



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA**

**Avaliação da Transferência de Calor Aplicados à Soldagem de Materiais Dissimilares
(ASTM A240-13C NO AÇO CARBONO USI-AR-400)**

Marcos de Paula Cougo

Itajubá, Março de 2018

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA MECÂNICA**

Marcos de Paula Cougo

**Avaliação da Transferência de Calor Aplicados à Soldagem de Materiais Dissimilares
(ASTM A240-13C NO AÇO CARBONO USI-AR-400)**

**Dissertação submetida ao Programa de Pós-
Graduação em Engenharia Mecânica como parte
dos requisitos para obtenção do Título de Mestre
em Ciências em Engenharia Mecânica.**

Área de Concentração: Projeto e Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Gilbert Silva

Coorientadora: Profa. Dra. Mirian L. N. Motta Melo

Março de 2018

Itajubá
UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA MECÂNICA

Marcos de Paula Cougo

Avaliação da Transferência de Calor Aplicados à Soldagem de Materiais Dissimilares
(ASTM A240-13C NO AÇO CARBONO USI-AR-400)

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em Ciências em Engenharia Mecânica.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro – FATEA

Prof. Dr. Antônio Augusto Araújo Pinto da Silva – UNIFEI

Prof. Dr. Gilbert Silva (Orientador) – UNIFEI

Prof^ª. Dr^ª. Mirian L. N. Motta Melo (Coorientadora) – UNIFEI

Itajubá

2018

Dedicatória

À Deus, pela força de vontade, pois sem ele, nada seria possível.

Agradecimentos

Agradeço aos meus pais Vitor Cougo e Valdelicia Vilela Cougo, pela educação e pelo exemplo de vida.

À minha esposa e companheira Rosilene Paiva pela tolerância, compreensão no desenvolvimento deste trabalho e aos meus filhos João Vitor e Maria Júlia que são a motivação da minha vida.

Aos professor Gilbert Silva e a Professora Mirian L. N. Motta Melo , pela orientação e paciência no desenvolvimento deste trabalho.

Aos funcionários da UNIFEI, em especial, Marcos Cirilo dos Santos, pela ajuda nos laboratórios.

Aos amigos da pós-graduação de modo especial, Leonardo Albergaria Oliveira, Elisan dos Santos Magalhães, Bruno de Campos Salles Anselmo e Adriano Cássio Baldim pelo apoio durante este trabalho.

Aos professores Sebastião Carlos Costa, Sebastião Simões da Cunha Junior e ao Professor Sandro Metrevelle Marcem ques de Lima e Silva pelo apoio.

Ao Instituto de Engenharia Mecânica da UNIFEI, representado pelo competente corpo administrativo e docente e por seus dedicados funcionários, pela oportunidade de crescimento com a realização deste trabalho e pela aprendizagem no convívio profissional.

Ao Cid da Cid Ferramentaria pelo ajuda na confecção dos corpos de prova.

A Empresa Steammaster pelos materiais dos corpos de prova.

Ao amigo e professor Giovani Costa de Oliveira pela orientação na composição deste trabalho e ao meu amigo e engenheiro Ricardo Augusto Mesquita Cabral pela colaboração.

Ao apoio financeiro por meio do programa de bolsas Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq)

A todos que contribuíram direta ou indiretamente para a realização deste trabalho.

“Profissional é aquele que adapta, improvisa e supera os desafios”
Autor Desconhecido

RESUMO

O processo de soldagem DMW (*Dissimilar Metal Weld*) é utilizado em diversos segmentos do setor industrial para a junta de dois metais dissimilares. Em certas aplicações, como o caso específico das caldeiras flamotubulares, é necessário a soldagem de chapas de aço inoxidável com aço carbono. Neste trabalho foi estudado a transferência de calor aplicados à solda de uma junta dissimilar composta pelo aço inoxidável ASTM A240-13c com o aço carbono USI-AR- 400, utilizando metal de adição tubular inoxidável austenítico. A soldagem foi realizada manualmente empregando a técnica de soldagem SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*). Para garantir os níveis de qualidade da superfície da solda, foi estudado o ciclo térmico da interação entre fonte de calor com os metais de base, necessário para entender os diferentes processos físicos, metalúrgicos e químicos ocorridos neste tipo de soldagem. Uma vez que, a excursão térmica experimentada pelos materiais base variam de região para região, as regiões afetadas termicamente foram estudadas através da micrografia por varredura de feixe de elétrons, SEM (*Scan Eletronic Microscopy*) e espectroscopia de energia dispersiva, EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*). Os parâmetros do processo de soldagem analisados foram a tensão, a corrente, a velocidade de alimentação do metal de adição, a velocidade de soldagem e a distância do bico de contato até a peça. Os resultados deste estudo em relação à geometria do cordão foram: com velocidade de alimentação de 6m/mim e corrente de 150A e 8 m/mim e corrente 184^a, tensão constante de 24,5 V e distância do bico de contato constante de 20 mm, desta forma foi desenvolvido neste trabalho uma estratégia para propiciar conhecimentos científicos que viabilizaram as práticas de soldagem do aço inoxidável ASTM A240-13c com o aço carbono USI-AR- 400 utilizando a técnica de soldagem SMAW.

Palavras-chave: Transferência de calor , Processos de soldagem, Materiais Dissimilares, Espectroscopia de Energia Dispersiva.

ABSTRACT

The DMW (Dissimilar Metal Weld) welding process is used in several segments of the industrial sector for joining two dissimilar metals. In certain applications, such as the specific case of flame-tube boilers, it is necessary to weld stainless steel sheets with carbon steel. In this work the heat transfer applied to the weld of a dissimilar joint composed of ASTM A240-13c stainless steel with USI-AR-400 carbon steel using austenitic stainless tubular addition metal was studied. The welding was done manually using the SMAW (Shielded Metal Arc Welding) welding technique. In order to guarantee the quality levels of the weld surface, the thermal cycle of the interaction between the heat source and the base metals, necessary to understand the different physical, metallurgical and chemical processes occurred in this type of welding, was studied. Since the thermal excursion experienced by the base materials varies from region to region, the thermally affected regions were studied by electron beam scanning SEM (Scan Electron Microscopy) and dispersive energy spectroscopy, EDS (Energy Dispersive Spectroscopy). The parameters of the welding process analyzed were the voltage, current, feed velocity of the addition metal, the welding speed and the distance from the contact tip to the workpiece. The study results with respect to the geometry of the cord were: with feed velocity of 6m /minute and current of 150A and 8m /minute and current 184A, constant voltage of 24.5V and distance of the constant contact nozzle of 20 mm, in this way a strategy was developed to provide scientific knowledge that enabled the welding practices of ASTM A240-13c stainless steel with USI-AR-400 carbon steel using the SMAW welding technique.

Keywords: Heat Transfer, Welding Processes, Dissimilar Materials, Energy Dispersive Spectroscopy.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Processo de soldagem MIG/MAG. (COSTA, 2003).....	21
Figura 2.2 – Equipamento para execução do processo MIG/MAG. (BARRA, 2003).....	22
Figura 2.3 – Principais componentes de uma tocha de soldagem. (HOLLIDAY, 1993).....	23
Figura 2.4 – Formato dos metal de adições tubulares.(MARQUES, 2005).....	24
Figura 2.5 – Soldagem com metal de adição tubular autoprottegido (FORTES, 2004).....	26
Figura 2.6 – Soldagem com metal de adição tubular com gás de proteção (FORTES, 2004).....	26
Figura 2.7 – Ciclo térmico de soldagem (MODENESI, P. J. 2012).....	29
Figura 2.8 – Repartição térmica de uma solda (MODENESI, P. J. 2012).....	30
Figura 2.9 – Direções do fluxo de calor em juntas de topo e em ângulo. (MACHADO,1998)	33
Figura 2.10 – Estrutura Martensítica em aço baixo carbono baixa liga atacada con nital (JIANG, 2005).....	35
Figura 2.11 – Estrutura Martensítica Revenida em aço baixo carbono baixa liga atacada com nital (JIANG, 2005).....	36
Figura 2.12 – Curva da temperatura em função do tempo indicando a alteração do ciclo térmico de soldagem em função da posição do termopar (S, B ou R) (Adaptado de LINNERT, 1994 por SANT’ANNA, 2006).....	42
Figura 2.13 – Macrografia de junta soldada: (a) passe único, (b) múltiplos passes. Nital 2%. MS -metal de solda, ZAC -zona afetada pelo calor, MB -metal de base (BARSANTI et al, 2001, adaptado por SANT’ANNA, 2006).....	43
Figura 2.14 – Esquema de uma junta soldada, descrevendo as sub-regiões da ZAC e as respectivas faixas de temperaturas (EASTERLING, 1983 adaptado por PINTO, 2006).....	44
Figura 2.15 – Micrografia de uma junta soldada com dois passes de um aço ARBL – Nital 2% - (a) e uma ilustração da ZTA (ZAC) obtida com soldagem de dois passes. (b) MS -metal de solda, MB -metal de base (SANT’ANNA, 2006).....	45
Figura 3.17 – Fluxograma que resume todas as principais etapas desta metodologia científica.	46
Figura 3.18 – Dimensões da junta e corpo de prova com cotagem em mm.....	48

Figura 3.19 – Corpos de prova chanfrados.....	48
Figura 3.20 – Conjunto para Soldagem.....	50
Figura 3.21 – Bancada experimental utilizada com posicionamento dos termopares tipo K (Chromel-Alumel) foram fixados a placa de metal por descarga capacitiva (LIMA E SILVA et al., 2002).....	52
Figura 3.22 – Posição dos termopares.....	53
Figura 3.23 – Corpo de prova após a execução da soldagem.....	53
Figura 3.24 – Durometro da marca OTTO WOLPERT WERKE.....	54
Figura 3.25 – Microscópio óptico Olympus BM41M-LED.....	55
Figura 3.26 – Indicação de pontos para análise de dureza.....	56
Figura 3.27 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).....	57
Figura 3.28 – Indicação de pontos de análise de Difração de RX.....	57
Figura 3.29 – Difrátômetro de raios x X'Expert PRO da Pan analytical.....	58
Figura 4.30 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material USI-AR-400..	60
Figura 4.31 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material ASTM A240-13C.....	60
Figura 4.32 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material USI-AR-400..	62
Figura 4.33 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material ASTM A240-13C.....	62
Figura 4.34 – Temperaturas medidas para a condição de 8m/min no material USI-AR-400..	64
Figura 4.35 – Temperaturas medidas para a condição de 8m/min no material ASTM A240-13C.....	64
Figura 4.36 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material USI-AR-400..	66
Figura 4.37 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material ASTM A240-13C.....	66
Figura 4.38 – Micrografia da região da solda para condição 6 m/min.....	69
Figura 4.39 – Solda na base do chanfro para condição de 6 m/min.....	69
Figura 4.40 – Micrografia a 3mm da ZTA para o aço USI-AR-400 para condição de 6 m/min.....	70
Figura 4.41 – Região do chafro de soldagem para condição de 8 m/min.....	71

