

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA
ENGENHARIA**

**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**

BRUNA CLARISSA GUIMARÃES

ORIENTADORA: Dra. Palloma Vieira Muterlle

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DOS MATERIAS DA
ENGENHARIA**

**PUBLICAÇÃO: AGOSTO/2017
BRASÍLIA/DF - AGOSTO – 2017**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DO GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA
ENGENHARIA**

**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**

BRUNA CLARISSA GUIMARÃES

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO SUBMETIDA AO PROGRAMA DE PÓS-
GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA DA
FACULDADE GAMA E FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE
BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A
OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA
ENGENHARIA**

ORIENTADORA: Dra. Palloma Vieira Mutterle

BRASÍLIA

2017

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DO GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA
ENGENHARIA

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

BRUNA CLARISSA GUIMARÃES

DISSERTAÇÃO DE Mestrado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia da Faculdade do Gama e Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Integridade de Materiais da Engenharia

APROVADO POR:

PROF.: Dra. Palloma Vieira Muterlle
ORIENTADORA

PROF.: Dr. Daniel Monteiro Rosa
EXAMINADOR INTERNO

PROF.: Dr. Guilherme Caribé de Carvalho
EXAMINADOR EXTERNO

FICHA CATALOGRÁFICA

GUIMARÃES , BRUNA CLARISSA

Influência da Temperatura de Preaquecimento do Processo de Soldagem GMAW em Múltiplos Passes Sobre a Microestrutura do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM e o Metal De Solda AWS 5.22 EC410NiMo [Distrito Federal] 2017.

Publicação FGA/DM 051A/2017. 94 p. 210 x 297 mm (FGA/FT/UnB, Mestre, Integridade de Materiais da Engenharia, 2017).

Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília. Faculdade UnB Gama. Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia.

1. CA6NM

2. SOLDAGEM

3. PREAQUECIMENTO

4. MICROESTRUTURA

I. FGA/FT/UnB

II. Mestre

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

GUIMARÃES, B. C. (2017). Influência da Temperatura de Preaquecimento do Processo de Soldagem GMAW em Múltiplos Passes Sobre a Microestrutura do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM e o Metal De Solda AWS 5.22 EC410NiMo. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia, Publicação FGA/DM 051A/2017, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 94 p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Bruna Clarissa Guimarães

TÍTULO: Influência da Temperatura de Preaquecimento do Processo de Soldagem GMAW em Múltiplos Passes Sobre a Microestrutura do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM e o Metal De Solda AWS 5.22 EC410NiMo.

GRAU: Mestre ANO: 2017

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

BRUNA CLARISSA GUIMARÃES
SQS 214 BL. D APT.604 – ASA SUL
CEP 70.293-040. Brasília, DF – Brasil.
brunaclarissa@gmail.com

DEDICATÓRIA

Ao meu irmão Guilherme Neto; ao meu esposo Rafael; e, em especial, aos meus pais, Luciane e Guilherme.

AGRADECIMENTOS

À Professora Dra. Palloma Vieira Muterlle pela orientação e apoio durante o desenvolvimento deste trabalho.

Aos meus pais, Luciane e Guilherme, por toda sua dedicação e amor.

Ao meu esposo, Rafael, pela compreensão e desvelo em todas as horas.

Ao meu irmão, Guilherme, pelo carinho e incentivo.

Ao amigo Matheus pela valorosa orientação, colaboração e apoio em todos os aspectos.

Aos amigos Mariana, Daniel e Michaela, pelo apoio e amizade durante o curso.

À Professora Dra. Sandra Luz pela colaboração e orientação no Laboratório de Análise Térmica.

Ao Professor Guilherme Caribé pela colaboração para execução do processo da soldagem no GRACO/UnB.

Aos meus amigos do LabMat, pela colaboração em diversos momentos, trocas de ideias constantes e ajudas no sufoco.

Aos colegas de mestrado e companheiros de jornada, pela constante troca de experiência e conhecimento.

Aos professores da pós-graduação em Integridade de Materiais de Engenharia pelos valorosos ensinamentos.

A todos amigos e familiares que não foram citados, mas que sempre estiveram ao meu lado.

À Deus, meu guia.

RESUMO

O aço inoxidável ASTM A743 CA6NM é aplicado na fabricação de turbinas hidroelétricas, devido sua resistência à cavitação e soldabilidade. Os danos mais comuns presentes nas turbinas, que surgem durante seu funcionamento, são os poros e a presença das trincas. Estes são reparados pela deposição de um metal de composição química similar ao metal da região danificada por meio do procedimento de soldagem. Durante a soldagem, o controle das temperaturas de interpasse e preaquecimento é imprescindível para evitar a fragilização da microestrutura resultante dos aços inoxidáveis martensíticos macios. Por isto, este estudo tem por objetivo analisar a influência da temperatura de preaquecimento, em três temperaturas diferentes de 100°C, 150°C e 200°C, no ASTM A743 CA6NM soldado pelo processo multipasse GMAW, utilizando o eletrodo consumível AWS 5.22 EC410NiMo. Após a soldagem, para alcançar o objetivo principal, as amostras foram analisadas por meio de micrografias, ensaios de dureza e microdureza e análise térmica, utilizando a Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC). Da análise da microestrutura através de microscopia, pode-se verificar a presença de ferrita delta e uma variação da microestrutura martensítica, para as três condições estudadas, devido a influência do ciclo térmico proveniente dos passes de solda, que atuam como um revenimento. Porém, a amostra preaquecida na condição de 200°C apresentou porosidade na interface entre o metal de base e o metal de adição. A região de interface entre o metal de solda e o metal de adição da amostra preaquecida em 150°C apresentou valores menores de dureza quando comparada às condições de preaquecimento de 100°C e 200°C. As temperaturas M_s e M_f foram identificadas nas curvas DSC, com média de 337°C e 200°C, respectivamente. A faixa de transformação martensítica dos materiais analisados se encontra acima das temperaturas de preaquecimento e de interpasse, o que garante transformação total da martensita após o resfriamento da solda. Neste estudo, a amostra na condição de preaquecimento em 150°C apresentou propriedades satisfatórias, quando comparada às propriedades das amostras preaquecidas nas temperaturas de 100°C e 200°C.

Palavras-chaves: CA6NM, preaquecimento, soldagem, microestrutura

ABSTRACT

ASTM A743 CA6NM stainless steel is applied for manufacturing hydroelectric turbines, due to its resistance to cavitation and satisfactory weldability. Most frequent damages presented by turbines, which arise during their operation, are those due to cavitation erosion and presence of cracks. These are repaired through welding procedure by metal deposition of similar chemical composition to the base metal. Controlling interpass and preheating temperatures during welding process of martensitic stainless steels is essential to avoid embrittlement of the resulting microstructure. This study aims to analyze the influence of the preheating temperature for three different temperatures, 100 ° C, 150 ° C and 200 ° C on the ASTM A743 CA6NM welded by GMAW multipass process using AWS 5.22 EC410NiMo consumable electrode. After welding, the samples were analyzed through micrographs, hardness and microhardness tests and thermal analysis, via Differential Exploration Calorimetry (DSC). From the analysis of the microstructure through microscopy, delta ferrite's presence was detected and a variation of the martensitic microstructure could be verified for the three conditions studied, due to the influence of the thermal cycle from the welding passes, which act as a tempering. However, the preheated sample in the 200° C condition displayed porosity at the interface between base metal and addition metal. Interface region (between weld metal and addition metal) preheated at 150° C sample presented lower hardness values when compared to the preheating conditions of 100° C and 150° C. Ms and Mf temperatures could be identified, through DSC curves, with a mean of 337° C and 200° C, respectively. The martensite transformation range of the analyzed materials is above the preheating and interpass temperatures, which guarantees total transformation of martensite after solder cooling. 150°C preheated sample presented more satisfactory proprieties, when compared to the other preheating temperatures samples analyzed in this study.

Keywords: CA6NM, preheat, welding, microstructure

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Cavitação em pás de turbina (MACINTYRE, 1983)	23
Figura 2 - Trinca identificada no anel de desgaste da unidade número 6 de Itaipu (JORNAL ELETRÔNICO DE ITAIPU, 2011)	23
Figura 3 - Concentração de níquel em 0%,1%, 4% e 6% para liga com 0,05% de carbono em um aço inoxidável martensítico (FOLKHARD, 1988)	27
Figura 4 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr para diferentes percentuais de carbono: (a) 0,05%, (b) 0,1%, (c) 0,2% e (d) 0,4%. As siglas k_c , k_1 e k_2 correspondem aos carbonetos $(Cr,Fe)_3C$, $(Cr,Fe)_{23}C_6$ e $(Cr,Fe)_7C_3$, respectivamente. (SMITH, 1993).....	28
Figura 5 - Diagrama de Equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr-C. (FOLKHARD, 1988).....	29
Figura 6 - Representação esquemática da morfologia da martensita. (ALMEIDA, 2015).....	30
Figura 7 - Traços de Ferrita Delta na matriz martensítica do metal de solda com composição química similar ao CA6NM.(MOKHTABAD AMREI et al., 2015)	35
Figura 8 - Diagrama TRC de um aço CA6NM, mostrando alta temperabilidade. (CRAWFORD, 1974).....	35
Figura 9 - Diagrama de fase CA6NM indicando as diferentes ZTA presentes após processo de soldagem. (THIBAUT et al., 2009; ALMEIDA, 2015)	37
Figura 10 - Diagrama de Schaeffler adaptado. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).....	38
Figura 11 - Componentes da soldagem GMAW. (FORTES; ARAUJO, 2005).....	39
Figura 12 - Comportamento das transformações de fase durante resfriamento da soldagem e subsequente tratamento térmico pós-soldagem. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).....	42
Figura 13 - Esquema do ciclo térmico de soldagem recomendado para soldagem do aço inoxidável martensítico macio com arame tubular de fluxo metálico. (BAAS, 1996).....	45
Figura 14 - Micrografias do metal de solda AWS 5.22 EC 410 NiMo nas seguintes condições: (a) "como soldado"; e (b) termicamente tratado.(VAZ, 2004)...	45

Figura 15 - Diagrama esquemático de uma curva DSC para uma Liga com Memória de Forma mostrando as temperaturas de transformação de fase e o calor latente. (LAGOUDAS, 2008)	47
Figura 16 - Esquema da Metodologia utilizada neste trabalho.	49
Figura 17 - Placas do CA6NM (SANTOS, 2013).....	50
Figura 18 – Ilustração do procedimento de deposição do metal de solda na placa do CA6NM na posição vertical.(FRAGA et al., 2013).....	51
Figura 19 - Bancada de trabalho com braço robótico durante a soldagem.....	52
Figura 20 - Monitoramento termográfico do processo de soldagem GMAW.....	54
Figura 21 - Braço mecânico robotizado ABB IRB 2000.	55
Figura 22 – (A) Placa com os cordões de solda; (B) Secção transversal após corte; (C) Amostra embutida.....	57
Figura 23 - Secção escolhida para corte na placa soldada.	58
Figura 24 - Esquema de cada região analisada da amostra na análise microestrutural.....	59
Figura 25 - Esquema de posições para análise de Microdureza Vickers.	61
Figura 26 – Representação das regiões de onde foram extraídos os corpos de prova para realização do DSC e nomenclatura dos corpos de prova.	62
Figura 27 - Corpos de prova para realização da análise térmica por DSC e porta amostra.	63
Figura 28 - Amostras do material de base CA6NM soldado com material de adição AWS 5.22 EC410NiMo nas condições de temperatura de preaquecimento em (A) 100°C, (B) 150°C e (C) 200°C.....	64
Figura 29 - Micrografias do Metal de Base na região inferior, na mediana e na superior para diferentes temperaturas de preaquecimento 100°C (TPA 100), 150°C (TPA 150) e 200°C (TPA 200).	65
Figura 30 - Micrografias das ripas martensíticas do Metal de Base, na região inferior (1), para as diferentes temperaturas de preaquecimento: (a) TPA=100°C; (b) TPA=150°C; e (c) TPA=200°C. MEV aumento de 1.500x.....	66
Figura 31 - Micrografia da Interface para as diferentes temperaturas de preaquecimento: (a) TPA=100°C; (b) TPA=150°C; e (c) TPA=200°C.	67
Figura 32 - Linha de fusão na Interface para as diferentes temperaturas de preaquecimento: (a) TPA=100°C; (b) TPA=150°C; e (c) TPA=200°C.	67

Figura 33 - Presença de ferrita delta, na região da Interface, para as diferentes temperaturas de preaquecimento: (a) TPA=100°C; (b) TPA=150°C; e (c) TPA=200°C.....	68
Figura 34 - Imagem do MEV da presença de ferrita delta na região do primeiro passe de solda na amostra preaquecida a 100°C.	68
Figura 35 - Micrografias do Metal de Adição, na região do primeiro cordão de solda (inferior), na região do meio da deposição do metal de solda e no último cordão de solda, para as diferentes temperaturas de preaquecimento em 100°C (TPA 100); 150°C (TPA 150); e 200°C (TPA 200).....	69
Figura 36 - Dureza Vickers (HV10) ao longo das amostras preaquecidas em 100°C, 150°C e 200°C.	71
Figura 37 - Perfil de Microdureza Vickers (HV 0,3) para as amostras pré-aquecidas nas temperaturas de 100,150 e 200°C.....	73
Figura 38 - Curvas DSC para as amostras considerando (A) o último passe da solda e (B) a região do meio da solda, com taxa de aquecimento de 10°C/min e taxa de resfriamento de 15°C/min – Ciclo 1.....	75
Figura 39 – Curvas DSC para as amostras considerando (A) o último passe da solda e (B) a região do meio da solda, com taxa de aquecimento de 10°C/min e taxa de resfriamento de 15°C/min – Ciclo 2.....	76
Figura 40 - Curvas DSC para as amostras considerando (A) a interface do metal de solda e ZTA e (B) metal de base, com taxa de aquecimento de 10°C/min e taxa de resfriamento de 15°C/min – Ciclo 1.....	77
Figura 41 - Curvas DSC para as amostras considerando a (A) interface do metal de solda e ZTA e (B) metal de base, com taxa de aquecimento de 10°C/min e taxa de resfriamento de 15°C/min – Ciclo 2.....	78
Figura 42 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 100 (A) Último Passe e (B) Meio da Solda.	81
Figura 43 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 100 (A) Interface e (B) Metal de Base.	82
Figura 44 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 150 (A) Último Passe; (B) Meio da Solda.....	83
Figura 45 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 150 (A) Interface; (B) Meio da Metal de Base.....	84

Figura 46 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 200 (A) Último Passe;	
(B) Meio da Solda	85
Figura 47 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 200 (A) Último Passe;	
(B) Meio da Solda	86

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição do ASTM A473 CA6MN.....	32
Tabela 2 - Propriedades Mecânicas do ASTM A743 CA6NM	32
Tabela 3 - Propriedades do Arame Tubular do Modelo Tubrod 410 NiMo MC da ESAB	44
Tabela 4 - Composição química da amostra de CA6NM fornecida pela Eletronorte.(FERREIRA, J. F.; OLIVEIRA, F.; ARAÚJO, 2013).....	50
Tabela 5 - Composição química do arame tubular OK Tubrod 410 NiMo MC fornecida pelo catalogo do fornecedor (ESAB, 2013).....	50
Tabela 6 - Temperaturas de Preaquecimento interpasse estabelecidas para cada processo de soldagem	53
Tabela 7 - Parâmetros para monitoramento térmico.....	54
Tabela 8 - Parâmetros da Soldagem GMAW curto-circuito do material de base CA6NM com deposição de AWS 5.22 EC 410NiMo	56
Tabela 9 - Reativo Kalling n°1 para análise metalográfica	58
Tabela 10 - Valores de dureza Vickers (HV10)	71
Tabela 11 – Valores de Microdureza Vickers (HV 0,3) para as amostras preaquecidas nas temperaturas de 100,150 e 200°C.	72
Tabela 12 – Temperaturas Ms e Mf e Energia de entalpia do pico martensítico para as amostras analisadas	79

SUMÁRIO

Resumo	7
Abstract	8
1 INTRODUÇÃO.....	18
1.1 OBJETIVOS DO TRABALHO	20
1.2 ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO.....	21
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	22
2.1 TURBINAS HIDRÁULICAS E DANOS OBSERVADOS	22
2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS	24
2.3 AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO	26
2.3.1 Histórico dos Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios	26
2.3.2 Composição dos Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios.....	26
2.3.3 Metalurgia dos Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios.....	29
2.4 O AÇO MARTENSÍTICO ASTM A743 CA6NM.....	31
2.4.1 Propriedades do ASTM A743 CA6NM	32
2.4.2 Metalurgia da soldagem dos aços de CA6NM	33
2.5 PROCESSO DE SOLDAGEM	38
2.5.1 Processo de Soldagem GMAW.....	39
2.5.2 Temperatura de Preaquecimento.....	41
2.5.3 Arame Tubular AWS 5.22 EC410NiMo	44
2.5.4 Influência do hidrogênio na solda.....	45
2.6 ANÁLISE TÉRMICA	46
2.6.1 Calorimetria Diferencial Exploratória	46
3 MATERIAIS E MÉTODOS	49
3.1 DESCRIÇÃO DOS MATERIAIS	49
3.1.1 Material de Base	49
3.1.2 Material de Adição	50
3.2 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM	50
3.2.1 Preaquecimento e interpasse.....	51
3.2.2 Processo de Soldagem	55
3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	57
3.3.1 Preparação da amostra para micrografia	57
3.3.2 Microscopia Confocal e Microscopia Eletrônica de Varredura.....	59
3.4 ENSAIOS MECÂNICOS.....	60
3.5 ANÁLISE TÉRMICA	61
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	64

4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	64
4.2 ANÁLISE DA DUREZA E DA MICRODUREZA VICKERS.....	71
4.3 ANÁLISE TÉRMICA	74
4.3.1 Calorimetria Exploratória Diferencial	74
5 CONCLUSÃO	87
Trabalhos futuros.....	89
Referências	90

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

δ	fase delta (ferrita)
γ	fase gama (austenita)
α'	fase alfa linha (ferrita com alto teor de cromo)
ΔH	Variação da energia de entalpia
A	Ampére
Ac1	Temperatura inicial da transformação martensita para austenita
Ac3	Temperatura final da transformação martensita para austenita
ACI	<i>Alloy Casting Institute</i>
Al	elemento químico alumínio
Ar	elemento químico argônio
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
ASM	<i>International the Materials Information Society</i>
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i>
C	elemento químico carbono
CCC	cúbica de corpo centrado
CFC	cúbica de face centrada
Cr	elemento químico cromo
C_{req}	cromo equivalente
DRX	difração de raios X
dDSC	primeira derivada da curva DSC
DSC	Calorimetria Diferencial Exploratória
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
Fe	elemento químico ferro
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
HV	dureza Vickers
I	corrente elétrica (A)
LabMat	laboratório de materiais
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MB	Metal de Base
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
Mf	temperatura final de transformação da Martensita
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>

Mn	elemento químico manganês
Mo	elemento químico molibdênio
Ms	temperatura inicial de transformação da Martensita
MS	metal de solda
N	elemento químico nitrogênio
Nb	elemento químico nióbio
Ni	elemento químico níquel
Ni _{eq}	níquel equivalente
P	elemento químico potássio
S	elemento químico enxofre
Si	elemento químico silício
TI	temperatura de interpasse da solda
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TPA	Temperatura de Preaquecimento
TRC	Diagrama de transformação por resfriamento contínuo
UnB	Universidade de Brasília
ZTA	zona termicamente afetada
ZF	zona da linha de fusão

1 INTRODUÇÃO

O Brasil é um grande gerador de energia por fontes limpas e renováveis, sendo o terceiro maior produtor de energia hidrelétrica no mundo, devido às características físicas, geográficas e a grande disponibilidade de recursos hídricos. As fontes hídricas se destacam por representarem 69,5% (em 2016) da matriz de oferta interna de geração de energia elétrica do país. A usina hidrelétrica de Tucuruí (no estado do Pará) tem capacidade de produção de 8,57 GW e a usina hidrelétrica de Itaipú (no estado do Paraná, considerando a parte brasileira) pode produzir 7 GW. E o potencial hidrelétrico total do país é da ordem de 260 GW. (DEPARTAMENTO DE INFORMAÇÕES E ESTUDOS ENERGÉTICO, 2016)

Apesar da tecnologia para gerar eletricidade por energia hidráulica ser bastante avançada, a pesquisa e o desenvolvimento desta área continua sendo aprimorada para gerar melhorias na confiabilidade e segurança dos componentes que contemplam uma usina hidrelétrica. Destarte, priorizar o desenvolvimento de tecnologias para design, fabricação e reparos de turbinas, que são o elemento central do sistema hidrelétrico, é indispensável para atender novas exigências sobre melhores propriedades e, conseqüentemente, o aumento da vida útil destas. As turbinas são projetadas para operar por décadas em ambientes hidroabrasivos (erosão, corrosão, cavitação) com poucas paradas de manutenção e revisões periódicas. (SARAFAN et al., 2015)

Para a fabricação de algumas peças das turbinas hidrelétricas, como rotores e pás reguladoras, é utilizado o aço inoxidável martensítico macio ASTM A743 da classe CA6NM. Este material, após revenimento, apresenta ótimas combinações de propriedade mecânica, como resistência à deformação e à erosão por cavitação, e também, possui tenacidade elevada, inclusive a baixas temperaturas, quando comparado aos aços martensíticos convencionais. (HENKE, 1998; ALMEIDA, 2015)

Dentre os possíveis problemas que as turbinas podem enfrentar, os dois principais são os danos cavitacionais, que ocorrem devido à diferença de pressão da água existente ao longo das pás, proveniente da variação do fluxo de água sobre as mesmas e o aparecimento de trincas nas regiões de alta concentração de tensão, nos quais resultam em paradas não programadas das unidades geradoras, que por consequência, afetam a produção de geração de energia e aumentam custos de manutenção. (GOUVEIA, 2008; PUKASIEWICZ, 2008)

A recuperação das turbinas é dada através da deposição de um material de composição química similar ao metal de base, para que se obtenham as mesmas propriedades mecânicas, adequadas ao tipo de solicitação imposta às turbinas. (FOLKHARD, 1988)

É necessário um controle de temperatura durante a soldagem para garantir a ínfima tensão residual, pois os aços inoxidáveis martensíticos tendem a formar uma microestrutura frágil e dura na zona termicamente afetada pelo calor da soldagem e no metal de adição, o que pode resultar na aceleração do processo de danos nas turbinas e reduzir sua vida útil. (PRADO, 2004)

Com isto, a Universidade de Brasília possui uma linha de pesquisa que conduz estudos na variação da microestrutura do aço inoxidável martensítico ASTM A743 CA6NM decorrente de soldagem GMAW em múltiplos passes. O trabalho de Santos (2013) determinou a emissividade e realizou a análise da microestrutura do CA6NM e do metal de adição AWS 5.22 EC410NiMo, no qual determinou uma metodologia de soldagem GMAW utilizando os parâmetros de temperatura de preaquecimento em 70°C e temperatura de interpasse de 150°C, em que constatada uma dureza elevada na região da linha de fusão entre o metal de base e o primeiro cordão de solda, que foi atribuído.

O parâmetro de preaquecimento é grande importância no procedimento da soldagem, pois reduz a taxa de resfriamento e como consequência, reduz a formação de microestrutura de alta dureza na região da soldagem. (FORTES; ARAUJO, 2005)

Segundo Gouveia (2008), a redução da velocidade de resfriamento possibilita a formação de uma microestrutura mais macia na ZTA (Zona Termicamente Afetada) do material e reduz a umidade superficial da peça, que pode ser uma fonte de hidrogênio e pode propiciar trinca.

Os estudos de (PEREZ, 2007; HU et al., 2011; KUMAR et al., 2012; AGLAN et al., 2013) analisaram a influência da temperatura de preaquecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas de outras categorias de aços.

E o procedimento de soldagem no CA6NM é um assunto de grande interesse, conforme pode-se conferir pelos estudos apresentados por (PEREIRA, 2000; GOUVEIA, 2008; SANTA et al., 2011; TRUDEL et al., 2014; MOKHTABAD AMREI et al., 2015; MIRAKHORLI et al., 2017) que avaliam influência da temperatura de interpasse, de número de passe, de tratamento térmico pós-soldagem, do tipo de método de soldagem e outras abordagens.

Por isto, nota-se a necessidade de avaliar a influência do preaquecimento no processo de soldagem GMAW em múltiplos passes sobre a microestrutura do CA6NM e do metal de adição AWS 5.22 EC 410NiMo, no qual, a temperatura aplicada varia em 100°C, 150°C e 200°C.

No escopo deste trabalho, há o intuito de aproveitar o calor gerado nos ciclos térmicos e temperatura de preaquecimento para revenimento da região soldada, sem a necessidade da realização de tratamento térmico pós-soldagem devido a dificuldade e o custo da realização turbinas de grandes magnitudes.

1.1 OBJETIVOS DO TRABALHO

1.1.1 Objetivo Geral

O objetivo desta dissertação de mestrado é analisar a influência da temperatura de preaquecimento (100, 150 e 200°C) na microestrutura final do aço inoxidável martensítico CA6NM soldado pelo processo de múltiplos passes usando o método GMAW (*Gas Metal Arc Welding*).

1.1.2 Objetivos Específicos

No intuito de atingir o objetivo geral deste trabalho, foram estabelecidos os seguintes objetivos específicos:

- Trabalhar com diferentes temperaturas de preaquecimento e os parâmetros pré-estabelecidos por Santos (2013) para execução da soldagem GMAW em múltiplos passes;
- Identificar a microestrutura do material;
- Traçar perfil de dureza e microdureza do material, buscando fragilidades ao longo de sua estrutura;
- Analisar mudanças de fases e faixas de temperaturas por Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC).

