software* utilizado. Visualmente pode-se notar que nessa região os resultados apresentaram a maior linearidade (menos ruído), sem evidência de picos de outras fases.

Figura 60 - Difratoograma da amostra 4 (TPA:180°C; TI:180°C).

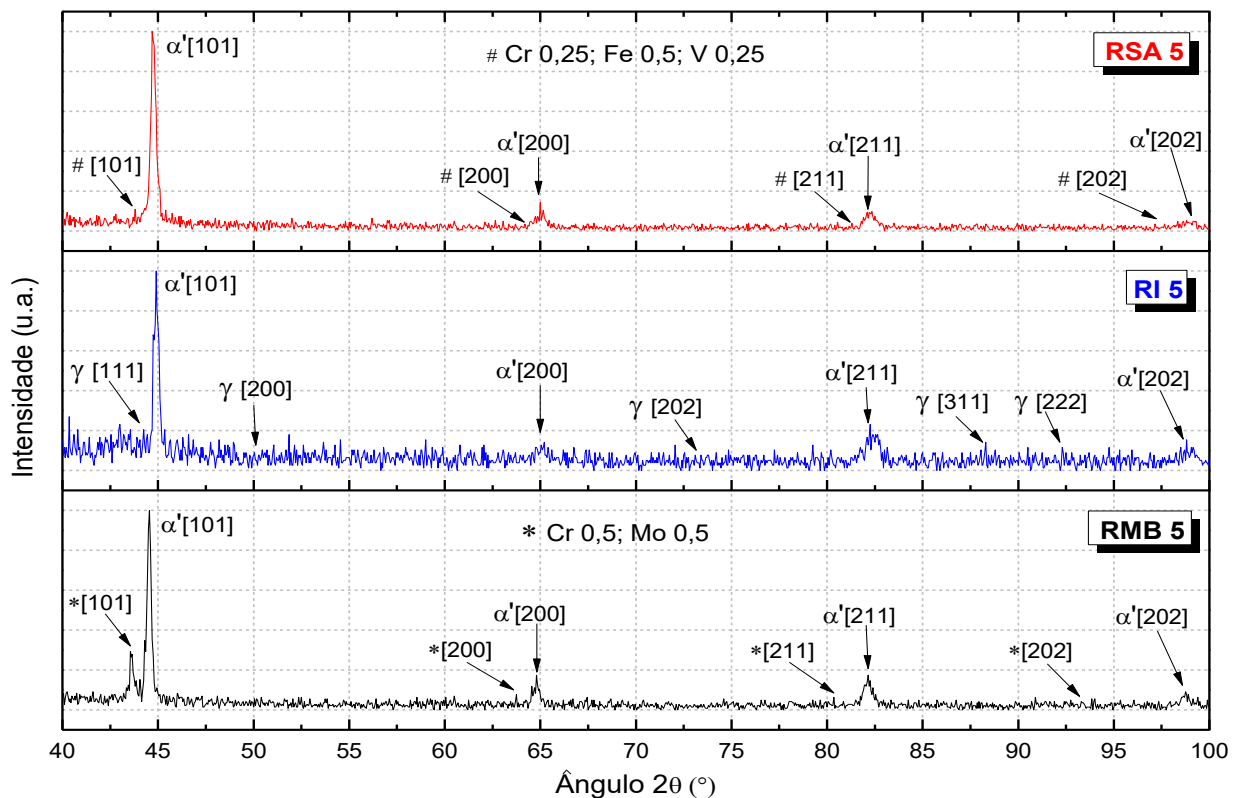


Fonte: Elaborado pelo autor.

De acordo com Behene (2014), durante o resfriamento a austenita se transforma em martensita, mas não por completo devido a altas velocidades de resfriamento e aos elementos estabilizadores dessa fase. Portanto, ao final, a estrutura de um aço inoxidável martensítico macio é composta de uma matriz de martensita, com uma quantidade de ferrita δ e até 20% de austenita retida. Essa austenita tem papel importante no aumento da tenacidade desse aço (BEHENE, 2014). Ensaios futuros de tenacidade podem confirmar tal fato.

A partir dos espectros abaixo (Figura 61), referente à amostra 5, foi constatada a presença da fase austenítica retida na região de interface (15,3%). Na região mediana do metal de base, foi encontrada a presença de uma fase composta por cromo e molibdênio, na proporção de 2,3%. Esses dois componentes auxiliam fortemente na resistência à corrosão em meios mais agressivos e melhora o comportamento da liga quanto a temperabilidade (ALLENSTEIN, 2007). O molibdênio combinado com o cromo, diminui o ataque do aço pelo hidrogênio a temperaturas elevadas. Entretanto a presença de molibdênio na liga provoca estabilização da ferrita- δ , reduzindo conseqüentemente sua tenacidade (VAZ, 2004).

Figura 61 - Difratoograma da amostra 5 (TPA:200°C; TI:200°C).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Em todas as análises realizadas com essa técnica, a fase predominante é martensítica, confirmando as imagens obtidas pelas outras técnicas. De acordo com Allenstein (2007) e Pukasiewicz et al. (2003) a estimativa é de que a fase minoritária, no caso a austenita retida, esteja presente em torno de 5%. Para a maioria das regiões analisadas, os resultados para essa fase estão acima do esperado, com exceção das regiões RI 1 (fase α' : 96,1%), RMB 2 (fase α' : 96,1%), RSA 4 (fase α' : 99,99%), RI 4 (fase α' : 96,7%) e RMB 5 (fase α' : 97,7%).

Apesar do aço apresentar estrutura predominante martensítica, cabe destacar que esta fase no presente aço, tende a ser cúbica e não tetragonal, em função do baixo teor de carbono do mesmo, o qual é de no máximo 0,06%C em peso. Por sua vez, a presença de uma pequena quantidade de austenita, estimada em 5% pode ser devida à obtenção de austenita estável durante o revenimento (ALLENSTEIN, 2007; PUKASIEWICZ et al., 2003).

Vale lembrar que a martensita é uma fase metaestável, proveniente da transformação da austenita, formando uma solução sólida supersaturada de carbono, de estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) que é uma forma distorcida do ferro α (ferrita). No entanto, aços com teor de carbono menor que 0,2%C em peso, que é o caso do aço CA6NM (< 0,06% C em peso), apresentam martensita com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e parâmetro de rede praticamente igual ao da ferrita (ALMEIDA, 2015).

Mesmo que a textura e a cristalinidade do material não influenciem na contagem da austenita, a superfície da amostra, quando polida mecanicamente é sujeita a grande deformação plástica, podendo induzir a austenita retida a se transformar por deformação. Assim, durante a etapa de polimento foi tomado o cuidado de usar a menor pressão possível, levando um maior tempo de preparação amostral. Utilizar do eletropolimento poderia ser uma alternativa para evitar a possível indução de formação austenítica por deformação.

Os difratogramas não indicaram a presença significativa de outras fases nas amostras analisadas, além das anteriormente citadas.

4.2.3 Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC)

A Calorimetria diferencial de varredura analisa a quantidade de calor envolvida em um evento estimado através da potência elétrica fornecida ao sistema para manter diferença de temperatura da amostra e da referência constante em função da temperatura.

Para tal foram usados dois cadinhos de alumina, um contendo a amostra metálica a ser analisada e o outro cadinho vazio como referência. Esses cadinhos são

posicionados dentro de duas cavidades simétricas de um bloco, ligados a sensíveis termopares.

Este conjunto foi aquecido por um forno com atmosfera controlada (N_2), usando um programa de aquecimento/resfriamento pré-definido. Com isso, foram analisadas a quantidade de calor envolvida na transformação martensítica em função da temperatura das regiões mediana do metal de base, interface, mediana e superior do metal de adição.

Cada vez que a amostra reage, um fluxo de energia se estabelece entre ela e a referência através da base comum de platina, fluxo este medido por sensores posicionados em contato com cada cadinho. Usando os dados de variação de temperatura entre amostra e referência, é calculada a diferença de capacidade térmica presente entre os cadinhos (SCURACCHIO, 2009).

Existem dois tipos de equipamentos que realizam este ensaio, o primeiro é denominado de DSC por compensação de energia e o segundo de DSC por fluxo de calor. O primeiro normalmente é limitado a temperaturas até aproximadamente $750^\circ C$ e por isso o foco do trabalho será no segundo (fluxo de calor) (SCURACCHIO, 2009).

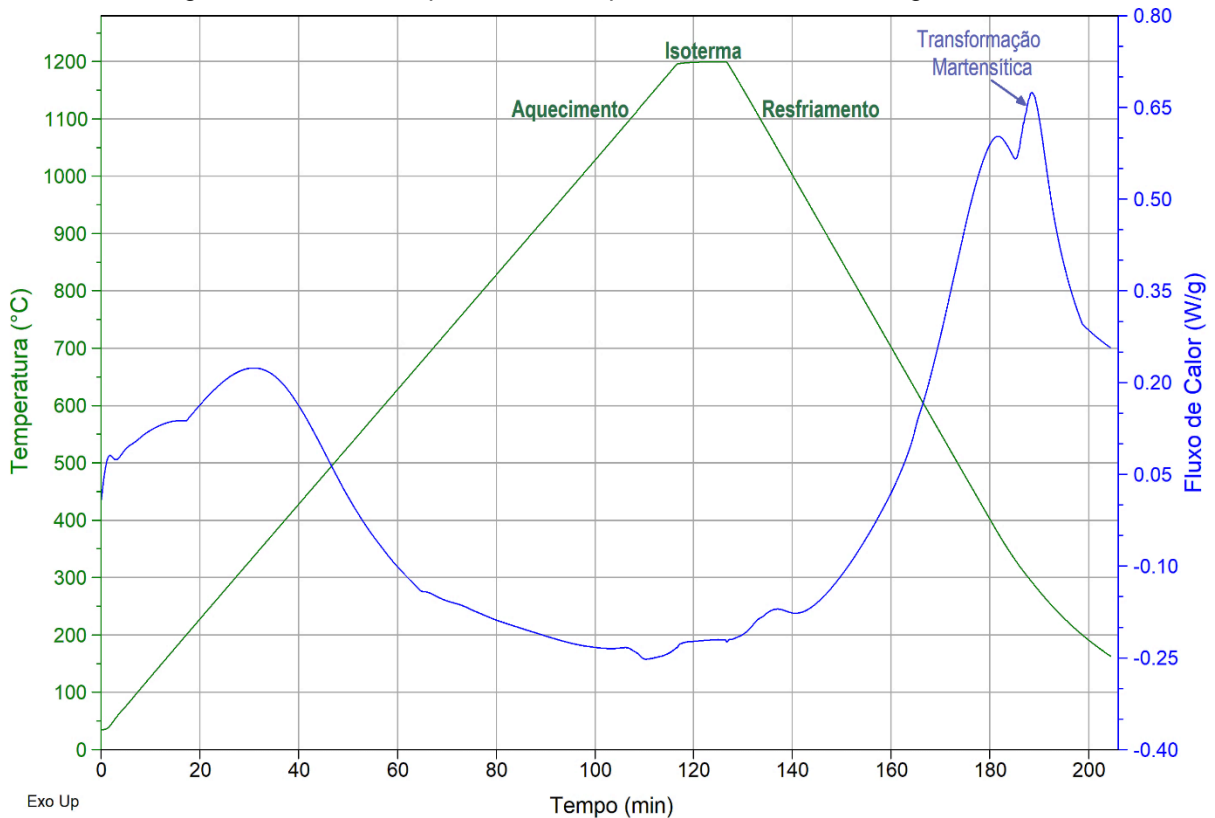
As amostras foram preparadas com massa de $100^{\pm 10}$ mg, no formato de um disco com diâmetro próximo ao diâmetro interno do cadinho. Essa medida de diâmetro torna-se necessária para manter maior contato mecânico entre a amostra e a base do cadinho para melhor captação do sinal e conseqüentemente melhor sensibilidade do instrumento às transformações apresentadas no ensaio. Esta característica de contato ainda diminui o “atraso” entre o momento em que a reação ocorre e quando o calor propagado chega no termopar para registro (SCURACCHIO, 2009). Em todos os ensaios realizados não houve alterações significativas na massa das amostras, antes e depois dos ensaios.

As amostras foram cortadas com disco de corte metalográfico e com refrigeração contínua, para evitar mudanças microestruturais que comprometessem a análise calorimétrica.

A Figura 62 apresenta a curva calorimétrica para a região mediana do metal de base da amostra 1, regida pela Temperatura e Fluxo de Calor nas ordenadas (eixos

y) e o tempo de ensaio na abscissa (eixo x). Pode-se observar que o ensaio inicia-se na temperatura ambiente e, ao atingir 1200°C permanece em isoterma por dez minutos para estabilização das temperaturas de referência e da amostra, posteriormente iniciando o processo de resfriamento.

Figura 62 - Curva Temperatura x Tempo x Fluxo de Calor da região RMB 1.