Figura 4.42 – Comportamento durante a solidificação unidirecional para vários gradientes térmicos (VAN VLACK, 1994).....	71
Figura 4.43 – Micrografia da ZTA para o aço ASTM A240-13C para condição de 8 m/min.	72
Figura 4.44 – Micrografia da ZTA para o aço USI-AR-400 para condição de 8 m/min.....	73
Figura 4.45 – Difratoograma da região 1 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	74
Figura 4.46 – Difratoograma da região 2 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	74
Figura 4.47 – Difratoograma da região 3 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	75
Figura 4.48 – Difratoograma da região 4 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	75
Figura 4.49 – Difratoograma da região 5 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	76
Figura 4.50 – Difratoograma da região 6 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	76
Figura 4.51 – Microestrutura do ponto 1 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	77
Figura 4.52 – Análise EDS do ponto 1 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	78
Figura 4.53 – Microestrutura do ponto 2 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	79
Figura 4.54 – Microestrutura do ponto 3 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	80
Figura 4.55 – Análise EDS do ponto 3 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	80
Figura 4.56 – Microestrutura do ponto 5 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	81
Figura 4.57 – Microestrutura do ponto 6 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	82
Figura 4.58 – Análise EDS do ponto 6 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	82
Figura 4.59 – Microestrutura do ponto 7 (Fig. 3.28) para a condição de 8 m/min.....	83

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.01 – Composição química dos aços inoxidáveis duplex (ASM Handbook).....	38
Tabela 2.02 – Propriedades físicas dos aços inoxidáveis. (GOMES, E.S.P. , VIÑAS , J.B. , VATAVUK).....	39
Tabela 3.01 – Composição química (%) do metal base e metal de base.....	47
Tabela 3.02 – Parâmetros variáveis e níveis de trabalho. Fonte: Catálogo de produtos ESAB	49
Tabela 3.03 – Parâmetros fixos de soldagem.....	49
Tabela 3.04 – Parâmetros utilizados no análise de difração de Raios X.....	58
Tabela 4.01 – Alteração da Microdureza em HV para os pontos da Figura 3.26 com velocidade 6 m/mim.....	68
Tabela 4.02 – Alteração da Microdureza em HV para os pontos da Figura 3.26 com velocidade 8 m/mim.....	68
Tabela 4.03 – Médias da Microdureza em HV para os pontos da Fig. 3.26.....	68

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AID	Aço Inoxidável Duplex
AIF	Aço Inoxidável Ferrítico
AISD	Aço Inoxidável Super Duplex
AIM	Aço Inoxidável Martensítico
ANOVA	Análise de variância
AWS	American Welding Society
CE	Carbono equivalente
CO ₂	Dióxido de carbono
CA	Corrente Alternada
CC	Corrente contínua
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva
FCAW	Flux Cored Arc Welding
I	Corrente elétrica (A)
I _b	Corrente de base (A)
IIS	Instituto Internacional de Soldagem
I _p	Corrente de pico (A)
IIW	Instituto Internacional de Soldagem (International Institute of Welding)
Ma	Metal de adição
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MIG	Metal inert gas
MAG	Metal active gas
SAE	Society Automotive Engineer
SMAW	Shielded metal arc welding
STD	Modo padrão (Standard Mode)
TIG	Tungsten inert gas
T _p	Tempo de pico (ms)
T _b	Tempo de base (ms)
ZF	Zona Termicamente Afetada
ZTA	Zona termicamente afetada
ZR	Zona reaquecida

LISTA DE SÍMBOLOS

ρ	Porcentagem de explicação do componente principal
η	Rendimento do processo
η_s	Rendimento do processo padronizado
Σ	Somatório
A	Área de penetração
AD	Coefficiente de Anderson-Darling
B	Área de reforço
c	Coefficiente do autovetor do componente principal
C	Resistência à corrosão
CA	Corrente alternada
D	Diluição
D_s	Diluição padronizada
d_a	Densidade linear do metal de adição
E	Formação de escória
e	Peso atribuído para a resposta
H	Dureza
I	Corrente de soldagem
l_a	Comprimento do metal de adição consumido
m_i	Massa da chapa antes da soldagem
m_f	Massa da chapa depois da soldagem
N	Distância bico de contato/peça
P	Penetração
P_s	Penetração padronizada
Q	Composição química

Letras Gregas

φ ângulo de fase ($^{\circ}$)

α ângulo de incidência do feixe do laser ($^{\circ}$)

λ comprimento de onda (\AA)

ω frequência do sinal aplicado (Hz)

θ inclinação da reta anódica ($^{\circ}$) γ inclinação da reta catódica ($^{\circ}$)

θ' ângulo de difração ($^{\circ}$)

β_a inclinação anódica

β_c inclinação catódica

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	18
1.1. Soldagem	18
1.2. Objetivos Gerais	19
1.3. Objetivos Específicos	20
2.1. Soldagem de materiais dissimilares por meio do processo MIG/MAG (SMAW) 21	21
2.1.1. Conceitos e definições.....	21
2.1.2. Metais de adição utilizados no processo de soldagem	24
2.1.3. Parâmetros do Processo de Soldagem.....	27
2.1.4. Propriedades do metal de adição.....	28
2.1.5. Defeitos encontrados na ZTA.	32
2.1.6. Microestrutura da ZTA dos Aços de Baixo Carbono e de Baixa liga.....	33
2.2.9.2. Ferrita com segunda fase alinhada - FS(A).....	36
2.2.10. Microestrutura na ZTA em Aços Inoxidáveis.....	38
2.2.10.1 Propriedades Físicas dos Aços Inoxidáveis	39
2.1.7. Aporte de Calor na Soldagem	39
2.1.8. Ciclo Térmico do Processo de Soldagem.....	40
2.1.9. Zona Termicamente Afetada (ZTA)	42
2.1.10. Regiões da ZTA em Soldagens de Único Passe.....	43
2.1.11. Regiões da Zona Termicamente Afetada em Soldagens de Múltiplos Passes ...	45
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	46
3.1. Considerações iniciais	46
3.1.1. Materiais de Base dos corpos de prova.	47
3.1.2. Definição dos parâmetros e fixação dos níveis de trabalho	49
3.1.3. Execução dos experimentos	50
3.1.4. Método experimental.....	51
3.1.5. Preparação e solda.....	51
3.1.6. Soldagem dos corpos de prova.....	53
3.1.7. Micrografia e Dureza	54
3.1.8. Análise de Microdureza.	56
3.1.9. Caracterização Microestrutural	56
3.1.10. Difractometria de Raios-x.....	57
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	59
4.1. Considerações iniciais	59
4.2. Análise Térmica.....	59
4.2.1. Velocidade de alimentação de 6 m/min	59

4.2.2. Velocidade de alimentação de 8 m/min	62
4.3. Análise Microestrutural	67
4.3.1. Microdureza	67
4.3.2. Metalografias	68
4.3.3. Difractometria de Raios X	73
4.3.4. Análise no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)	77
5. CONCLUSÕES	84
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	85
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	86

1. INTRODUÇÃO

1.1. Soldagem

A soldagem usualmente é um processo de fabricação industrial responsável pela união de dois materiais necessários para a fabricação de produtos, no entanto, muitos profissionais utilizam este processo para a execução de projetos, ou mesmo, serralheiros para o simples processo de fabricação de um portões, janelas, etc. De maneira geral, o processo de soldagem ocorre entre metais, similares ou não. Cientificamente, a soldagem é um processo onde ocorre a união dos átomos, a nível de estrutura atômica, de dois materiais. Neste trabalho o foco é a soldagem de dois metais dissimilares para uma aplicação industrial.

Teoricamente, a união de duas peças metálicas ocorre quando os átomos da peça 1 se aproxima a uma distância muito pequena da peça 2 formando deste modo ligações químicas ao longo de suas estruturas cristalinas, unindo-as. Tal processo de fato acontece de maneira espontânea, mas não em metais, em gelo. Se dois pedaços de gelo ficam encostados durante um certo tempo, uma solda entre eles ocorre. Nos metais o processo não acontece assim devido às irregularidades a nível atômico da estrutura cristalina, criando obstáculos para a aproximação dos átomos, podendo ser rugosidades ou mesmo uma camada de óxidos que se forma devido a reação química entre os átomos do metal e o oxigênio do ar sobre a peça metálica. Existem duas maneiras para evitar estes obstáculos e realizar a solda, formando os dois grandes grupos de processo de soldagem. O primeiro é por pressão, deformando a superfície entre as peças metálicas ao ponto onde os átomos alcancem a distância necessária para formar as ligações químicas, inclusive para facilitar tal processo, um aquecimento pode ser necessário para facilitar a deformação da superfície. O segundo grande grupo, também chamado de solda de estado sólido, consiste em aquecer a região de contato (ou junta) das peças a serem soldadas (metal base) até sua fusão, ou ainda, adicionar um segundo metal fundido (metal de adição) na junta do metal base (MARQUES *et al.* 2005). A *American Welding Society* (AWS) define, de maneira simples, a soldagem como o processo de junção que produz a coalescência dos materiais pelo seu aquecimento a elevados níveis de temperatura, independente da aplicação de pressão ou uso de metal de adição.