1.2 ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO

Este trabalho é dividido em seis capítulos de forma a possibilitar uma melhor compreensão dos itens necessários para o desenvolvimento da dissertação, sendo o primeiro capítulo responsável por mostrar uma breve introdução sobre o estudo proposto assim como sua motivação.

No capítulo dois é apresentada uma revisão bibliográfica sobre aços inoxidáveis, aços inoxidáveis martensíticos macios, o aço martensítico CA6NM, soldagem GMAW e análise térmica.

O capítulo três apresenta os materiais e as metodologias que foram utilizadas na pesquisa.

No capítulo quatro são apresentados e discutidos os resultados obtidos.

No capítulo cinco são apresentadas as conclusões sobre os resultados obtidos, e algumas propostas de trabalhos futuros.

Por fim são apresentadas as referências bibliográficas utilizadas para o desenvolvimento desta pesquisa.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 TURBINAS HIDRÁULICAS E DANOS OBSERVADOS

Pela força da movimentação da água, a energia hidráulica é transformada em energia mecânica por uma turbina de uma usina hidroelétrica. A rotação do eixo do rotor converte a energia mecânica em elétrica pelo gerador. (QUEIROZ et al., 2013)

As turbinas são estruturas metálicas com diversos componentes como rotores e pás reguladoras, fabricadas por processos de fundição para confecção das peças e soldagem para união das partes. (ALMEIDA, 2015)

O aço inoxidável martensítico ASTM A743 CA6NM, muitas vezes referido como apenas CA6NM, é utilizado na confecção dos rotores e pás reguladoras da turbina, pois este aço oferece maior resistência à erosão e melhor soldabilidade comparado aos aços martensíticos tradicionais. (HENKE, 1998)

Dentre os possíveis problemas que as turbinas podem enfrentar, os dois principais são os danos cavitacionais e o aparecimento de trincas nas regiões de alta concentração de tensão. (GOUVEIA, 2008)

Na Figura 1 é possível entender como a cavitação se apresenta em uma pá de turbina hidráulica. A erosão por cavitação é entendida como perda progressiva de material de uma superfície sólida por consequência do colapso de bolhas de vapor formadas em um líquido à pressão e temperaturas críticas. (BONACORSO, 2004)

As trincas ocorrem devido à fadiga mecânica, geralmente, são agravadas nas bordas de saída do fluido. Podem provocar o desbalanceamento do rotor e redução da eficiência na geração de energia. (PINHEIRO, 2014)

Tais danos envolvem um alto custo de reparo e considerável perda de energia gerada pela indisponibilidade das máquinas, limitação da flexibilidade operacional do sistema e redução da vida útil dos equipamentos afetados. (HORTA et al., 1999) Em 2004, constatou-se que 75% das usinas do país operavam com algum tipo de cavitação. (BONACORSO, 2004)

A recuperação das turbinas é dada através da deposição de metal pelo processo de soldagem na área danificada. Ligas especiais de aço inoxidável são depositadas nas regiões erodidas com o objetivo de recompor o perfil original da localidade. Muitas vezes, devido à área do componente a ser reparado, fica

impossibilitado a realização de tratamentos térmicos após o processo de soldagem. (HENKE, 1998; BONACORSO, 2004)

Em 2010, foram descobertas duas trincas (uma com mais de 50 cm) em uma turbina da usina hidroelétrica de Itaipu, conforme pode-se observar na Figura 2, durante uma manutenção de rotina. Isso acarretou uma parada de mais de um ano, pois a unidade teve que ser desmontada para reparo por soldagem em uma das pás e substituição do anel de desgaste. (ITAIPU BINACIONAL, 2012)

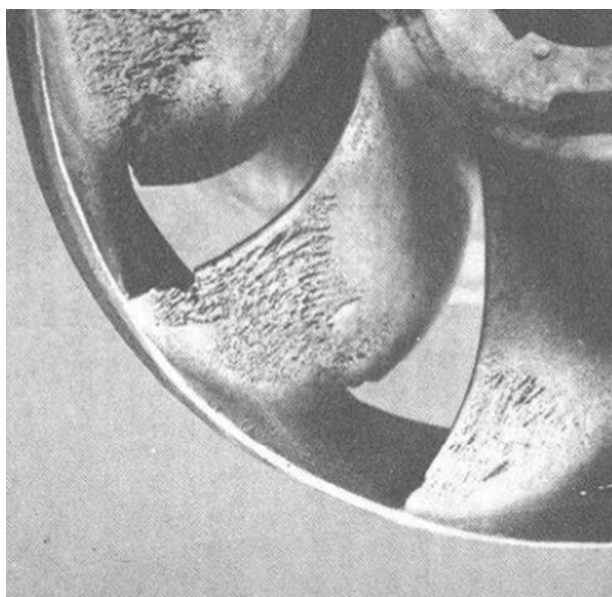


Figura 1 - Cavitação em pás de turbina (MACINTYRE, 1983)



Figura 2 - Trinca identificada no anel de desgaste da unidade número 6 de Itaipu (JORNAL ELETRÔNICO DE ITAIPU, 2011)

2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS

O aço inoxidável é amplamente estudado e utilizado em diversos setores da indústria, devido às suas características como resistência à corrosão e oxidação que os diferem de outras classes de aço, com suas intermináveis variedades de microestrutura e propriedades que podem ser geradas através de transformações e processamentos do estado sólido. (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006) Para ser classificado como aço inoxidável é necessário que tenha uma porcentagem mínima de 10,5% de teor de cromo (Cr) em massa. Este nível de cromo, quando em contato com o oxigênio, permite a formação de uma película óxido passiva que proporciona propriedades anticorrosivas mesmo em ambientes de altas temperaturas ou temperaturas criogênicas. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005) O níquel (Ni) e o molibdênio (Mo) também são utilizados como elementos de liga, pois reforçam ainda mais as propriedades de resistência à corrosão, além do carbono (C), silício (Si), manganês (Mn), fósforo (P) e enxofre (S) que estão presentes nos aços inoxidáveis. (HOLMBERG, 2002)

A microestrutura do aço inoxidável determina as propriedades mecânicas, a soldabilidade e a resistência à corrosão. Estes são classificados conforme microestrutura predominante, que são austenítica, ferrítica, martensítica, duplex (ferrítica - austenítica) e endurecíveis por precipitação. (HOLMBERG, 2002)

A maioria dos aços inoxidáveis são ligas austeníticas de ferro-cromo-níquel, que são caracterizados por um alto teor de elementos formadores de austenitas (γ), principalmente teor de níquel e a concentração de carbono que estendem o campo da fase austenítica até a temperatura ambiente. Sua estrutura cristalográfica é cúbica de faces centradas (CFC). Quando encruados, tem sua dureza elevada em comparação a outros aços submetidos a mesma deformação. Uma característica deste aço é que à medida que o teor de níquel aumenta, o efeito do encruamento torna-se menos acentuado. Os aços austeníticos são suscetíveis à corrosão intergranular, causada pelo baixo teor de cromo nas regiões adjacentes aos contornos de grãos. (SMITH, 1993; HOLMBERG, 2002; LIPPOLD; KOTECKI, 2005)

O aço ferrítico apresenta a microestrutura ferrítica em todas as temperaturas, são essencialmente ligas binárias de ferro-cromo com estrutura cristalográfica cúbica de corpo centrado (CCC), com maiores quantidades de cromo – que é um elemento formador da ferrita, composto pela fase ferrita delta, independente da velocidade de

resfriamento. Não são endurecíveis por tratamento térmico e possuem tensão de ruptura um pouco superior aos aços austenísticos, mas apresentam ductilidade menor. Os aços inoxidáveis ferríticos possuem menor resistência à corrosão em relação aos inoxidáveis austenísticos, no entanto possuem maior resistência à corrosão sob tensão em meios contendo íons cloretos e apresentam elevada resistência à fragilização por hidrogênio. (SMITH, 1993; HOLMBERG, 2002)

O grupo de aços martensíticos possuem maior resistência quando comparados aos ferríticos e austeníticos, porém apresentam menor resistência à corrosão quando comparados a outros aços inoxidáveis. São ligas ferromagnéticas de estrutura cristalográfica tetragonal de corpo centrado (TCC), com a presença de elementos gamagênicos, o que permite a transformação da fase austenítica (γ) para fase martensítica. São fundamentalmente ligas de ferro-cromo-carbono, muitas vezes com adição de outros elementos de liga. Estes aços são primeiramente austenizados, depois é resfriado numa taxa suficiente para produzir martensita. Em sequência, faz-se o tratamento de revenido para aumentar a ductilidade e aliviar tensões. Estes aços são conhecidos pela moderada resistência à corrosão, possuindo uma ampla faixa de resistência mecânica e custo relativamente baixo. São resistentes à erosão e à oxidação até temperaturas próximas de 600°C. (SMITH, 1993; HOLMBERG, 2002)

Os aços inoxidáveis do tipo duplex são ligas metálicas constituídas por estrutura bifásica com aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita, sendo levemente magnética, devido a presença de estabilizantes da ferrita e da austenita. A resistência à corrosão sob tensão é superior quando comparado à liga austenítica, e apresenta melhores tenacidade e ductilidade que as ligas ferríticas, e suas propriedades mecânicas (limites de resistência e módulo de elasticidade) até duas vezes maiores do que os aços inoxidáveis austenísticos. (REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, 1992)

Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação são ligas Fe-Cr-Ni que tem suas propriedades mecânicas alteradas por meio do tratamento térmico de envelhecimento (precipitação). O processo de precipitação envolve o surgimento de fases intermetálicas, que impedem a movimentação de discordâncias, durante a deformação, aumentando assim a resistência mecânica e, em uma baixa escala reduz a resistência à corrosão tornando mais suscetível a fragilização por hidrogênio. A presença dos elementos molibdênio, cobre, alumínio, titânio e nióbio favorecem a precipitação. (SMITH, 1993)

2.3 AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO

2.3.1 Histórico dos Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios

Durante os anos 60, em Moscou na Rússia, estudos desenvolvidos para observar a cinética da transformação de ligas austeníticas de baixo carbono resultaram na criação de um novo grupo de aço estrutural com baixo teor de carbono, os aços inoxidáveis martensíticos macios, ou como são conhecidos em inglês, *Low Carbon Martensitic Steel*. Entin e sua equipe comprovaram a alta estabilidade da austenita devido ao baixo teor de carbono e outros elementos de liga, possibilitando obtenção da martensita nos formatos de ripas e agulhas, em ligas de baixo carbono a baixas taxas de resfriamento. (KLEINER et al., 2009)

A necessidade de uma liga com baixo teor de carbono surgiu visando melhorar a soldabilidade, diminuir a formação de trincas a frio e melhorar outras propriedades mecânicas insatisfatórias. O carbono em menores proporções, até 0,06% de teor em massa, aprimorou a resistência da estrutura martensítica e a adição de teores de níquel entre 2 a 4% em massa estabilizou a fase austenítica, proporcionando uma estrutura quase que totalmente livre de ferrita delta (δ). (LIPPOLD; KOTECKI, 2005)

Na década de 80, os aços inoxidáveis com baixo teor de carbono tiveram sua constituição definida por ligas com até 0,08% de C, entre 12 a 17% de Cr e 3,5 a 6% de Ni. (SRAUBE, 1988; HENKE, 1998) O teor de carbono deste grupo limita a dureza entre 350-400 HV e proporciona ótima soldabilidade comparado a outros aços martensíticos. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005)

2.3.2 Composição dos Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios

Os aços inoxidáveis martensíticos macios são ligas ternárias de ferro-cromo-níquel, com baixo teor de carbono e outros elementos de liga como o Molibdênio, Titânio, Nitrogênio, Cobre, Silício, Manganês, Alumínio, Nióbio, Tungstênio e outros. O cromo é o principal elemento de liga dos aços inoxidáveis e, como foi citado anteriormente, é responsável pelas propriedades anticorrosivas devido sua camada passivante. Mariano (2007) afirmou que quanto mais constituintes passivantes na liga, maior é a resistência à corrosão, desde que se apresentem em solução na matriz. E

se há formação de carbonetos, nitretos, sulfetos, boretos e/ou fases intermetálicas, o seu efeito passivante diminuirá proporcionalmente às formações destas fases.

É possível observar que aumentando o teor de níquel, a fase γ expande na direção de maiores concentrações de cromo e temperaturas mais baixas de início de formação da austenita, compensando o baixo teor de carbono, segundo apresenta o diagrama de fases ampliado de uma liga de aço martensítico macio de baixo carbono na Figura 3.

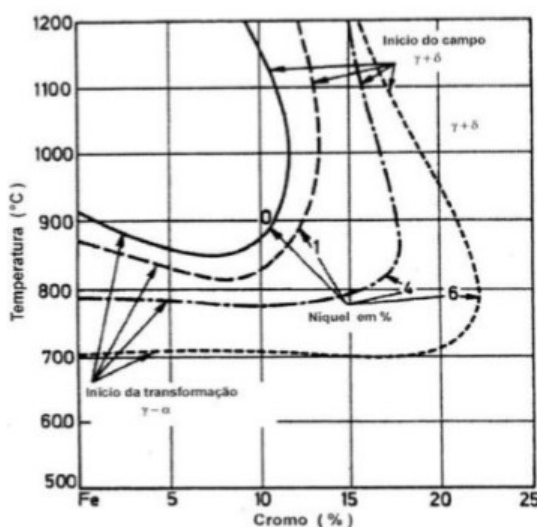


Figura 3 - Concentração de níquel em 0%, 1%, 4% e 6% para liga com 0,05% de carbono em um aço inoxidável martensítico (FOLKHARD, 1988)

A influência que o níquel tem sobre a estabilidade da fase austenítica foi importante para o desenvolvimento dos Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios, pois evita a formação da ferrita delta, que é um constituinte estrutural indesejado, porque desfavorece os valores de energia de impacto. (FOLKHARD, 1988)

Devido à expansão do campo austenítico, há a redução das temperaturas de início e fim de transformação martensítica (M_s - Martensita *start* e M_f - Martensita *finish*), quando comparados à aços sem níquel em sua liga. (SRAUBE, 1988)

O carbono possui um efeito austenizante no diagrama de fases Fe-Cr, segundo a sequência de diagramas de fases apresentada na Figura 4. Quanto maior o percentual de carbono na liga, maior é o campo da austenita, permitido, assim, que o teor de cromo que tem função ferrizante seja aumentado. Na Figura 4 (a), o cromo não excede 13% para que possa ser temperável. O laço austenítico se apresenta expandido na Fig. 4 (d), no qual o teor de cromo pode chegar a 18%, podendo sofrer transformação martensítica. (SMITH, 1993)

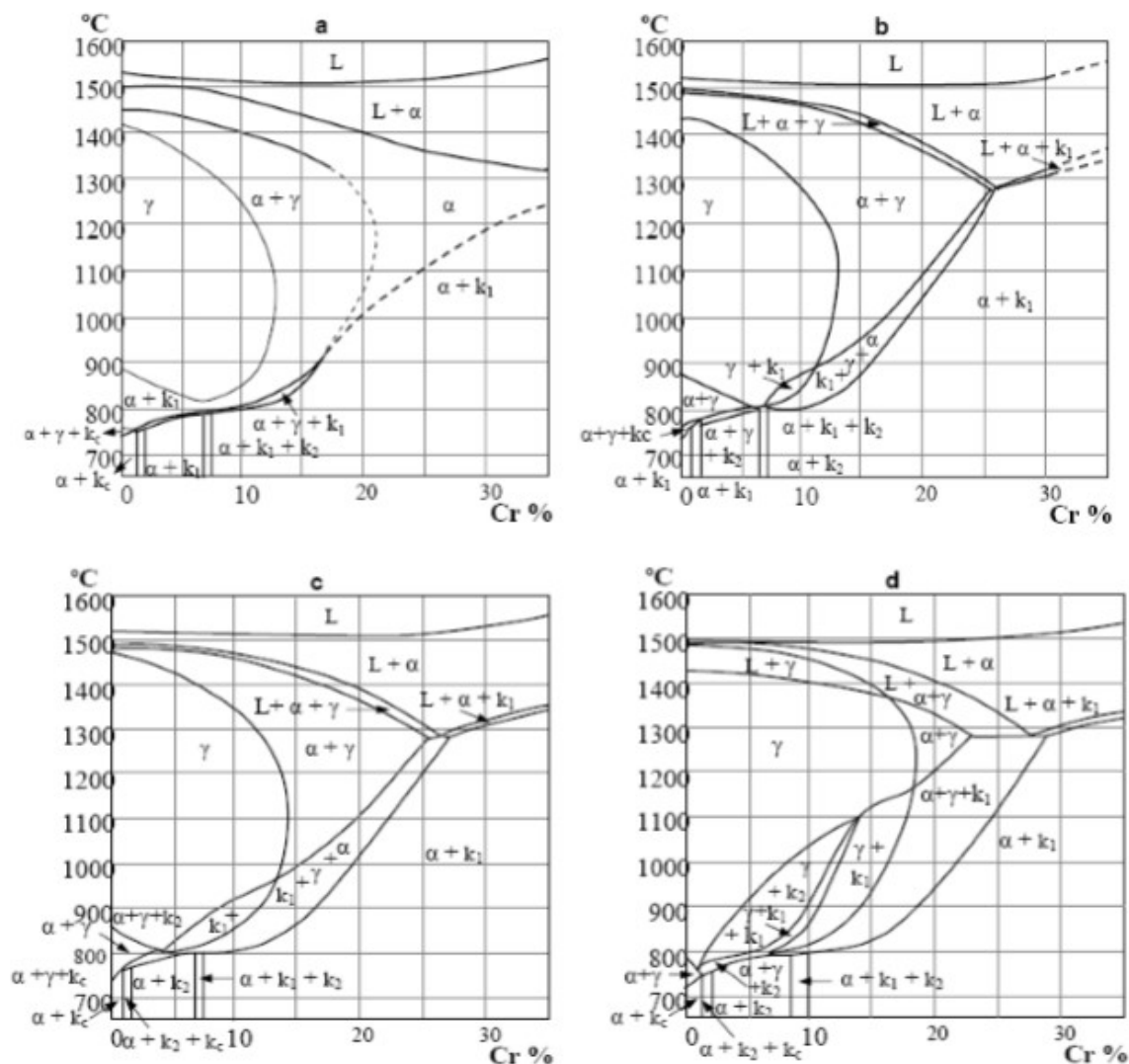


Figura 4 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr para diferentes percentuais de carbono: (a) 0,05%, (b) 0,1%, (c) 0,2% e (d) 0,4%. As siglas k_c , k_1 e k_2 correspondem aos carbonetos $(Cr,Fe)_3C$, $(Cr,Fe)_{23}C_6$ e $(Cr,Fe)_7C_3$, respectivamente. (SMITH, 1993)

O carbono é o elemento mais eficaz e utilizado para aumentar a dureza e a resistência dos aços. Porém, teores elevados desse elemento podem gerar problemas, logo é necessário um cuidado especial quando se soldam aços de alto teor de carbono e ferro fundido. (MODENESI et al., 2012)

O molibdênio é um outro elemento de liga de grande importância para os aços inoxidáveis, que assim como o cromo, contrai a alça da fase austenítica γ , o que significa que o molibdênio promove a formação da fase ferrítica, deve ser compensado com elementos austenizantes para impedir a estabilização da ferrita delta. É também um elemento passivante, conseqüentemente, melhora a resistência à corrosão. (SRAUBE, 1988)

A adição do níquel e molibdênio no aço CA6NM proporcionam uma melhor soldabilidade e reduz defeitos de solidificação do material, devido a estes constituintes estreitarem o intervalo (de 26°C) entre as linhas *solidus* e *liquidus*. (CAPRA et al., 2009)

2.3.3 Metalurgia dos Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios

A Figura 5 apresenta um diagrama pseudo-binário Fe-Cr de aço inoxidáveis martensítico macio de proporções de cromo-níquel de 3:1.

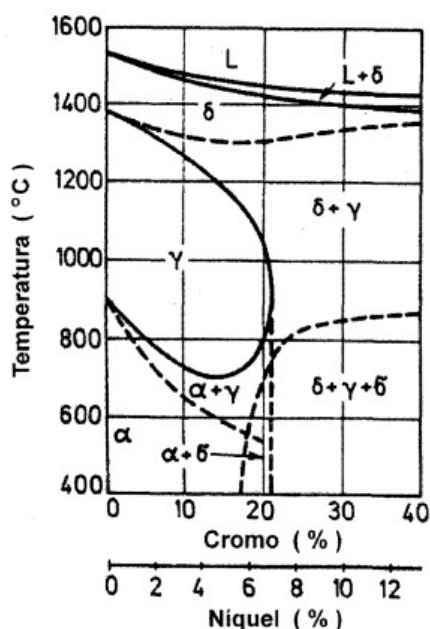


Figura 5 - Diagrama de Equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr-C. (FOLKHARD, 1988)

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)

No resfriamento, a temperatura do início da transformação γ em α ocorre em 720°C (aproximadamente) e se completa à temperatura de 630°C. (HENKE, 1998)

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; MODENESI et al., 2012)

As duas principais morfologias da martensita são ripas e placas, quais são apresentadas pela representação esquemática da martensita na Figura 6. No aço CA6NM, a estrutura martensítica está presente em forma de ripas paralelas entre si, com mesma orientação cristalográfica, formando blocos. (ALMEIDA, 2015)

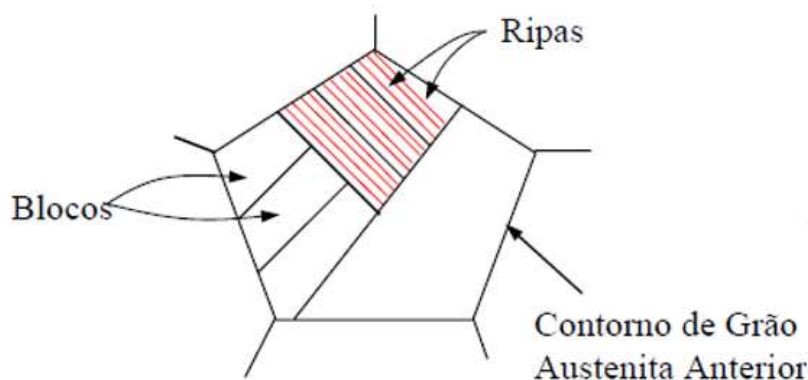


Figura 6 - Representação esquemática da morfologia da martensita. (ALMEIDA, 2015)

As temperaturas de Martensita start (M_s) e Martensita finish (M_f) podem ser estimadas utilizando equações empíricas (Eq. 1 e 2) ou por métodos experimentais como dilatométrica ou calorimetria exploratória diferencial (DSC). (FOLKHARD, 1988)

$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423 \times (\%C) - 30,4 \times (\%Mn) - 17,7 \times (\%Ni) - 12,1 \times (\%Cr) - 7,5 \times (\%Mo) \quad (1)$$

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

Observando a equação 1, conclui-se que o carbono, manganês e níquel são os principais responsáveis pela redução da temperatura M_s . E na equação 2, infere-se que o intervalo de início e final da martensita é constante e igual a $150^{\circ}C$.

O cromo e o níquel presentes na liga, permitem que peças de até um metro de diâmetro formem martensita em seu núcleo com resfriamento ao ar, resultado em uma estrutura de alta temperabilidade. A exclusão dos outros elementos do diagrama de fases é uma das limitações para seu uso em ligas específicas, pois os elementos

podem influenciar na variação das temperaturas de transformação de fases e exercer influências significativas nas propriedades mecânicas. (CRAWFORD, 1974; FOLKHARD, 1988)

2.4 O AÇO MARTENSÍTICO ASTM A743 CA6NM

Segundo à ASTM A743, os Aços Inoxidáveis Martensítico Macios do tipo CA6NM possuem entre 11% e 14% de cromo ligados a níquel e molibdênio, contendo 0,06% de carbono. Este aço, obtido por fundição, possui em sua maioria a porcentagem de 13% de cromo e 4% níquel, por isto, esta liga é muito conhecida por aço inoxidável martensítico 13/4. (CHAUHAN et al., 2009)

Esta liga foi desenvolvida nos anos 60 na Suíça, com o objetivo de melhorar a soldabilidade de aços inoxidáveis martensíticos, em virtude do baixo teor de carbono e continua sendo aperfeiçoada para adequar a novos requisitos de propriedades mecânicas. Durante a solidificação de aços martensíticos convencionais, notava-se a formação de trincas a quente, segregações e micro rechupes, resultando em defeitos de fundição e baixa soldabilidade que afetavam as operações de soldagem durante o reparo e construção da peça. (FOLKHARD, 1988)

Este aço é utilizado especificamente em aplicações que requerem alta resistência mecânica aliada à resistência à corrosão e à dureza. O aço inoxidável CA6NM encontrou a rápida aceitação na fabricação de componentes de grandes seções, como rotores de turbinas hidroelétricas e componentes na indústria química e de petróleo, devido às excelentes combinações de propriedades mecânicas, resistência à corrosão e erosão, acompanhadas de alta temperabilidade. (HERNANDEZ, 2009)

Aços inoxidáveis fundidos são classificados pelo *Alloy Casting Institute* (ACI) conforme sua aplicação e composição química. O aço CA6NM tem a letra “C” referindo-se a sua resistência a meios corrosivos, a letra “A” indica nominalmente os teores de cromo e níquel. O número “6” refere-se ao teor máximo de carbono (0,06% x 100). As letras “N” e “M” indicam os elementos de liga presente no material, que são o Níquel e o Molibdênio. (ASM INTERNATIONAL, 1993)

2.4.1 Propriedades do ASTM A743 CA6NM

Segundo a norma ASTM A743, o aço inoxidável CA6NM é uma liga cuja composição química é apresentada na Tabela 1. E suas propriedades físicas e mecânicas, como resistência à tração e limite de escoamento, são apresentadas na Tabela 2.