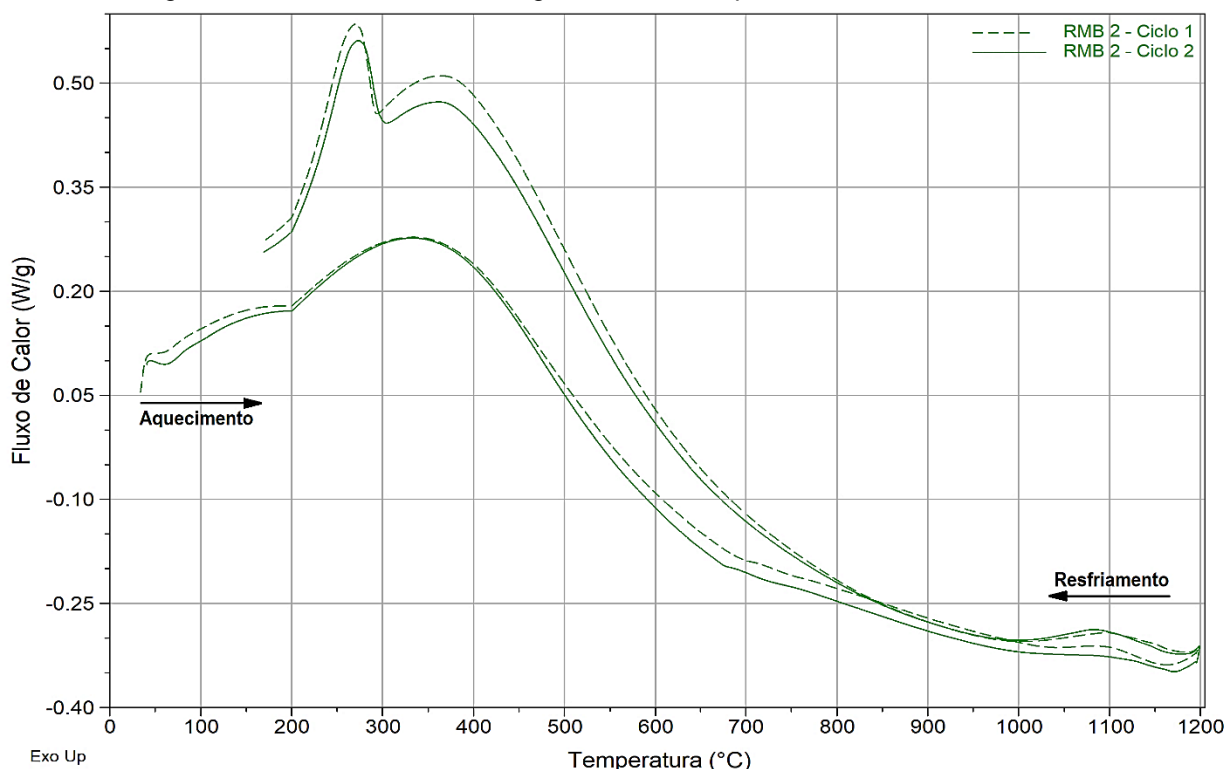
Fonte: Elaborado pelo autor.

O evento térmico caracterizado por um pico exotérmico durante o resfriamento controlado do ensaio na taxa de 15°C/min foi identificado como formação da martensita, indicado na Figura 62. Durante o aquecimento as análises calorimétricas por fluxo de calor em atmosfera de nitrogênio não evidenciaram a transformação austenítica, que possui característica endotérmica.

Análises calorimétricas de projetos anteriores em atmosfera inerte com hélio (SANTOS, 2013), em amostra proveniente de soldagem GMAW multipasse robotizada com parâmetros distintos de controle de temperatura (TPA: 80°C e TI: 150°C), apresentaram os valores de A_{C3} : 487,93°C, A_{C1} : 1000,39°C e uma energia de 250,2 J/g para a transformação austenítica. Já para a transformação martensítica, a calorimetria dessa amostra apresentou valores de M_s : 368,5°C, M_f : 188,07°C e uma energia de 16,8 J/g, valores próximos dos encontrados nesse estudo.

A Figura 63 apresenta a curva calorimétrica para a região mediana do metal de base da amostra 2, para o 1º e 2º ciclos, regida pelo Fluxo de Calor nas ordenadas (eixo y) e a temperatura na abscissa (eixo x). A importância de realização de dois ciclos consecutivos na amostra está na necessidade de analisar o comportamento do material após o segundo ciclo, no qual a microestrutura apresenta-se estável (GUIMARÃES, 2017). Pode-se notar que as curvaturas são semelhantes, porém levemente deslocadas com valores mais coerentes no 2º ciclo.

Figura 63 - Curvas de DSC da região RMB 2, comparando o 1º com o 2º ciclo.



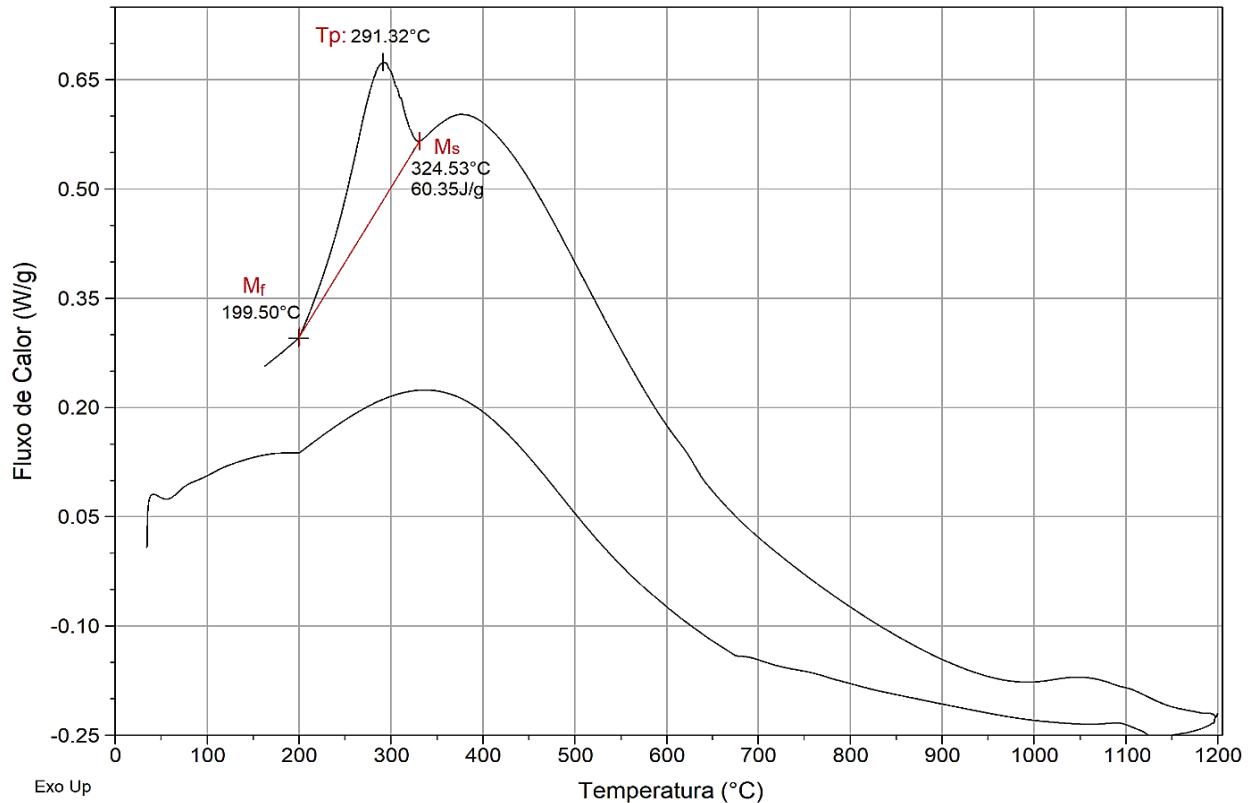
Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 64 apresenta o pico de transformação martensítica para a região mediana do metal de base da amostra 1. O *software TA Universal Analysis™*, do fabricante *TA Instruments* foi utilizado para obtenção dos dados de transformação de fase. Para obtenção dos resultados, deve-se realizar a integração linear do pico correspondente à transformação, indicando a localização das tangentes dos extremos da curva. As curvas das demais regiões encontram-se no Apêndice V.

Transições de primeira ordem (endotérmicas ou exotérmicas) são caracterizadas como picos, mesmo que eles possam sobrepujar um ao outro. A área do pico diretamente sob a curva W ou μV é teoricamente proporcional a entalpia ΔH

envolvida no processo endotérmico/exotérmico, expresso em quilojoule por quilograma (kJ/kg), ou, Joule por grama (J/g). É preciso muito cuidado no uso deste dado, pois qualquer distorção na linha de base (bastante comum na análise dos resultados) pode levar a interpretações errôneas de valores de ΔH (SCURACCHIO, 2009).

Figura 64 - Curva de DSC da região RMB 1, evidenciando os dados da transformação martensítica.







Fonte: Elaborado pelo autor.

Para todas as amostras, notou-se um degrau no início da curva de DSC durante o aquecimento por volta de 200°C, que é caracterizado pela diferença de capacidade calorífica entre a amostra e a referência (GUIMARÃES, 2017). Segundo Mothé e Azevedo (2009), este desvio endotérmico indica que o cadinho de referência possui massa muito menor em relação às amostras.

As temperaturas de início e fim da transformação martensítica (M_s e M_f), temperatura de pico (T_p), tanto quanto a variação de entalpia (ΔH) necessária para a transformação, estão dispostas na Tabela 26. É importante conhecer as temperaturas de transformação do material de base e de adição para controlar adequadamente as temperaturas de interpasse e preaquecimento, e também, evitar a presença de martensita não revenida. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Tabela 26 - Dados da transformação martensítica obtidas pela técnica calorimétrica DSC.

Região		Ms (°C)	Temperatura de Pico (°C)	Mf (°C)	ΔH (J/g)
	RSA 1	322,31	288,64	200,57	58,46
	RSA 2	361,85	337,62	199,50	9,72
	RSA 3	325,31	297,86	201,64	70,47
	RSA 4	306,71	289,52	200,23	58,21
	RSA 5	247,08	225,06	170,60	28,03
	RMA 1	-	-	-	-
	RMA 2	305,66	282,97	201,64	43,69
	RMA 3	396,28	259,21	200,57	59,83
	RMA 4	323,16	270,07	200,57	59,21
	RMA 5	238,64	215,54	171,67	26,29
	RI 1	293,41	270,22	198,43	37,30
	RI 2	300,14	274,17	201,64	45,35
	RI 3	272,88	254,06	197,36	20,62
	RI 4	269,45	247,86	196,29	37,35
	RI 5	272,37	248,20	199,50	38,10
	RMB 1	324,53	291,32	199,50	60,35
	RMB 2	297,35	273,25	200,57	51,84
	RMB 3	272,44	254,06	199,50	20,37
	RMB 4	316,67	284,92	201,64	54,16
	RMB 5	281,07	254,13	195,22	37,51

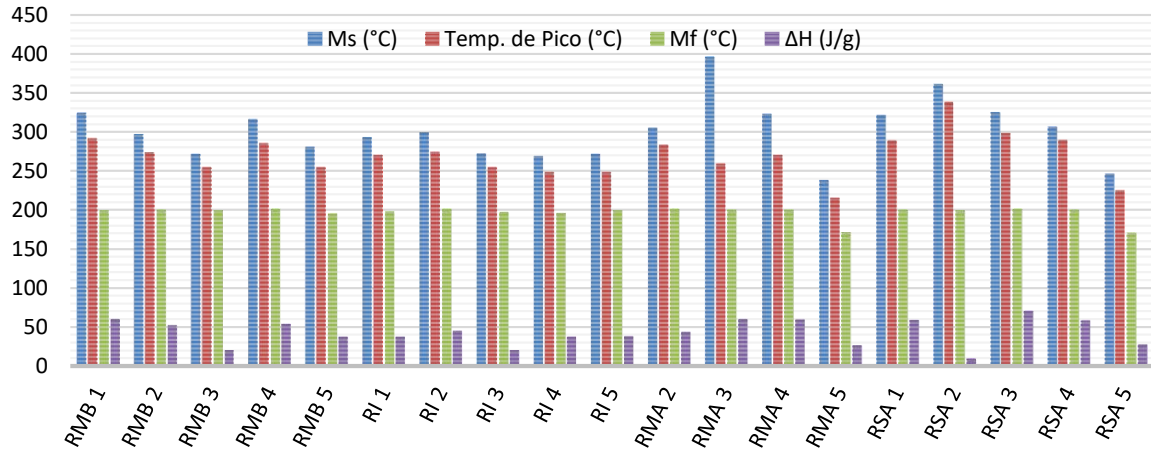
Fonte: Elaborado pelo autor.

Na curva calorimétrica da região RMA 1 não foi possível identificar o pico exotérmico da transformação martensítica através dessa técnica, em nenhum dos dois ciclos.