No caso da soldagem de metais dissimilares, como em qualquer processo de soldagem, o mais importante é assegurar na região da junta a continuidade das propriedades físicas e químicas do metal base, sendo assim, a utilização de um processo de soldagem do segundo

grupo se verifica mais eficiente devido às grandes diferenças estruturais do aço carbono e do aço inoxidável, utilizados neste trabalho, portanto, é importante entender os diferentes processos físicos e químicos que podem ocorrer devido à interação da fonte de calor com o metal base e com o metal de adição, uma vez que ocorre mudanças de estado físico (de sólido para líquido e de líquido para sólido) de maneira quase simultânea neste processo. A técnica de soldagem utilizada para soldar dois metais dissimilares deve levar em conta as dificuldades que podem ocorrer inerente aos materiais. Os metais base podem ser insolúveis ou de solubilidade muito limitada gerando macrosegregação ou grande heterogeneidade na região da solda, pode também ocorrer severa fragilização devido a formação de intermetálicos inerentemente frágeis ou a formação de fase eutética com baixo ponto de fusão, a incompatibilidade eletroquímica (ou galvânica) pode levar à corrosão, a incompatibilidade dos coeficientes de expansão térmica pode levar ao empenamento, tensões residuais severas e choque térmico ou rachaduras e incompatibilidade das propriedades mecânicas. (MESSLER, 1999).

Existem várias técnicas de soldagem pertencentes à solda de estado sólido, que variam quanto à fonte de energia (elétrica, química ou mecânica), à fonte térmica (radiação, indução, resistência, contato ao fogo, explosão ou fricção), à carga mecânica (pressão ou deformação) e ao “escudo” contra a oxidação (gás inerte ou vácuo). A escolha da técnica depende do meio ambiente onde a solda será executada (dentro da água, no espaço sideral ou no ar), da velocidade do processo de soldagem (rápida ou lenta), variando conforme o tipo de material ou produção exigida numa indústria. Entre as muitas técnicas de soldagem, a MIG/MAG (SMAW) pode ser utilizada para soldagem de metais dissimilares, pois, apresenta controle de velocidade de soldagem através da tensão e da corrente no eletrodo (MIYASHITA et al, 2017).

1.2. Objetivos Gerais

Estudar a transferência de calor no processo de soldagem tipo MAG dos materiais dissimilares ASTM A240-13C e aço carbono USI-AR-400 utilizadas pelos fabricantes de caldeiras flamotubulares.

1.3. Objetivos Específicos

Estudar os mecanismos físicos envolvidos na solidificação do aço carbono USR-AR-400 (USIMINAS) e do aço inoxidável ASTM A240-c no processo de soldagem MAG.

Identificar as transformações de fase que ocorrem na zona termicamente afetada em função da temperatura absorvida pelos materiais dissimilares, especificamente nas temperaturas utilizadas pelas empresas fabricantes de caldeiras flamotubulares.

Confeccionar os corpos de prova com os materiais base.

Definir os parâmetros e fixação dos níveis de trabalho.

Preparar e executar o processo de soldagem dos corpos de prova seguindo os níveis de trabalho.

Caracterizar a microestrutura, a composição química e a dureza do material soldado para assegurar a qualidade e a confiabilidade do processo de soldagem.

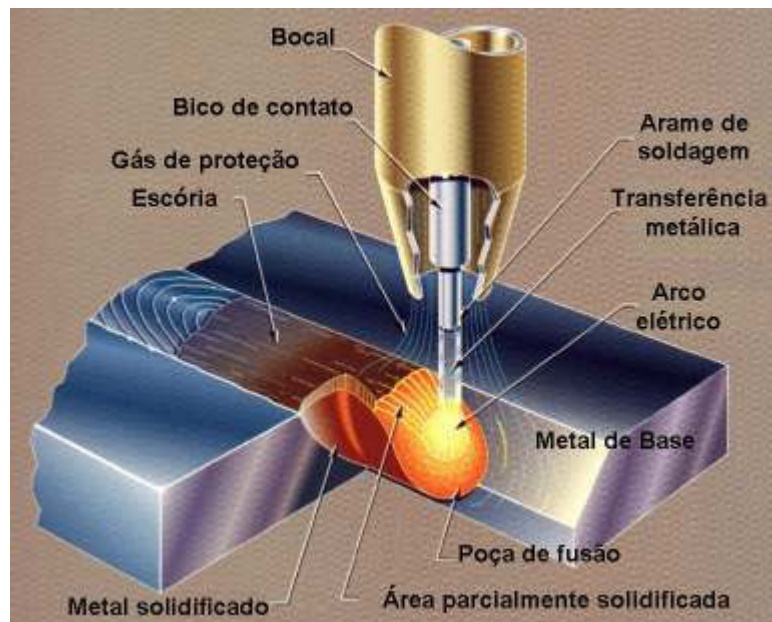
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1. Soldagem de materiais dissimilares por meio do processo MIG/MAG (SMAW)

2.1.1. Conceitos e definições

O processo de soldagem utilizado na composição experimental deste trabalho será o MIG/MAG que é considerado um processo de soldagem automático, uma vez que o metal de adição é introduzido por meio de um alimentador automatizado e controla a velocidade de avanço da tocha durante o processo de soldagem, as variáveis do processo são pré-programadas, como a geometria do cordão de solda, a velocidade de soldagem, altura do bico de contato na poça de fusão (*stick-out*) e a posição da tocha. O tipo de metal de adição é um eletrodo tubular e, para a proteção da região de solda contra oxidação durante a soldagem, utiliza-se gases inertes ou ativos, como mostrado na Figura 2.1.

Figura 2.1 – Processo de soldagem MIG/MAG.



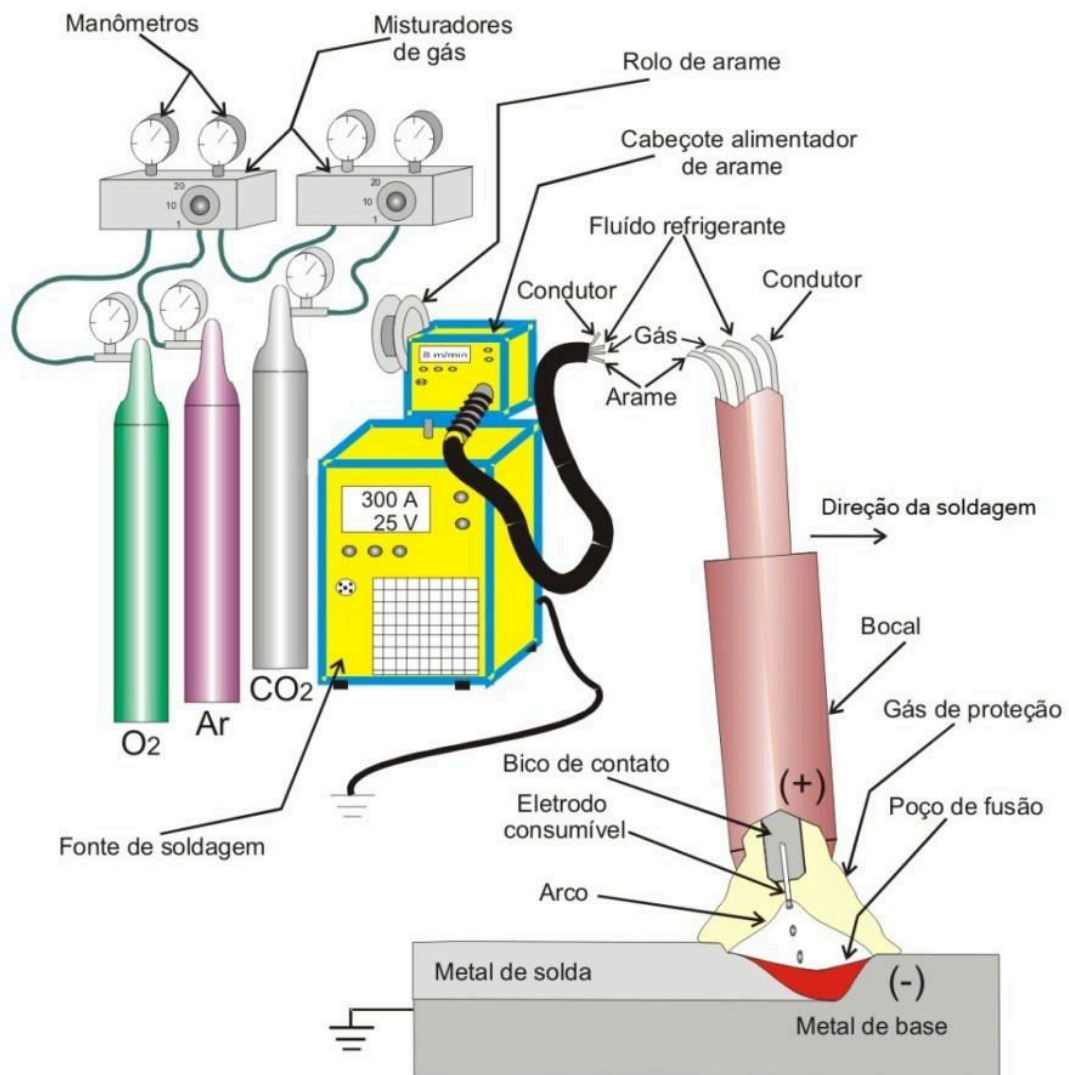
FONTE: COSTA, 2003

A fusão do metal de adição na região da junta dos materiais bases ocorre devido a passagem de uma corrente através do eletrodo tubular e por consequência a formação de um arco entre a ponta do eletrodo e do material base, sendo a corrente ajustada conforme a

velocidade de alimentação do eletrodo do metal adição. O ajuste de tensão é feito com uma fonte que vai gerar a energia conforme a velocidade de alimentação do eletrodo de adição. Para cada tensão de trabalho definida, existe uma velocidade de metal de adição que torna o arco e a transferência metálica mais estável, minimizando assim a geração de respingos.

No processo MIG/MAG trabalha-se com polaridade reversa, o que influencia na forma e na dimensão da poça de fusão, além de afetar o tipo de transferência e a estabilidade do arco elétrico. A polaridade inversa (+) produz maior penetração, enquanto que, a polaridade direta (-) permite uma penetração menor e uma maior taxa de fusão (Brandi, 1992). A Figura 2.2 mostra os componentes para execução da soldagem MIG/MAG.