Tabela 1 - Composição do 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

Tabela 2 - Propriedades Mecânicas do ASTM A743 CA6NM

Condições de propriedades	Resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)	Redução de área (%)
Requerida pela norma ASTM A743	755 _{mín.}	550 _{mín.}	15 _{mín.}	35 _{mín.}
Fundido, temperado (> 955°C), resfriado ao ar e revenido	827	689	24	60

Segundo a norma ASTM A743, para o aço CA6NM a dureza deve ser Brinell máxima de 285 HB (~ 302 HV). (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1998)

Lippoldi (2005) afirma que aços inoxidáveis martensíticos com até 0,06% em massa de carbono, tem um limite máximo de dureza Rockwell “C” de 35 HRC (~327 HV). Estes aços apresentam melhores propriedades mecânicas, quando comparados a aços como CA15-M, por exemplo, que apresenta limite de escoamento em 450 MPa e limite de resistência à tração em 620 MPa.

Os aços martensíticos com baixo teor de carbono, como o aço CA6NM, são sempre temperados e revenidos. (BILMES, P. D.; SOLARI, M.; LLORENTE, 2001)

A têmpera nos aços consiste no aquecimento do aço dentro do campo austenítico, seguido do resfriamento até uma temperatura mais baixa que a temperatura M_s rápida o suficiente para obtenção do principal constituinte, a martensita. (ALMEIDA, 2015) Porém, aço CA6NM deve ser austenizado entre 956°C e 1056°C, temperaturas nas quais ocorrem dissolução de carbonetos e decomposição de ferrita delta, oriundo do material bruto, objetivando-se a estrutura martensita homogênea. (HERNANDEZ, 2009)

O revenimento, na maioria dos aços martensíticos, é utilizado com a finalidade de aumentar a tenacidade e a ductilidade do material, pois ocorrem fenômenos como segregação do carbono, precipitação dos carbonetos, alívio de tensões residuais provenientes da têmpera e a recuperação e recristalização da estrutura martensítica. (ALMEIDA, 2015)

Para o aço CA6NM, o revenimento aplicado em sua fabricação é realizado entre 565 e 620°C, segundo a norma ASTM A743. (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1998) E realizado nesta faixa de temperatura, garante melhor tenacidade, devido à formação da martensita revenida e uma austenita finamente distribuída durante o resfriamento. (HERNANDEZ, 2009)

2.4.2 Metalurgia da soldagem dos aços de CA6NM

A soldagem consiste em um processo de união de partes metálicas através de energia térmica, por isto, o material adjacente à zona de soldagem é exposto a ciclo térmicos e a transformações metalúrgicas complexas, assim como à indução de deformações e tensões residuais. (OKUMURA; TANIGUCHI, 1982; HORTA et al., 1999)

O CA6NM tem uma propriedade bastante vantajosa, que é sua soldabilidade, que é devida a formação de martensita de baixo carbono (macia e tenaz) no metal de base e na zona termicamente afetada (ZTA), baixa quantidade de ferrita delta e menor susceptibilidade à formação de trinca, devido à presença de austenita residual. (HENKE, 1998)

É desejável que a soldagem do 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 preaquecimento (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 revenimento. (FOLKHARD, 1988)

As características microestruturais da soldagem no 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 elevação da baixa tenacidade do material. (HERNANDEZ, 2009)

Mokhtabad Amrei (2015) afirma que a estrutura na ferrita delta residual revelada pelo reagente Kalling no CA6NM pode apresentar o formato de cânions, como denota Figura 7.

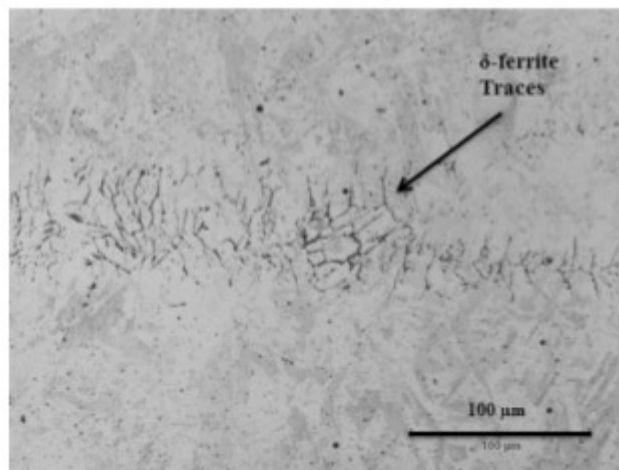


Figura 7 - Traços de Ferrita Delta na matriz martensítica do metal de solda com composição química similar ao CA6NM. (MOKHTABAD AMREI et al., 2015)

O diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) do aço CA6NM, como denota a Figura 8, mostra que mesmo sob taxas de resfriamento lentos não há formação de outro constituinte, além da martensita. Isto é, revela a alta temperabilidade deste aço, que se deve à presença de cromo. Ao fim de cada curva de resfriamento, é obtido o valor da dureza da martensita formada. Estes valores não são elevados quando comparados a outros aços que contêm um teor de carbono maior em peso na sua composição química, e isto se deve a dureza da martensita ser proporcional à quantidade de carbono super-saturando os interstícios da rede cristalina do ferro. (CRAWFORD, 1974)

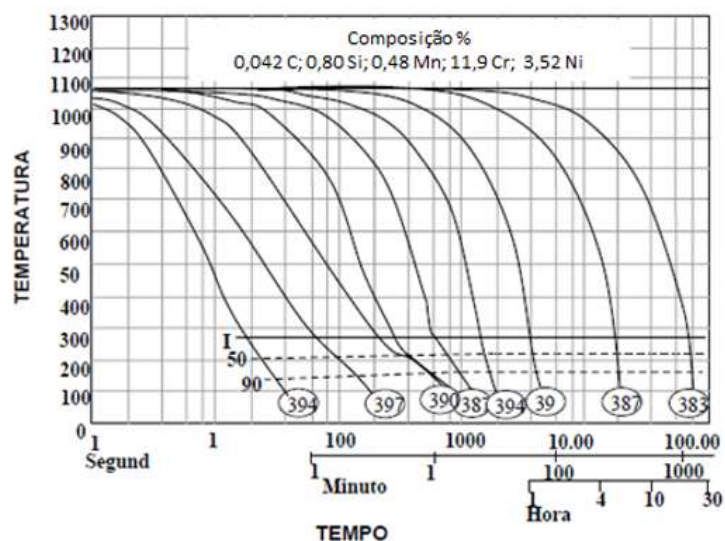


Figura 8 - Diagrama TRC de um aço CA6NM, mostrando alta temperabilidade. (CRAWFORD, 1974)

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 8. (THIBAUT et al., 2009) 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.

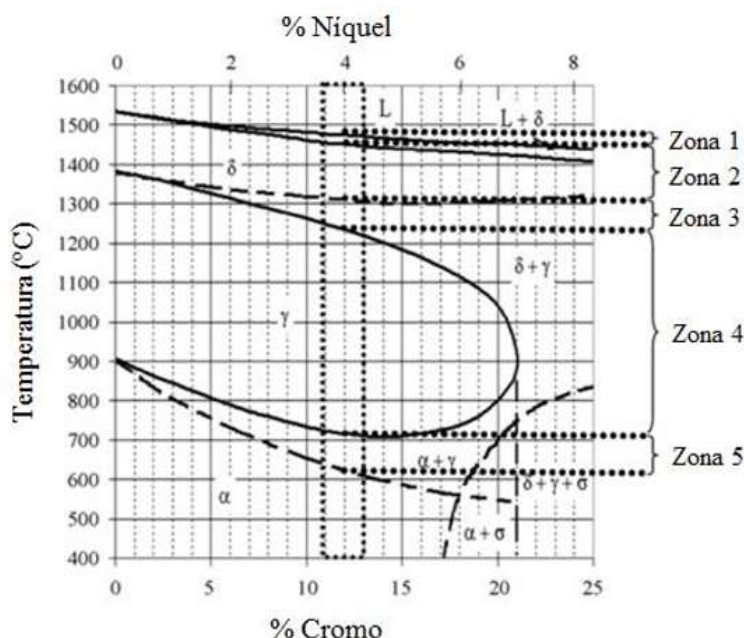


Figura 9 - Diagrama de fase CA6NM indicando as diferentes ZTA presentes após processo de soldagem. (THIBAUT et al., 2009; ALMEIDA, 2015)

Thibault et al. (2009) afirma 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, no entanto, a Zona 5 se confunde com o metal de base, portanto não há diferença visível.

Para avaliar o efeito dos elementos de liga na microestrutura dos aços inoxidáveis após resfriamento rápido – como no processo da soldagem – foram desenvolvidas equações (Eq. 3 e 4) 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)

$$Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 1,5 (\% Si) + 0,5 (\% Nb) \quad (3)$$

$$Ni_{eq} = \% Ni + 0,5 (\% Mn) + 30 (\% C) \quad (4)$$

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 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 10, que apresenta um diagrama de Schaeffler. Logo, indica que apresenta microestrutura martensítica e ferrítica residual.

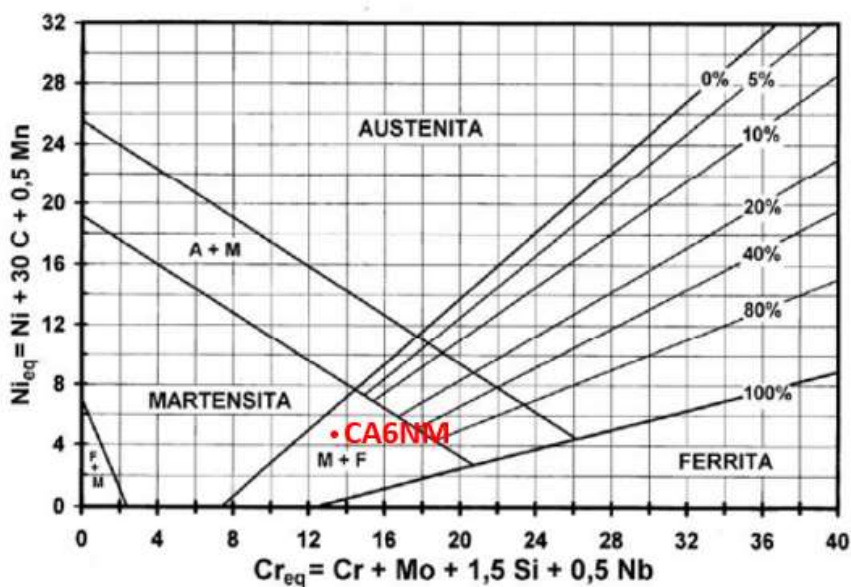


Figura 10 - Diagrama de Schaeffler adaptado. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005)

2.5 PROCESSO DE SOLDAGEM

A soldagem é amplamente empregada na união de componentes de estruturas metálicas e de equipamentos para as mais diversas finalidades, utilizando fonte de calor, com ou sem a utilização de pressão. É um dos processos de manufatura mais utilizados na indústria, porém também é bastante utilizado em serviço de reparo e manutenção. (OKUMURA; TANIGUCHI, 1982)

O processo de soldagem pode estar classificado de acordo com o tipo de fonte de energia ou de acordo com a natureza da união. Para promover a fusão entre as

duas partes, pode-se utilizar o arco elétrico, que é um processo bastante empregado. Esta categoria pode ser dividida em soldagem com eletrodo consumível e soldagem com eletrodo não consumível. No primeiro caso, estão englobados processos de soldagem com eletrodo revestido, processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), processo com eletrodo tubular e com arco submerso. Já os processos que utilizam eletrodo não consumível são soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) e soldagem com Plasma. (ACESITA, 2011)

Na soldagem a arco elétrico com proteção gasosa, a zona do arco e a poça de fusão são protegidas da contaminação atmosférica por meio do gás alimentado pela tocha da solda. No método de eletrodo não consumível, o arco elétrico é gerado entre o metal de base e um eletrodo de tungstênio. E no método de eletrodo consumível, o arco se estabelece entre o próprio eletrodo e o metal de base que se deseja soldar. (OKUMURA; TANIGUCHI, 1982)

2.5.1 Processo de Soldagem GMAW

O processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), também conhecida como MIG/MAG (*Metal Inert Gas/Metal Active Gas*), é composto por um arco elétrico aberto entre um arame (com diâmetros entre 0,75mm a 1,6 mm), alimentado continuamente de forma automática (nu ou consumível), com a região fundida por um gás inerte ou mistura de gases (Argônio, CO₂, Hélio ou O₂). A soldagem é realizada com arame na polaridade positiva. (ACESITA, 2011) A Figura 11 configura os componentes e a execução de uma soldagem GMAW de duas chapas, em junta com chanfro em “V”.

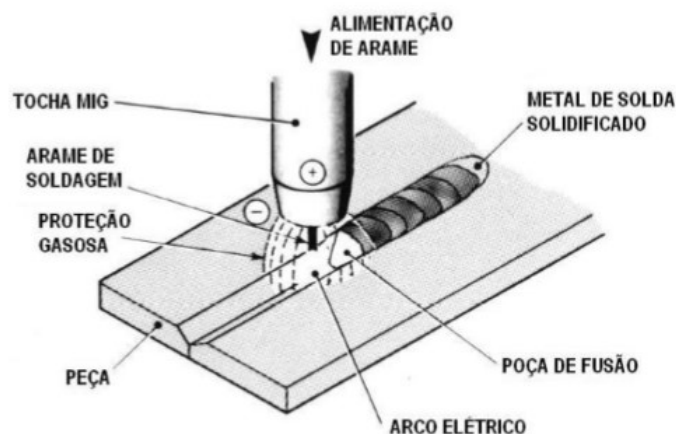


Figura 11 - Componentes da soldagem GMAW. (FORTES; ARAUJO, 2005)

O gás de proteção evita a contaminação do arame, das gotas de metal fundido em transferência e da poça de fusão pela atmosfera. Este gás tem como função ser o meio ionizante, conferindo as propriedades de estabilizar o arco elétrico e controlar a transferência metálica, o consumo do eletrodo e a fusão do metal de base. (SCOTTI; PONOMAREV, 2008)

Entre a ponta de um eletrodo para soldagem e o metal de base, existe uma região chamada plasmática, em que passa uma grande quantidade de corrente, produzindo alta intensidade de calor e luz. Esta região é denominada arco voltaico. (SCOTTI; PONOMAREV, 2008)

Este tipo de soldagem se apresenta em alta qualidade a diversos tipos de liga, seu processo pode ser semi ou totalmente automatizado e tem uma alta taxa de deposição. Porém, os gases inertes possuem custos bastante elevados e é necessário que a mão de obra seja muito habilidosa. (MODENESI et al., 2012)

A soldagem pode configurar três tipos de transferência metálica: curto-circuito, spray e globular. Na transferência por curto-circuito, o metal é transferido por contato direto entre o eletrodo e a poça de fusão através de uma gota, a frequência da transferência é de 20 a 100 vezes por segundo. Por *spray*, o metal é transferido por gotas pequenas uniformes (com o diâmetro próximo ao do eletrodo) de forma sequencial em alta frequência, acima de 300 vezes por segundo. Já a transferência globular, é dada pela transferência irregular em frequência muito baixa (1 a 10 gotas por segundo) do metal por glóbulos, com diâmetros maiores que o eletrodo. Nas transferências por *spray* e globular, as gotas na ponta do eletrodo destacam-se antes do contato com a poça de solda. (WAINER et al., 1992; SCOTTI; PONOMAREV, 2008)

A maneira e o tamanho da gota de material fundido que atravessa o arco elétrico é importante para a qualidade da solda. Alguns fatores são de importante consideração para determinar o tipo de transferência: magnitude e tipo de corrente da soldagem (de 50A a 600A com tensões entre 15V e 32V), diâmetro, composição e extensão do eletrodo e o tipo de gás de proteção utilizado (PLATA, 2016)

Os principais equipamentos do sistema de soldagem automatizada GMAW são a fonte de soldagem, a unidade de alimentação do arame de soldagem com seus controles e a tocha de soldagem. O sistema de alimentação de gás de proteção, o qual pode ser em cilindros ou rede de gás, e o robô de soldagem com sua respectiva unidade de controle e programação também fazem parte do sistema. (PEREZ, 2007)

A função da fonte de energia é fornecer a corrente de soldagem para o processo GMAW. A unidade de alimentação leva o arame da soldagem desde o carretel até o arco de soldagem através da tocha de soldagem, e inclui o sistema de controle de velocidade e passagem do gás de proteção. Os robôs utilizados para o processo de soldagem são manipuladores programáveis com geralmente 6 graus de liberdade e com capacidade de carga específica para carregar uma tocha de soldagem. Os controladores dos robôs são providos com diversas configurações de movimentos padronizados para executar soldagens. A maior vantagem da utilização do processo de soldagem robotizado está na garantia da constância da velocidade de soldagem, posição da tocha e da distância bico de contato peça durante todo o processo e conforme previamente programado. A tocha de soldagem direciona a alimentação de arame e os fluxos de corrente elétrica e de gás de proteção para a poça de fusão. A tocha é composta de um cabo de cobre para a passagem da corrente elétrica, um conduíte e uma mangueira, respectivamente para direcionar o arame e o fluxo de gás. (PEREZ, 2007)

2.5.2 Temperatura de Preaquecimento

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. A temperatura de preaquecimento deve ser aplicada ao longo de toda a espessura da secção e deve ser monitorado usando termopares ou um termômetro contato. (MODENESI et al., 2012)

Preaquecimento 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 et al., 2012)

A necessidade de preaquecer 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 material 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. A redução da taxa de resfriamento da solda poderá limitar a quantidade de martensita formada. 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. (FORTES; ARAUJO, 2005)

Para ligas martensíticas, as temperaturas de interpasso e de preaquecimento permitiram promover a transformação totalitária da martensita durante o resfriamento da solda, conforme mostra Fig. 12(A)

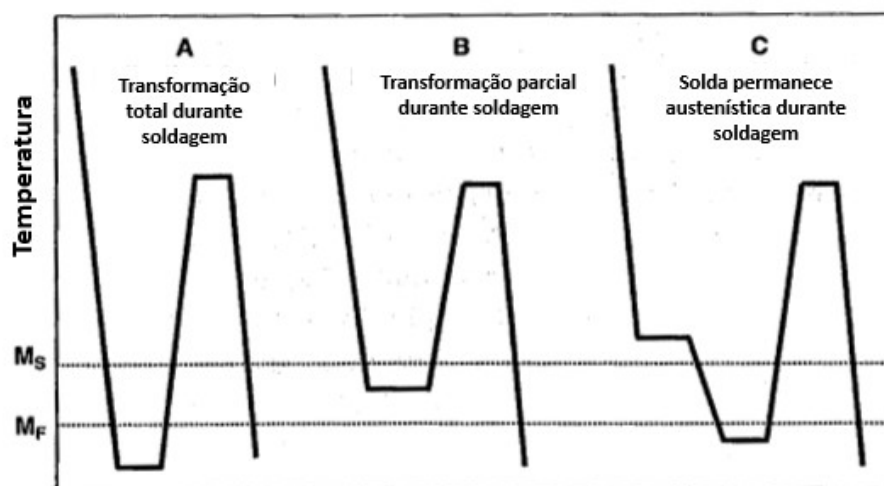


Figura 12 - Comportamento das transformações de fase durante resfriamento da soldagem e subsequente tratamento térmico pós-soldagem. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005)

Se as temperaturas de preaquecimento e interpasso estiverem abaixo do valor de M_f , conforme situação apresentada na Figura 12(A), o metal de solda e a ZTA irão se transformar em martensita durante o processo de soldagem. Isto permitirá a

formação de martensita temperada pelos cordões depositados subsequentemente. No caso das temperaturas de interpasse estar em entre as temperaturas M_s e M_f , como apresenta a Figura 12 (B), parte da austenita permanecerá na estrutura e será reaquecida à temperatura de têmpera, que resultará em uma martensita não temperada. Para a prevenção da estrutura martensítica, a situação recomendada é apresentada pela figura 12 (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 temperatura de preaquecimento tem grande influência nas fases formadas na microestrutura da solda. Hu et al. (2011) desenvolveu uma investigação no aço 10Ni3CrMoV soldado por solda à laser híbrida, com temperatura de preaquecimento em 30°C e 120°. Para o preaquecimento em 30°C, a microestrutura martensítica e bainita superior não teve tempo para se revenir, enquanto com preaquecimento de 120°C, o revenimento foi realizado.

Aglan et al. (2013) avaliou um aço inoxidável perlítico utilizado na fabricação de trilhos de ferrovias soldado pelo método GMAW, em 28 passes, variando as temperaturas de preaquecimento em 200°C, 300°C, 350°C e 400°C, e com temperatura de interpasse 50°C maior que a temperatura de preaquecimento. As melhores propriedades mecânicas foram encontradas na temperatura de preaquecimento de 200°C, no qual a dureza na linha de fusão se encontrou em valor maior (332 HB) quando comparada com o metal de base e metal de adição (ambos com 313 HB aproximadamente).

Kumar (2012) avaliou a influência da temperatura de preaquecimento em 30°C e 121°C em um aço martensítico de baixo carbono de 13% de cromo e 4% níquel (assim como o CA6NM), na qual concluiu-se que a amostra preaquecida à 121°C apresentou melhores propriedades mecânicas quando comparado à amostra preaquecida em 30°C.

2.5.3 Arame Tubular AWS 5.22 EC410NiMo

Foram desenvolvidos diversos consumíveis de soldagem para aplicação e recuperação de componentes industriais. Especificamente, no caso do aço inoxidável martensítico fundido do tipo CA6NM, o consumível deve depositar 13% de Cromo, 4% de Níquel e 0,4% de Molibdênio e baixo teor de carbono e hidrogênio. (VAZ, 2004)

Segundo o fabricante ESAB, o arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo é do tipo “metal cored”, que deposita metal de solda contendo 13% Cr, 4% Ni e 0,4% Mo e apresenta uma microestrutura constituída por martensita macia. Este arame foi desenvolvido especialmente para construção e reparo de componentes da turbina Pelton, Francis e Kaplan em aço CA6NM. Possui uma transferência de arco suave com baixo índice de respingo, podendo ser soldado com gás de proteção de 96% Argônio + 4% O₂ ou 98% Argônio + 2% O₂ e corrente contínua de polo positivo. A execução da soldagem pode ser realizada em qualquer posição. As propriedades mecânicas e físicas do arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo são apresentadas na Tabela 3. (ESAB, 2013)

Tabela 3 - Propriedades do Arame Tubular do Modelo Tubrod 410 NiMo MC da ESAB

Propriedades	Valores Típicos (ASME)
Limite de Resistência (LR)	875 Mpa
Limite de Escoamento (LE)	> 800 Mpa
Alongamento (A)	19%
Charpy (entalhe em v – resiliência)	54J (0°C)/50J (-20°C)
Tratamento térmico	580/600°C (2 horas)
Taxa de Deposição	2,5 kg/h

O ciclo térmico, que é o processo de aquecimento e resfriamento da zona de solda, recomendado para soldagem de aço inoxidável martensítico macio com arame tubular AWS 5.22 EC410NiMo com fluxo metálico é apresentado no esquema da Figura 13. Sugere-se que o preaquecimento seja realizado na temperatura M_f, a temperaturas dos interpasses devem estar abaixo da temperatura M_s (~170°C), seguido de dois tratamentos térmicos, o primeiro para remoção do hidrogênio na temperatura de 250°C e o segundo tratamento térmico de 8 horas na temperatura de 580°C. (BAAS, 1996)

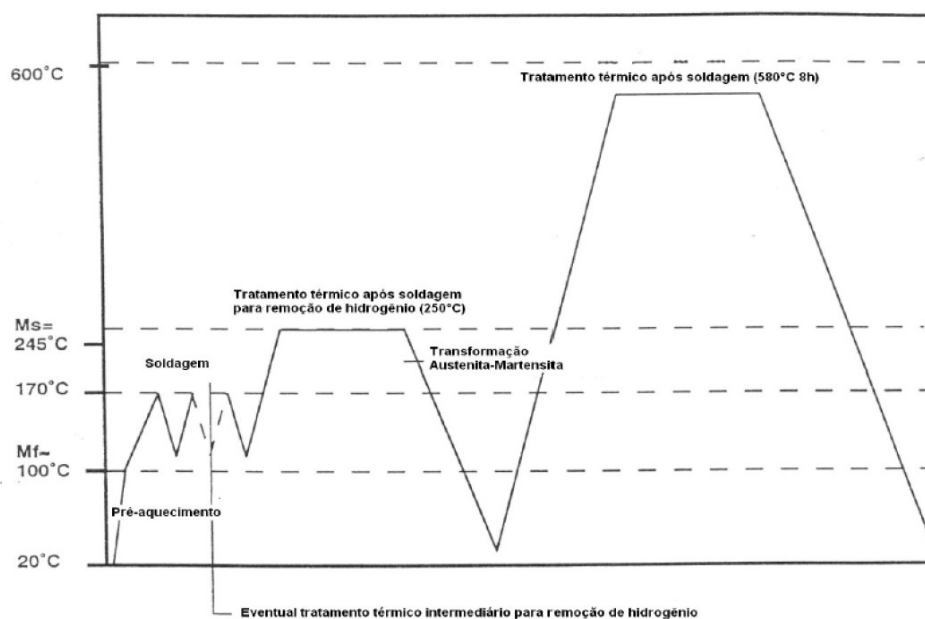


Figura 13 - Esquema do ciclo térmico de soldagem recomendado para soldagem do aço inoxidável martensítico macio com arame tubular de fluxo metálico. (BAAS, 1996)

A Figura 14 mostra diferentes microestruturas do AWS 5.22 EC 410NiMo nas condições (a) como soldado e (b) tratado termicamente, depositado com gás de proteção de 96% Ar e 4% CO₂.