Utilizando das equações (1) e (2) sugeridas por Folkhard (1988) para uma estimativa das temperaturas de transformação martensítica, utilizando dos dados de composição química obtidos pelos ensaios de espectrometria de fluorescência de raios-X por energia dispersiva, foram encontrados valores médios para as regiões inferior do metal de adição, de interface e região superior do metal de adição na faixa de $M_s = 488,55 \pm 0,27^\circ\text{C}$ e $M_f = 338,56 \pm 0,27^\circ\text{C}$. Esses valores são maiores que os encontrados pelas análises calorimétricas da Tabela 26 e tratam-se de estimativas matemáticas. Gouveia (2008) indica que valores mais baixos de M_s e M_f são efeitos provocados pela adição de níquel na liga.

Por meio dos dados da Tabela 26, foi levantado um gráfico disposto na Figura 65, para melhor comparação dos resultados.

Figura 65 - Comparação entre os dados da transformação martensítica das cinco amostras.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Observando a comparação dos valores da figura acima e tirando a média de cada região, pode-se notar que as regiões mediana e superior do metal de adição apresentaram os maiores valores médios para a transformação martensítica ($\bar{M}_{S(RMA)} = 315,94 \text{ } ^\circ\text{C}$ e $\bar{M}_{S(RSA)} = 312,65 \text{ } ^\circ\text{C}$), quando comparados com as regiões mediana do metal de base e com a região de interface ($\bar{M}_{S(RMB)} = 298,41 \text{ } ^\circ\text{C}$ e $\bar{M}_{S(RI)} = 281,65 \text{ } ^\circ\text{C}$). Provavelmente esse pequeno aumento de temperatura no metal de adição deve-se à diferença de composição química dos dois materiais. Outra hipótese que pode justificar essa diferença é a variação na microestrutura dessas regiões que, quando comparadas (Figura 50 e Figura 54), pode-se observar a diferença no refinamento dos grãos.

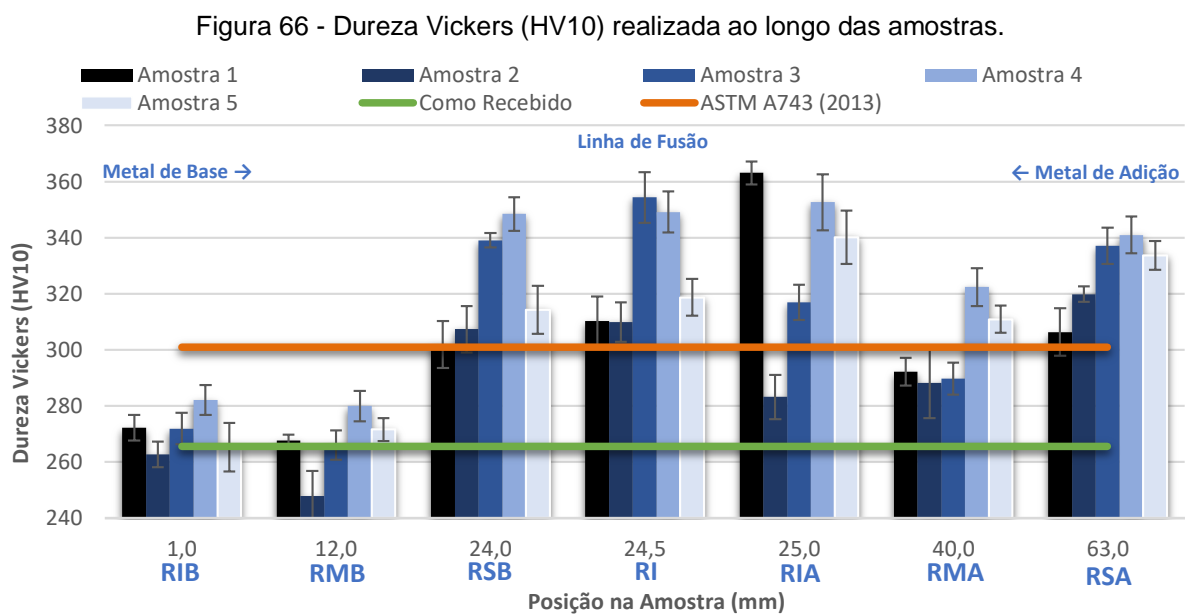
Já os valores de temperatura final da transformação, em geral mantiveram-se em maior constância com média geral de $196,67 \text{ } ^\circ\text{C}$, com exceção da amostra 5 que apresentou valores com trinta graus a menos que a média. Esses valores são coerentes com os apresentados por Almeida (2015), que através de técnicas dilatométricas, encontrou $M_s = 317 \text{ } ^\circ\text{C}$ e $M_f = 220 \text{ } ^\circ\text{C}$.

De acordo com Thibault et al. (2011), as temperaturas M_s (por volta de $300 \text{ } ^\circ\text{C}$) e M_f (por volta de $100 \text{ } ^\circ\text{C}$) da transformação austenita para martensita nos aços inoxidáveis martensíticos são consideradas baixas, tornando a expansão volumétrica

e as deformações plásticas os principais parâmetros para o desenvolvimento das tensões residuais durante a soldagem.

4.2.4 Dureza e Microdureza Vickers

Foram executadas diversas indentações de para analisar a dureza Vickers (HV10) no metal de base, na condição “como recebido”, e ao longo das amostras. O valor da dureza média do metal como recebido foi de $265,48 \pm 3,02$ HV10. Esse e os demais valores podem ser observados na Figura 66.



Fonte: Elaborado pelo autor.

De acordo com a norma ASTM A743/A743M (2013), que trata das especificações de aços inoxidáveis, o valor de dureza esperada para o metal de base é de 285 HB. Utilizando dos dados de conversão dispostos na Tabela 30 do Anexo II, e através de uma interpolação linear, tem-se o valor de 300,86 HV10. Esse valor normativo é cerca de 11,76% maior que a dureza do material como recebido ($265,58 \pm 3,02$ HV10).

Na posição 1mm (RIB) e 12mm (RMB), tem-se valores correspondentes aos do material como recebido. A amostra 2 apresenta um decréscimo de dureza em relação às demais amostras na RMB, indicando que os sucessivos tratamentos térmicos provenientes dos passes de solda superiores a essa região influenciaram em sua característica mecânica. As outras amostras também tiveram um decréscimo, porém

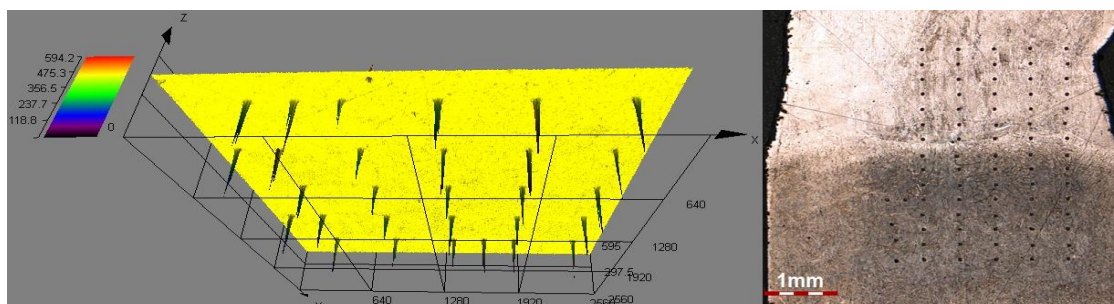
com menor intensidade e não atingindo valores inferiores ao do material como recebido.

A partir da posição 24mm (RSB) tem-se um aumento considerável na dureza, quando comparado com o material como recebido. Porém, valores compatíveis com a norma. Em geral a amostra 2 obteve melhores resultados dentre as analisadas. Quando comparada com o valor estabelecido na norma, a amostra 2 mostra-se compatível para aplicação, nesse quesito. Na posição 63mm eram esperados esses valores altos para a dureza, visto que as amostras não tiveram tratamento térmico superior por se tratar do último passe de solda (RSA).

Vaz (2004) estudou a avaliação da resistência à erosão por cavitação nos mesmos materiais aqui trabalhados, em soldagem ativa (96%Ar 4%O₂) e inerte (98%Ar 2%O₂). Parte das amostras ele realizou a soldagem sem TTPS (como soldado), e parte com TTPS (590±10°C por 8h), ambas com controle de TPA (100°C) e TI (100 - 175°C). Realizou ensaios de resistência à tração, impacto, dureza e microscopia (MEV). Nas análises de dureza das amostras soldadas em atmosfera ativa, foram encontrados os valores médios de 376±7 HV10 nas amostras como soldado e 327±5 HV10 nas amostras tratadas termicamente. Pode-se perceber que são valores maiores que os encontrados nesse estudo (principalmente para a amostra 2), mesmo em condições de TTPS.

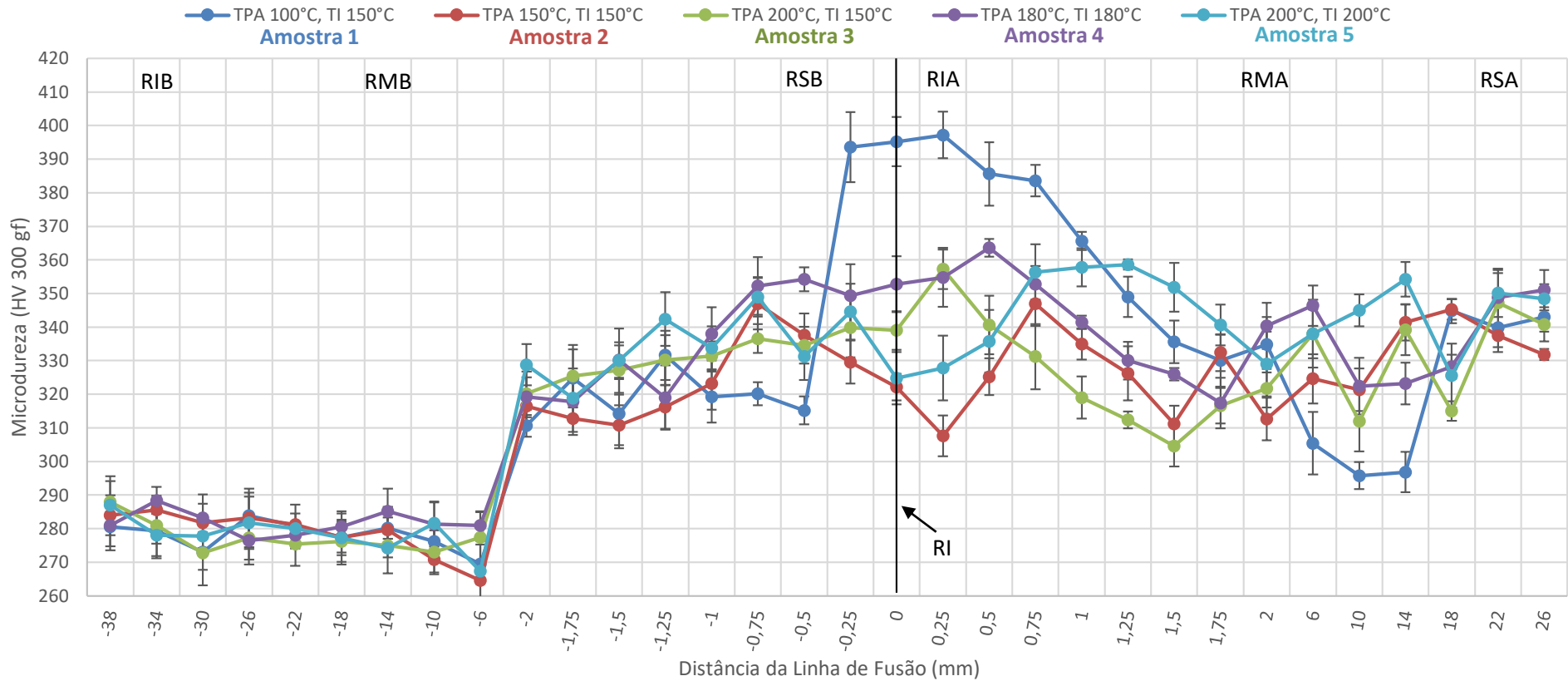
Para melhor investigação da dureza do material, foram realizadas análises de microdureza em toda extensão das amostras. Para cada uma foram realizadas 160 indentações de 300gf (0,3kgf), distribuídas com o espaçamento de 2mm. Nas regiões RSB, RI e RIA esse espaçamento foi reduzido a 0,25mm. A distribuição das indentações pode ser verificado na Figura 67 e o perfil de microdureza na Figura 68.

Figura 67 - Distribuição das indetações de microdureza Vickers HV0,3.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 68 - Perfil de microdureza Vickers (HV0,3) das cinco amostras.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Nas regiões inferior e mediana do metal de base a microdureza apresenta valores entre 270 e 290 HV0,3, condizentes com os valores de dureza para as mesmas regiões e abaixo do valor indicado na norma. A partir dessa região, e iniciando a região superior do metal de base, pode-se notar nitidamente um aumento significativo para todas as amostras, com valores de 310 a 350 HV0,3, também coerentes com os valores de dureza obtidos nessa porção da amostra.