Figura 2.2 – Equipamento para execução do processo MIG/MAG.



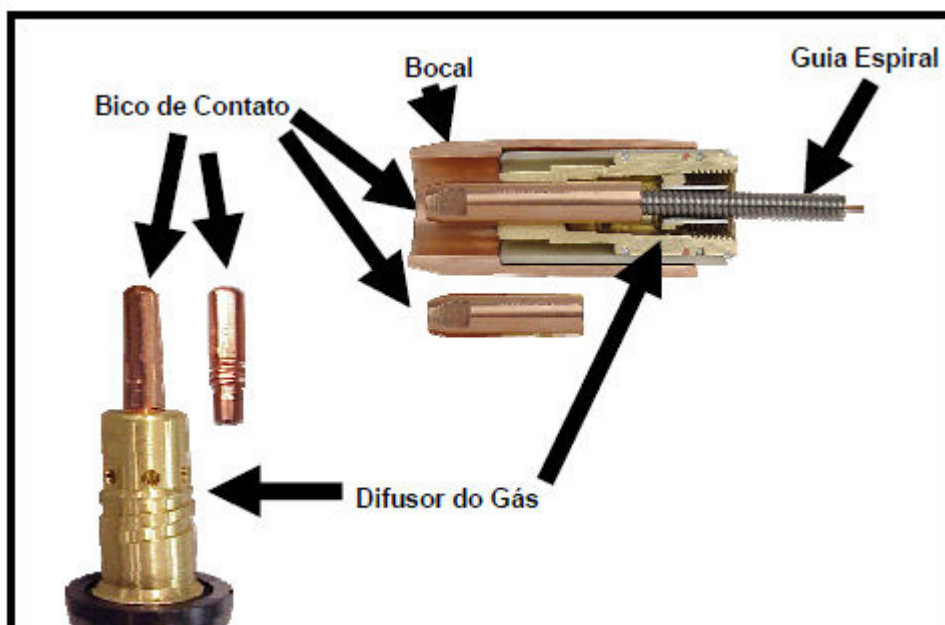
FONTE: BARRA, 2003

Os equipamentos de solda comuns fornecem correntes contínuas cujo valor é constante no decorrer do tempo. Sua principal característica é a sistematização do arco elétrico com a alteração da distância entre o bico de contato e o material de base, chamada de corrente a potencial constante. Atualmente estudos são feitos usando técnicas matemáticas para detectar e corrigir a distância do arco do eletrodo de adição para este tipo de equipamento, evitando assim os problemas mais comuns, como falta de penetração, trincas, porosidades, etc. (QUINN, 1999).

O sistema de alimentação do metal de adição o leva desde o carretel ou barrica até o bico de contato, por meio da tocha de soldagem e seus cabos. Ele inclui um sistema de controle da velocidade do metal de adição e da passagem do gás de proteção. Diferentes tipos de roldanas de tração podem ser montadas de acordo com o diâmetro e o tipo de metal de adição usado. As mais comuns são as com canais recartilhados usados para o metal de adição tubular, as com canais em U para o metal de adição de alumínio e as com canal em V para a soldagem do metal de adição sólido. No sistema de soldagem MIG/MAG robotizado o cabeçote é montado sobre um sistema autônomo.

A tocha robotizada utilizada no processo de soldagem MIG/MAG tem um sistema de refrigeração a água, uma vez que os sistemas autônomos são projetados para funcionar em longos períodos de tempo. A tocha de soldagem tem a função básica de manter o arco-elétrico e levar o metal de adição continuamente à poça de fusão, como mostrado na Figura 2.3 (HOLLIDAY, 1993).

Figura 2.3 – Principais componentes de uma tocha de soldagem.



FONTE: HOLLIDAY, 1993.

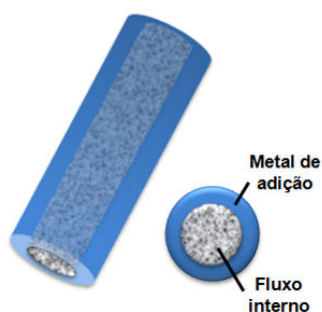
2.1.2. Metais de adição utilizados no processo de soldagem

A soldagem a arco com metal de adição tubular FCAW (*Flux Cored Arc Welding*) é o processo que produz um aquecimento através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo tubular e o material de base. A proteção do arco e do cordão é feita por um fluxo de soldagem que está dentro do eletrodo, e pode ser adicionado um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa. (MARQUES., 2005).

O metal de adição tubular é um eletrodo contínuo de seção reta tubular, com um invólucro de aço de baixo carbono, aço inoxidável ou liga de níquel, contendo desoxidantes que formam a escória e estabilizadores de arco na forma de um fluxo (pó). Os controles automáticos durante a produção da solda proporcionam um cordão de uniforme e de excelente aspecto. Os metais de adição do tipo tubulares com fluxo não metálico (*flux-cored wires*) são especificamente desenvolvidos para soldar aços doces usando como gás de proteção o dióxido de carbono (CO_2) ou outras misturas com argônio. (MARQUES et al., 2005; RODRIGUES, 2005). Um dos mais importantes fatores a considerar na soldagem MIG/MAG é a seleção correta do eletrodo ou metal de adição, que em combinação com o gás de proteção, produzirá o depósito químico e determinará as propriedades físicas e mecânicas da solda. (BINA M. H.; JAMALI M. 2015).

O fluxo de soldagem, conforme indicado na Figura 2.4, consiste em um pó localizado no interior do invólucro metálico, contendo minerais, ferros-liga, e materiais que forneçam gases de proteção, desoxidantes e elementos formadores de escória. Os ingredientes do fluxo promovem a estabilidade do arco, influenciando nas propriedades mecânicas, físicas e químicas do metal de adição. (MARQUES, 2005).

Figura 2.4 – Formato do metal de adição tubular.



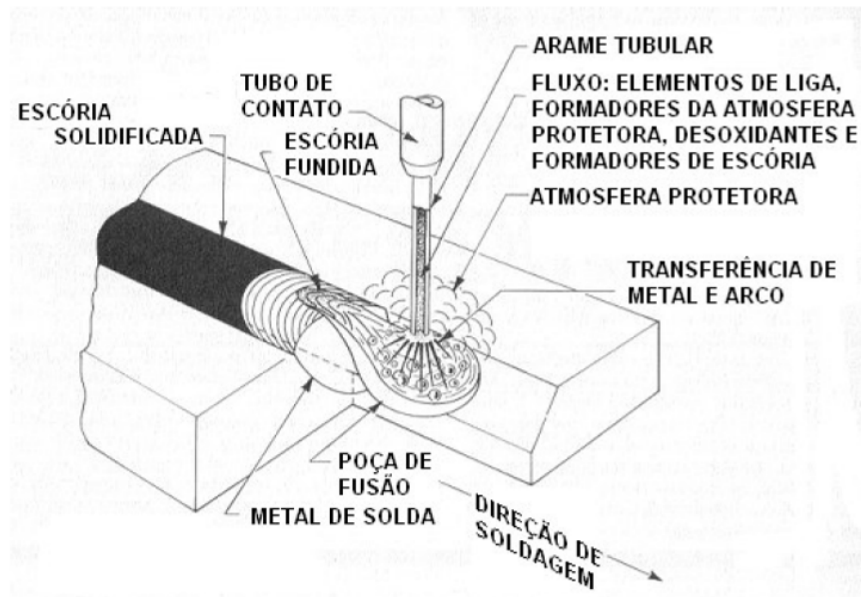
FONTE: MARQUES, 2005

Segundo Fortes (2004), os ingredientes do fluxo de um eletrodo tubular de soldagem são:

- **Elementos de liga:** são utilizados para aumentar a resistência, a ductilidade, a dureza e a tenacidade (molibdênio, cromo, carbono, manganês, níquel e vanádio);
- **Desoxidante e formadores de nitretos:** como o nitrogênio e o oxigênio podem causar no cordão de solda defeitos (porosidade e fragilidade), são, então, adicionados ao fluxo, desoxidantes (manganês e silício). No caso do metal de adição tubular autoprottegido, são adicionados formadores de nitretos (alumínio), promovendo a purificação do metal de adição;
- **Estabilizadores do arco:** elementos que produzem um arco suave e reduzem a quantidade de respingos no processo de soldagem (sódio e potássio);
- **Geradores de gases:** minerais como a fluorita e o calcário são normalmente usados para formar uma atmosfera protetora no metal de adição.
- **Formadores de escória:** compostos formadores de escória são adicionados para proteção da poça de fusão na atmosfera (óxido de cálcio, potássio, silício e sódio). A escória auxilia no aspecto do cordão de solda, e solidifica de maneira mais rápida a poça de fusão durante a solda. Outro papel importante da escória é diminuir a taxa de resfriamento, importante na solda de aços de baixa liga;

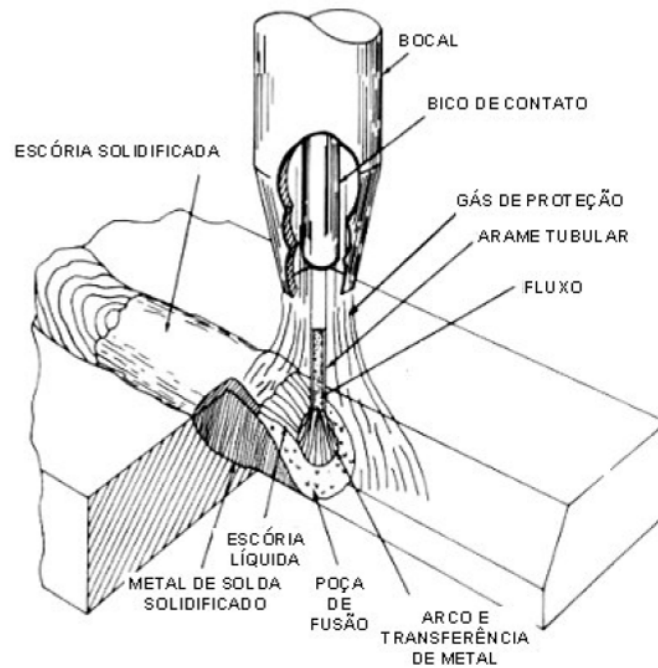
Existem duas variações no processo de soldagem com metal de adição tubular com relação à proteção oxidante, uma gerada pelo próprio fluxo contido no eletrodo, chamada camada de metal de adição autoprottegido (Figura 2.5), e outra em que a proteção é feita por uma nuvem de gás de CO₂ (Figura 2.6).