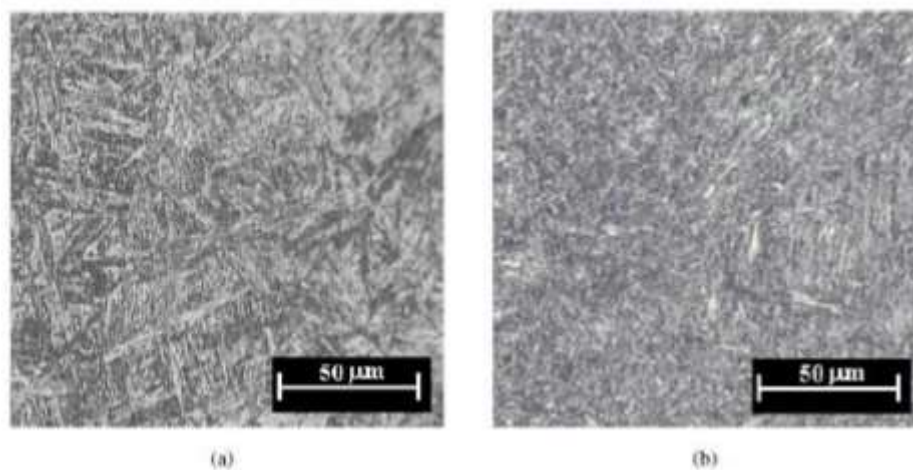


Figura 14 - Micrografias do metal de solda AWS 5.22 EC 410 NiMo nas seguintes condições: (a) "como soldado"; e (b) termicamente tratado. (VAZ, 2004)

2.5.4 Influência do hidrogênio na solda

Durante o processo de soldagem, o hidrogênio proveniente de moléculas de material orgânico e umidade dissociada durante o arco é absorvido pela poça de

fusão, ficando em solução na poça após a fusão. O hidrogênio se difunde no aço, afetando a zona de fusão e a zona termicamente afetada de forma mais recorrente, cuja a microestrutura é fortemente fragilizada pela sua presença. As trincas são formadas devido às tensões residuais e externas na microestrutura afetada pelo hidrogênio e seu tempo de formação da trinca pode ser em dezenas de horas após a soldagem. (MODENESI et al., 2012)

O hidrogênio pode ser fornecido por diferentes fontes: revestimento orgânico dos eletrodos; umidade do fluxo e revestimento do eletrodo; compostos hidratados existentes na peça – ferrugem; umidade do ar. (SILVA; PARANHOS, 2003)

A fissuração por hidrogênio, ou trinca à frio, é considerada um dos maiores problemas de soldagem de aços estruturais comuns. Microestruturas como a martensita, que apresentam dureza elevada, são mais suscetíveis à formação de trinca. (MODENESI et al., 2012)

Como já foi citado anteriormente, o preaquecimento é uma forma de prevenir a fissuração por oxigênio, pois reduz a velocidade de resfriamento. Além prevenir com o uso consumíveis e processos de baixo oxigênio, controle o aporte de calor e passe de solda de revenido. (SILVA; PARANHOS, 2003)

No caso de grandes sensibilidades a trincas, o pós-aquecimento da peça deve ser realizado. Para que seja efetivo, dever ser realizado em tempos maiores que duas horas e com temperaturas acima de 200°C. (MODENESI et al., 2012)

2.6 ANÁLISE TÉRMICA

2.6.1 Calorimetria Diferencial Exploratória

A DSC (ou Calorimetria Diferencial Exploratória) é uma técnica que trabalha com o princípio de transferência de calor, medindo as variações de entalpia, de fusão e de degradação, ou seja, mede as temperaturas e o fluxo de calor associado com as transições sofridas pelos materiais em função da temperatura e do tempo. (MOTHË; AZEVEDO, 2009)

Estas medidas proporcionam referências quantitativas e qualitativas do material de transformações químicas e físicas. Esta análise pode fornecer informações sobre caracterização e medidas específicas, como: oxidação, pureza, estabilidade térmica, ponto de fusão, temperatura e tempo de cristalização, entre outras propriedades dos materiais. (MOTHË; AZEVEDO, 2009)

Com o uso da análise térmica em materiais metálicos, é possível verificar diversas informações, como temperatura das transformações de fase e o calor latente da transformação. (LAGOUDAS, 2008).

O princípio do funcionamento da DSC é medir a taxa de fornecimento de energia calorífica entre um material e uma referência, simultaneamente perante as mesmas condições de aquecimento ou resfriamento.

Esta técnica é útil para determinar energia das transformações, como calor latente da fusão e propriedades termo físicas, como calor específico. Curvas de calor e resfriamento medidas durante a solidificação podem medir as curvas *solidus* e *liquidus*, durante as transformações de fase.

Saari et al. (2003), utilizaram o ensaio de calorimetria exploratória para determinar as temperaturas de *solidus* e *liquidus* de ligas em altas temperatura e determinar o calor latente da fusão destas ligas.

Wielgosz e Kargul (2015) afirmou que a técnica de DSC é uma poderosa ferramenta para identificar transformações de fases em aços.

Em uma curva típica de DSC, como observa-se na Figura 15, a mudança da linha base significa uma mudança de fase, pois o pico apresentado no sentido vertical crescente indica aumento de entalpia, correspondendo a um evento endotérmico ou exotérmico. (MOTHE, 2009). As temperaturas de transformações são obtidas por meio de gráficos a partir das regiões de inícios e final de pico. O calor latente associado a transformação de fase pode ser calculado a partir da área de uma curva. (LAGOUDAS, 2008).

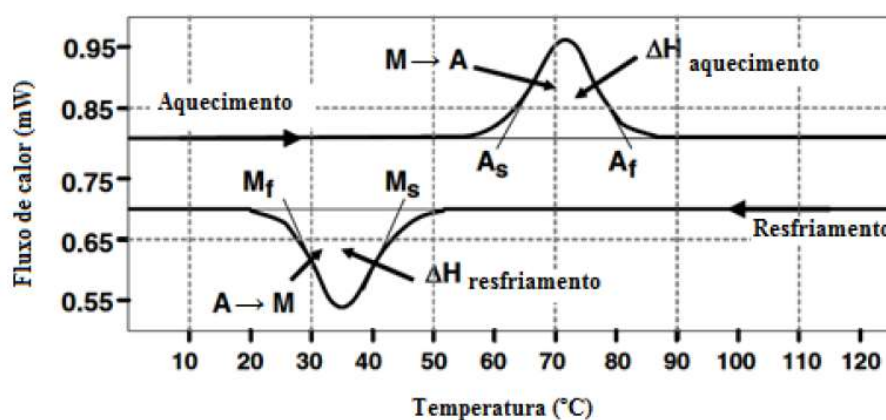


Figura 15 - Diagrama esquemático de uma curva DSC para uma Liga com Memória de Forma mostrando as temperaturas de transformação de fase e o calor latente. (LAGOUDAS, 2008)

A área de curva é diretamente proporcional à variação da entalpia, descrita na (Eq. 4), onde K é independente da temperatura e ΔH é a variação da entalpia. (MOTHË; AZEVEDO, 2009)

$$\text{Área} = \frac{\Delta H}{K} \quad (4)$$

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho, a temperatura de preaquecimento (TPA) é a variável de estudo, especificada em três condições distintas, para possibilitar o entendimento da sua influência perante o aço inoxidável martensítico CA6NM, dentro do processo de soldagem GMAW em curto-circuito de parâmetros determinados por Santos (2013).

A metodologia utilizada pode ser compreendida através da Figura 16.

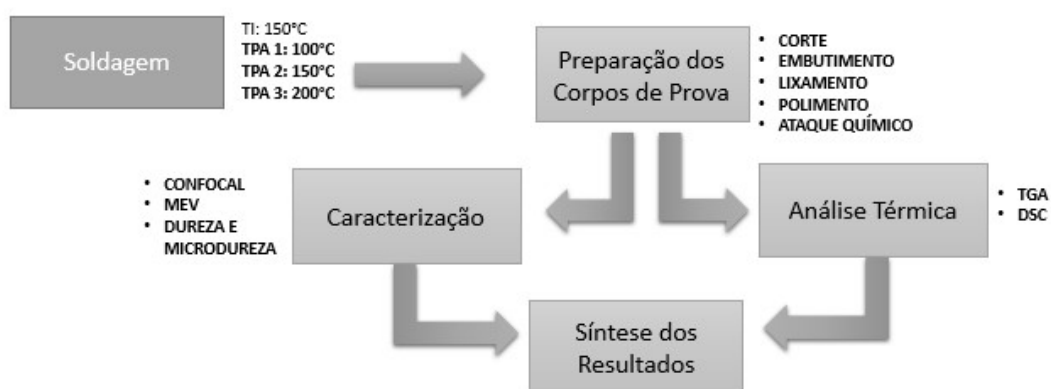


Figura 16 - Esquema da Metodologia utilizada neste trabalho.

3.1 DESCRIÇÃO DOS MATERIAIS

3.1.1 Material de Base

Foram utilizadas amostras do aço inoxidável martensítico ASTM A743 CA6NM, material foi fornecido no estado temperado ($1020^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$) e revenido ($610^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$), para que se obtivesse as propriedades mecânicas necessárias. Segundo o fabricante, Voith Hydra Ltda, em ambos tratamentos, o resfriamento foi em ar calmo até temperatura ambiente para permitir a completa transformação da austenita em martensita. (ANSELMONT, 2013)

A composição química do aço inoxidável CA6NM é apresentada pela Tabela 4, que foram obtidas por um conjunto de análises químicas realizadas pelo setor de Pesquisa e Desenvolvimento da Eletronorte. (FERREIRA, J. F.; OLIVEIRA, F.; ARAÚJO, 2013)

Tabela 4 - Composição química da amostra de CA6NM fornecida pela Eletronorte. (FERREIRA, J. F.; OLIVEIRA, F.; ARAÚJO, 2013)

Constituintes (%)	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	V
	0,05	0,67	0,52	1 2,94	3,1	0,4	0,036	0,01	0,173	0,037

3.1.2 Material de Adição

O material de adição usado para soldagem neste projeto foi o arame tubular OK Tubrod 410 NiMo MC, equivalente ao AWS 5.22 EC410NiMo, de 1,2 mm de diâmetro, fornecido pela ESAB. A composição química deste arame é apresentada na Tabela 5, segundo o catálogo do fornecedor. (ESAB, 2013)

Tabela 5 - Composição química do arame tubular OK Tubrod 410 NiMo MC fornecida pelo catálogo do fornecedor (ESAB, 2013)

Constituintes (%)	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
	0,03	0,72	0,60	12	4,31	0,58

3.2 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

Todo o procedimento de soldagem foi realizado no Grupo de Automação e Controle (GRACO) da Universidade de Brasília (UnB), apesar de ser um processo robotizado, o procedimento e a programação foram executadas por um pesquisador do grupo.

O processo de soldagem foi realizado em 3 placas de CA6NM, com as dimensões de 160,2 x 59,2 x 6 mm, conforme a Figura 17.



Figura 17 - Placas do CA6NM (SANTOS, 2013)

A placa a ser soldada era posicionada verticalmente, como ilustra a Figura 18, sobre o aparato experimental, que era responsável pelo preaquecimento da amostra. No topo, a tocha de soldagem percorria toda o comprimento da placa, depositando o material de solda (AWS 5.22 EC 410NiMo). A deposição do material ocorreu 16 vezes, na qual cada cordão de solda ficou exatamente sobre o outro.

A deposição do metal de solda foi realizada na placa na posição vertical pois, considerando-se que a placa possui espessura de várias ordens de magnitude inferior à altura e ao comprimento da mesma, de forma que seja possível admitir que a temperatura não varia ao longo da espessura, a transferência de calor pode ser considerada bidimensional no plano da placa, permitindo, assim, a possibilidade de uma análise futura do aporte térmico da região soldada. (FRAGA et al., 2013)

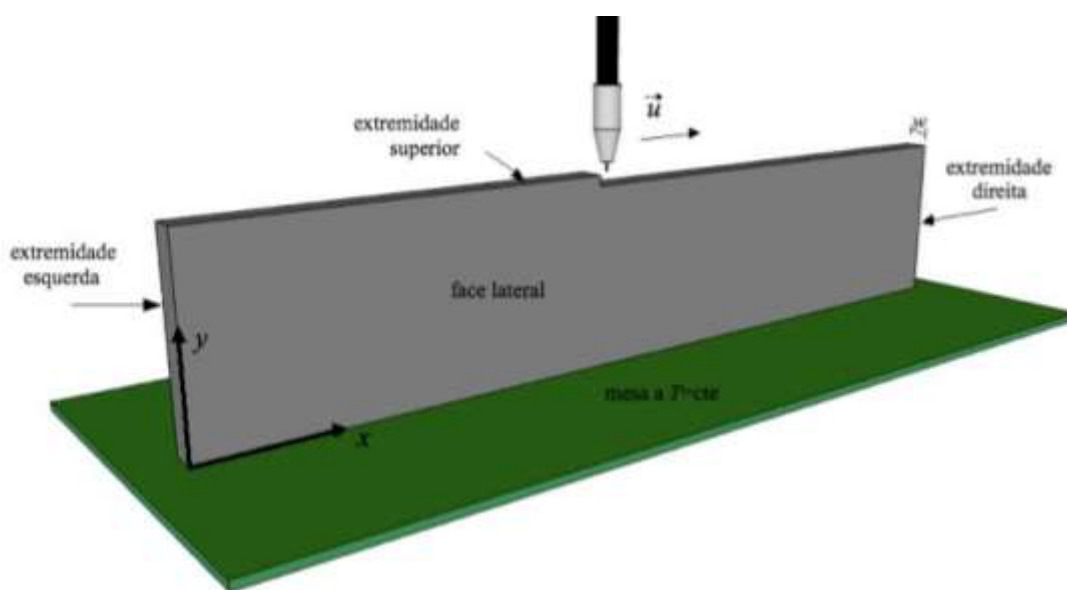


Figura 18 – Ilustração do procedimento de deposição do metal de solda na placa do CA6NM na posição vertical.(FRAGA et al., 2013)

3.2.1 Preaquecimento e interpasse

O preaquecimento das placas era realizado, antes do início do processo de soldagem, em uma bancada experimental, conforme a Figura 19, que tinha os objetivos de fixar o corpo de prova na posição correta para a execução da soldagem e de realizar o preaquecimento das placas, ou seja, aquecer o metal de base antes

do início da soldagem a uma temperatura pré-estipulada, com intuito de melhorar as propriedades da Zona Termicamente Afetada (ZTA) após a soldagem.

Este aparato foi desenvolvido por Fraga et al. (2013) e aperfeiçoada por Santos (2013) 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 et al., 2013; SANTOS, 2013)



Figura 19 - Bancada de trabalho com braço robótico durante a soldagem.

O aparato experimental possui uma superfície plana que mantém uma temperatura aproximadamente constante por meio de uma bancada onde há circulação de um fluido (óleo de soja aquecido) à uma temperatura determinada. A placa a ser soldada fica sobre a superfície na posição vertical. No topo a tocha de soldagem percorre a superfície da placa depositando o metal de solda. (FRAGA et al., 2013)

As temperaturas de preaquecimento e interpasse foram determinadas a partir do trabalho de Santos (2013) e da norma ASTM A743 para o aço da classe CA6NM. As temperaturas de preaquecimento e de interpasse estipuladas para este estudo estão relacionadas na Tabela 6.

Tabela 6 - Temperaturas de Preaquecimento interpasse estabelecidas para cada processo de soldagem

Amostra	Temp. Preaquecimento (°C)	Temp. Interpasse (°C)
TPA 100	100	150
TPA 150	150	150
TPA 200	200	150

A temperatura de preaquecimento foi monitorada por um termopar do tipo K (alumel/cromel) devidamente calibrado, soldado com solda ponto por resistência, à 10 mm do topo da placa à ser soldado e um termopar tipo K estava soldado na base da bancada experimental. Quando a temperatura estipulada era registrada por meio de um multímetro digital modelo ET-2082 e marca MINIPA®, dava-se início ao procedimento de soldagem.

Além da temperatura de preaquecimento, em uma soldagem multipasse, a temperatura de interpasse deve ser controlada. A temperatura de interpasse em 150°C era 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 20 mostra o monitor do monitoramento térmico durante a execução da soldagem do aço CA6NM, que possibilitava acompanhar o ciclo térmico da soldagem.

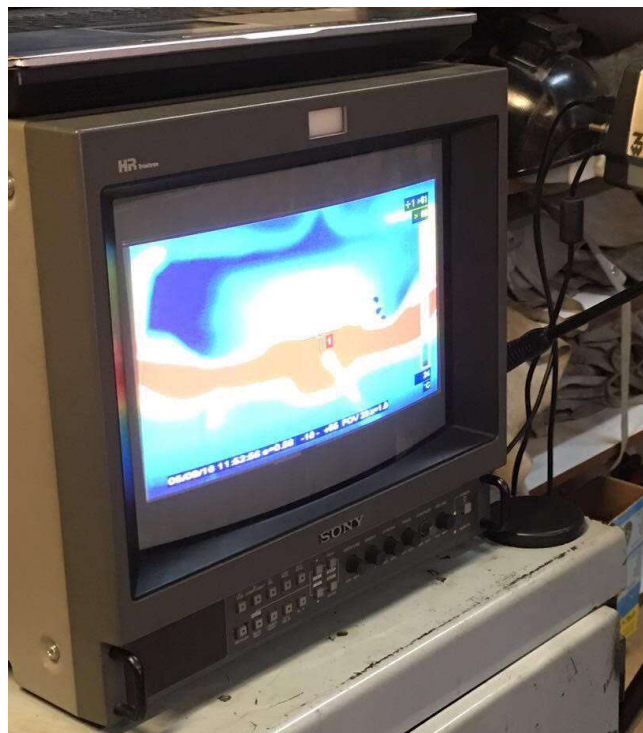


Figura 20 - Monitoramento termográfico do processo de soldagem GMAW.

Para o monitoramento térmico ideal através da câmera de infravermelho deste estudo são necessários os seguintes parâmetros, que são configurados pelo próprio sistema de monitoramento, estão relacionados na Tabela 7.

Tabela 7 - Parâmetros para monitoramento térmico

Emissividade de Superfície	0,6
Distância da câmera/peça	1,4m
Temperatura do ar	25°C
Umidade do Ar	57%
Amplitude de temperatura	0-500°C

O monitoramento da temperatura do processo de soldagem foi de grande importância, pois a soldagem por arco elétrico é um processo de natureza térmica.

3.2.2 Processo de Soldagem

Segundo Santos (2013), a soldagem GMAW do tipo curto circuito é a que apresenta, para o presente estudo, melhores condições de acabamento, baixo nível de energia, pouca faísca e dimensões adequadas dos cordões de solda.

A soldagem foi realizada por um processo automatizado, por meio de um braço mecânico robotizado ABB IRB 2000 que é apresentado pela Figura 21. Os cordões de solda foram executados automaticamente, programados de forma *offline* no robô de soldagem utilizando o aplicativo Sport S3, em linguagem *ARLA*, utilizado para controlar os parâmetros de números de passes, controle do incremento em altura, velocidade da soldagem. (SANTOS, 2013; PLATA, 2016)



Figura 21 - Braço mecânico robotizado ABB IRB 2000.

Após atingir-se a temperatura de preaquecimento estipulada para cada etapa, foi realizada a soldagem GMAW em 16 passes de incrementos fixos, com proteção gasosa de soldagem ativa (96% Ar + 4% CO₂) e a deposição do arame tubular AWS

5.22 EC410 NiMo. Esta deposição se iniciava no início do comprimento da placa e percorria seus 160,2 mm. A taxa de resfriamento da solda foi considerada lenta (baixa), pois foi realizada ao ar livre.

Os parâmetros utilizados no processo de soldagem foram mantidos constantes durante cada um dos cordões de solda e estão especificados na Tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros da Soldagem GMAW curto-circuito do material de base CA6NM com deposição de AWS 5.22 EC 410NiMo

Temperatura de Interpasse (°C)	150
Número de Cordões de Solda	16
Tensão (V)	14,6
Stand Off (mm)	12
Incremento a cada cordão (mm)	1,5
Velocidade de alimentação do arame (mm/s)	4,7
Velocidade de soldagem (m/mm)	12
Vasão de Gás (l/mm)	15
Dinâmica do arco*	2
Corrente Média (A)	201 (TPA 100)
	199 (TPA 150)
	205 (TPA 200)

* parâmetro associado à característica dinâmica da fonte durante o curto circuito, relacionado à indutância aparente do circuito de soldagem

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

3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

3.3.1 Preparação da amostra para micrografia

As micrografias foram obtidas pelo intermédio de microscopia confocal e microscopia eletrônica de varredura. As regiões analisadas foram o metal de base não afetada termicamente, a ZTA, linha de fusão inicial e o metal de adição. Para que fosse possível a análise metalográfica de cada amostra foi necessário passar por um processo de preparação descrito abaixo.

A Figura 22 (A) mostra a placa após soldagem com 16 cordões de solda. As placas foram seccionadas, como mostra a Figura 22(B), através do equipamento de policorte com disco abrasivo intensamente refrigerado, para evitar possíveis transformações metalúrgicas associadas ao aquecimento durante o corte e embutidas a frio, conforme Figura 22 (C), para que sua secção transversal fosse avaliada. Na retirada das amostras das placas soldadas, a secção escolhida era sempre a mesma para que houvesse maior conformidade dos resultados.

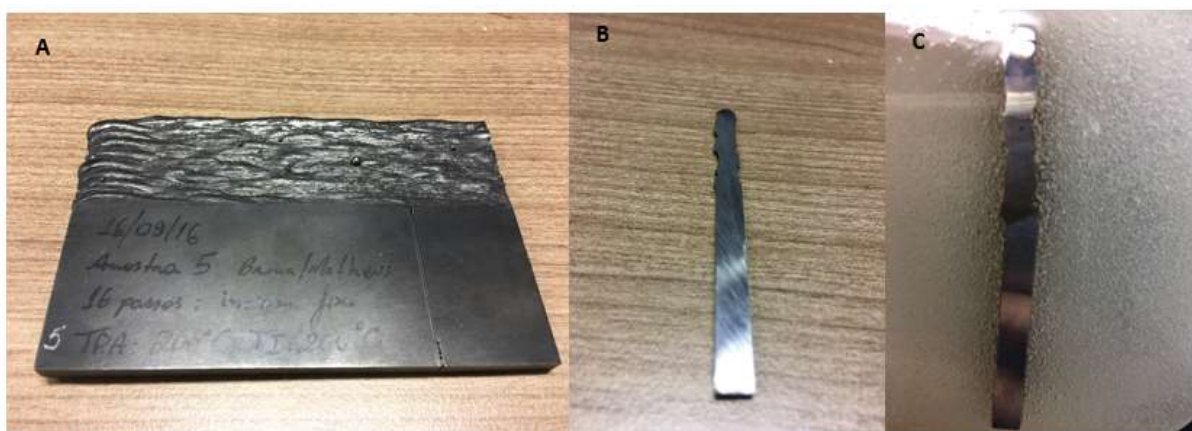


Figura 22 – (A) Placa com os cordões de solda; (B) Secção transversal após corte; (C) Amostra embutida.

As amostras foram extraídas transversalmente das placas soldadas a partir de 15 mm da estabilização dos cordões de solda na placa. O processo pode ser compreendido pela Figura 23.



Figura 23 - Secção escolhida para corte na placa soldada.

As amostras soldadas foram lixadas sucessivamente com lixas d'água de granulometria entre 220 e 2400 e então, foi utilizada alumina em suspensão de 1 μm para o polimento manual das amostras.

Após o polimento, as amostras foram atacadas com reagente Kalling n°1 para revelação da microestrutura, pois ataca fortemente a martensita (coloração escura) e revela detalhes microestruturais. (DEDAVID et al., 2007) A Tabela 9 mostra a composição do Kalling n°1, condição para o ataque, tempo necessário e a microestrutura resultante após o ataque.

A escolha do ataque levou em consideração resultados obtidos na literatura e recomendação da norma ASTM E407.

Tabela 9 - Reativo Kalling n°1 para análise metalográfica

Reagente	Kalling n°1
Composição	5g de ClCu_2 + 33mL de HCl + 33 mL de H_2O destilada + 33 mL de Etanol)
Condição	Imersão à temperatura ambiente
Tempo	15 segundos
Microestrutura apresentada	Ataca martensita, não reage na austenita.

3.3.2 Microscopia Confocal e Microscopia Eletrônica de Varredura

Para a análise microestrutural foi utilizado o Microscópio Laser Confocal da marca OLYMPUS, modelo LEXT OLS-4100, do Laboratório de Materiais (LabMat) da UnB.

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) é uma das técnicas mais versáteis disponíveis para análises de caracterização da morfologia de microestrutura e composição química do material. Para esta análise foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura do fabricante JEOL, modelo JSM-7100F, do LabMat da UnB.

Para ambas análises, cada amostra foi observada em sete áreas diferentes segundo Figura 24, com objetivo de analisar a estrutura obtida após a soldagem e verificar a influência da temperatura de preaquecimento (TPA).