Na interface do metal de base com o metal de adição (podendo também englobar a RSB e RIA pela tênue distância entre as mesmas), podendo caracterizá-la como zona crítica por ser considerada ponto de concentração de tensões (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2004), foi a região que apresentou os maiores valores de microdureza para as amostras 1, 4 e 5, atingindo o valor máximo de 397,2 HV0,3 para a amostra 1. Nessa zona crítica as amostras que apresentaram os menores resultados foram a 2 e 5, tendo como menor valor a amostra 2 (307,6 HV0,3).

A variação nos resultados da região mediana do metal de adição deve-se ao fato das indentações atingirem zonas termicamente afetadas pelo calor, por ser constituída de sucessivos passes de solda com ZTAs de formato variado. Como era esperado, da região mediana para a região superior do metal de adição, houve um acréscimo coletivo das durezas das amostras, devido ao decréscimo/ausência de passes superiores.

Baseando-se na média geral dos resultados de microdureza, a amostra 2 foi a que apresentou menor valor (313,22 HV0,3), confirmando as deduções anteriores de dureza.

Almeida (2015) estudou a influência de aplicação de vibração mecânica na microestrutura e em características mecânicas dos mesmos materiais aqui tratados, por soldagem FCAW, com intuito de promover o alívio das tensões residuais. Foram realizadas caracterização microestrutural, ensaio de impacto Charpy, tração, dobramento e levantado o perfil de microdureza (HV0,5) para as amostras nas condições: como soldado (TPA: 100°C e TI: 200°C), com TTPS (580 ± 10 °C), com vibração durante a soldagem e com vibração após a soldagem para alívio de tensões. Na zona termicamente afetada pelo calor, foram encontrados para o material como soldado um valor médio de microdureza de 345,9 HV0,5 e para a amostra com TTPS o valor médio de 313,13 HV0,5. O valor médio encontrado nesse projeto, para a condição de como soldado, foi equivalente ao valor médio da amostra com TTPS de Almeida (2015), indicando certa relevância para os parâmetros da amostra 2.

4.3 Aporte Térmico do Processo

Através da programação em *LabVIEW™*, fornecido pelo Grupo de Automação e Controle (GRACO/UnB) foi possível fazer a aquisição dos dados da corrente de soldagem com o uso de sensores. Os valores estão dispostos na Tabela 27.

Tabela 27 - Valores de corrente elétrica dos passes de solda.

Passo	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5
1	143,98	111,30	160,19	164,42	142,43
2	155,46	118,60	137,60	124,72	131,99
3	155,15	137,68	147,40	152,93	112,42
4	159,53	132,95	149,52	162,03	136,88
5	144,83	132,13	129,77	147,77	142,12
6	160,17	105,47	141,69	116,38	152,88
7	151,20	99,00	137,69	144,84	150,46
8	166,74	96,80	150,54	160,20	141,93
9	145,13	117,49	106,13	151,53	165,21
10	155,26	134,97	138,11	152,13	144,44
11	164,42	102,23	143,37	151,93	139,14
12	144,31	142,91	152,64	146,05	153,57
13	151,69	135,51	142,68	145,56	139,41
14	160,23	138,24	134,30	152,32	155,34
15	153,49	114,06	123,63	147,36	148,48
16	129,02	99,34	133,15	158,30	142,02
Média	152,54	119,92	139,28	148,65	143,67
Desvio	9,46	16,33	12,78	12,56	11,72

Fonte: Elaborado pelo autor.

Através da equação (3) e com os dados parametrizados para execução da soldagem robotizada, foi possível calcular o aporte térmico médio para as cinco amostras, como mostra a Tabela 28:

Tabela 28 - Valores de Aporte Térmico do Processo de Soldagem.

Amostra	Eficiência Térmica (η)	Translação da Tocha [mm/s]	Diferença de Potencial [V]	Corrente Elétrica Média [A]	Aporte térmico [kJ/mm]
1	78%	12	18	152,54	0,1784718
2				119,92	0,1403064
3				139,28	0,1629576
4				148,65	0,1739205
5				143,67	0,1680939

Fonte: Elaborado pelo autor.

Das amostras analisadas, a amostra 2 que utilizou de TPA: 150°C e TI: 150°C, proporcionou o menor valor de aporte térmico para o processo de reparo (0,14 kJ/mm).

De acordo com Videira (2016), maiores parâmetros de soldagem e consequentemente maiores valores de aporte térmico, influenciam diretamente na

geometria do cordão de solda (maior largura e profundidade) e, com isso, maiores zonas termicamente afetadas. Também foi demonstrado que quanto maior o aporte térmico utilizado na soldagem de aços inox, maior o percentual volumétrico de austenita presente nessa região do material, pois mantém o material na temperatura necessária para a formação da austenita por mais tempo (VIDEIRA, 2016).

Marouço et al. (2013) estudou a influência do aporte térmico nas propriedades mecânicas de materiais soldados e observou que metais de solda produzidos com elevado aporte térmico exibem uma tendência para redução da tenacidade ao impacto, devido à mudança microestrutural proporcionada pela diminuição da taxa de resfriamento. Outros fatores ocasionados por maiores aportes são o aumento de produtividade e conseqüentemente o aumento do consumo de energia (MAROUÇO et al., 2013).

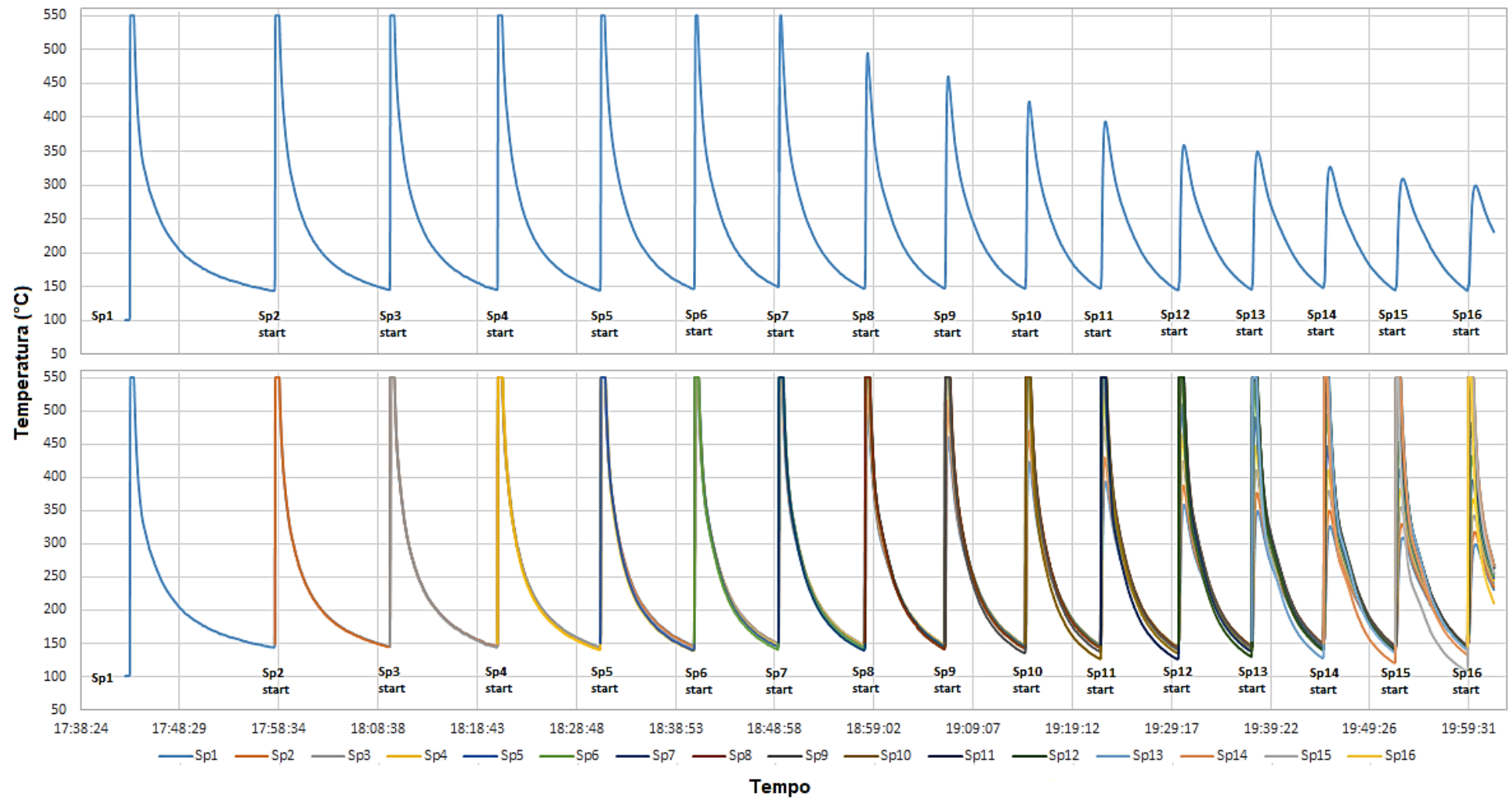
4.4 Monitoramento dos Ciclos Térmicos no Processo de Soldagem

A variação da temperatura em função do tempo em determinados pontos da junta soldada é chamada de ciclo térmico desse processo de soldagem. O metal de solda de um aço pode sofrer várias reações após a solidificação, que são influenciadas, principalmente, pela sua composição química e pelo ciclo térmico imposto ao metal de solda (AGUIAR, 2001).

Através dos dados obtidos pela filmagem termográfica, foi possível levantar essas curvas para os dezesseis passes de solda das cinco amostras. 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. A outra opção seria de 350 a 2000°C, negligenciando a obtenção das temperaturas de transformação martensítica, portanto não sendo utilizada.

A Figura 69 mostra os ciclos térmicos da amostra 1. No gráfico superior é mostrado apenas o 1º passe de solda (Sp1), na qual sua temperatura de pico (T_{peak}) começa a cair após a ocorrência do 7º passe. O primeiro valor indicado é a TPA (100°C). Cada pico de temperatura indica a aplicação de um passe de solda e os vales as temperaturas de interpasse de cada passe.

Figura 69 - Ciclos térmicos atuantes na amostra 1. Gráfico superior: Dados de Temperatura x Tempo do 1º passe. Gráfico inferior: Demais passes.



Fonte: Elaborado pelo autor.

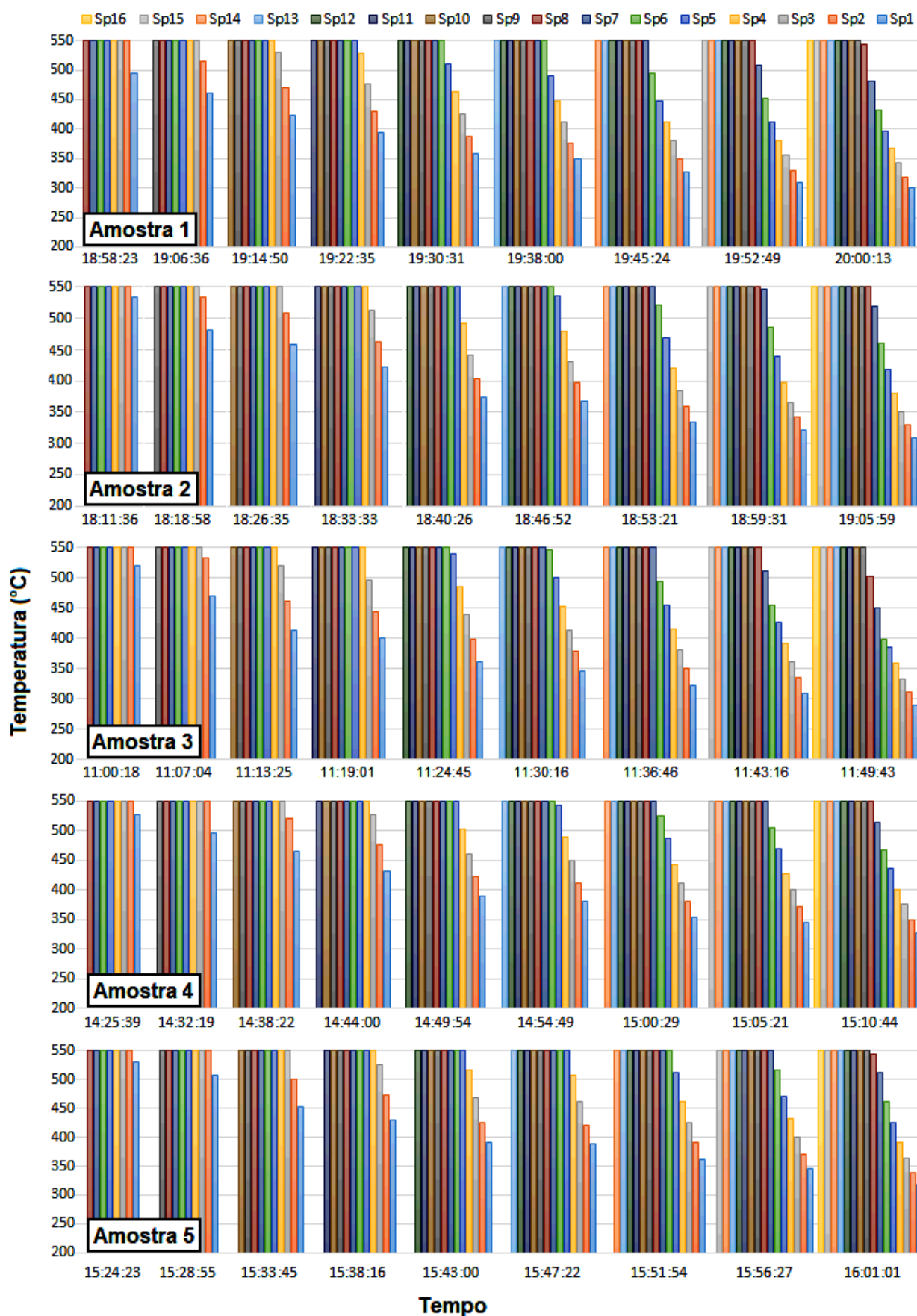
Pode-se perceber que a temperatura de pico do primeiro passe, proporcionada pela soldagem dos passes superiores, é decrescente com o decorrer do tempo. Esse decréscimo é proporcionado pelo distanciamento sucessivo dos passes superiores e pelas trocas de calor com o ambiente por radiação e convecção natural.