Figura 2.5 – Soldagem com metal de adição tubular autoprottegido.



FONTE: FORTES, 2004

Figura 2.6 – Soldagem com metal de adição tubular com nuvem de gás de CO₂.



FONTE: FORTES, 2004

Segundo Marques *et al.* (2005), o processo de soldagem com metal de adição tubular é um processo semi-automático e muito parecido com processo MIG/MAG, já que usam os mesmos equipamentos e processos de ajustes. Por outro lado, o processo MIG/MAG também tem suas conformidades com o processo de soldagem com a utilização de eletrodos revestidos, dentro de uma perspectiva metalúrgica. Assim, a soldagem com metal de adição tubular é um processo com as principais vantagens do processo MIG/MAG, como grande fator de trabalho do soldador, grande taxa de deposição e grande rendimento, possibilitando altas taxas de produtividade, e também as vantagens na soldagem com eletrodos revestidos, como grande versatilidade, possibilitando ajustes de composição química do metal de solda e facilidade nas operações em campo. A soldagem com metal de adição tubular apresenta características em termos de flexibilidade e produtividade superiores às da soldagem com eletrodos revestidos e MIG/MAG. Para Fortes (2004), o grande diferencial da soldagem com metal de adição tubular em relação à soldagem MIG/MAG é o seu comportamento em termos de altas produtividades e melhorias na integridade do metal de solda.

As principais vantagens da soldagem com metal de adição tubular são as altas taxas de deposição com o mínimo desperdício do eletrodo, permite uma soldagem em todas as posições (flexibilidade), alta qualidade da solda, excelente controle da poça de fusão. Como desvantagens, consideram-se os seguintes fatores: processo limitado à soldagem de metais ferrosos e ligas de níquel, maior custo dos equipamentos e eletrodos, exige operações de remoção da escória e maior geração de fumos (Jeffus (2004).

2.1.3. Parâmetros do Processo de Soldagem

Os fatores mais importantes que afetam a qualidade da solda no processo de soldagem são a aparência da superfície, a resistência e ductilidade, o tamanho do cordão de solda, a penetração da solda e as descontinuidades internas (BINA M. H.; JAMALI M. 2015).

As variações nos processos de soldagem dependem dos parâmetros ajustados, que por sua vez, controla a qualidade da solda. Para obter bons resultados, é necessário conhecer cada uma das variáveis que influenciam as características ou propriedades da solda. Algumas variáveis podem ser ajustadas de maneira mais fácil e proporcionam controles melhores em relação àquelas que não podem ser medidas. Devido a estas características, existem três grupos de variáveis, as pré-selecionadas (o diâmetro e o tipo de metal de adição, o tipo de gás de proteção e sua vazão), as primárias e secundárias de ajuste. As primárias e secundárias não

permitem bons ajustes no processo de soldagem, uma vez que, são determinadas pelo tipo de material base, sua espessura, posição de soldagem, regime de deposição desejado e propriedades mecânicas (SCOTTI, A.; MONTEIRO, L. S. 2012).

Stick-out é a distância entre o ponto de contato elétrico, ou seja, a extremidade do bico de contato e a peça de trabalho. O ângulo do tocha é a posição em relação à junta do metal de base, definida por dois ângulos, o transversal e o longitudinal. O ângulo transversal é determinado pela posição da tocha e da junta do metal de base em um plano perpendicular à direção de avanço. Nas soldas de ângulo ou em ângulo transversal é definida pela igualdade da metade do ângulo formado pelas peças a serem soldadas; nas soldas de topo, é de 90° em relação à superfície das peças. O ângulo longitudinal é o ângulo entre a linha de centro da tocha e uma linha perpendicular ao eixo da solda; é este ângulo o ângulo do bocal da tocha (SCOTTI, A.; MONTEIRO, L. S. 2012).

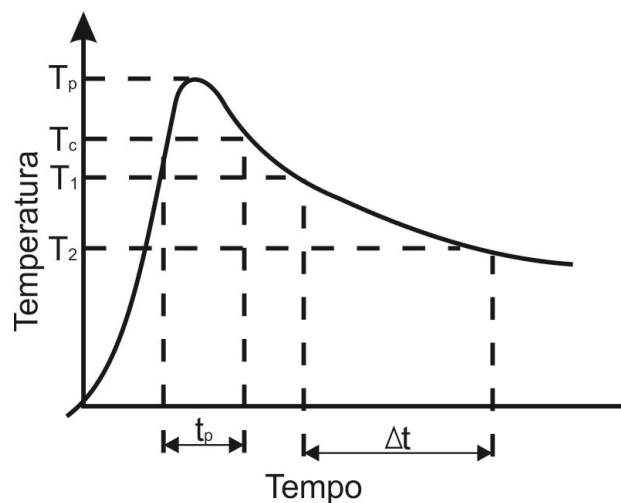
As variáveis primárias (tensão do arco, a corrente de soldagem e velocidade de avanço) controlam o processo depois que as variáveis pré-selecionadas são determinadas, influenciando na formação do cordão, na estabilidade do arco, no regime de deposição e na qualidade da solda. As variáveis secundárias (extensão do eletrodo ou *stick-out*, ângulo da tocha e velocidade de alimentação do metal de adição) podem ser modificadas de maneira contínua e na maioria das vezes não é possível medir com precisão, constituindo controles simples, especialmente em soldagem automática, afetando assim, indiretamente, a formação do cordão.

2.1.4. Propriedades do metal de adição.

Heat input, conhecido também por aporte térmico, é a energia transferida do metal de adição para o metal base por meio de um arco elétrico no momento do processo de soldagem. Quando o arco elétrico é formado, o metal base e o metal de adição são diluídos para formar a solda. Esta diluição acontece devido às altas temperaturas alcançadas no eletrodo e no material base, fundindo-os. O *heat input* é a medida da energia transferida por unidade de comprimento da solda, sendo uma importante característica, juntamente com o pré-aquecimento e a geometria da junta, determinando o ciclo térmico (aquecimento e resfriamento) dos materiais envolvidos na zona termicamente afetada (ZTA), influenciando assim as propriedades microestruturais, mecânicas e metalúrgicas da solda (Funderburk, 1999). De modo geral, por exemplo, a dureza na ZTA diminui à medida que aumenta o *heat input* (Eroglu, 2000).

Quando se encerra o processo de soldagem, a dissipação de calor na peça ocorre principalmente por condução nas regiões de maior temperatura para a de menor temperatura, ou seja, para o restante do metal base (MIYASHITA et al, 2017). O ciclo térmico de soldagem pode ser vista na curva da Figura 2.7. Os pontos mais próximos da junta do metal de base sofrerão maiores alterações de temperatura em decorrência da passagem da fonte de calor (MODENESI, P. J. 2012).

Figura 2.7 - Ciclo térmico de soldagem.



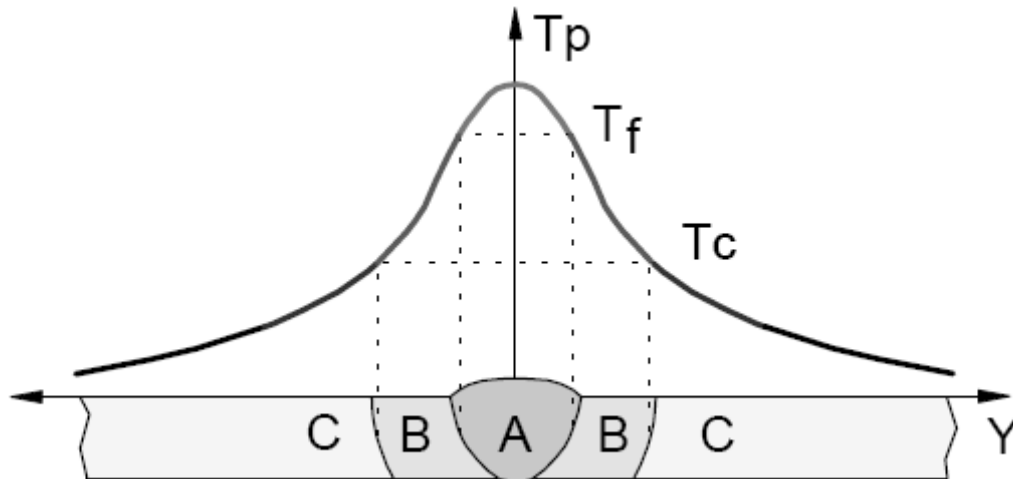
FONTE: MODENESI, P. J. 2012

Analisando a curva de aquecimento/resfriamento do ciclo térmico de soldagem, pode ser destacado os seguintes pontos:

- Temperatura de pico (T_p): é a temperatura máxima atingida no ponto da junta, diminui com a distância ao centro da solda e indica a extensão das regiões afetadas pelo calor da soldagem;
- Temperatura crítica (T_c): é a temperatura mínima para ocorrer alterações relevantes, como, por exemplo, transformações de fase;
- Tempo de permanência (t_p): acima de uma temperatura crítica (T_c) é o tempo em que o ponto fica sujeito a temperaturas maiores que a temperatura crítica;
- Taxa de resfriamento: é o resultado de $(T_1 - T_2)/\Delta t$.

O ciclo térmico de cada ponto próximo da junta do metal de base, temperatura de pico (t_p), se altera conforme sua distância do centro do cordão de solda, como mostrada na Figura 2.8, esta curva é conhecida como repartição térmica (MODENESI, P. J. 2012).

Figura 2.8 - Repartição térmica de uma solda.