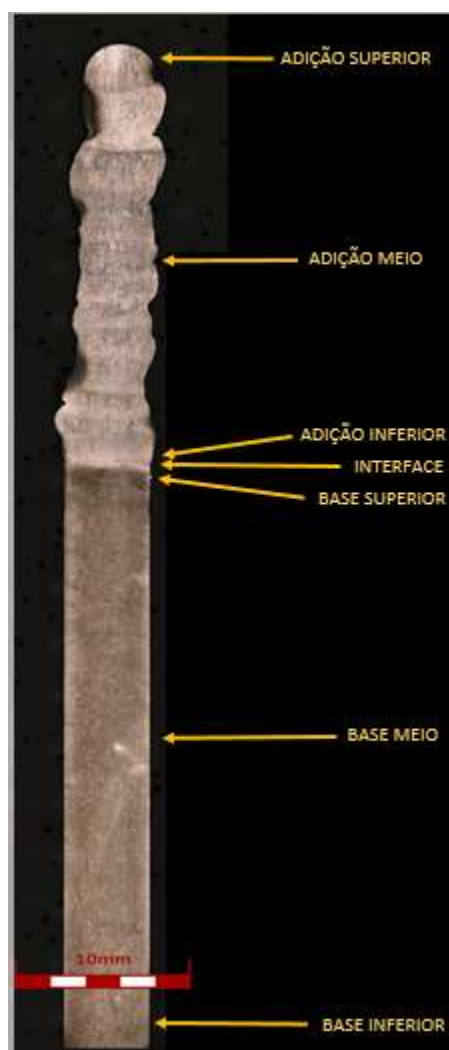


Figura 24 - Esquema de cada região analisada da amostra na análise microestrutural.

Na microscopia confocal e na microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram analisadas as seguintes áreas: A região “Superior Adição” que corresponde ao último passe da solda; A área “Adição Meio” é a região central do metal de adição; “Adição Inferior” corresponde ao primeiro passe da solda do material de adição; A região “Interface” corresponde à Linha de Fusão entre o Metal de Base (CA6NM) e o Metal de Adição; A região “Base Superior” abrange a área do metal de base logo abaixo da linha de fusão; já a área “Meio Base” representa a região central do metal de base; e por último, a extensão “Base inferior” se refere à região do metal de Base que não é afetado pelo calor da soldagem, na base da amostra.

3.4 ENSAIOS MECÂNICOS

Os ensaios mecânicos realizados foram dureza e microdureza Vickers, com intuito de averiguar eventuais alterações desta propriedade em função das distintas temperaturas de preaquecimento do processo de soldagem.

No presente trabalho, os ensaios de dureza foram realizados nos corpos de prova previamente preparados para micrografia. O método utilizado foi a dureza Vickers, com carga de 10kgf (HV 10) com tempo de impressão de 20 segundos, utilizando o durômetro Zwick ZHU 250 no LabMat da UnB. Foram avaliadas sete áreas do material, conforme figura 19 que já foi representada.

Para uma melhor análise das propriedades de dureza da região de interface, referida por Santos (2013) como a região de maiores valores de dureza (324 HV10) nas condições de TPA em 90°C e TI em 150°C, foi realizado o ensaio de microdureza Vickers de 0,3 kgf (0,3HV, utilizando o equipamento DuraScan EMCOTest do LabMat.

O ensaio de microdureza Vickers foi utilizado para compreender melhor a zona termicamente afetada (ZTA) do metal de base, a Linha de Fusão da solda e o primeiro cordão de solda. Para isto foram selecionadas 8 posições para traçar um perfil de microdureza desta área, conforme mostra a Figura 25.

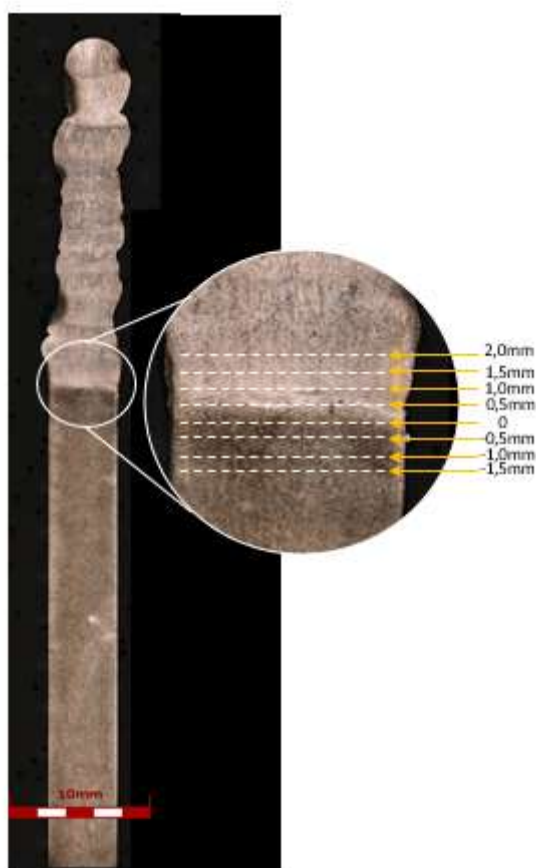


Figura 25 - Esquema de posições para análise de Microdureza Vickers.

Foram realizadas cinco medições na superfície preparada das amostras. Com tais dados, foram calculados as durezas médias e os desvios padrões de cada ensaio.

3.5 ANÁLISE TERMICA

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 exploratória.

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 qualitativa ou quantitativa. Os dois ciclos foram utilizados para eliminar o efeito da microestrutura como recebida e alcançar um melhor resultado de DSC. (PETROVIC et al., 2012) A liga utilizada foi a CA6NM soldada com AWS 5.22 EC410NiMo, preaquecidas com as

seguintes temperaturas, 100, 150 e 200°C. E identificadas respectivamente como Amostras TPA 100, TPA 150 e TPA 200.

Cada amostra foi dividida em 4 partes (Último cordão, Meio da Solda, Interface e Metal de Base), conforme a Figura 26 e transformados em corpos de provas circulares com as dimensões de 5 mm de diâmetro, apresentados pela Figura 27, com massas entre 8 a 11 mg, para realização do ensaio.

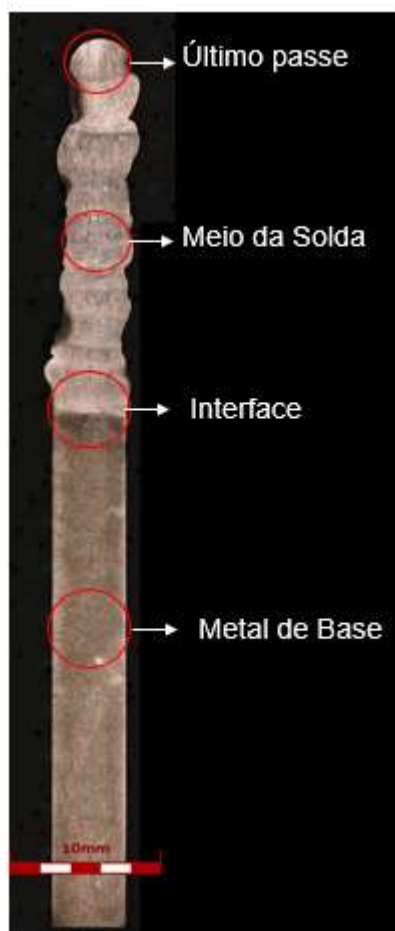


Figura 26 – Representação das regiões de onde foram extraídos os corpos de prova para realização do DSC e nomenclatura dos corpos de prova.

O ensaio foi realizado através de um analisador térmico simultâneo TGA/DSC, modelo Q600 (TA Instruments) do Laboratório de Análises da FGA, em cadinhos de alumina, sob atmosfera de Nitrogênio (N₂), com fluxo de 60mL/min, à taxa de aquecimento de 10°C/min, iniciando à temperatura ambiente até 1200°C, na qual ficou em isoterma durante 10 minutos, seguido do resfriamento de taxa de 15°C/min até temperatura ambiente.



Figura 27 - Corpos de prova para realização da análise térmica por DSC e porta amostra.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados serão apresentados na seguinte sequência: caracterização microestrutural; ensaio de dureza; e análise térmica.

4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

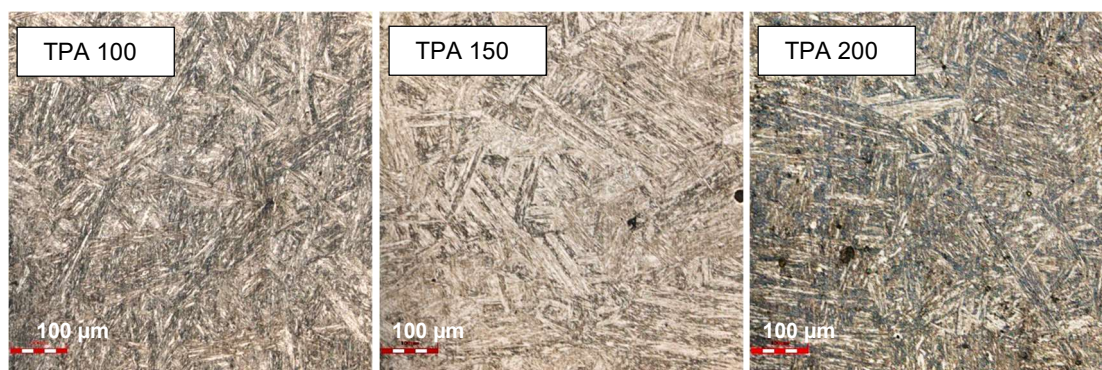
Por meio do microscópio confocal pela função *stitching* que forma um mosaico de imagens de alta resolução, foi possível obter a imagem de cada amostra por inteiro, como a Figura 28 apresenta as amostras TPA 100 (A), TPA 150 (B) e TPA 200 (C). O ataque químico para revelar a microestrutura do material, Kalling n° 1, permite visualizar o contraste entre o metal de base e o metal de adição, divididos pela linha de fusão do primeiro cordão de solda depositado. Assim como há nuances de contraste na intersecção de cada cordão de solda.



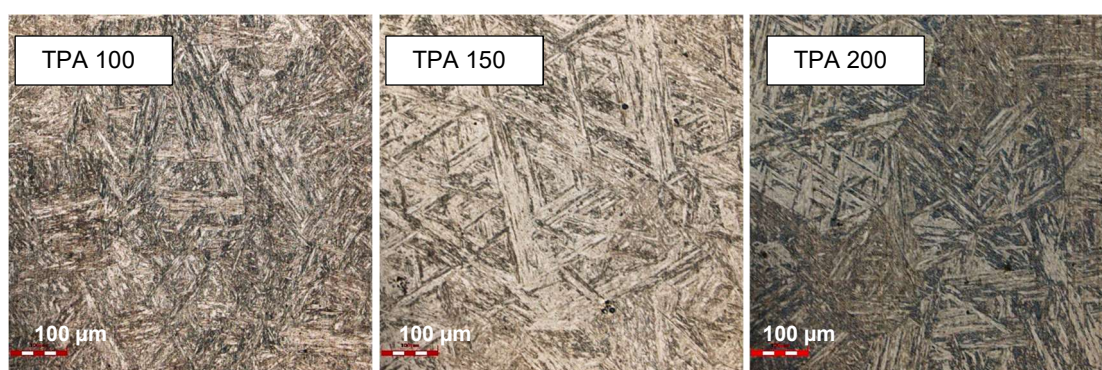
Figura 28 - Amostras do material de base CA6NM soldado com material de adição AWS 5.22 EC410NiMo nas condições de temperatura de preaquecimento em (A) 100°C, (B) 150°C e (C) 200°C.

A Figura 29 apresenta um quadro de micrografias das amostras na região inferior do Metal de Base, na região do meio do Metal de Base e na região superior do Metal de Base, pós soldagem, para as temperaturas de preaquecimento de 100°C (TPA 100), 150°C (TPA 150) e 200°C (TPA 200) utilizadas neste trabalho.

METAL DE BASE - INFERIOR



METAL DE BASE - MEIO



METAL DE BASE- SUPERIOR

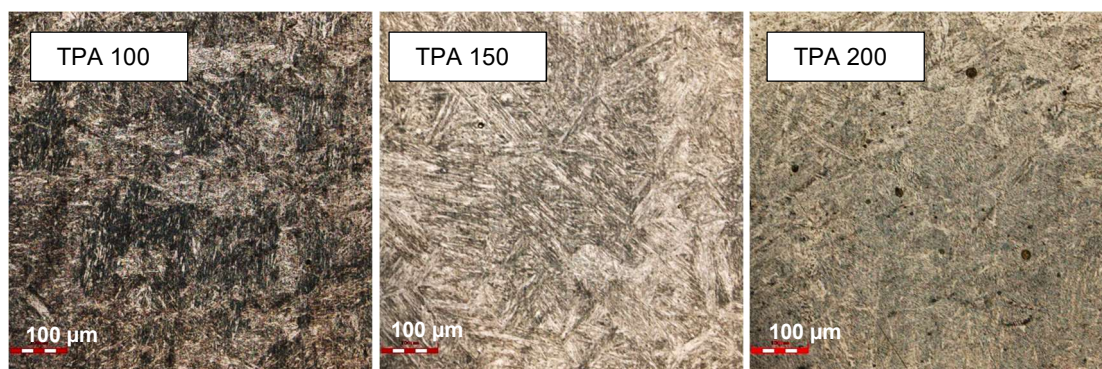


Figura 29 - Micrografias do Metal de Base na região inferior, na mediana e na superior para diferentes temperaturas de preaquecimento 100°C (TPA 100), 150°C (TPA 150) e 200°C (TPA 200).

Como é possível observar que para as três temperaturas de preaquecimento, o metal de base das amostras possui característica de uma microestrutura martensítica no formato de ripas. Porém, as amostras relativas à parte superior do metal de base, próximo a região de interface entre o metal de base e o metal de adição, podem ser consideradas uma zona termicamente afetada (ZTA) por alta temperatura. Nota-se que esta região sofre influência do calor da soldagem, pois a microestrutura da martensita se apresenta mais refinada, diferenciando-os do formato de ripas inicial.

Na Figura 30, observam-se as ripas martensíticas com aumento maior para cada condição analisada (100°C, 150°C e 200°C), através do microscópio eletrônico de varredura (MEV).

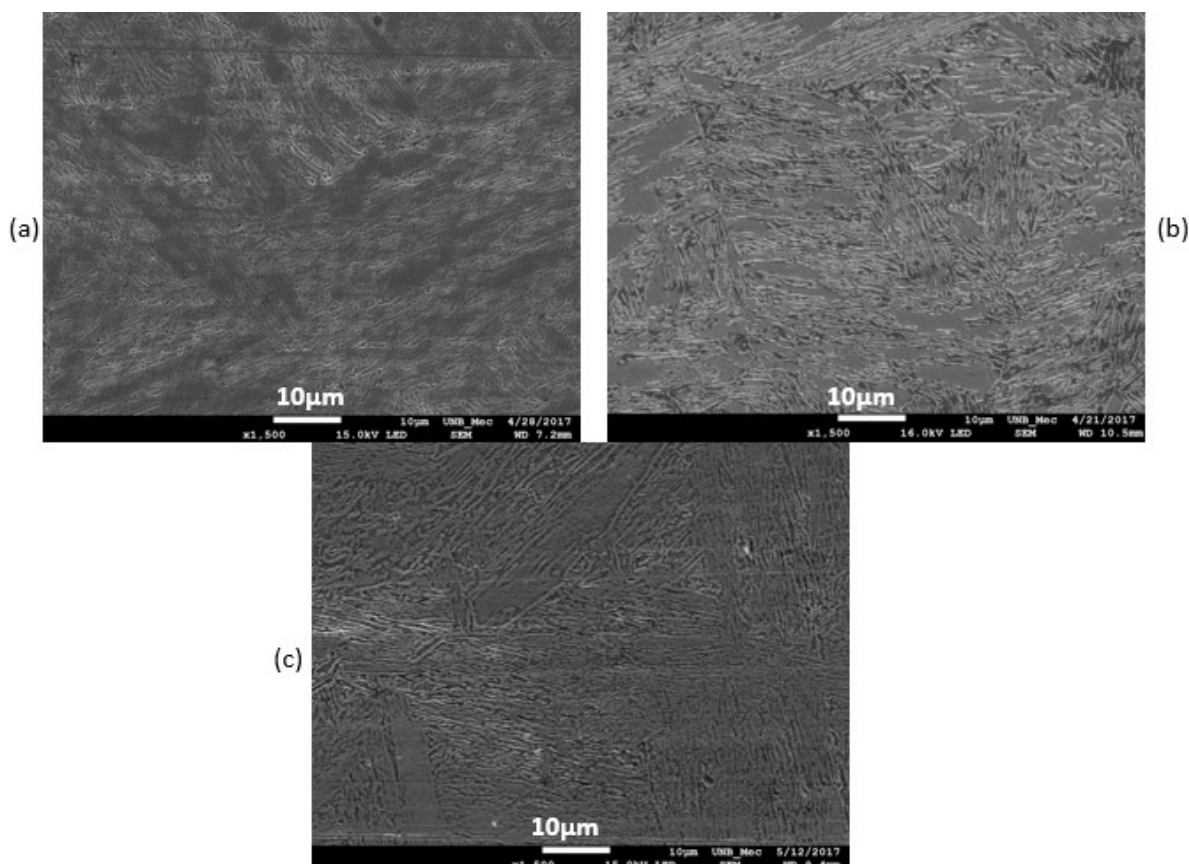


Figura 30 - Micrografias das ripas martensíticas do Metal de Base, na região inferior (1), para as diferentes temperaturas de preaquecimento: (a) TPA=100°C; (b) TPA=150°C; e (c) TPA=200°C. MEV aumento de 1.500x.

É possível observar na Figura 31, a interface entre o metal de base e o metal de adição, duas microestruturas diferentes. Na parte inferior das imagens, observa-se uma microestrutura martensítica grosseira e a microestrutura do metal de solda mais refinada.

INTERFACE

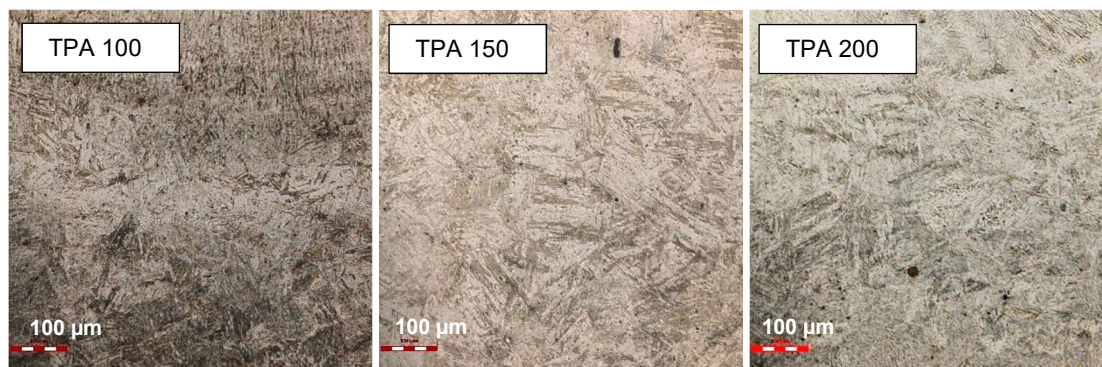


Figura 31 - Micrografia da Interface para as diferentes temperaturas de preaquecimento: (a) TPA=100°C; (b) TPA=150°C; e (c) TPA=200°C.

Na interface está presente a linha de fusão do primeiro cordão de solda, conforme mostra a Figura 32, é possível observar a diferença na morfologia da microestrutura da ZTA e do metal de solda. Na Figura 33 (C), evidencia-se a presença de poros (finos e grosseiros) e possíveis inclusões muito próxima a linha de fusão.

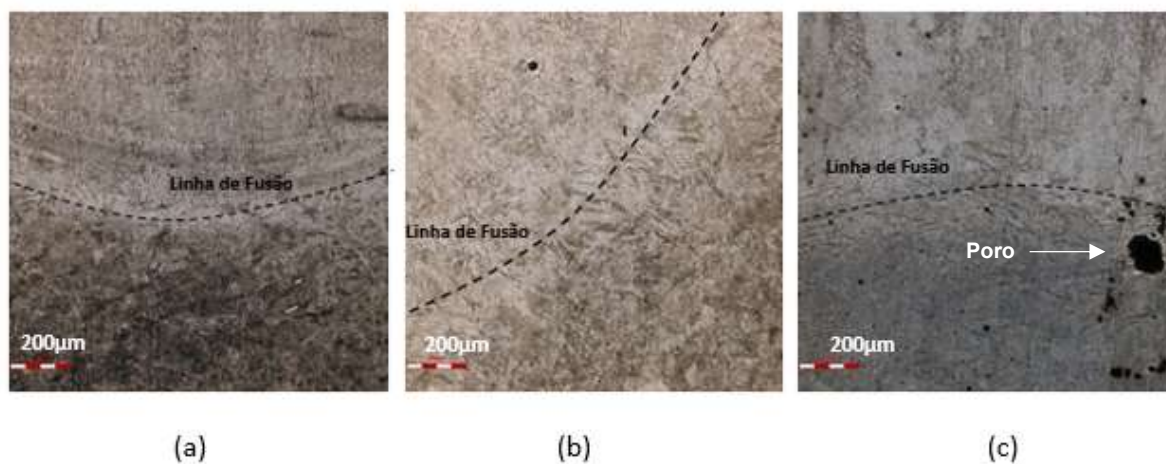


Figura 32 - Linha de fusão na Interface para as diferentes temperaturas de preaquecimento: (a) TPA=100°C; (b) TPA=150°C; e (c) TPA=200°C.

Segundo Mokhtabad Amrei et al. (2015), a ferrita delta, revelada pelo ataque com reagente Kalling, aparece no formato de “cânions” e são resultantes da segregação de elementos gamagênicos. Na Figura 33 é possível observar a presença de ferrita delta na região de interface entre o metal de base e o metal de adição para as três condições de preaquecimento.

Por meio do MEV, é possível observar a ferrita delta na Figura 34, na região do primeiro passe da solda para a amostra preaquecida à 100°C.

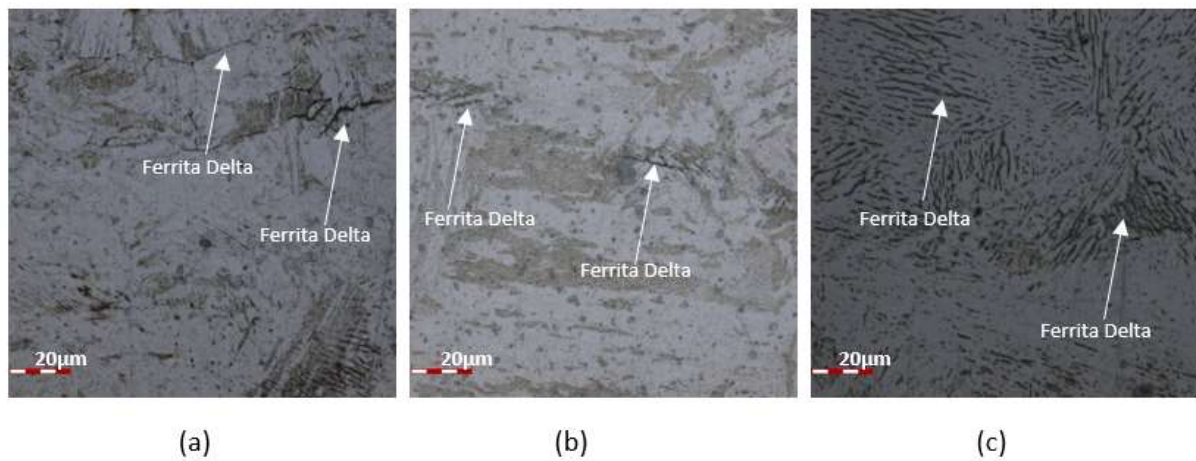


Figura 33 - Presença de ferrita delta, na região da Interface, para as diferentes temperaturas de preaquecimento: (a) TPA=100°C; (b) TPA=150°C; e (c) TPA=200°C.

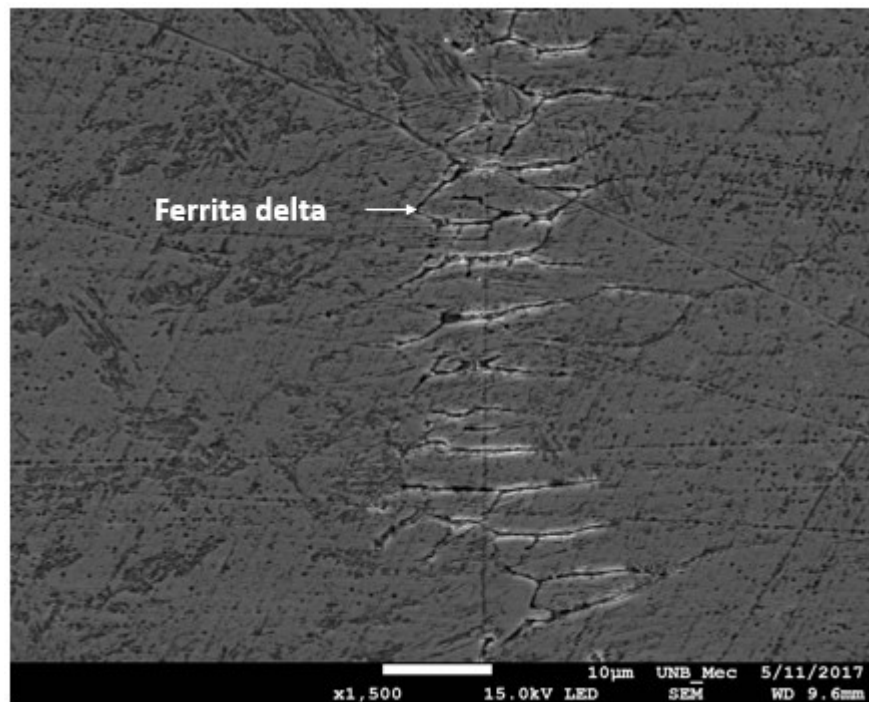


Figura 34 - Imagem do MEV da presença de ferrita delta na região do primeiro passe de solda na amostra preaquecida a 100°C.