A temperatura de fusão dos materiais em estudo é em torno de 1510°C (Tabela 9). De acordo com a *Steel Founders Society of America* (SFSA, 2004), o valor de temperatura de revenimento deve ser no intervalo de 593 – 621°C. De acordo com Gonçalves (2007), o revenimento em temperaturas da ordem de 482°C deve ser evitado, pois resultará em baixa tenacidade. Como evidencia a Figura 69, a declinação da curva de temperatura após a ocorrência do passe de solda é abrupta, sendo em média de 20 segundos entre a fusão dos materiais e o valor máximo de temperatura indicado pelo gráfico (550°C). Com isso, até atingir a temperatura de interpasse estabelecida, o passe inferior está submetido ao processo de revenimento proporcionado por seu passe superior. O tempo de exposição a esse processo varia pouco conforme os valores de TPA e TI, sendo em média 14 minutos para o primeiro passe e 7 minutos para o último.

O gráfico da Figura 70 indica para todas as amostras esse decaimento a partir do sétimo passe, onde inicia-se um decaimento menor que 550°C. O primeiro passe passa pela maior quantidade de atuação dos ciclos térmicos, porém com valores menores de temperatura. Em todas as amostras os ciclos térmicos proporcionaram no material de adição temperaturas acima de 300°C, ou seja um revenimento sucessivo entre 600 e 300°C.

Cabe ressaltar que a atuação do calor dos passes superiores nos inferiores certamente será menor considerando-se a transferência de calor tridimensional, que é o regime vigente no caso real de preenchimento de cavidades. No caso aqui estudado, a transferência de calor é assumida como bidimensional para a visualização real do campo de temperatura, o que limita um pouco a difusão do calor. Com a aplicação em reparo de trincas (aplicação tridimensional), o intervalo de tempo de revenimento sucessivo promovido pelos ciclos térmicos serão distintos dos resultados desse estudo, provavelmente proporcionando maiores intervalos de revenimento.

Figura 70 - Temperatura de pico (T_{peak}) proporcionada pelos passes superiores nos inferiores.



Fonte: Elaborado pelo autor.

5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Nesse capítulo são discutidos os resultados encontrados.

O ensaio de soldagem robotizada mostrou-se extremamente eficiente, uma vez que os parâmetros de tensão, translação da tocha, distanciamento entre o bocal e a peça de trabalho (*stand off*), alimentação do arame e vazão do gás são controlados por programação, diferentemente de um processo manual. Para análises científicas, a não variação desses parâmetros reduz a incerteza na escolha dos parâmetros mais adequados para o processo de reparo de pás de turbinas.

O uso das técnicas de monitoramento termográfico infravermelho para o controle da temperatura de pré-aquecimento e de interpasse apresenta um dinamismo na aquisição dos dados e uma certeza nesses valores muito superiores ao processo de obtenção de temperaturas por contato. Cabe salientar a importância da escolha do parâmetro emissividade que, se não coerente com superfície analisada, o monitoramento termográfico proporciona valores com alto índice de erro.

Na amostra “como recebido” foi observado a presença predominante de martensita com morfologia de ripas paralelas, tanto quanto nas regiões inferior e mediana do metal de base e mediana e superior do metal de adição. As regiões das proximidades da interface apresentam microestrutura mais grosseira, devido à fusão primária dos dois materiais. Na região superior do metal de base inicia-se um processo de refinamento, por se tratar da zona termicamente afetada. Nos aços inoxidáveis que possuem porcentagem de carbono maior que 0,6%, a morfologia da martensita passa a ter característica lenticular (agulhas) ou em placas.

Nas análises microestruturais pelas técnicas utilizadas, não foram evidenciados indícios de fissuração por hidrogênio, trincas por taxas de resfriamento elevado, nem tampouco espaços vazios que comprometessem a aplicabilidade do material. Ainda nessa análise, em consonância com as fases obtidas por difratometria, pode-se perceber que a escolha de um metal de adição similar ao de base na composição química para o processo de soldagem é importante, quando o objetivo é ter respostas microestruturais de mesma magnitude.

Analisando os valores encontrados para temperatura final da transformação martensítica (M_f) através das análises calorimétricas das cinco amostras em diferentes regiões (DSC), obteve-se um valor em torno de 200°C. Com isso, pode-se concluir que amostras que foram soldadas com controle da temperatura de pré-aquecimento e interpasse abaixo de M_f proporcionam predominância de microestrutura martensítica, quando analisadas as imagens microestruturais e as fases encontradas por difratometria de raios-X. Essa predominância de microestrutura relacionada com o valor de interpasse (baseado na M_f) foi indicado por Lippold e Kotecki (2005). A atuação dos ciclos térmicos sucessivos também tem atuação para a obtenção dessa microestrutura final.

Foram encontrados indícios da presença de ferrita delta nas imagens das regiões de interface e inferior do metal de adição. De acordo com Hernandez (2009) a presença dessa fase nos aços inoxidáveis está associada a menores valores de tenacidade. Apesar de a ferrita ser dúctil e tenaz, ela quase não dissolve carbono em sua matriz e durante um resfriamento mais lento pode formar precipitados em seu contorno reduzindo a tenacidade do material. Como a família ASTM A743/743M possui geralmente baixa porcentagem em peso de carbono (<0,06%) a incidência dessa fase provavelmente não influenciará em grandes proporções. Verificando as análises difratométricas, foram encontradas porcentagens baixas para essa fase (3,9%), apenas nas regiões RI 1 e RMB 2. De acordo com Pereira (2000) o efeito da ferrita delta pode ser benéfico, porque ela previne o crescimento dos grãos em altas temperaturas numa porcentagem de 1 a 5%, assim como reduz a tendência de trinca a quente na soldagem na ordem de 5 a 10%.

De acordo com Ruszczuk (2012), a atuação dos ciclos térmicos sequenciais com objetivo de revenimento no processo de soldagem podem trazer consequências negativas às propriedades mecânicas do material, como aumento da dureza e redução da tenacidade ao impacto. Por outro lado, o metal nas mediações do passe superior é aquecido dentro do campo de revenimento, onde os precipitados que se formaram em processos anteriores são geralmente dissolvidos. No quesito de dureza e microdureza, observado através dos resultados discutidos no capítulo anterior, é possível concluir que as condições de soldagem (TPA e TI) e os ciclos térmicos atuando em conjunto influenciam diretamente nessa característica mecânica do

material, pois a amostra 2 apresentou valores suficientemente próximos aos normativos para todas as regiões em que houveram atuação do calor, possibilitando sua aplicabilidade. Essa resposta conclui projetos anteriores (SANTOS, 2013) em que a dureza elevada na região superior do metal de base (ZTA), da interface e da inferior do metal de adição prejudicaria o uso do material.

A realização da espectrometria de fluorescência de raios-X, como suporte às análises de difratometria, proporciona maior precisão nos resultados para composição de fases, assegurando maior certeza na escolha da figura de mérito. Da mesma forma, a realização da calorimetria diferencial de varredura nas amostras confirma a escolha correta dos valores de pré-aquecimento e interpasse.

Em quantidades menores, foram encontradas outras fases compostas de cromo, níquel, vanádio e molibdênio, que devem ter precipitado tanto na solidificação, quanto nos sucessivos ciclos térmicos aplicados. Essas fases distintas quando combinadas tendem a melhorar a resistência do material à corrosão.

A quantidade de austenita retida encontrada não ultrapassou a quantidade de 20% na maioria das regiões, podendo influenciar positivamente a tenacidade do material, de acordo com Behene (2014). As regiões analisadas da amostra 2 apresentaram menores proporções de austenita retida com relação às outras amostras. Essa fase é proveniente de martensita não transformada, ou seja, está associada à austenita estável formada em temperaturas acima de 550°C que não se transforma em martensita durante o resfriamento, fato no qual pode estar relacionado às menores durezas nessa amostra.

Segundo Bilmes et al. (2001), que estudou as características e efeitos da austenita retida proveniente do recozimento de uma junta soldada semelhante a utilizada neste trabalho, o sucessivo tratamento térmico promove o revenimento da martensita e a precipitação de austenita, que permanece retida de forma metaestável e finamente distribuída nos contornos de grãos austeníticos primários e nos contornos das ripas de martensita. Essa porção de austenita retida pode melhorar substancialmente as propriedades mecânicas (Figura 25), tais como aumento da tenacidade ao impacto e redução do limite de resistência (BILMES; SOLARI; LLORENTE, 2001). Austenita retida dificilmente é observada por técnicas

metalográficas convencionais, por isso foi identificada e quantificada por técnicas de difratometria.

De acordo com Gouveia (2008), as variáveis mais importantes do processo de soldagem são a composição química do metal de solda, aporte térmico, a temperatura de pré-aquecimento, temperatura de interpasse, e os parâmetros do tratamento térmico dado à soldagem. No quesito aporte térmico os valores aqui encontrados (em média 0,1645 kJ/mm e o menor valor para a amostra 2: 0,1403 kJ/mm) são bem menores que os utilizados por Gouveia (2008) que, por soldagem GTAW utilizou parâmetros que desencadearam aportes térmicos de 0,41 e 0,93 kJ/mm. Elevado aporte térmico influencia negativamente na resistência à tenacidade ao impacto e eleva o consumo de energia do processo de reparo, como citado anteriormente.

6 CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

Nesse capítulo final são apresentadas as conclusões sobre os resultados obtidos, e algumas propostas de trabalhos futuros.

Analisando todos os fatos apresentados e discutidos, pode-se sugerir os parâmetros referentes à amostra 2 (TPA: 150°C e TI: 150°C) como os mais eficazes dentre os aqui estudados para promover o reparo de pás de turbina sem tratamento térmico posterior, pois:

- Suas regiões analisadas indicaram predominância martensítica em toda sua microestrutura;
- Não foram evidenciadas trincas, espaços vazios, inclusões ou impurezas que comprometessem sua resposta mecânica;
- Apresentou valores de dureza menores que os estabelecidos pela ASTM A743/743M (2013);
- Apresentou menores valores de microdureza, quando comparado com as outras amostras ensaiadas;
- Em seu processo de soldagem apresentou menor valor de aporte térmico entre as amostras analisadas e quando comparado com a literatura;
- Seus valores de M_s e M_f são compatíveis com os encontrados por Almeida (2015) e os valores de TPA e TI para a amostra 2 são menores que M_f ;
- Sua composição química está em consonância com o estabelecido pela norma (ASTM INTERNATIONAL, 2013);
- Apresentou menor porcentagem de austenita retida em suas regiões, quando comparado com as outras amostras;
- Nas análises difratométricas da região de interpasse e do metal de adição não apresentou a fase delta da ferrita;
- Assim como nas outras amostras, os ciclos térmicos dos passes superiores nos inferiores estiveram atuando com valores de pico dentro do intervalo estabelecido para revenimento do material.