FONTE: MODENESI, P. J. 2012

O ciclo térmico de soldagem e a repartição térmica são principalmente dependentes dos seguintes parâmetros:

- Tipo de metal de base utilizado: relacionado com a sua condutividade térmica, pois, quanto maior for a condutividade térmica do metal, maior será a sua taxa de resfriamento;
- Geometria da junta: uma junta em T possui três direções para a difusão do calor, enquanto uma junta de topo possui apenas duas. Por isso a junta em T resfria-se mais rápido comparativamente à junta de topo considerando os mesmos processos de soldagem;
- Velocidade de resfriamento: aumenta com o aumento da espessura da junta, até um determinado limite; acima deste limite, a velocidade de resfriamento não depende mais da espessura do metal de base.

O controle da velocidade de resfriamento é de suma importância. Por exemplo, em cordões de solda em aço carbono e carbono-manganês, o fato dos grãos colunares serem circundados pela ferrita, frequentemente, existem plaquetas de ferrita crescendo a partir dos contornos de grão. O metal que é aquecido acima da faixa de temperatura de transformação recristaliza-se em grãos equiaxiais de menor tamanho. A recristalização depende de muitos fatores, incluindo a temperatura de interpasse, sendo uma função da velocidade de

resfriamento, podendo acontecer a não recristalização completa do metal base. (MIRANDA, C.H. 1999).

A velocidade de resfriamento diminui com o aumento do aporte *heat input* e a temperatura inicial da peça, conseqüentemente, a repartição térmica torna-se mais larga na ZTA. Nenhuma solda por fusão pode ser realizada sem acúmulo de um gradiente térmico no metal de base. A difusão de calor é fortemente influenciada pela temperatura da poça de fusão e pela velocidade de soldagem. Em um soldagem com alta potência e alta velocidade reduz o gradiente térmico. (MIYASHITA et al, 2017)

No diagrama de fase dos aços, esta região torna-se austenítica no processo de aquecimento e pode conter constituintes duros, conhecidos como martensita, quando resfriada. Nestas regiões ocorre a formação de grãos grosseiros, existindo outros pontos em que a temperatura não foi alta suficiente, atingindo uma zona acima da temperatura de transformação, mas não atingindo a região austenítica do diagrama de fase, onde o tamanho de grão é menor (região de refino de grão). E existem ainda pontos que não há alteração no tamanho de grão, mas o calor é suficiente para diminuir a dureza nessa região e eliminar, até certo ponto, os efeitos de encruamento (região intercrítica).

Podem aparecer efeitos metalúrgicos semelhantes na ZTA após cortes com aporte térmico. Em materiais endurecíveis por solução sólida, como ligas de alumínio, por exemplo, a região próxima à ZTA torna-se efetivamente solubilizada por tratamento térmico, aumentando, por conseguinte, sua dureza com o tempo ou com um tratamento térmico posterior em baixas temperaturas, causando assim, endurecimento por precipitação. Os aços inoxidáveis austeníticos não sofrem transformações, nem endurecem por solução sólida, como ligas de alumínio, portanto, os efeitos do calor são mais simples, aplicados principalmente para diminuir a dureza e para eliminar completa ou parcialmente o encruamento (KUMAR, 2015).

Soldabilidade é uma propriedade do material que não pode ser definida com precisão, uma vez que existem variações nos processos empregados e utilizados. Já os materiais com soldabilidade ruim podem ser soldados com boa qualidade desde que tenha muito cuidado na seleção do metal de base e nos controles de parâmetros de soldagem. Isso significa muitos ajustes antes do início do processo de soldagem e, conseqüentemente, aumento nos custos de produção (EROGLU, 2000). Em certas circunstâncias, o metal de adição apresenta soldagem muito simples, como demonstradas neste trabalho, uma vez que, os metais de base são constantemente imperfeitos quando observados detalhadamente, sendo possível ainda, para a poça de fusão, introduzir hidrogênio na ZTA gerando um potencial de defeitos maior, e seu

comportamento, em um material qualquer, é um aspecto importante a se levar em consideração na soldabilidade.

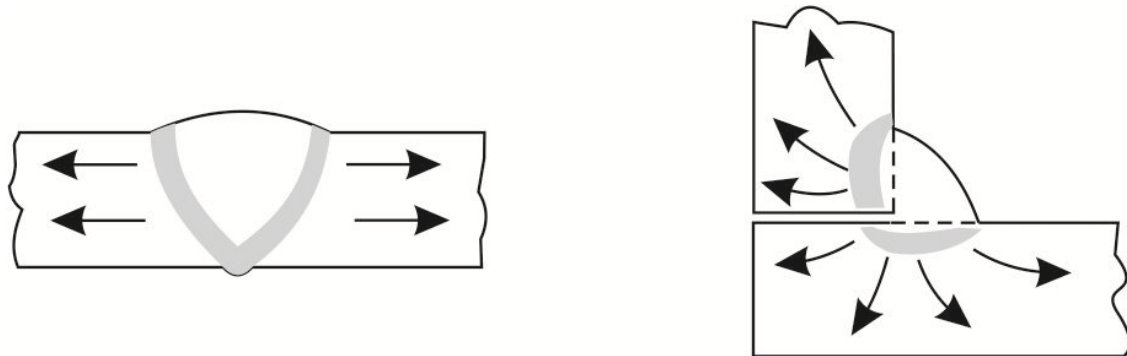
2.1.5. Defeitos encontrados na ZTA.

Os defeitos que podem ocorrer na ZTA são fissuração por hidrogênio (designada também por fissuração sob cordão), decoesão lamelar (ocorre em chapas grossas como resultado de imperfeições no metal), trincas de reaquecimento (pode acontecer em aços de baixa liga e nos contornos de grão, normalmente, na região de granulação grosseira da ZTA), fissuração por corrosão sob tensão (usualmente associada à presença de um meio corrosivo), trincas de liquação (microfissuração).

A fissuração na ZTA por hidrogênio pode ocorrer nos aços quando existe a presença de hidrogênio numa microestrutura temperada suscetível à fissuração (martensita), juntamente com a tensão aplicada. Na maioria da vezes não se pode evitar a tensão aplicada, uma vez que sejam conhecidas as juntas do metal de base com aberturas excessivas, estas são as mais suscetíveis à esse tipo de fissura. Os procedimentos práticos para se evitar este tipo de fissuração depende da redução do hidrogênio na poça de fusão, evitando assim uma zona termicamente endurecida. A dureza atingida na ZTA depende da variação da taxa de resfriamento, pois, quanto maior a taxa de resfriamento, mais facilmente ocorre a formação de estrutura com característica frágil.

Outro importante fator que atua na taxa de resfriamento é a massa de material de base que esta sendo soldada, ou seja, quanto maior a espessura da junta, maior será a velocidade de resfriamento. Os tipos de juntas também afetam as taxas de resfriamento correspondente às superfícies pelo qual o calor pode passar. A difusão do calor no metal de base pode acontecer em condição bidimensional, em caso de utilização de juntas de topo, ou tridimensional, no caso de juntas em ângulo. No caso da junta de topo há duas direções que o calor pode difundir, já numa junta em ângulo há três direções, de tal forma que um cordão de solda de mesmo tamanho nessa junta irá se resfriar mais rapidamente, como visto na Figura 2.9 (MACHADO,1998)

Figura 2.9 - Direções do fluxo de calor em juntas de topo e em ângulo.



FONTE: MACHADO,1998

2.1.6. Microestrutura da ZTA dos Aços de Baixo Carbono e de Baixa liga.

A microestrutura do metal base do aço inoxidável duplex é responsável por mudar a natureza das transformações de fase de estado sólido na zona afetada pelo calor e da estrutura. Quando a região próxima à solda se resfria, a mobilidade do hidrogênio diminui e ele tende a causar fissuração. O nível de hidrogênio é controlado por um tipo adequado de consumível de soldagem e pela garantia de que o eletrodo esteja seco (Alizadeh-ShS M. e Marash P.H., 2017).

Segundo EROGLU (1999), as microestruturas nas zonas fundidas dos metais com baixo carbono e baixa liga são resultados do crescimento colunar do metal de base solidificado, que são influenciadas pelo estado inicial da austenita e da interação das seguintes variáveis:

- composição química do metal de solda;
- tamanho de grão austenítico anterior;
- micro-segregações, estado de deformações;
- condições de aquecimento e resfriamento;
- composição química;
- distribuição do tamanho de inclusões não metálica e precipitada.

Uma vez que, a soldagem seja feita em um único passe como neste trabalho, as microestruturas na ZTA será formada pela decomposição da austenita em ferrita durante o ciclo de resfriamento contínuo em ambiente aberto, a ferrita, portanto, pode assumir diferentes

morfologias. No caso da austenita, que não é uma fase e sim uma mistura de outras fases (ferrita, perlita e cementita) pode aparecer pequenas quantidades que permanecem não modificadas (essa austenita é chamada de austenita retida). Também pode ocorrer na estrutura a presença de alguns precipitados, como carbonetos, nitretos e inclusões. Existem também diferentes constituintes na ZTA que nem sempre são de fácil identificação, sendo necessário eliminar a proliferação de diferentes nomenclaturas. Com este intuito, o Instituto Internacional de Soldagem (*IIW*, sigla em inglês) desenvolveu um método de classificação para os constituintes do metal no processo de soldagem utilizando a observação através de um microscópio óptico, tornando-se o método mais utilizado. Os tipos de constituintes mais comuns na ZTA podem ser classificados em:

- Martensita – M;
- Ferrita acicular – FA;
- Ferrita de contorno de grão – PF(G);
- Ferrita poligonal intragranular – PF(I);
- Ferrita com segunda fase não alinhada – FS(NA);
- Ferrita com segunda fase alinhada - FS(A);
- Agregado ferrita-carboneto.