No mosaico de imagens mostrado pela Figura 35, pode-se observar uma variação na microestrutura de cada região analisada do metal de solda.

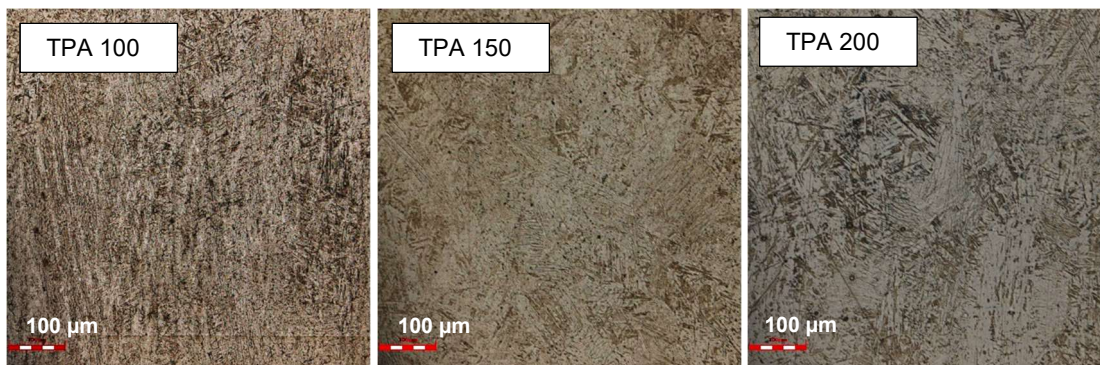
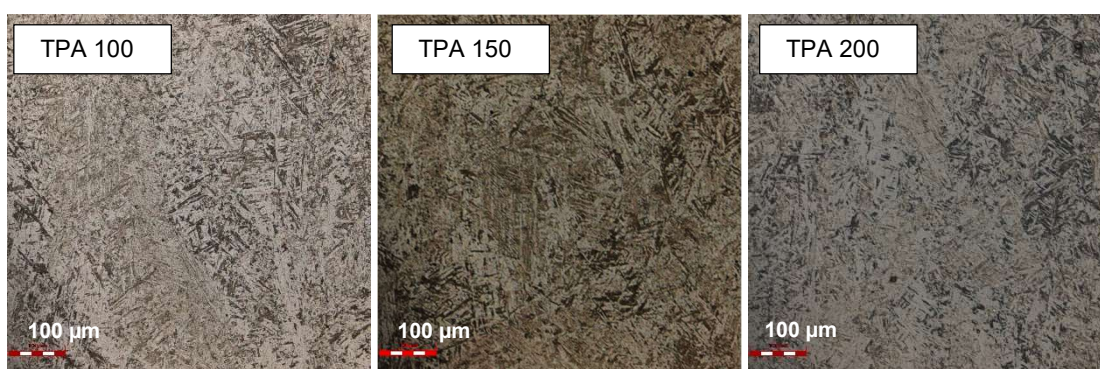
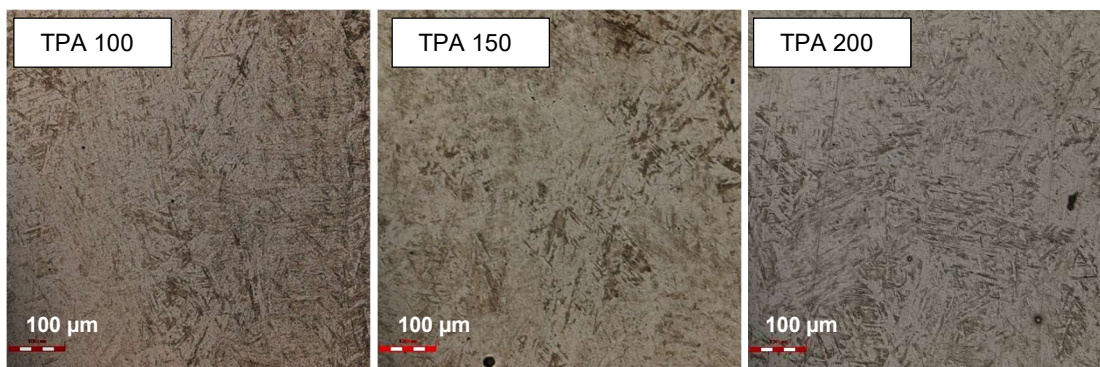
METAL DE ADIÇÃO - INFERIOR**METAL DE ADIÇÃO - MEIO****METAL DE ADIÇÃO - SUPERIOR**

Figura 35 - Micrografias do Metal de Adição, na região do primeiro cordão de solda (inferior), na região do meio da deposição do metal de solda e no último cordão de solda, para as diferentes temperaturas de preaquecimento em 100°C (TPA 100); 150°C (TPA 150); e 200°C (TPA 200).

Na região do primeiro cordão de solda, do processo de soldagem em múltiplos passes, pode-se observar a presença de martensitas refinadas. Conforme os estudos de Mokhtabad Amrei et al. (2015), isto acontece devido ao ciclo térmico do segundo passe e dos passes subsequentes, que partem as ripas martensíticas em

microestruturas refinadas, sendo considerada também uma ZTA do cordão subsequente.

A região central do metal de adição apresenta microestrutura pouco mais grosseira que na região da interface e do primeiro passe de solda, mas ainda sob influência dos cordões de solda subsequentes do processo de soldagem.

As microscopias do décimo sexto passe da solda, ou seja, o último cordão apresenta uma microestrutura mais grosseira que na região mais central do metal de adição.

Observa-se que há uma variação na microestrutura significativa ao longo do corpo de prova, ou seja, em cada área analisada, a martensita se apresenta com uma morfologia diferente. No metal de base, a microestrutura é evidenciada no formato de ripas e perto da interface se apresentam menores e mais refinadas. (GOUVEIA, 2008)

Há presença de ferrita delta em diferentes regiões do metal de solda, desde a região de interface até o último cordão de solda, e na ZTA, para todas as condições de temperatura de preaquecimento, porém não foi possível sua quantificação. Segundo Gouveia (2008), a formação de ferrita delta ocorre pelo reaquecimento do cordão de solda entre 1200 e 1300°C, no campo bifásico austenita + ferrita delta, e entre 1300 e 1400°C no campo monofásico da ferrita delta. E que possivelmente esta tem um efeito na tenacidade do material de estudo.

Já na parte do metal de solda, a microestrutura do primeiro passe apresenta-se mais refinada. Segundo Almeida (2015), isto ocorre devido o reaquecimento em temperaturas acima de 800°C pela sobreposição dos outros passes de solda, ou seja, a energia de soldagem promove uma zona de refinamento, devido ao reaquecimento realizado pelo próximo passe de solda. Conforme indica Gouveia (2008), o último passe apresenta uma microestrutura mais grosseira, pois não houve sobreposição dos cordões de solda. Estas características indicam que uma sequência de passes de solda influencia na microestrutura final da solda, devido ao ciclo térmico da execução de cada cordão.(GOUVEIA, DE et al., 2015)

4.2 ANÁLISE DA DUREZA E DA MICRODUREZA VICKERS

A Figura 36 apresenta os valores de dureza (HV 10) obtidos na condição de temperatura de preaquecimento de 100°C, 150°C e 200°C no processo de soldagem do material CA6NM e seus valores são indicados na Tabela 10.

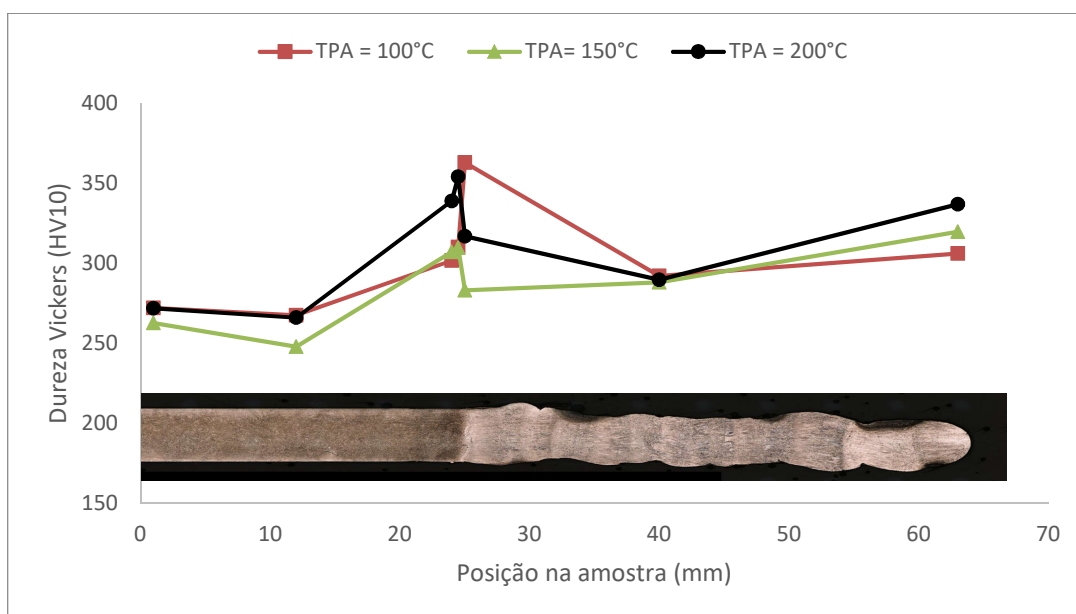


Figura 36 - Dureza Vickers (HV10) ao longo das amostras preaquecidas em 100°C, 150°C e 200°C.

Tabela 10 - Valores de dureza Vickers (HV10)

Região da Amostra	TPA 100 (HV10)	TPA 150 (HV10)	TPA 200 (HV 10)
Inferior Da Base	272,22 ± 4,51	262,64 ± 4,60	271,90 ± 5,69
Meio Da Base	267,64 ± 2,00	247,88 ± 8,88	266,06 ± 5,21
Superior Da Base	301,85 ± 8,35	307,03 ± 8,29	339,06 ± 2,69
Interface	310,28 ± 8,79	309,90 ± 6,99	354,32 ± 9,03
Inferior Da Adição	363,08 ± 4,11	283,18 ± 7,89	316,94 ± 6,30
Meio Da Adição	292,10 ± 4,97	288,20 ± 9,55	289,76 ± 5,72
Superior Da Adição	306,28 ± 8,47	319,84 ± 2,83	337,14 ± 6,44

A região inferior e do meio do metal de base apresentam valores de dureza inferiores, em média de 14%, ao esperado pela norma ASTM A743 de 307HV10.

Na região superior do metal de base, que é uma zona termicamente afetada por altas temperaturas, há elevação da dureza de até 28% em relação ao estado inicial do metal de base.

Na interface do metal de solda e do metal de base, onde se localiza a zona de fusão, tem elevação no valor de dureza de até 5% em relação a zona termicamente afetada por altas temperaturas.

No primeiro passe da solda, se encontra o maior valor de dureza da análise (363 HV10) para a condição de preaquecimento de 100°C.

No meio da solda, os valores reduzem novamente, ficam abaixo de 300 HV10, devido à influência do calor dos cordões de solda subsequentes.

E no último passe da solda, a dureza volta a se elevar (em até 17% na condição de 200°C de aquecimento) quando comparada ao meio da região da solda, por não ter passado por revenimento proveniente de um próximo passe, onde a microestrutura se apresentou mais grosseira

A amostra na condição de preaquecimento de 150°C apresentou os menores valores de dureza comparada às outras condições de preaquecimento (em 100°C e 200C), sendo o mais valor mais elevado de 320HV10 no último cordão de solda.

Um perfil de microdureza foi traçado na área da interface entre metal base e primeiro passe da solda, conforme Figura 37 e estes valores estão listados na Tabela 11.

Tabela 11 – Valores de Microdureza Vickers (HV 0,3) para as amostras preaquecidas nas temperaturas de 100,150 e 200°C.

Distância da Linha de Fusão (mm)	TPA 100 (HV0,3)	TPA 150 (HV0,3)	TPA 200(HV 0,3)
-2,0	310,60 ± 3,29	316,40 ± 3,29	320,20 ± 4,82
-1,5	314,20 ± 10,8	310,80 ± 5,97	327,20 ± 7,36
-1,0	319,20 ± 7,60	323,20 ± 7,73	331,40 ± 4,28
-0,5	315,20 ± 4,15	337,60 ± 6,43	334,60 ± 5,50
0	395,20 ± 7,29	322,20 ± 3,96	339,00 ± 5,74
0,5	385,60 ± 9,45	235,20 ± 5,50	340,60 ± 8,68
1,0	365,60 ± 2,70	335,00 ± 4,64	319,00 ± 6,28
1,5	335,60 ± 6,31	311,20 ± 5,40	304,60 ± 6,11

Na Figura 37, é possível verificar que a amostra que foi preaquecida na temperatura de 100°C apresentou um aumento significativo de microdureza nas

posições entre 0 e 0,5 mm, que representam a área da interface e do primeiro cordão de solda. Na posição de 0 mm, a dureza foi de $395,20 \pm 7,29$ HV_{0,3}, quando se compara com as amostras preaquecidas nas temperaturas de 150 e 200°C, onde os valores encontrados foram $322,20 \pm 3,96$ HV_{0,3} e $339,00 \pm 5,74$ HV_{0,3}, respectivamente, constata-se um aumento de 73 e 56 HV_{0,3}. O que indica que provavelmente há constituintes nestas regiões que são responsáveis pela elevação da dureza.

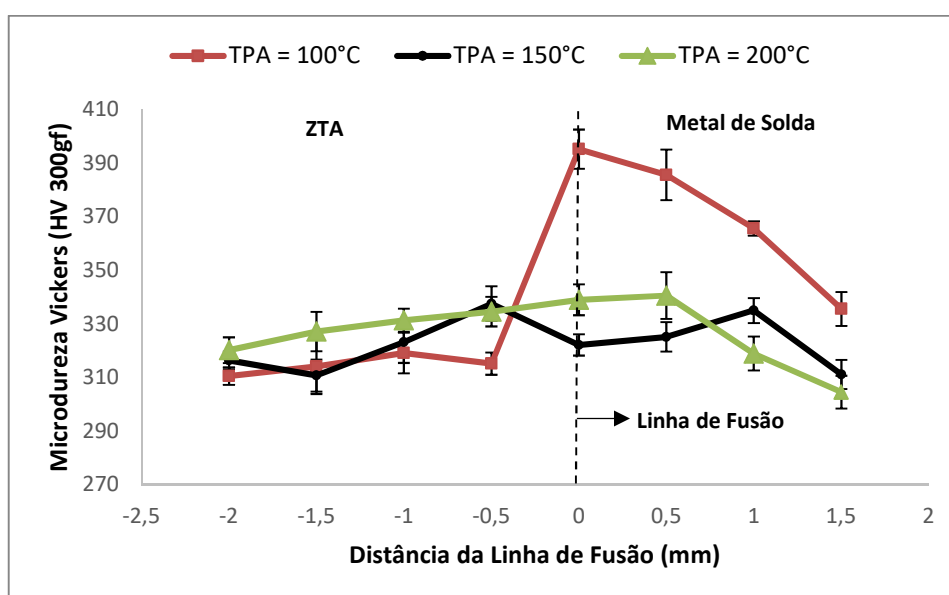


Figura 37 - Perfil de Microdureza Vickers (HV 0,3) para as amostras pré-aquecidas nas temperaturas de 100,150 e 200°C.

A microdureza na região ZTA do metal de base (entre -0,5 e 2 mm) encontra-se homogênea com valores com média de 321 HV_{0,3} para as três condições de temperatura de preaquecimento analisadas neste estudo.

De modo geral, a amostra na condição de TPA em 100°C tem valores de microdureza mais elevados a partir da região da interface. Na posição 0 mm, a microdureza tem valor de $395,20 \pm 7,29$ HV 0.3 para a amostra TPA em 100°C, seguido da TPA em 200°C, com $339,00 \pm 5,74$ HV 0.3 e a condição de TPA em 150°C a mais baixa, com $322,20 \pm 3,96$ HV 0.03.

A amostra com TPA em 100°C pode ter apresentado maiores valores de dureza, possivelmente devido à fragilização da região devido à taxa de resfriamento elevada (temperatura de preaquecimento baixa), pois a região pode ter encruado devido às tensões residuais.

4.3 ANÁLISE TÉRMICA

4.3.1 Calorimetria Exploratória Diferencial

Para uma melhor análise do ensaio de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC), cada corpo de provas foi retirado das regiões: Último Passe, Meio da Solda, Interface e Metal de Base de condição de preaquecimento (TPA 100) TPA = 100°C; (TPA 150) TPA = 150°C; e (TPA 200) TPA = 200°C.

O ensaio de DSC foi realizado sob atmosfera de Nitrogênio (N₂), com fluxo de 60mL/min, à taxa de aquecimento de 10°C/min, iniciando à temperatura ambiente até 1200°C, na qual ficou em isoterma durante 10 minutos, seguido do resfriamento de taxa de 15°C/min até temperatura ambiente.

A importância da realização de dois ciclos DSC está na necessidade de analisar o comportamento do material após o segundo ciclo, no qual a microestrutura se apresenta estável.

A fim de identificar os principais eventos térmicos do metal de solda, as Figuras 38 (para Ciclo 1) e 39 (para o Ciclo 2) apresentam as curvas de DSC das amostras (TPA 100), (TPA 150) e (TPA 200) para as regiões do último passe de solda e meio da solda.

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. Os valores das temperaturas do início e final da transformação martensítica, assim como o valor da variação da entalpia do pico exotérmico podem ser identificados na Tabela 12.

Os picos exotérmicos de formação de martensita para o último cordão de solda, tiveram comportamentos distintos para as três amostras. A energia de entalpia da amostra preaquecida em 200°C foi a maior (70J/g para os dois ciclos), por isto apresenta um pico mais pronunciado. O pico menor apresentado pela amostra TPA tem o valor da variação de entalpia de 13 J/g para ambos ciclos. A amostra TPA 100 obtiveram picos de 52 J/g para ambos ciclos.

Na região mediana da solda, não ocorreu variação da entalpia para promover um pico exotérmico na amostra TPA 100 para ambos ciclos. A entalpia apresentada pelo pico maior é de 42 J/g na amostra TPA 150 e o pico maior na ordem de 40 J/g para amostra TPA 200.

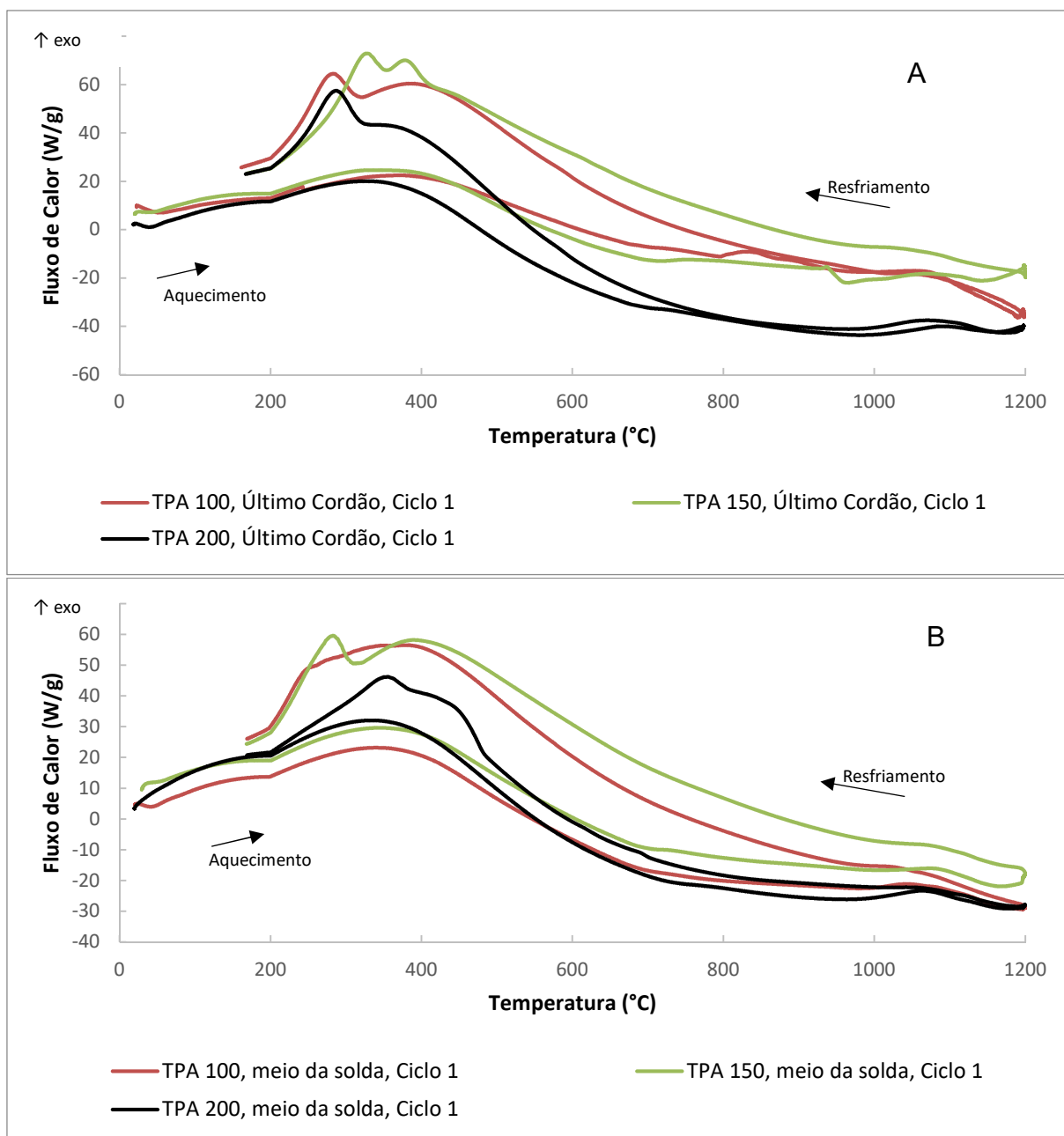


Figura 38 - Curvas DSC para as amostras considerando (A) o último passe da solda e (B) a região do meio da solda, com taxa de aquecimento de 10°C/min e taxa de resfriamento de 15°C/min – Ciclo 1

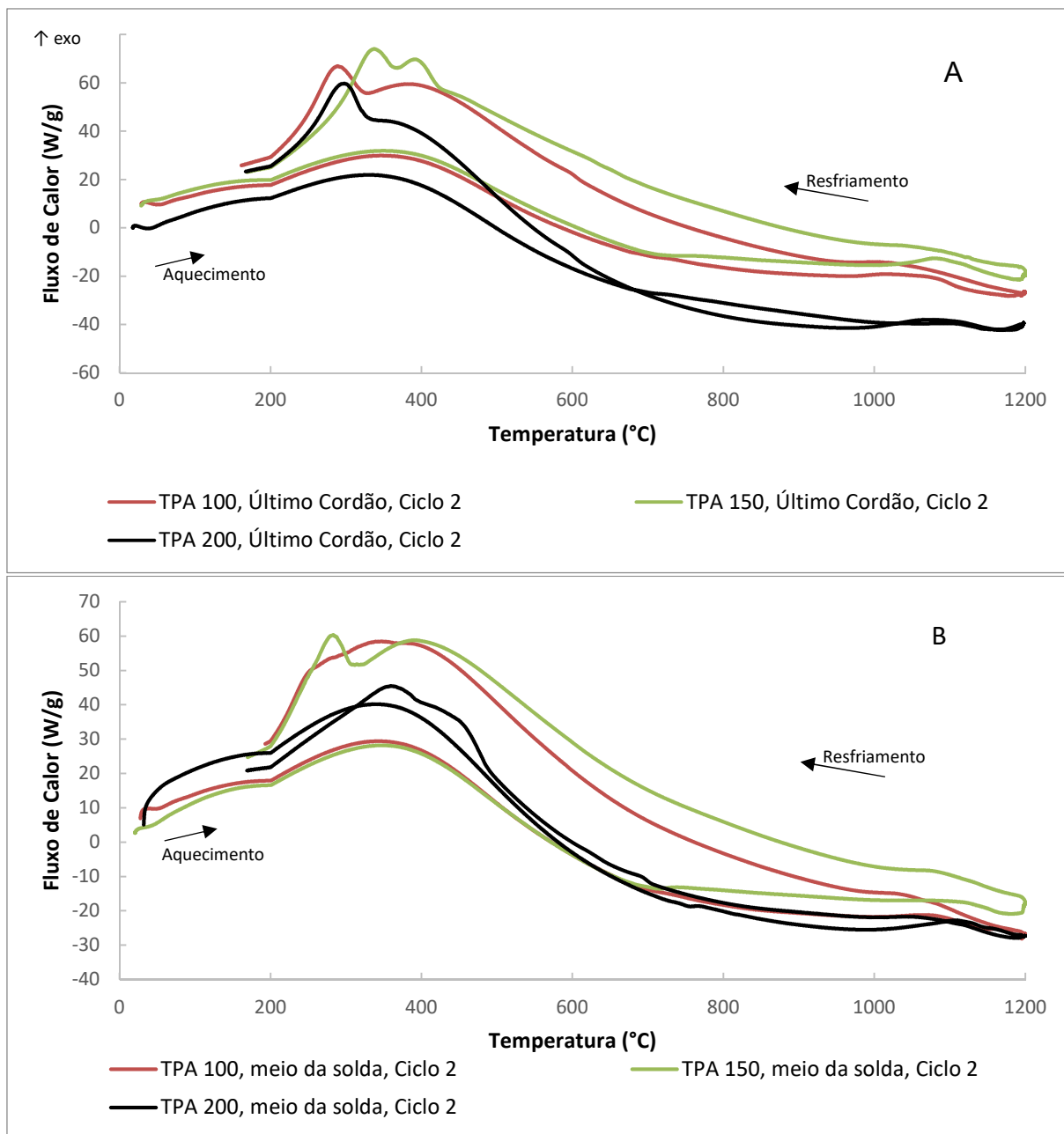


Figura 39 – Curvas DSC para as amostras considerando (A) o último passe da solda e (B) a região do meio da solda, com taxa de aquecimento de 10°C/min e taxa de resfriamento de 15°C/min – Ciclo 2

Nas Figuras 40 (Ciclo 1) e 41 (Ciclo 2), os eventos térmicos podem ser identificados através dos picos das curvas DSC das amostras (TPA 100), (TPA 150) e (TPA 200) para as regiões da interface (primeiro cordão de solda, linha de fusão e ZTA) e metal de base não afetado termicamente.