A pesquisa aqui abordada apresentou resultados satisfatórios e coerentes com a literatura. Contudo, na busca incessante de aprofundamento científico, sugerem-se como trabalhos futuros:

- Através dos parâmetros aqui definidos como satisfatórios para evitar o tratamento térmico posterior, promover a soldagem GMAW robotizada tridimensional, simulando o reparo de uma trinca numa pá de rotor hidráulico;
- Utilizar de uma segunda câmera termográfica para obtenção dos dados de temperatura acima de 550°C, possibilitando observar a temperatura de fusão e outras informações pertinentes. Nas câmeras, promover uma integração tecnológica com o braço robótico, possibilitando a câmera acionar o procedimento de soldagem baseado na temperatura visualizada em determinada região, evitando erros indesejados de atraso na medição;
- Através das amostras obtidas com esses ensaios, realizar outros ensaios de caracterização mecânica, como resistência à tração, tenacidade ao impacto, obtenção do módulo de elasticidade, fadiga e principalmente o ensaio de cavitação simulando o desgaste das pás recuperadas. Essas análises não foram realizadas nesse trabalho por limitações dimensionais das amostras obtidas;
- Analisar a tensão residual nas amostras, proveniente das mudanças físicas dos materiais quando soldados. Essa análise é possível de ser realizada em alguns difratômetros de raios-X que possuem suporte específico e programação para tal função;
- Encontrar as temperaturas de transformação austenítica dos materiais por técnicas dilatométricas ou por ensaio de calorimetria diferencial de varredura em outras atmosferas de ensaio;
- Estimar o efeito de revenimento colocando amostras de passes de solda sem revenimento em um forno com temperatura (em torno de 500°C) e ir retirando uma amostra a cada intervalo de tempo correspondente ao ciclo de um passe, analisando sua microestrutura.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ACESITA. Principais Processos para Soldagem de Aços Inoxidáveis. In: **Cadernos da Assistência Técnica**. [s.l.] ACESITA S.A. Associada à ARCELOR, 2004. p. 1–13.
- AGLAN, H. A. et al. Effect of Preheating Temperature on the Mechanical and Fracture Properties of Welded Pearlitic Rail Steels. **Engineering**, v. 5, n. November, p. 837–843, 2013.
- AGUIAR, W. M. **Soldagem do Aço ABNT 4140 sem Tratamento Térmico Posterior**. [s.l.] Universidade Federal do Ceará, 2001.
- AKHTAR, A. Field Welding of Stainless Steel Hydraulic Turbines. **International Water Power & Dam Construction**, p. 21–25, 1985.
- AKHTAR, A. Materials Technology for Turbine Performance. **Water Power and Dam Construction**, p. vol. 38, n. 8, 1986.
- ALLENSTEIN, Â. N. **Estudo da Resistência à Cavitação do Aço Inoxidável Martensítico CA6-NM Nitretado por Plasma**. [s.l.] Universidade Federal do Paraná, 2007.
- ALMEIDA, L. F. C. B. DE. **Avaliação da Influência de Aplicação de Vibração Mecânica na Microestrutura e em Características Mecânicas de Juntas do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM Soldadas pelo Processo FCAW**. [s.l.] Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo, 2015.
- AMREI, M. M. et al. Microstructure Characterization and Hardness Distribution of 13Cr4Ni Multipass Weld Metal. **Materials Characterization**, v. 111, p. 128–136, 2016.
- ASM. Metallography: An Introduction, Metallography and Microstructures. In: **International ASM Metals Handbook**. USA: ASM International®, 2004a. p. 2733, Chapter 9.
- ASM. Welding, Brazing, and Soldering. In: **International ASM Metals Handbook**. USA: ASM International®, 2004b. p. 2873, Chapter 6.
- ASME. Boiler and Pressure Vessel Code - Section XI. In: **ASME Repair Procedures**. USA: Article IWB 4000, 2013.
- ASTM. **ASTM A 743/A 743M – 2006 Standard Specification for Resistant , for General Application**. [s.l.: s.n.].
- ASTM INTERNATIONAL. ASTM A743/A743M - 2013a: Standard Specification for Resistant, for General Application. In: **Annual Book of ASTM Standards**. West Conshohocken - USA: [s.n.]. v. ip. 1–8.
- AVDELIDIS, N. P.; MOROPOULOU, A. Emissivity considerations in building thermography. **Energy and Buildings**, v. 35, n. 7, p. 663–667, 2003.
- BAAS, P. **Recommended welding procedure for cladding and joining with metal cored wire PZ6166**. Switzerland: Filarc Welding Industries, 1996.
- BECKHOFF, B. et al. **Handbook of Practical X-Ray Fluorescence Analysis**. USA: Springer, 2006. v. 49
- BEHENE, L. **Soldagem Plasma com Alimentação de Vareta em Substrato de Aço ASTM 743 tipo CA6NM**. [s.l.] Universidade Federal do Paraná, 2014.

BHADESHIA, H.; HONEYCOMBE, R. **Steels: Microstructure and Properties**. 3rd. ed. Burlington, MA - USA: Elsevier, 2006.

BILMES, P. D.; SOLARI, M.; LLORENTE, C. L. Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr-NiMo martensitic steel weld metals. **Materials Characterization**, v. 46, n. 4, p. 285–296, 2001.

BOCCANERA, L. et al. **Influência do Acabamento Superficial, Porosidade e Diluição Sobre a Resistência à Cavitação de Revestimentos Soldados**. XI Congresso Latino-Americano e Ibero-Americano de Soldagem. **Anais...**1998

BOHÓRQUEZ, C. E. N. **Especificação de Procedimentos de Reparo por Soldagem sem Tratamento Térmico Posterior - Efeito de Revenimento Produzido pelos Ciclos Térmicos**. [s.l.] Universidade Federal de Santa Catarina, 2001.

BRASIL, G. DO. **Infraestrutura - Portal Brasil**. Disponível em: <<http://www.brasil.gov.br/infraestrutura/2016/05/capacidade-instalada-de-geracao-de-energia-atinge-142-610-mw-em-marco>>. Acesso em: 27 set. 2017.

BUENO, E. R. **Desenvolvimento do Procedimento de Soldagem do AISI 4140 sem TTPS**. [s.l.] Universidade Federal de Santa Catarina, 1999.

CAIQ-UNB. **Procedimento Operacional Padrão - Espectrômetro de Fluorescência de Raios X por Energia Dispersiva EDX-720 Shimadzu** Central Analítica do Instituto de Química da Universidade de Brasília, , 2017.

CAPRA, A. R. et al. **Desenvolvimento de Procedimentos de Reparo de Trincas e recuperação de cavitação em Turbinas hidráulicas Fundidas em Aço Inoxidável Martensítico Macio CA6NM**. V Congresso de Inovação Tecnológica em Energia Elétrica. **Anais...**Belém, PA: 2009

CARDOSO, R. L. 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**, v. ano 8, n.2, n. 2, p. p.68-74, 2003.

CASAS, W. J. P.; HENKE, S. L.; NOVICKI, N. Fracture toughness of CA6NM alloy, quenched and tempered, and of its welded joint without PWHT. **Welding International**, v. 23, n. 3, p. 166–172, 2009.

CERQUEIRA, W. DE. **Energia Hidrelétrica - Brasil Escola**. Disponível em: <<http://brasilecola.uol.com.br/geografia/energia-hidreletrica.htm>>. Acesso em: 4 out. 2017.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4a. ed. [s.l.] Blucher, 2008.

CRAWFORD, J. D. **CA6NM An Update**. 29th annual Steel Founders Society of America Technical and Operating Conference. **Anais...**1974

CUNAT, P.-J. **The Welding of Stainless Steels - Materials and Applications Series**. 2nd. ed. Joinville-le-Pont, France: Euro Inox, 2007. v. 3

DALCIN, R. L. **Estudo da Soldagem Multipasses entre os Aços Dissimilares AISI 4140 e ASTM A36 sem Tratamento Térmico Posterior**. [s.l.] Faculdade Horizontina, 2012.

DAS, A. K. **Metallurgy of Failure Analysis**. 2nd. ed. USA: McGraw-Hill Education, 1997.

DIN EN ISO 17633:2006-06. **Welding Consumables - Tubular Cored Electrodes and Rods for Gas Shielded and non-Gas Shielded Metal Arc Welding of Stainless and Heat-Resisting Steels - Classification (ISO 17633:2004)**, 2006.

DOEBELIN, E. O. **Measurement Systems Application And Design**. 4th. ed. Ohio - USA: McGraw-Hill Publishing Company, 1990.

DOSSETT, J. L.; BOYER, H. E. **Practical Heat Treating**. 2nd. ed. Materials Park, Ohio: ASM International®, 2006.

ESAB. **Apostila de Metalurgia da Soldagem**. Contagem - MG: ESAB Indústria e Comércio Ltda., 2005.

ESPITIA, L. A.; TORO, A. Cavitation Resistance, Microstructure and Surface Topography of Materials used for Hydraulic Components. **Tribology International**, v. 43, n. 11, p. 2037–2045, 2010.

FARIAS, J. P.; AGUIAR, W. M. Soldagem do Aço ABNT 4140 sem Tratamento Térmico Posterior. **Revista Tecnologia - Universidade de Fortaleza**, v. 24, n. n. 1, p. 26–36, 2003.

FERREIRA, J. L. DE A.; OLIVEIRA, F. DE; ARAUJO, J. A. **Determinação da Resistência à Fadiga do Aço ASTM A743 CA6NM**: Programa Eletronorte De Pesquisa E Desenvolvimento Tecnológico - Ciclo 2004/2005. Brasília/DF, 2009.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. 1st. ed. New York: Springer-Verlag Wien, 1988.

FRAGA, F. F. **Trabalho Experimental de Transferência de Calor em Prototipagem Rápida por Soldagem a Arco e Suas Aplicações**. [s.l.] Universidade de Brasília, 2013.

GASTALDO, F. T. **Efeitos do Tratamento de Superfície a Laser na Microestrutura e na Resistência ao Desgaste do Aço Inoxidável Martensítico** **Efeitos do Tratamento de Superfície a Laser na Microestrutura e na Resistência ao Desgaste do Aço Inoxidável Martensítico**. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2010.

GODIN, S.; THIBAUT, D.; LÉVESQUE, J. B. An Experimental Comparison of Weld-Induced Residual Stresses Using Different Stainless Steel Filler Metals Commonly Used for Hydraulic Turbines Manufacturing and Repair. **Materials Science Forum**, v. 768–769, p. 628–635, 2013.

GONÇALVES, B. H. 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 A 743 CA-6NM**. [s.l.] Universidade Federal de Minas Gerais, 2007.

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**. [s.l.] Universidade Federal do Paraná, 2008.

GOUVEIA, R. R. DE et al. Efeito da Temperatura Interpasse na Microestrutura, Tenacidade ao Impacto e Propagação de Trinca por Fadiga de Uniões Soldadas por GTAW do Aço ASTM A743 CA6NM. **Soldagem e Inspecao**, v. 18, n. 2, p. 127–136, 2013.

GRACIOSO, J. F. F. **Efeito das Condições de Têmpera na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA6NM**. [s.l.] Universidade Federal de Santa Catarina, 2003.

- GUIMARÃES, B. C. **Influência da Temperatura de Preaquecimento no Processo de Soldagem GMAW em Múltiplos passes sobre a Microestrutura Do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM e o metal de solda AWS 5.22 EC410NiMo.** [s.l.] Universidade de Brasília, 2017.
- HENKE, S. L. **Desenvolvimento de Procedimento de Soldagem do Aço Inoxidável Martensítico Macio Tipo CA-6NM sem Tratamento Térmico Posterior.** [s.l.] Universidade Federal de Santa Catarina, 1998.
- HENKE, S. L. **Efeito Da Soldagem Plasma Pulsada Na Microestrutura E Resistência À Fadiga De Um Aço Inoxidável.** [s.l.] Universidade Federal do Paraná, 2010.
- HERNANDEZ, A. F. **Estudo da Influência da Criogenia na Resistência ao Desgaste Abrasivo do Aço ASTM 743 Tipo CA6NM.** [s.l.] Universidade de Brasília, 2009.
- HOLMBERG, B. **Stainless steels – their properties and their suitability for welding.** AvestaPolarit Welding. Avesta - Sweden: [s.n.].
- JEOL. **Scanning Electron Microscope (SEM) Model JSM-7100FA.** Disponível em: <https://www.jeol.co.jp/en/products/list_sem.html>. Acesso em: 17 nov. 2017.
- JORNAL DE ITAIPU ELETRÔNICO (JIE). **Descida da Roda da Turbina marca Início da Remontagem da Unidade Geradora 6 (U6).** Disponível em: <<http://jie.itaipu.gov.br/node/48537>>. Acesso em: 18 out. 2017.
- KOU, S. **Welding Metallurgy.** 2nd. ed. Hoboken/New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2003.
- KRUPPA, R. D. G. et al. A Influência do Aporte Térmico na Metalurgia de Soldagem de Revestimentos de Aço Inoxidável com Cobalto. **Revista de Engenharia e Tecnologia**, v. V. 3, n. 2, p. 1–9, 2011.
- LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weld Ability of Stainless Steels.** 1st. ed. Hoboken/New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2005.
- MACINTYRE, A. J. **Máquinas Motrizes Hidráulicas.** Única ed. Rio de Janeiro - RJ: Guanabara Dois, 1983.
- MAFTOUM, R. D. A. **Influência do Nitrogênio Adicionado por SHTPN na Resistência à Erosão por Cavitação do Aço Inoxidável Martensítico.** [s.l.] Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2012.
- MAROUÇO, E. DE S. et al. Estudo do Aporte Térmico nas Propriedades Mecânicas de Metais de Solda de Aço C-Mn obtidos pelo Processo Arco Submerso. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. v. 10, n. n. 2, p. 128–137, 2013.
- MARTINS, A. F. **Caracterização do Aço inoxidável ASTM A743 CA6NM e do seu Revestimento de WC-10Co-4Cr Aspergido Termicamente por HVOF.** [s.l.] Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, 2015.
- MIRAKHORLI, F. et al. Hybrid Laser-Arc Welding of Cast Martensitic Stainless Steel CA6NM: Post-Weld Tempered Microstructure and Mechanical Properties. **THE CONFERENCE OF METALLURGISTS**, p. 17, 2015.
- MIRAKHORLI, F. et al. Phase Structures and Morphologies of Tempered CA6NM Stainless Steel Welded by Hybrid Laser-arc Process. **Materials Characterization**, v. 123, n. October, p. 264–274, 2017.