2.2.9.1 Formação de Martensita na ZTA

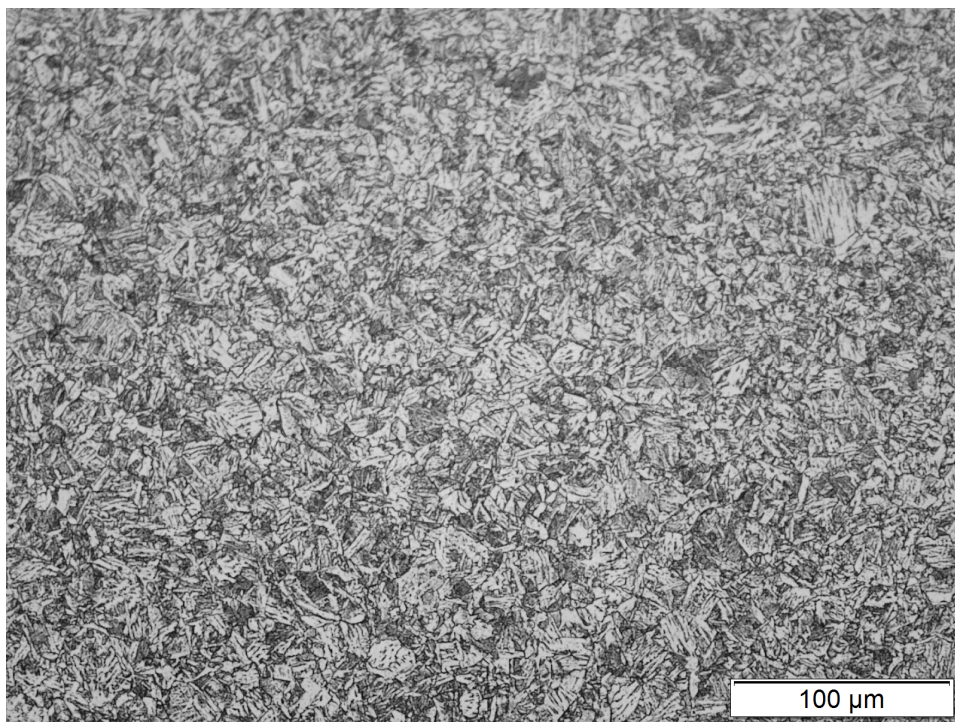
Na solda dos aços com maior teor de carbono em relação a outros elementos da liga ou em processos com maior velocidade de resfriamento, a formação de ferrita pode ser parcial ou completamente suprimida, ocorrendo a formação de uma estrutura predominantemente martensítica na ZTA. Conforme descrito por ZHU (2005), este tipo de martensita é formada quando o resfriamento é suficientemente rápido para evitar a difusão do carbono, ficando a mesma retida na solução sólida. Em consequência, ocorrem transformações polimórficas onde a estrutura passa de cúbico de face centrada para tetragonal de corpo centrado, uma vez que, na martensita não ocorre a difusão, sua formação acontece instantaneamente independente do tempo de resfriamento.

De acordo com SPEICH, (1992) a martensita metaestável não é uma fase em equilíbrio nos aços e sua formação depende da composição química e da taxa de resfriamento

nas regiões contendo austenita em alta temperatura, portanto, sua dureza é determinada pela quantidade de carbono, e pela temperabilidade, sendo influenciada pela presença de vários elementos de liga e pelos tamanhos dos grãos da austenita, ou seja, basicamente podem ser formados dois tipos de martensita nos aços, o de baixo carbono, onde a martensita é em forma de agulhas e com alto carbono, onde é formada martensita em forma de placas. Esses carbonetos são formados durante o processo de resfriamento, reduzindo assim a supersaturação de carbono na martensita. Esta martensita auto-revenida tem uma estrutura semelhante à bainita inferior, considerada com boa resistência à fratura frágil (BENSCOTER, 1992).

As Figuras 2.10 e 2.11 apresentam estruturas martensítica e martensítica revenida em aço atacadas com nital para diferenciar as fases. (JIANG, 2005).

Figura 2.10 - Estrutura Martensítica em aço baixo carbono e baixa liga, atacada com nital.



FONTE: JIANG, 2005

Figura 2.11 – Estrutura Martensítica Revenida em aço baixo carbono e baixa liga, atacada com nital.



FONTE: JIANG, 2005

2.2.9.2. Ferrita com segunda fase alinhada - FS(A).

Os primeiros constituintes citados são:

- placas laterais de ferrita;
- constituinte lamelar;
- ferrita de Widmanstätten.

Estes constituintes crescem para o interior dos grãos austeníticos, mantendo com eles uma relação cristalográfica bem definida, sendo um outro mecanismo para a difusão e a movimentação dos átomos. As regiões da austenita entre as placas de ferrita se enriquecem de carbono durante seu crescimento e dão origem a regiões de perlita ou de outros constituintes com altas porcentagens de carbono. Esta estrutura é favorecida por um maior tamanho de grão da austenita, por teores de carbono intermediários (entre 0,2 e 0,4%) e, principalmente, por um superresfriamento, maior do que o associado com a formação do constituinte anterior, formando grãos relativamente grosseiros e mostrando pequena diferença de orientação cristalográfica entre si. Estas características, e a presença de filmes de constituintes ricos em

carbono e frágeis em seus contornos, fazem com que esta forma de ferrita seja considerada de características pouco desejadas na ZTA de soldas, pois apresentam elevada tenacidade.

Segundo EDMONDS (1992), a bainita superior se forma a temperaturas mais baixas que a ferrita acicular, ocorrendo principalmente em soldas com elevada velocidade de resfriamento, teor de oxigênio muito baixo ou teor de elementos de liga muito elevado. Ela aparece como uma série de lâminas de ferrita, formadas a partir dos contornos de grão austeníticos, ou da ferrita de contorno de grão, exibindo evidências de constituintes ricos em carbono entre as lâminas e sendo muito semelhante com a ferrita de Widmanstätten. Utilizando-se microscopia eletrônica de varredura (MEV), a bainita superior pode, em princípio, ser visualizada por apresentar uma maior densidade de defeitos cristalinos (deslocações) e precipitação interna de carbonetos, indesejável devido a sua baixa tenacidade. A temperatura de mudança de fase dúctil-frágil da bainita superior é alta, levando-se em conta que a fratura por afastamento pode aumentar nas películas de cementita. Já a bainita inferior, que geralmente é formada devido a um resfriamento intermediário (ELMER, 2004), possui uma fina dispersão de carbetos que impossibilitam a propagação da trinca, deformando plasticamente ao invés de tricarem (KOBAYASHI, 1994). Alguns experimentos mostraram que a bainita pode ser obtida em aços de alto carbono, resfriando-se isotermicamente em temperaturas de 125°C a 200°C (GARCIA-MATEO, 2003). Outros estudos mostram, também, que o aumento da quantidade de manganês auxilia no refino da microestrutura bainítica (SILVA, 2002).

A ferrita acicular - (FA), uma estrutura resultante do crescimento de agulhas de ferrita em diferentes direções a partir de várias inclusões presentes, é o tipo mais comum de ferrita nucleada no interior dos grãos austeníticos, formadas em temperaturas tão baixas quanto aquelas onde se formam a bainita em aço de baixo carbono ou em baixa liga resfriado de maneira constante (VISHNU, 1993). Uma vez que, a ferrita acicular forma-se intragranularmente, nucleando-se de forma heterogênea em sítios com inclusões, precipitados e outras irregularidades nos grãos austeníticos, na zona termicamente afetada a sua formação é favorecida pela presença de precipitados e ocorrendo o aparecimento de numerosas inclusões devido a presença de oxigênio, geralmente em teores superiores aos do metal base (MODENESI, 2009). Devido ao seu pequeno tamanho de grão e diferença de orientação cristalina entre os grãos, este constituinte é considerado o melhor para garantir uma tenacidade elevada para o metal de solda de aço carbono, com limite de escoamento em torno de 500Mpa (MODENESI, 2009). Como a ferrita acicular difere morfológicamente da bainita, já que ela nucleia intragranularmente nas inclusões e também devido a dureza de colisões

entre lâminas nucleadas em inclusões próximas, a ferrita acicular é de fato a bainita com nucleação intragranular em grãos grandes de austenita, típicos em depósitos de soldagem (BHADESHIA, 1987). Outros estudos desses fatores levam ao pressuposto a existência de um aumento na formação da ferrita acicular, reduzindo a superfície de contorno de grão austenítico por unidade de volume, favorecendo uma formação da ferrita acicular em detrimento da bainita, devido à redução dos locais propícios para sua nucleação (PARIS, 2004).

Os agregados ferrita-carboneto – FC englobam a perlita, a bainita inferior e o constituinte austenita-martensita que se formam durante a decomposição da austenita rica em carbono e rejeitando a ferrita transformada em altas temperaturas. Para os metais de solda com baixo carbono e baixa liga, esses constituintes aparecem em pequena quantidade e, quando observados por microscopia óptica, formam áreas escurecidas na microestrutura, sendo de difícil identificação (MODENESI 2009).

2.2.10. Microestrutura na ZTA em Aços Inoxidáveis

A composição básica da microestrutura dos aços inoxidáveis é composta por lamelas alternadas de austenita e ferrita policristalinas, obtidas diretamente de uma liga bruta de fusão, ou por meio de tratamentos termo mecânicos como resfriamento acelerado e têmpera direta, entre outros. Uma vez que, os aços inoxidáveis duplex são originários do sistema Fe-Cr-Ni, eles podem ter um grande número de outros elementos que alteram sua microestrutura e suas propriedades. Os principais elementos incluídos no sistema Fe-Cr-Ni incluem-se o N, Mo, Cu, Si e W. A composição química dos principais tipos de aços inoxidáveis duplex é mostrada na Tabela 2.01.

Tabela 2.01: Composição química dos aços inoxidáveis duplex

Aço Duplex	Desig. Padrão UNS	% Cr	% Ni	% Mo	% N	% Cu
Zeron 100	S 32760	25	7	3,5	0,24	0,7
SAF 2205	S 31803	21-23	4,5-6,5	2,8	0,15	-
SAF 2507	S 32750	25	7	3,8	0,28	-
SAF 2304	S 32304	23	4	0,2	0,7	-

FONTE: ASM Handbook

2.2.10.1 Propriedades Físicas dos Aços Inoxidáveis

As propriedades físicas dos aços inoxidáveis duplex (AID's), aços ferríticos e aços austeníticos, são mostradas na Tabela 2.02, onde a condutividade térmica dos AID's é superior a dos aços austeníticos, portanto, sua expansão térmica possui um baixo coeficiente, o que é similar aos dos aços inoxidáveis ferríticos.