Na interface, o pico mais pronunciado da amostra na condição de preaquecimento em 150°C foi na média de 44 J/g.

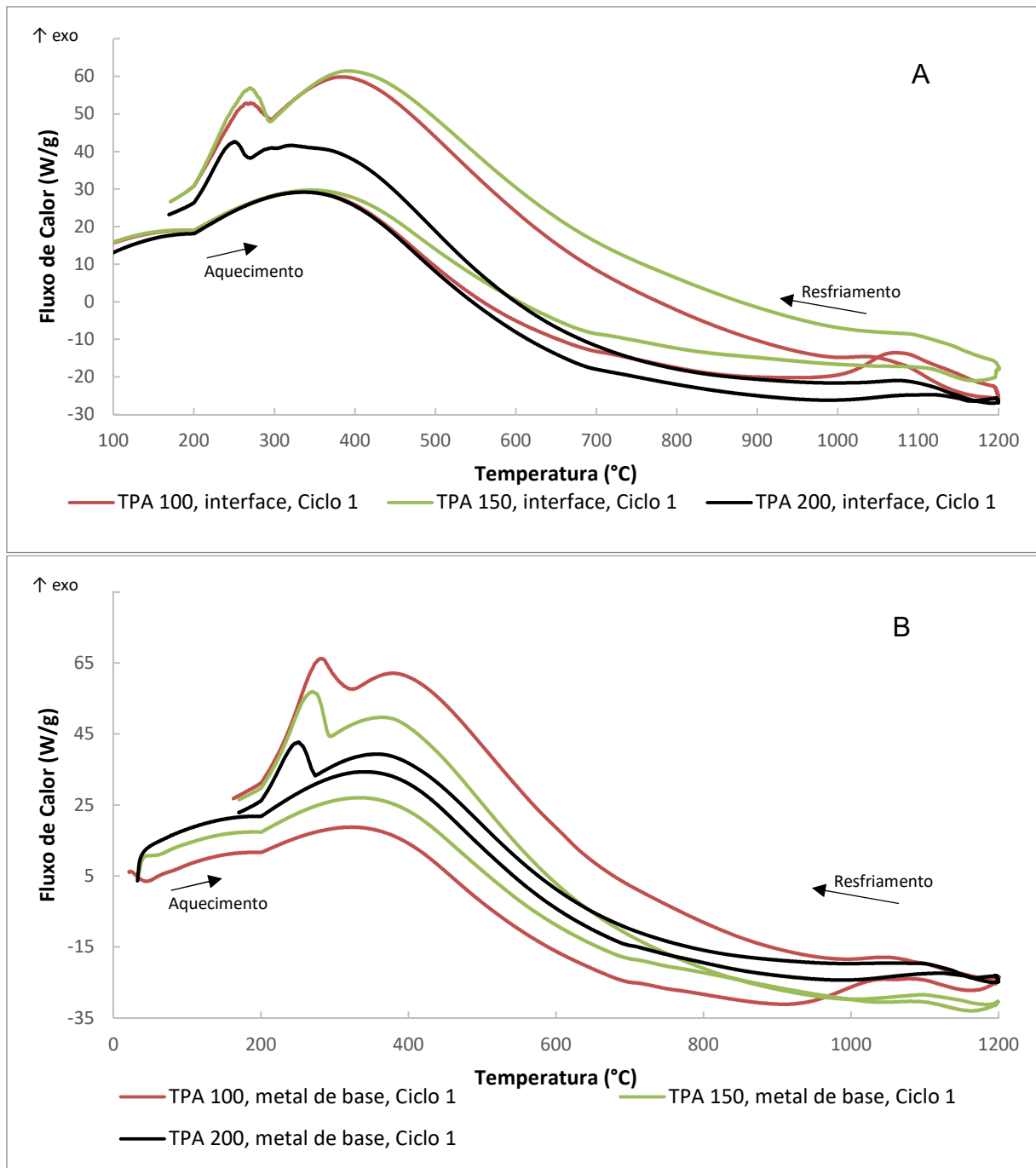


Figura 40 - Curvas DSC para as amostras considerando (A) a interface do metal de solda e ZTA e (B) metal de base, com taxa de aquecimento de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ e taxa de resfriamento de $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ – Ciclo 1

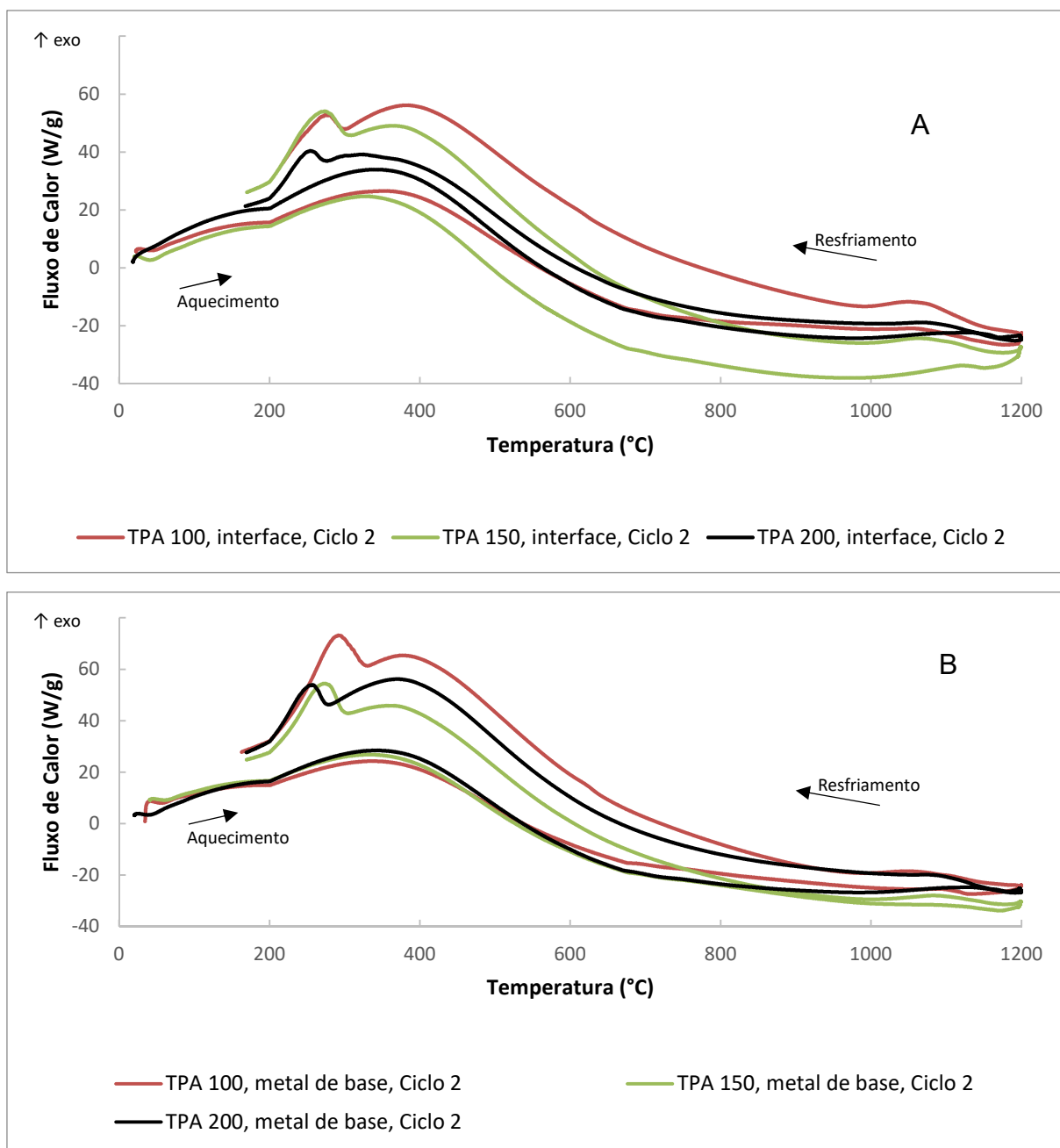


Figura 41 - Curvas DSC para as amostras considerando a (A) interface do metal de solda e ZTA e (B) metal de base, com taxa de aquecimento de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ e taxa de resfriamento de $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ – Ciclo 2

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. Segundo Mothë e Azevedo (2009), este desvio endotérmico indica que o cadinho de referência é muito leve em relação às amostras que apresentavam em média massa de $0,09\text{g}$.

As temperaturas início e fim da transformação martensítica (M_s e M_f), assim como a variação da entalpia (ΔH) estão apresentadas na Tabela 12. 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)

Os picos exotérmicos que caracterizam a transformação martensítica das curvas DSC para o metal de base apresentaram um comportamento homogêneo para as amostras nas três condições de temperatura de preaquecimento.

Tabela 12 – Temperaturas M_s e M_f e Energia de entalpia do pico martensítico para as amostras analisadas

Último cordão						
	Ciclo 1			Ciclo 2		
Amostra	$M_s(^{\circ}C)$	$M_f(^{\circ}C)$	$\Delta H (J/g)$	$M_s(^{\circ}C)$	$M_f(^{\circ}C)$	$\Delta H(J/g)$
TPA 100	313,24	202,41	51,98	320,76	195,20	53,12
TPA 150	350,64	198,49	12,44	362,68	201	13,10
TPA 200	318,92	202,41	70,83	326,48	197,57	74,60
Meio da Solda						
TPA 100	-	-	-	-	-	-
TPA 150	304,39	203,51	43,97	304,22	203,51	40,50
TPA 200	384,63	200,26	44,13	388,56	201	36,82
Interface						
TPA 100	293,38	202,41	36,25	294,45	220,70	24,43
TPA 150	292,14	199,74	41,29	300,24	202,41	46,12
TPA 200	264,94	201,34	19,63	270,45	199,18	18,26
Metal de Base						
TPA 100	312,26	201,34	49,12	324,37	200,26	59,98
TPA 150	290,85	201,34	49,86	300,87	203,31	51,65
TPA 200	270,09	198,11	36,27	272,90	194,88	35,22

De maneira geral, as temperaturas de M_s e M_f se apresentaram em uma média de $337^{\circ}C$ e $200^{\circ}C$, o que indica que as temperaturas de preaquecimento abordadas ($100^{\circ}C$, $150^{\circ}C$ e $200^{\circ}C$) e a temperatura de interpasse estão abaixo da temperatura M_f , que possivelmente garante que a estrutura final após o procedimento da soldagem

seja totalmente martensítica, como pode-se verificar na Figura 12 que mostra o comportamento das transformações de fase durante o resfriamento da soldagem.

Há uma elevação nos valores das temperaturas M_s e M_f em relação as temperaturas identificadas por Crawford (1974) nos valores de 275°C e 100°C . Porém, em um estudo recente realizado por Almeida (2015), foram identificados os valores das temperaturas de transformação M_s e M_f em 317°C e 200°C para o aço CA6NM na condição “como soldado”, que é condizente com os valores apresentados nesta análise.

Durante o aquecimento das amostras na taxa de $10^\circ\text{C}/\text{min}$, nem sempre foi possível identificar o evento de primeira ordem (caracterizado por um pico) que representam as temperaturas de início (Ac_1) e fim (Ac_3) da transformação martensita para austenita, que segundo diagrama de fases apresentado na Figura 5 estão na faixa de 720 e 630°C .

Nas Figuras 42, 43, 44, 45, 46 e 47, as curvas de aquecimento DSC foram ampliadas na faixa de 500°C a 900°C para identificação dos picos e eventos térmicos de segunda ordem (caracterizados pela mudança da linha base). As curvas de DSC também foram derivadas nesta faixa de temperatura, identificadas como dDSC (o círculo cinza marca os picos que auxiliam na evidência do evento térmico).

O primeiro ciclo da amostra TPA 100 Último Passe apresentou um pequeno pico da transformação austenítica, sendo Ac_1 no valor de 760°C e Ac_3 no valor de 817°C (Figura 42 A). Para as amostras apresentadas nas Figura 42 (B) e na Figura 43(A e B) houve um desvio na linha de base da curva DSC, sinalizando um evento térmico conforme a derivada da curva de DSC indica, porém, a entalpia não foi suficiente para caracterizar um pico, entre as temperaturas de 690 a 800°C .

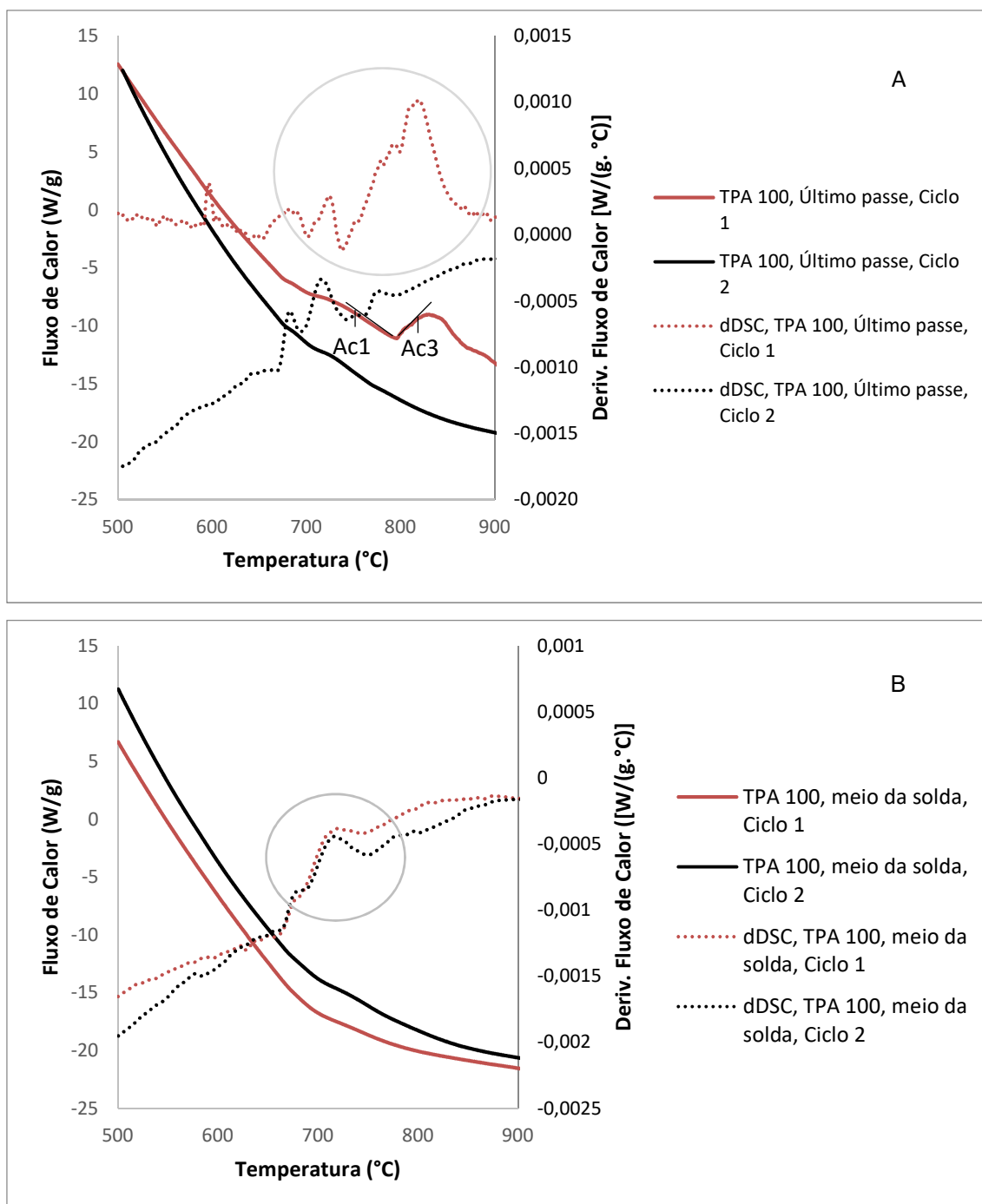


Figura 42 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 100 (A) Último Passe e (B) Meio da Solda.

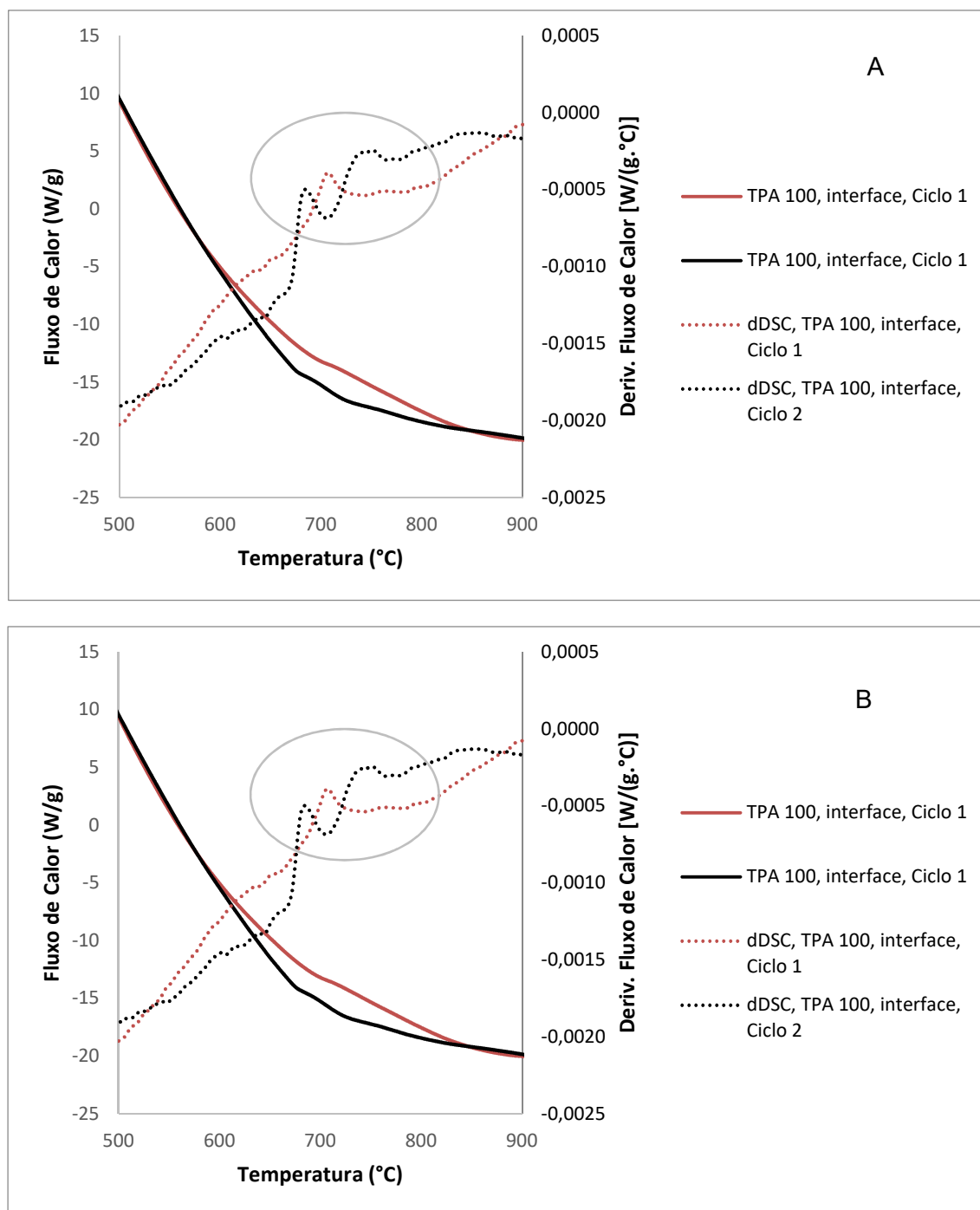


Figura 43 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 100 (A) Interface e (B) Metal de Base.

Para as amostras com a TPA em 150°C, formaram-se picos no último cordão de solda (Figura 44 A) com Ac_1 e Ac_3 iguais à 689 e 747°C, respectivamente, no primeiro ciclo da análise.

Nas Figuras 44 (B), 45(A e B), 46(A e B) e 47 (A e B), os eventos térmicos de segunda ordem foram caracterizados pela mudança de direção da linha de base, porém não caracterizam um pico de transformação de fase, na faixa de 650 a 820°C.