MME. **Ministerio de Minas e Energia - Boletim mensal de Monitoramento do Sistema Elétrico Brasileiro - Janeiro/2017.** Disponível em: <<http://www.mme.gov.br/documents/10584/1139093/Boletim+de+Monitoramento+do+Sistema+Elétrico+-+Dezembro-2014.pdf/9f7261af-89ef-4f00-b917-24e244fbe69a>>. Acesso em: 26 jan. 2017.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem.** Minas Gerais: Universidade Federal de Minas Gerais, 2004.

MOREIRA, L. Medição de Temperatura Usando-se Termopar. **Cerâmica Industrial**, v. 7, n. 5, p. 51–53, 2002.

MOTHË, C. G.; AZEVEDO, A. D. D. **Análise Térmica de Materiais.** São Paulo, SP: Editora Artiber Ltda., 2009.

NASCIMENTO, A. G. **Avaliação Da Resistência à Fadiga de Aços CA6NM submetidos a Tratamento Criogênico e Nitretação Iônica.** [s.l.] Universidade de Brasília, 2011.

NIEDERAU, H. J. **State of development of soft martensitic stainless chromium nickel steels.** [s.l.] Climax Molybdenum Company: Kurt H. Miska, 1977.

NOVICKI, N. **Caracterização da Tenacidade à Fratura do Aço Inoxidável Martensítico Macio CA6NM Temperado e Revenido em Juntas Soldadas sem TTPS.** [s.l.] Universidade Federal do Paraná, 2002.

OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. **Engenharia de Soldagem e Aplicações.** 1a. ed. Rio de Janeiro - RJ: LTC - Livros Técnicos e Científicos S.A., 1982.

OLYMPUS. **LEXT OLS4100 Industrial Laser Confocal Microscopes - Olympus 3D Laser Measuring Solution.** Disponível em: <<http://www.olympus-ims.com/pt/metrology/ols4100/>>. Acesso em: 17 nov. 2017.

PEREIRA, A. S. **Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem em Aços Inoxidáveis Martensíticos com Metal de Adição Similar sem TTP.** [s.l.] Universidade Federal de Santa Catarina, 2000.

PRADO, E. M. DO. **Influência das Variáveis do Processo MIG/MAG Convencional e Pulsado nas Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas com Arame ER410NiMo.** [s.l.] Universidade Federal do Paraná, 2004.

PUCKASIEWICKZ, A. G. M. **Propagação de Trincas por Fadiga em Juntas Soldadas do Aço Inoxidável Martensítico Macio Tipo CA6NM.** [s.l.] Universidade Federal do Paraná, 2002.

PUKASIEWICZ, A. G. et al. **Fatigue Crack Propagation in Welded Joints of the Steel Ca6Nm Without Pos Welding Heat Treatment.** 17th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM 2003. **Anais...**São Paulo, SP: ABCM, 2003

QUITES, A. M. **Introdução à Soldagem a Arco Voltaico.** Florianópolis/SC: Editora Soldasoft, 2002.

RODRIGUE, P. R. **Cavitation Pitting Mitigation in Hydraulic Turbines.** Vol. 1: Electrical Power Research Institute - EPRI, 1986.

SANTA, J. F. et al. Cavitation Erosion of Martensitic and Austenitic Stainless Steel Welded Coatings. **Wear**, v. 271, n. 9–10, p. 1445–1453, 2011.

- SANTOS, M. T. **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**. [s.l.] Universidade de Brasília, 2013.
- SCURACCHIO, B. G. **Influência dos Elementos de Liga no Intervalo de Solidificação do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM**. [s.l.] Universidade de São Paulo, 2009.
- SFSA. STEEL FOUNDERS' SOCIETY OF AMERICA - High Alloy Data Sheets Corrosion Series. In: **Steel Castings Handbook**. Supplement ed. USA: SFSA, 2004. p. 8–92.
- SHEWMON, P. G. **Transformations in Metals**. USA: McGraw-Hill Book Company, 1969.
- SILVA, G. M. DA. Dispositivos utilizados para medir temperatura. In: **Termopares**. Setúbal/Portugal: Escola Superior de Tecnologia de Setúbal, 2005. p. 22.
- STEWART, J. P. . **Flame Straighening and Distortion Control**. Disponível em: <<http://johnstewartbooks.weebly.com/profile-page-john-p-stewart.html>>. Acesso em: 23 out. 2017.
- STRAUBE, H. **Developments for additional improvement of low carbon martensitic Cr-Ni stainless steel**. Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design. **Anais...**Cambridge/UK: 1998
- TERRES, C. J. F. **Avaliação de Revestimentos de Aços Inoxidáveis Depositados por Aspersão Térmica**. [s.l.] Universidade Federal do Paraná, 2006.
- THALBERG, N. et al. High Deposition Welding of Francis Turbine Runners for the Three Gorges Dam Project. **Svetsaren**, v. 57, n. 2, p. 3–8, 2002.
- THIBAUT, D.; BOCHER, P.; THOMAS, M. Residual Stress and Microstructure in Welds of 13%Cr-4%Ni Martensitic Stainless Steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 4, p. 2195–2202, 2009.
- TRUDEL, A.; BROCHU, M.; LÉVESQUE, M. Residual Stress Effects on the Propagation of Fatigue Cracks in the Weld of a CA6NM Stainless Steel. n. November, p. 1–10, 2013.
- 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**. [s.l.] Universidade Federal de Minas Gerais, 2004.
- VERA, M. **Catálogo Eletrônico: Tabela de Conversão de Durezas**. Disponível em: <<http://metalurgicavera.com.br/produtos/TABELA-DE-CONVERSAO-DE-DUREZAS.php>>. Acesso em: 29 dez. 2017.
- VIDEIRA, A. M. E. **Influência do Aporte Térmico da Soldagem GTAW no Balanço de Fases Ferrita/Austenita do Aço Inoxidável Duplex UNS S32205**. [s.l.] UNESP - FEIS, 2016.
- WINCK, L. B. **Influência da Nitretação a Plasma no Comportamento em Fadiga do Aço ASTM 743 Tipo CA6NM**. [s.l.] Universidade de Brasília, 2011.
- ZHONGQIU, Z. **An Investigation of Effects of Hydrogen on Ductility Damage of Heavy-Section Casting made of CA6NM**. Shenyang, China: Shenyang Research Institute of Foundry, 1986.

ANEXOS

ANEXO I: Reagentes para Ataque Químico na Metalografia

Tabela 29 - Reagentes indicados para ataque químico em metalografia de aços inox.

Reagente	Composição e técnica de aplicação	Indicações
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).
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 picrico 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 Benschotter [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 picrico	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 picrico 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 picrico. 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 metabis-sulfito 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.
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).

Fonte: (COLPAERT, 2008)

ANEXO II: Tabela de Conversão de Durezas

Tabela 30 - Tabela de Comparação de Durezas Rockwell A,B,C e D, Brinell, Vickers e Shore.

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

Fonte: (VERA, 2017)

APÊNDICE

APÊNDICE I: Linguagem ARLA (ASEA Robot Language da ABB) – Programa n° 60

Tabela 31 - Linguagem de programação responsável pela execução do processo de soldagem.

Linha	Comando
10	COMMENT DEPOS 410NIMO TOPO
20	V = 100 MM/S MAX = 250 MM/S
30	TCP 1
40	ROBOT COORD
50	FRAME 0
60	COMMENT AJUSTA ESPESSURA CAMADA
70	COMMENT ESPESSURA EM DECIMOS MM
80	LET R 10 = 0
90	LET R 11 = 0
100	LET R 12 = 15
110	POS V=50.0% REFPOINT OFF X=1259.00 Y=-0.50 Z=1426.25 Q1=1.0000 Q2=0.0002 Q3=0.0001 Q4=0.0000 HANDPOS=1
120	POS V=100.0% PATH X=1129.88 Y=55.75 Z=1138.25 Q1=1.0000 Q2=0.0035 Q3=0.0001 Q4=0.0032 HANDPOS=65
130	RECT COORD
140	POS V=40.0% PATH X=1296.63 Y=73.50 Z=725.50 Q1=0.9333 Q2=0.0037 Q3=0.0364 Q4=0.3573 HANDPOS=28
150	POS V=30.0% STORE POSITION 1
160	COMMENT INICIA CORDAO
170	COMMENT SEL PAR INTERN FONTE
180	LET R 1 = 3
190	TRANSFER R 1 TO PORT NO 1
200	COMMENT RESETA FONTE
210	PULSE OUTP 6
220	COMMENT AGUARDA AJUSTE PARAM
230	WAIT UNTIL INP 5 = 1
240	COMMENT INICIA PROCESSO
250	SET OUTP 5 DELAY 0.00 S
260	WAIT 0.50 S
270	POS V=10.0% FINEC X=1451.38 Y=76.50 Z=727.25 Q1=0.9333 Q2=0.0037 Q3=0.0364 Q4=0.3573 HANDPOS=28
280	POS V=10.0% STORE POSITION 2
290	WAIT 0.50 S
300	RESET OUTP 5
310	WAIT 2.00 S
320	COMMENT INCREMENTA CONT CAMADAS
330	LET R 3 = 1
335	WAIT UNTIL INP 5 = 1
340	CALL PROG 61 REP 15
350	COMMENT PARADA P MEDIR ALT TOTAL
360	WAIT UNTIL INP 5 = 1
370	CALL PROG 50
380	STOP
390	POS V=10.0% PATH X=948.63 Y=-1.25 Z=1582.00 Q1=1.0000 Q2=0.0026 Q3=0.0024 Q4=-0.0005 HANDPOS=1
400	POS V=10.0% PATH X=948.63 Y=-1.50 Z=1581.63 Q1=1.0000 Q2=0.0029 Q3=0.0027 Q4=-0.0009 HANDPOS=1

Fonte: Elaborado pelo autor.

APÊNDICE II: Linguagem ARLA (ASEA Robot Language da ABB) – Programa n° 61

Tabela 32 - Linguagem de programação responsável pela execução do incremento após cada passe.

Linha	Comando
10	COMMENT SUBROTINA PROG 60
20	POS V=10.0% FINEC POSITION 2 OFFSET SC=0.1 X=(R 10) Y=(R 11) Z=(R 12)
30	POS V=10.0% STORE POSITION 2
40	COMMENT INICIO CORDAO RETORNO
45	WAIT 5.00 S
50	WAIT UNTIL INP 5 = 1
60	SET OUTP 5 DELAY 0.00 S
70	WAIT 0.50 S
80	POS V=10.0% FINEC POSITION 1 OFFSET SC=0.1 X=(R 10) Y=(R 11) Z=(R 12)
90	POS V=10.0% STORE POSITION 1
100	RESET OUTP 5 DELAY 0.50 S
110	WAIT 2.00 S
120	COMMENT FIM CORDAO RETORNO
130	COMMENT INCREMENTA CONT CAMADAS
140	LET R 3 = R 3 + 1
145	WAIT UNTIL INP 5 = 1
150	POS V=10.0% FINEC POSITION 1 OFFSET SC=0.1 X=(R 10) Y=(R 11) Z=(R 12)
160	POS V=10.0% STORE POSITION 1
170	COMMENT INICIO CORDAO IDA
175	WAIT 5.00 S
180	WAIT UNTIL INP 5 = 1
190	SET OUTP 5 DELAY 0.00 S
200	WAIT 0.50 S
210	POS V=10.0% FINEC POSITION 2 OFFSET SC=0.1 X=(R 10) Y=(R 11) Z=(R 12)
220	POS V=10.0% STORE POSITION 2
230	WAIT 0.50 S
240	RESET OUTP 5 DELAY 0.00 S
250	COMMENT FIM DO CORDAO
260	WAIT 2.00 S
270	COMMENT INCREMENTA CONT CAMADAS
280	LET R 3 = R 3 + 1
285	WAIT UNTIL INP 5 = 1
290	RETURN

Fonte: Elaborado pelo autor.

APÊNDICE II: Procedimentos para Utilização dos Equipamentos de Soldagem

Tabela 33 - Procedimento operacional do processo de soldagem robotizada.