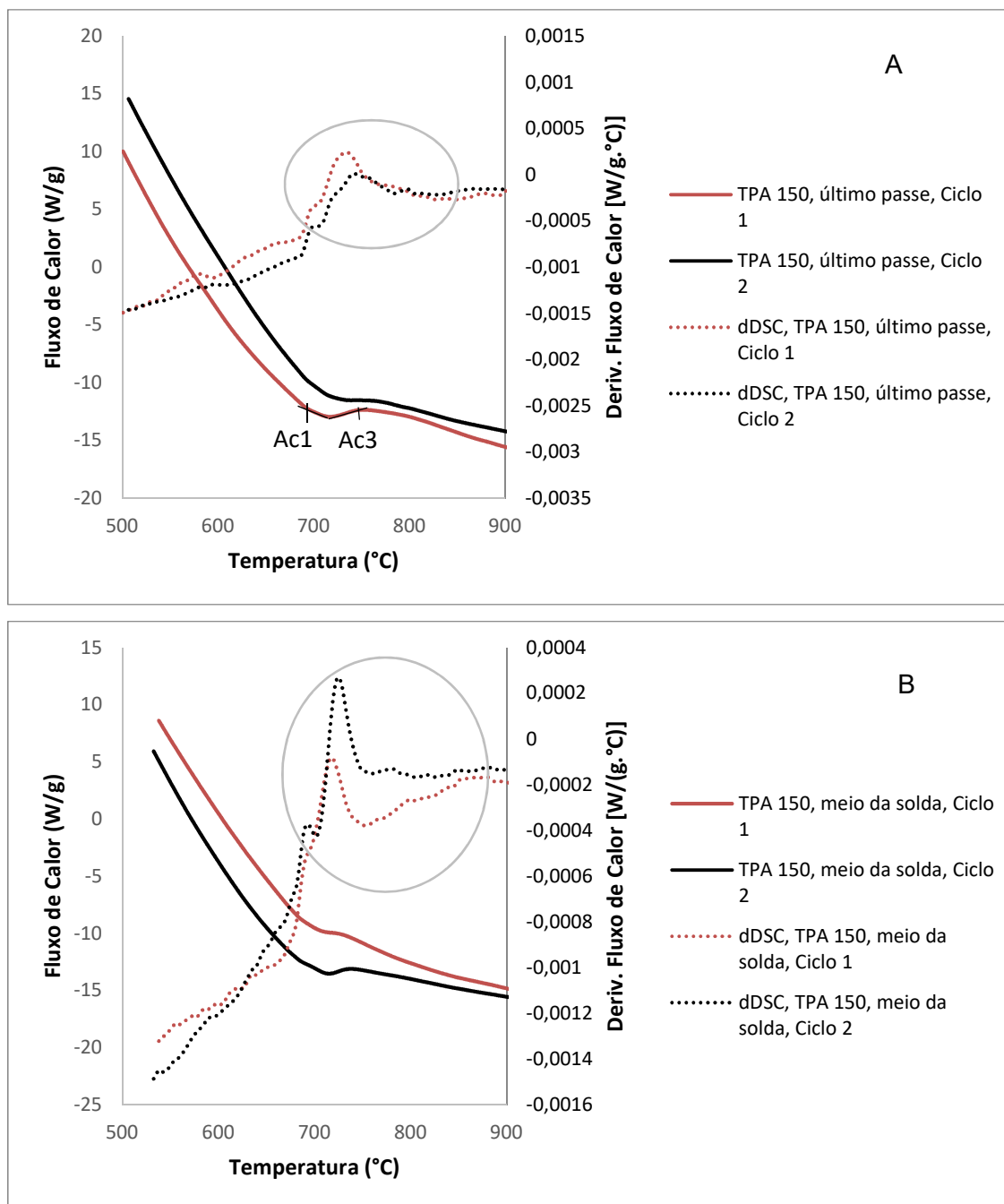


Figura 44 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 150 (A) Último Passe; (B) Meio da Solda

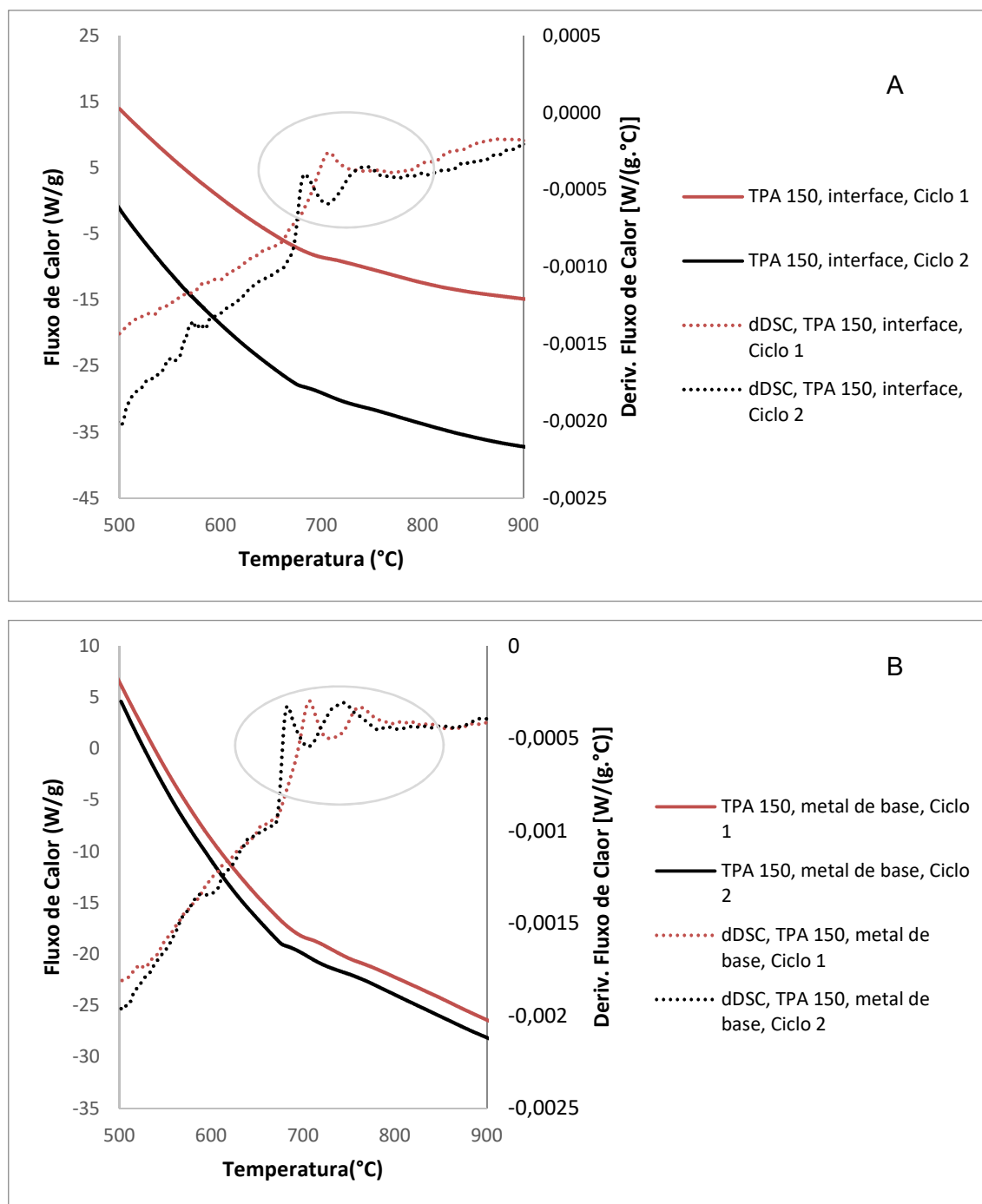


Figura 45 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 150 (A) Interface; (B) Meio da Metal de Base

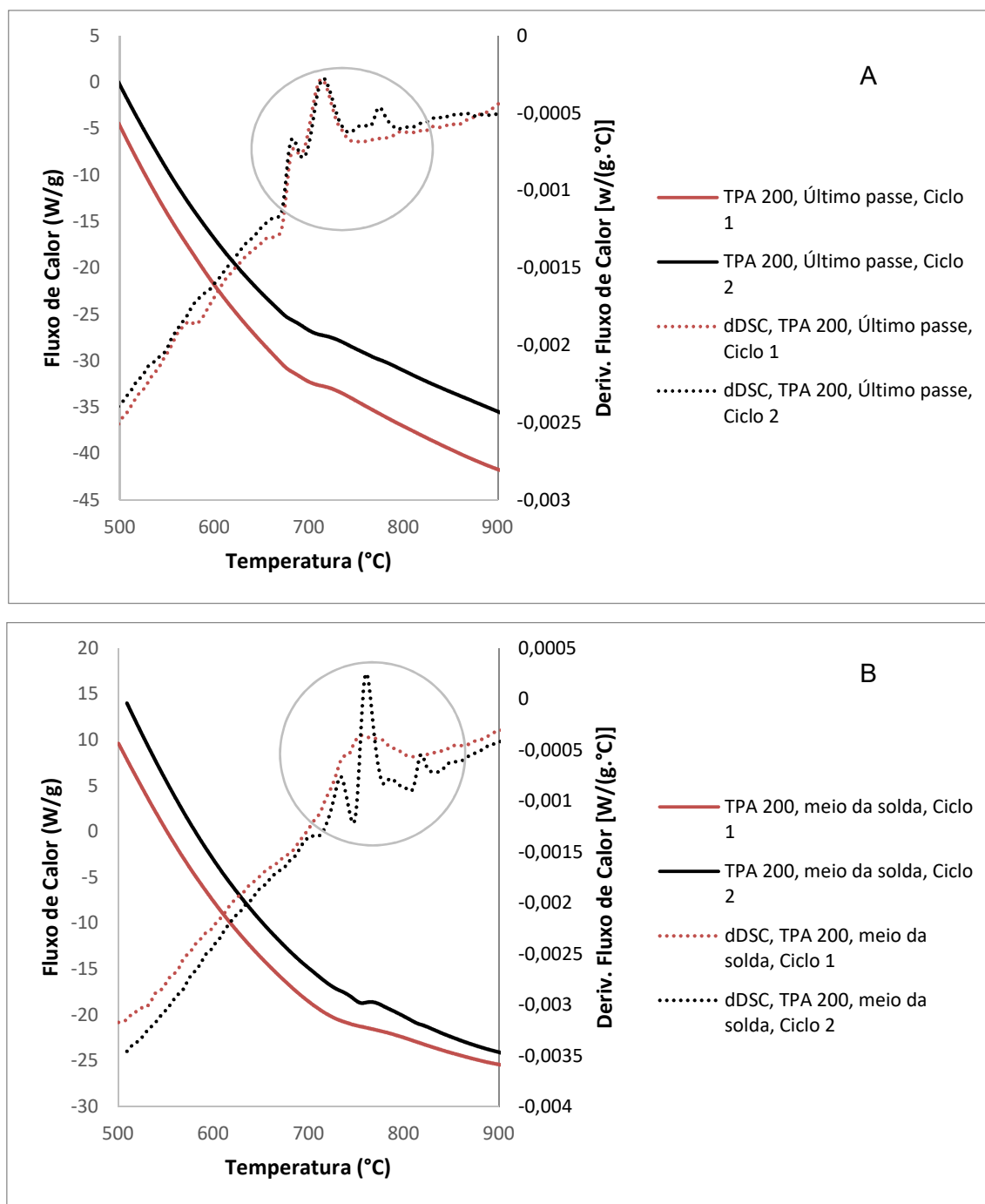


Figura 46 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 200 (A) Último Passe; (B) Meio da Solda

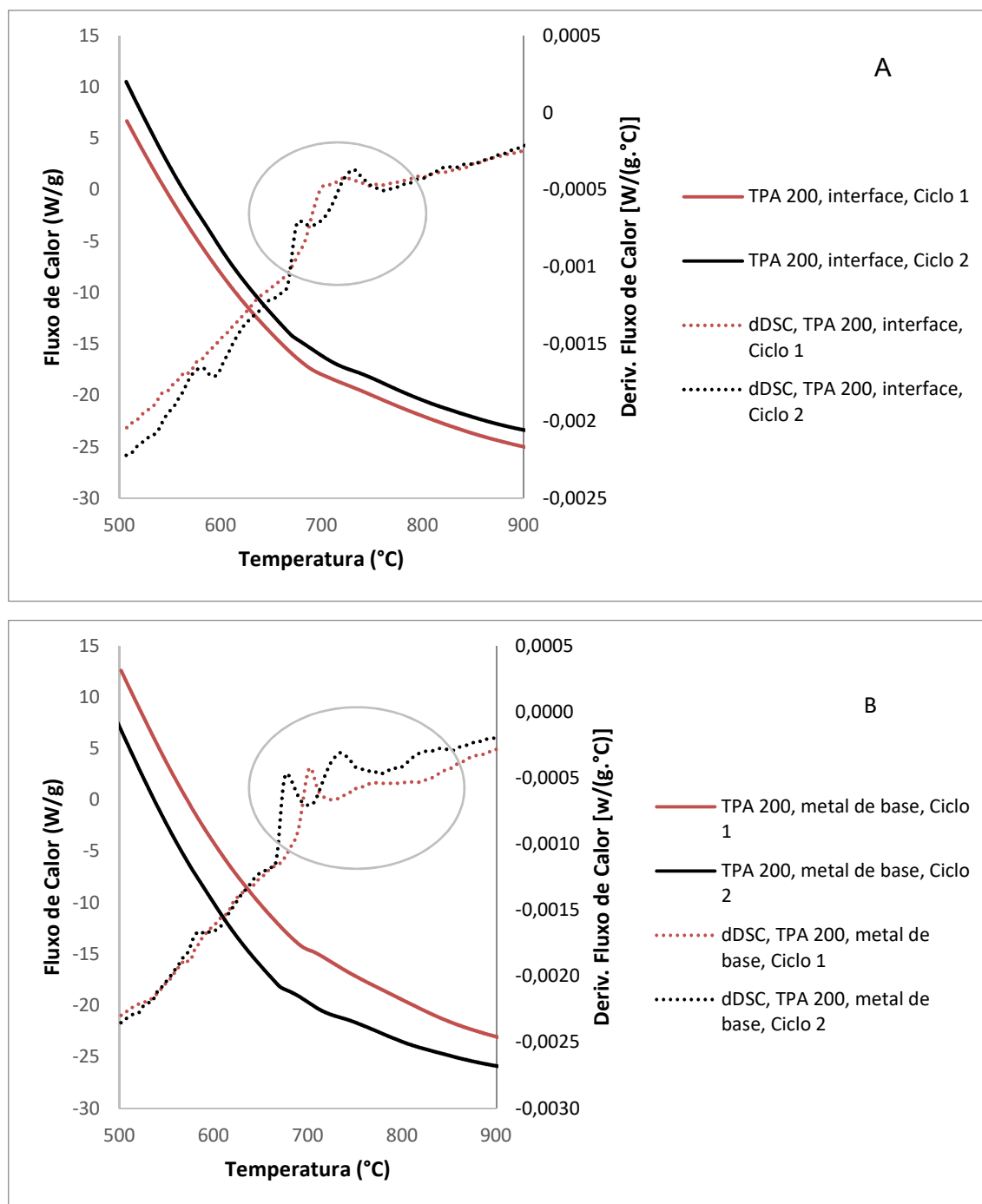


Figura 47 - Curva de aquecimento DSC da Amostra TPA 200 (A) Último Passe; (B) Meio da Solda

5 CONCLUSÃO

O estudo sobre a influência do preaquecimento na microestrutura do metal de base CA6NM e do metal de adição AWS 5.22 EC410NiMo decorrente da soldagem GMAW em multipasse resultou em algumas conclusões descritas nos tópicos abaixo.

- As Micrografias apresentam microestruturas predominantemente martensíticas para às três condições analisadas (temperatura de preaquecimento em 100°C, 150°C e 200°C);
- Foi possível a constatação de ferrita residual delta no metal de solda e na região de interface para às três condições analisadas neste estudo;
- A microestrutura martensítica refinada é proveniente do tratamento térmico de revenido, que ocorre pelo próprio ciclo térmico da soldagem;
- O primeiro passe da solda apresenta microestrutura refinada, com aspecto de um cordão tratado termicamente e o último passe da solda apresenta microestrutura mais grosseira por não sofrer influência térmica de um passe subsequente;
- Os valores de durezas neste estudo (para TPA 150°C) reduziram em 14% na região mediana do metal de solda, 14% na região inferior do metal de solda, 5% na região da interface do metal de solda e metal de adição e 2% na região superior do metal de base quando comparado aos resultados de dureza obtidos por Santos (2013). Na região superior do metal de adição, foi observado o mesmo valor de dureza, como já esperado, pois não há influência da temperatura de um passe subsequente da solda;
- Na avaliação da microdureza da região de interface, a amostra preaquecida na condição 100°C apresentou o valor de 395 HV 0,3 na região da interface. Quando este valor é comparado aos valores de microdureza obtidos nas amostras com condições de preaquecimento de 150° C e 200° C, verifica-se aumento de 22% e 17%, respectivamente;
- As temperaturas Ms e Mf observadas neste deste estudo se apresentam com valores mais elevados em 23% e 100%, respectivamente, quando comparadas com as temperaturas compreendidas por Crawford (1974).

Porém, estas temperaturas exprimem valores similares de Ms e Mf obtidos no estudo de Almeida (2015);

- Para determinar as temperaturas de transformação de martensita para austenita (Ac1 e Ac3), o DSC pode não ser a análise mais indicada. Possivelmente, a dilatometria ou difração de raio-x sejam métodos mais apurados para esta análise;
- Com base nestas averiguações, conclui-se que a condição de preaquecimento em 150°C é mais interessante para obtenção de melhores resultados quando comparada às outras condições analisadas neste estudo.

TRABALHOS FUTUROS

A pesquisa do tema abordado obteve resultados satisfatórios, mas em função de se obter mais dados experimentais sobre os materiais abordados, sugere-se as seguintes análises:

- Investigar a austenita retida na microestrutura;
- Determinar estudo para quantificação da ferrita delta;
- Determinar a corrosão do material soldado simulando meio ambiente de uma usina hidroelétrica;
- Encontrar temperaturas da transformação de fase austenítica utilizando outra atmosfera inerte ou por ensaio de dilatométrica;
- Investigar a microestrutura do CA6NM resultante da soldagem com outras temperaturas de interpasse no processo de soldagem entre 100°C e 200°C

REFERÊNCIAS

ACESITA, S. A. **Soldagem dos Aços Inoxidáveis**, Acesita S.A. associada à UNIFOR, 2011.

AGLAN, H. A.; PRAYAKARAO, K. R.; FATEH, M. Effect of Preheating Temperature on the Mechanical and Fracture Properties of Welded Pearlitic Rail Steels, **Engineering**, v. 5, n. 11 (2013), p. 837–843, 2013.

ALLENSTEIN, A. N. Estudo Da Resistência À Cavitação Do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM Nitretado Por Plasma. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) - Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba.

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. 2015. Dissertação (Mestrado em Ciências). Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena.

ASTM. Standard Specification for Castings, iron-chromium, iron-chromium-nickel, corrosion resistant, for general application, 1998.

ANSELMANT, R. E. **Dados da Fabricação do CA6NM**. São Paulo, 2013.

ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook Volume 6: Welding, Brazing, and Soldering, 1993.

BAAS. Recommended welding procedure for cladding and joining with metal cored wire PZ6166, Suíça: Fillarc Weling Industrie, 1996.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. **Steels: Microstructure and Properties**. 3rd ed. Oxford: Elsevier Ltd, 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.

BONACORSO, N. G. Automatização Dos Processos De Medição De Superfícies E De Deposição Por Soldagem Visando A Recuperação De Rotores De Turbinas Hidráulicas De Grande Porte. 2004. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

CAPRA, A. R.; GOUVEIA, R. R. DE; OKIMOTO, P. C.; et al. Desenvolvimento procedimentos de reparo de trincas e recuperação de cavitação em turbinas hidráulicas fundidas em Aço Inoxidável Martensítico Macio CA6NMV Congresso de Inovação Tecnológica em Energia Elétrica. Anais. Belém: V CITENEL, 2009.

CHAUHAN, A. K.; GOEL, D. B.; PRAKASH, S. Solid particle erosion behaviour of 13Cr-4Ni and 21Cr-4Ni-N steels. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 467, n. 1–2,

p. 459–464, 2009.

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

DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. **Microscopia Eletrônica de Varredura**. Porto Alegre: ediPUCRS, 2007.

DEPARTAMENTO DE INFORMAÇÕES E ESTUDOS ENERGÉTICO. **Energia Hidráulica em 2015**. Brasília, 2016.

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

ESAB. Catálogos de Consumíveis, 2013.

FERREIRA, J. F.; OLIVEIRA, F.; ARAÚJO, J. A. **Identificação das Condições de Falha por Fadiga em Materiais Usados na Fabricação de Pás de Turbinas Hidráulicas: Metodologia, Caracterização dos Ensaios e Resultados**. 2013.

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

FORTES, C.; ARAUJO, W. Apostila de Metalurgia da Soldagem, 2005. ESAB BR.

FRAGA, F. F.; CARVALHO, G. C. DE; OLIVEIRA, T. F. DE. Transferência de calor aplicada à prototipagem rápida por deposição de metal em camadas sucessivas utilizando soldagem 3D. **Soldagem e Inspeção**, v. 18, n. 4, p. 302–313, 2013.

GOUVEIA, R. R. A Influência da Temperatura de Interpasse na Tenacidade do Metal de Solda na Soldagem Multipasse do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM pelo Processo TIG. **Vasa**, p. 82, 2008. Disponível em: <<http://medcontent.metapress.com/index/A65RM03P4874243N.pdf>>.

GOUVEIA, R. R. DE; PUKASIEWICZ, A. G. M.; CAPRA, A. R.; HENKE, S. L.; OKIMOTO, P. C. Effect of interpass temperature on microstructure, impact toughness and fatigue crack propagation in joints welded using the GTAW process on steel ASTM A743-CA6NM. **Welding International**, v. 29, n. 6, p. 433–440, 2015. Disponível em: <<http://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/09507116.2014.932983>>.

HENKE, S. L. Desenvolvimento de Procedimento de Soldagem do Aço Inoxidável Tipo CA6NM Sem Tratamento Térmico Posterior. 1998. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

HERNANDEZ, A. F. Estudo da Influência da Criogenia na Resistência ao Desgaste Abrasivo do Aço ASTM 743 Tipo CA6NM. 2009. Dissertação (Mestrado em Ciências Mecânicas) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília.

HOLMBERG, B. Stainless steels Stainless steels – their properties and their suitability

for welding. , 2002. Avesta: Avesta Polarit Stainless.

HORTA, C. A.; GONÇALVES, C.; CALAINHO, J. A. L.; LOMÔNACO, F. G. **Cavitação em Turbinas Hidráulicas do Tipo Francis e Kaplan no Brasil**. Foz do Iguaçu, 1999.

HU, L. H.; HUANG, J.; LI, Z. .; WU, Y. . Effects of Preheating Temperature on Cold Cracks, Microstructures and Properties of High Power Laser Hybrid Welded 10Ni3CrMoV Steel. **Materials and Design**, v. 32, n. 4, p. 1931–1939, 2011.

ITAIPU BINACIONAL. Unidade 6 completa um mês de geração após desmontagem e remontagem, 2012. Disponível em: <<https://www.itaipu.gov.br/sala-de-imprensa/noticia/unidade-6-completa-um-mes-de-geracao-apos-desmontagem-e-remontagem>>.

JORNAL ELETRÔNICO DE ITAIPU. Reparo da U06: retirada de peça de 127 toneladas é bem-sucedida, 2012 Disponível em: <<http://jie.itaipu.gov.br/node/46482>>.

KLEINER, L. M.; LARININ, D. M.; SPIVAK, L. V; SHATSOV, A. A. Phase and Structural Transformations in Low-Carbon Martensitic Steels. *The Physics of Metals and Metallography* , v. 108, n. 2, p. 161–168, 2009.

KUMAR, S.; CHAUDHARI, G. P.; NATH, S. K.; BASU, B. Effect of Preheat Temperature on Weldability of Martensitic Stainless Steel. **Materials and Manufacturing Process**, v. 27, n.12, p. 1382–1386, 2012.

LIPPOLD, J.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy Of Stainless Steels**. Hoboken, New Jersey: A John Wiley & Sons, Inc., 2005.

MACINTYRE, A. J. **Máquinas Motrizes Hidráulicas**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1983.

MIRAKHORLI, F.; CAO, X.; PHAM, X.-T.; WANJARA, P.; FIHEY, J. L. Phase structures and morphologies of tempered CA6NM stainless steel welded by hybrid laser-arc process. **Materials Characterization**, v. 123, p. 264–274, 2017.

MODENESI, P.; MARQUES, P. V; SANTOS, D. B. Introdução à Metalurgia da Soldagem, 2012. Belo Horizonte.

MOKHTABAD AMREI, M.; VERREMAN, Y.; BRIDIER, F.; THIBAUT, D.; BOCHER, P. Microstructure Characterization of Single and Multipass 13Cr4Ni Steel Welded Joints. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 4, n. 3, p. 207–218, 2015. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/s13632-015-0202-8>>.

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

OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. **Engenharia de Soldagem e Aplicações**. Rio de Janeiro: LTC, 1982.

PEREIRA, A. S. Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem em aços

inoxidáveis martensíticos, com metal de adição similar sem TTP. 2000. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Santa Catarina, Florianópolis.

PEREIRA, A. S.; BUSCHINELLI, A. J. A.; NIÑO, C. E.; HENKE, S. L. Estudo Comparativo Do Reparo Por Soldagem Dos Aços Inoxidáveis Martensíticos AISI 410 e CA-6NM. In: 1º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Anais. Curitiba: COBEF; 2001, p. 1–11.

PEREZ, F. R. da C. A influência da temperatura de preaquecimento e tecimento na microestrutura e propriedades mecânicas na soldagem MIG/MAG robotizada de aços SAE 8620 com ABNT LN28. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia da UNESP, Universidade Estadual de São Paulo, Bauru.

PETROVIC, D. S.; PIRNAT, M.; KLANCNIK, G.; MRVAR, P.; MEDVED, J. The effect of cooling rate on the solidification and microstructure evolution in duplex stainless steel A DSC study. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, v. 109, n. 3, p. 1185–1191, 2012.

PINHEIRO, L. S. Mapeamento 3D e Planejamento de Trajetórias para Preenchimento de Múltiplos Passes usando o Processo GMAW, 2014. Dissertação (Mestrado em Sistemas Mecatrônicos) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília.

PLATA, J. L. L. Preenchimento de cavidades provenientes de remoção de trinca em turbinas hidráulicas por meio do processo GMAW-P. 2016. Dissertação (Mestrado em Sistemas Mecatrônicos) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília.

PRADO, E. M. Influência das variáveis do processo MIG/MAG Convencional e Pulsado nas propriedades mecânicas de juntas soldadas com arame ER410NiMo. 2004. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba.

PUKASIEWICZ, A. G. M. Desenvolvimento de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni resistentes à cavitação depositadas por aspersão ASP Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz Desenvolvimento de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni resistentes à cavitação depositadas por aspersão ASP. 2008. Tese (Doutorado em Engenharia) - Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba.

QUEIROZ, R. DE; GRASSI, P.; LAZZARE, K.; KOPPE, E. Geração de energia elétrica através da energia hidráulica e seus impactos ambientais. **Revista Eletronica em Gestão, Educação e Tecnologia Ambiental**, v. 13, n. 13, p. 2774–2784, 2013.

REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A. F. O Desenvolvimento dos Aços Inoxidáveis Ferríticos-Austeníticos com Microestrutura Duplex. **Metalurgia e Materiais – ABM**, v. 48, n. 409, 1992.

SANTA, J. F.; BLANCO, J. A.; GIRALDO, J. E.; TORO, A. Cavitation erosion of martensitic and austenitic stainless steel welded coatings. **Wear**, v. 271, n. 9–10, 2012.

p.1445–1453,2011.

SANTOS, L. L. Influência do Revenimento nas propriedades/características de superfície do aço CA6NM nitretado por plasma. 2016. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba.

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. 2013. Dissertação (Mestrado em Ciências Mecânicas) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília.

SARAFAN, S.; WANJARA, P.; CHAMPLAUD, H.; THIBAUT, D. Characteristics of an autogenous single pass electron beam weld in thick gage CA6NM steel. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 78, p. 1523–1535, 2015.

SCOTTI, AM.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG**. São Paulo: Artiliber Editora Ltda, 2008.

SILVA, C. L. J.; PARANHOS, R. Fissuração pelo Hidrogênio “ Trincas a Frio .” , 2003. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol07.pdf>>. Acesso em: 14/3/2017.

SMITH, W. F. **Structure and properties of engineering alloys**. 2nd ed. Singapore: McGraw-Hill, 1993.

SRAUBE, H. Developments for Additional Improvement of Low Carbon Martensitic Cr-Ni Stainless Steels. , 1988. Cambridge: Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design.

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.; LEVESQUE, M.; BROCHU, M. Microstructural effects on the fatigue crack growth resistance of a stainless steel CA6NM weld. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 115, p. 60–72, 2014.

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. 2004. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. DE. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher LTDA, 1992.