Etapa	Descrição da Etapa
1	Ao utilizar o programa nº 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;
2	Conferir se o cabo terra do circuito de soldagem está fixado de maneira correta, para uma passagem de corrente eficiente;
3	Com a fonte desligada, ativar o modo automático do robô e testar o programa dando atenção aos parâmetros estabelecidos de posicionamento;
4	Lixar e limpar com álcool a superfície que receberá solda para não interferir e comprometer a qualidade de soldagem;
5	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;
6	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;
7	Voltar o robô para a posição inicial e ligar a fonte;
8	Definir no painel da fonte o tipo de processo a ser utilizado e ajustar os parâmetros desejados de soldagem;
9	Testar a vazão de gás e a alimentação de arame. Caso um desses dois não estiver funcionando corretamente, o processo será interrompido;
10	Em todos os momentos, não encostar no bocal de solda, para não o retirar da posição previamente parametrizada;
11	Por medida de segurança, retirar todos os equipamentos e materiais inflamáveis da região de soldagem, pois haverá geração de faíscas podendo provocar um incêndio;
12	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;
13	Conferir se todos os equipamentos de soldagem e monitoramento estão ligados;
14	Utilizar todos os equipamentos de proteção individual, como máscara de solda, protetor auricular, luvas de couro, avental de couro, etc.

Fonte: Elaborado pelo autor.

APÊNDICE IV: Procedimentos para Utilização dos Equipamentos de Termografia

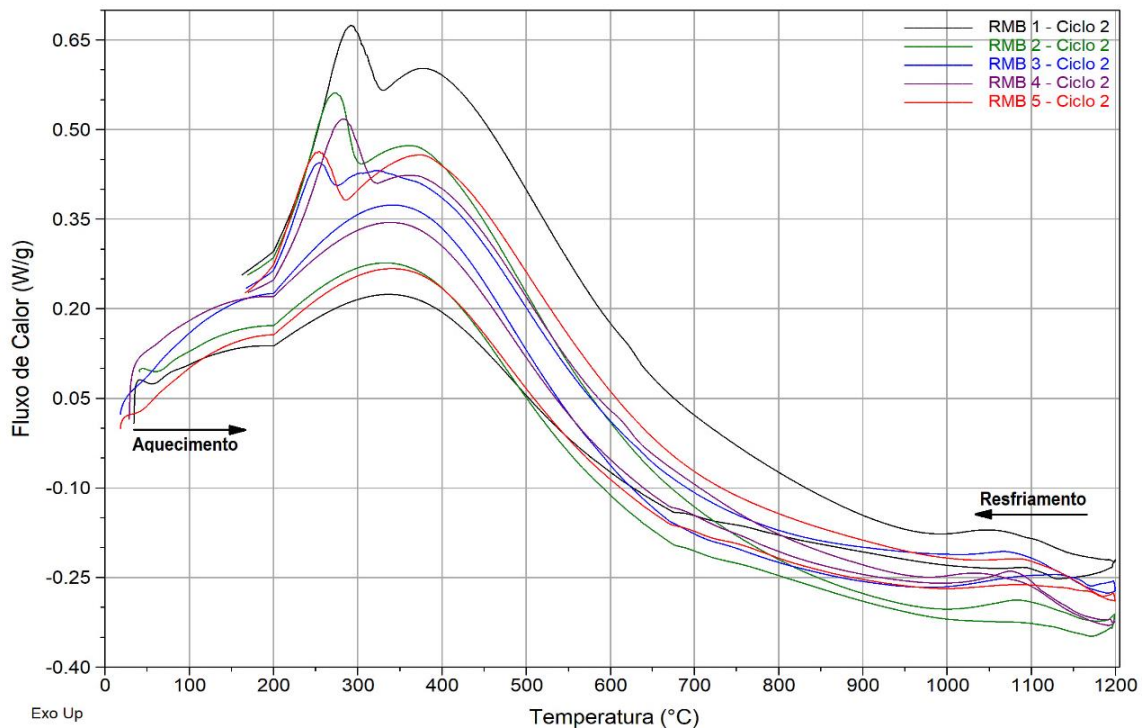
Tabela 34 - Procedimento operacional para uso da câmera termográfica FLIR A40M.

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 VGA 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 diferença de potencial 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 diferença de potencial 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 diferença de potencial 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 VGA 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.

Fonte: Elaborado pelo autor.

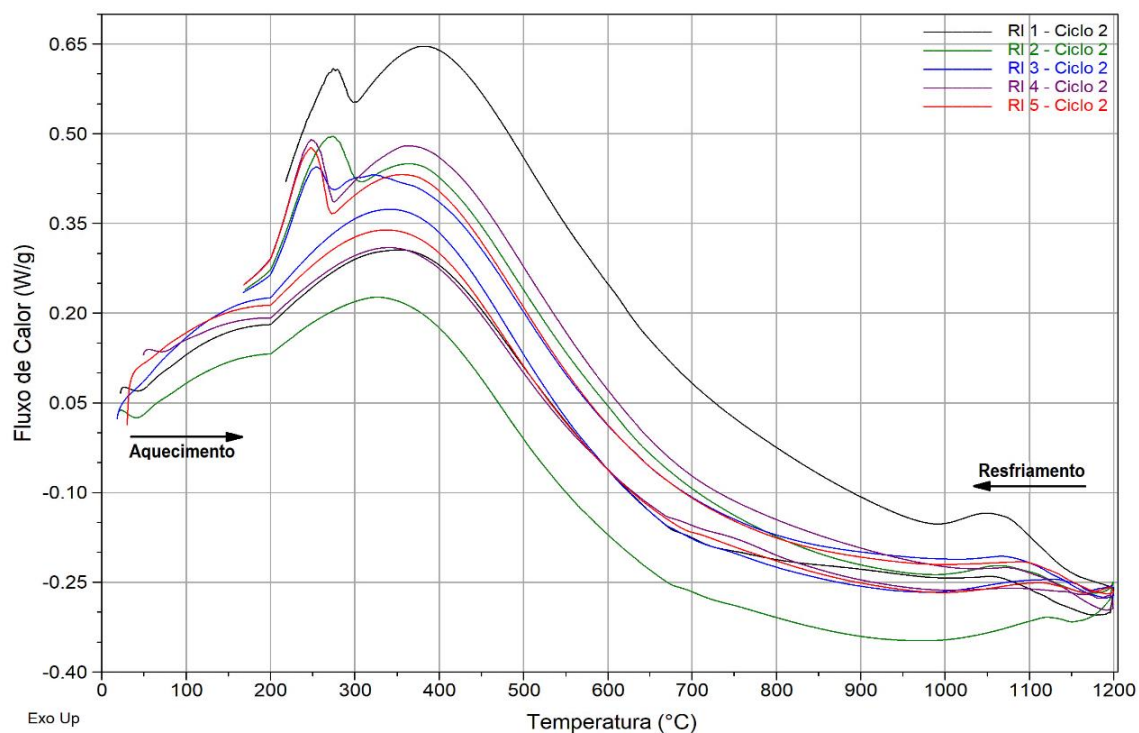
APÊNDICE V: Curvas Calorimétricas das cinco Amostras em Atmosfera Inerte (N₂)

Figura 71 - Curvas de DSC da região mediana do metal de base (RMB) das cinco amostras, 2º ciclo.



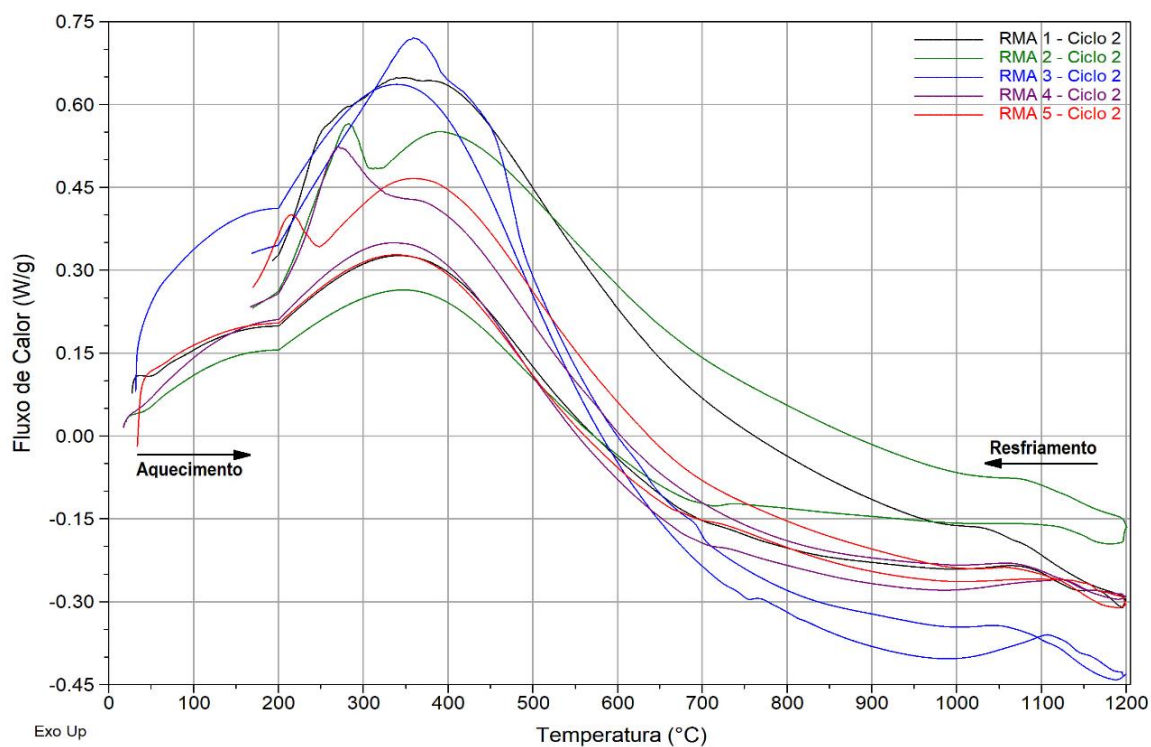
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 72 - Curvas de DSC da região de interface das cinco amostras, 2º ciclo.



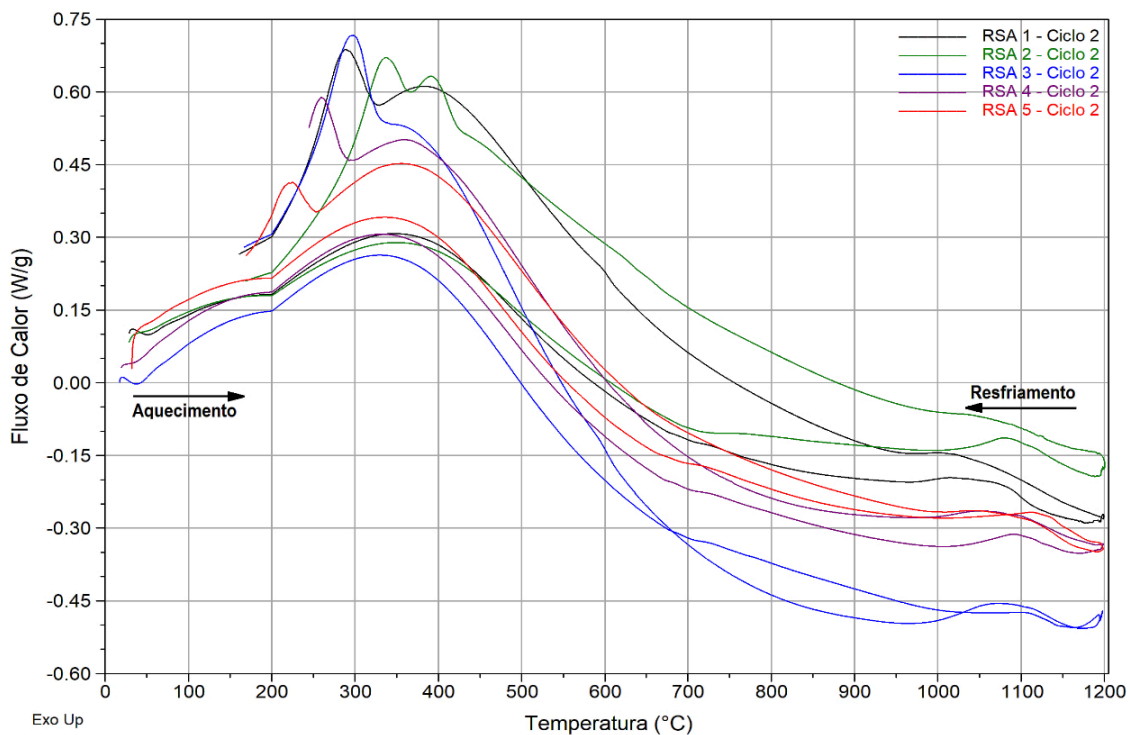
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 73 - Curvas de DSC da região mediana do metal de adição das cinco amostras, 2º ciclo.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 74 - Curvas de DSC da região superior do metal de adição das cinco amostras, 2º ciclo.



Fonte: Elaborado pelo autor.