Tabela 2.02: Propriedades físicas dos aços inoxidáveis.

Tipo	Grau UNS	Temp. (°C)	Módulo Young (Gpa)	Calor Específico (J/Kg.K)	Condutividade Térmica (W/m.K)	Coeficiente de Expansão Térmica Linear	
						Temp. (°C)	10°/K
Ferrítico	S 43000	20	205	480	22	20-100	10
	S 44700	20	205	480	21	20-100	10
Austenítico	S 30400	20	205	520	16	20-100	16
	S 08904	20	205	544	15	20-100	16
Duplex	S 31803	20	200	450	17	20-100	13,5
		100	190	450	18		14
		200	180	500	19		14,5
		300	170	550	20		
	S 32550	20	200	450	17	20-200	13,5
		100	190	450	18	20-300	14
		200	180	530	19	20-500	14,5
	S 32750	20	200	470	16	20-100	13
		100	190	-	17	20-200	13,5
		200	180	-	19	20-300	14
		300	170	-	20	20-400	14,5
		400	160	-	21		

FONTE: ABIQUIM 1999, GOMES, E.S.P. , VIÑAS , J.B. , VATAVUK, J..

2.1.7. Aporte de Calor na Soldagem

O aporte térmico dos processos de soldagem por arco elétrico são definidos pelo valor da energia de soldagem por unidade de comprimento da solda, parâmetro que influencia diretamente no ciclo térmico do processo de soldagem. Da energia total gerada no processo de soldagem, formadora da poça de fusão, uma parte é perdida na forma de radiação e no

aquecimento do gás de proteção e a outra parte é absorvida pela material base. A parte da energia absorvida pelo material base é o que chamamos de aporte térmico, na qual, para os processos de soldagem por arco elétrico, é a razão entre a potência do arco e a velocidade de soldagem, WAINER et al.(1992). Como mostrado matematicamente na equação 1 (DebRoy & David, 1995) abaixo:

$$H = \eta \frac{VxI}{v} \quad (1)$$

onde, H é o aporte térmico (kJ/mm), η o rendimento térmico do processo (adimensional), V a tensão do arco elétrico (V), I a intensidade de corrente (A) e v a velocidade de soldagem (m/s)

O aporte de calor interfere na microestrutura e na estrutura do cordão de solda e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas da junta do metal de base. O aporte de calor é o parâmetro mais importante utilizado nos trabalhos acadêmicos e nas normas técnicas para a especificação das condições de soldagem. No entanto, nem sempre houve uma relação direta entre a energia de soldagem e os aporte de calor de soldagem no metal de base, uma vez que, os parâmetros como corrente, tensão e velocidade de soldagem afetam diferentemente a intensidade do arco e o rendimento térmico do processo de soldagem. Quando ocorre a variação dos parâmetros para um mesmo processo de soldagem, diferentes intensidades de temperaturas são observadas. Este tipo de aporte térmico em conjunto com as temperaturas de pré-aquecimento e temperatura de vários interpasses, observa-se um efeito predominante na velocidade de resfriamento, afetando a microestrutura da solda e assim influenciando diretamente em suas propriedades mecânicas na ZTA (MODENESI & MARQUES 1992).

2.1.8. Ciclo Térmico do Processo de Soldagem

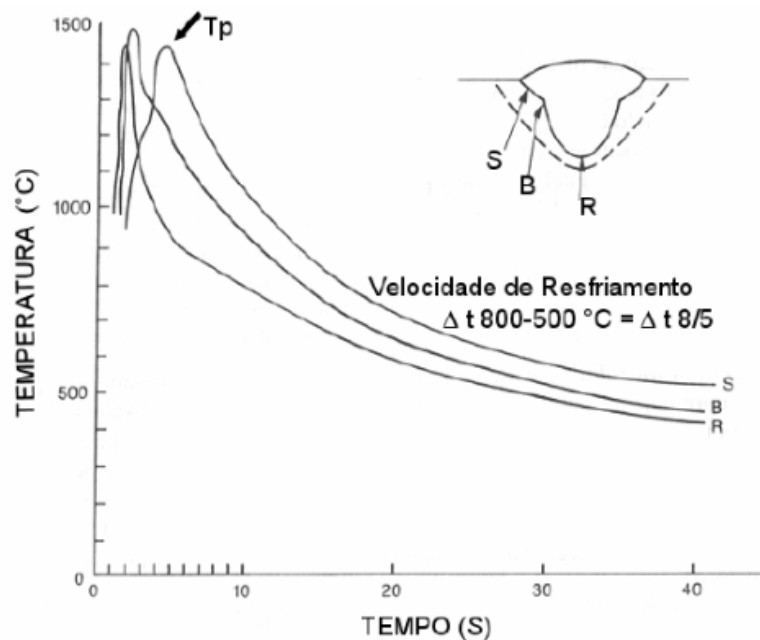
O ciclo térmico aplicado num determinado ponto do metal de base durante um processo de soldagem é caracterizado por um aquecimento, até a temperatura de pico, seguido de um rápido resfriamento a uma taxa decrescente com o tempo. Este ciclo térmico influencia diretamente nas características microestruturais da ZTA, portanto, é recomendado evitar taxas de resfriamento muito baixas, uma vez que elas aumentam o tempo de austenitização do material e, conseqüentemente, desenvolvem a formação de grãos grosseiros. Um resfriamento

muito rápido, por outro lado, favorece a formação de microestruturas de menor tenacidade correspondendo ao processo de têmpera.

Os aços estão mais sujeitos ao crescimento de grãos devido ao tempo de permanência em altas temperaturas, e aos processos de têmpera utilizados com taxas de resfriamento altamente elevada. O processo de aquecimento e resfriamento da ZTA é chamada de ciclo térmico de soldagem. O gráfico da Figura 2.12 descreve os ciclos térmicos de três pontos distintos da junta soldada. Os parâmetros mais importantes do ciclo térmico são:

- Temperatura de Pico (T_p): É a máxima temperatura atingida em um ponto considerado e indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais. Esta temperatura depende das condições dos processos de soldagem, da geometria e propriedades físicas do metal de base;
- Taxa de resfriamento: determina a microestrutura em materiais que sofrem transformações de fase durante o resfriamento. A velocidade de resfriamento numa dada temperatura é igual à inclinação da curva do ciclo térmico nesta temperatura;
- Tempo de permanência (t_p) acima de uma dada temperatura crítica: é um parâmetro que dependendo da temperatura de pico (T_p), tanto pode alterar o crescimento dos grãos como possibilitar outras transformações;
- Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C: intervalo de temperatura onde podem ocorrer importantes transformações de fase nos aços carbono.

Figura 2.12 - Curva da temperatura em função do tempo indicando a alteração do ciclo térmico de soldagem em função da posição do termopar (S, B ou R)



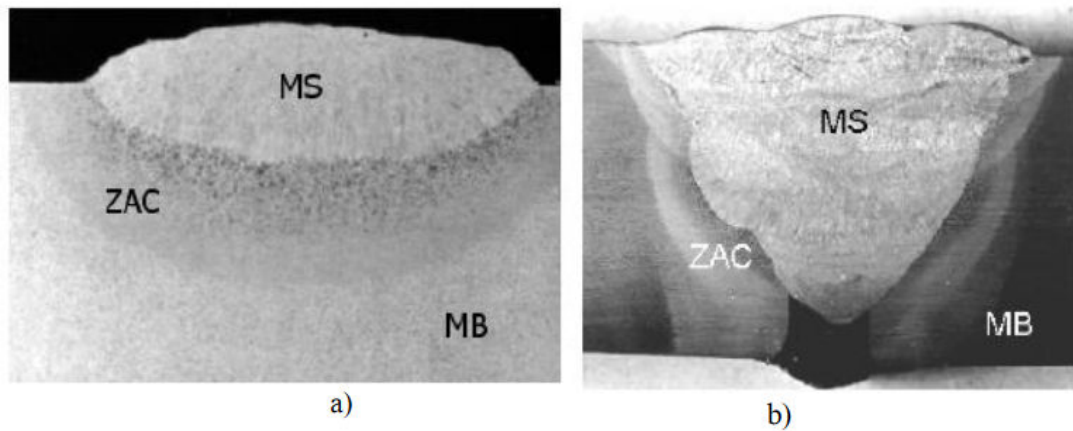
FONTE: Sant'Anna, 2006

2.1.9. Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Durante o processo de soldagem, a região do metal base próximo a ZTA está sendo submetido a vários ciclos térmicos, e quando a soldagem é feita com vários multipasses, mais calor esta região é submetida, portanto, são nestas regiões onde ocorrem as mudanças mais significativas na microestrutura e propriedades mecânica. A região do metal base próxima à poça de fusão é a ZTA e sua extensão varia de acordo com as propriedades térmicas do material, geometria da junta, espessura da chapa, temperatura de pré-aquecimento, taxa de aporte de calor e outros parâmetros de soldagem. (HRIVNAK, 1995; THAULOWET al, 1987; BONISZEWSKI & KEELER, 1984; PISARSKI & PARGETER, 1984).

A Figura 2.13 (a) descreve a macrografia de uma junta soldada para o caso de passe único. A Figura 2.13 (b) a macrografia de uma soldagem com passes múltiplos, é observada a interferência dos sucessivos passes de solda.

Figura 2.13 - Macrografia de junta soldada: (a) passe único, (b) múltiplos passes. Nital 2%.
MS -metal de solda, ZAC -zona afetada pelo calor, MB -metal de base



FONTE: Sant'Anna, 2006

2.1.10. Regiões da ZTA em Soldagens de Único Passe

A ZTA é dividida em várias subzonas, as quais recebem nomes específicos e dependem do pico de temperatura que o material de base sofre (ZARZOURET al, 1996). Na Figura 2.14 é observado os limites da zona termicamente afetada que correspondem à temperatura ao lado da ZTA e a temperatura crítica A1, ao lado da zona não afetada do metal de base. A ZTA com as respectivas faixas de temperatura (soldagem de passe único), pode ser dividida em quatro subzonas:

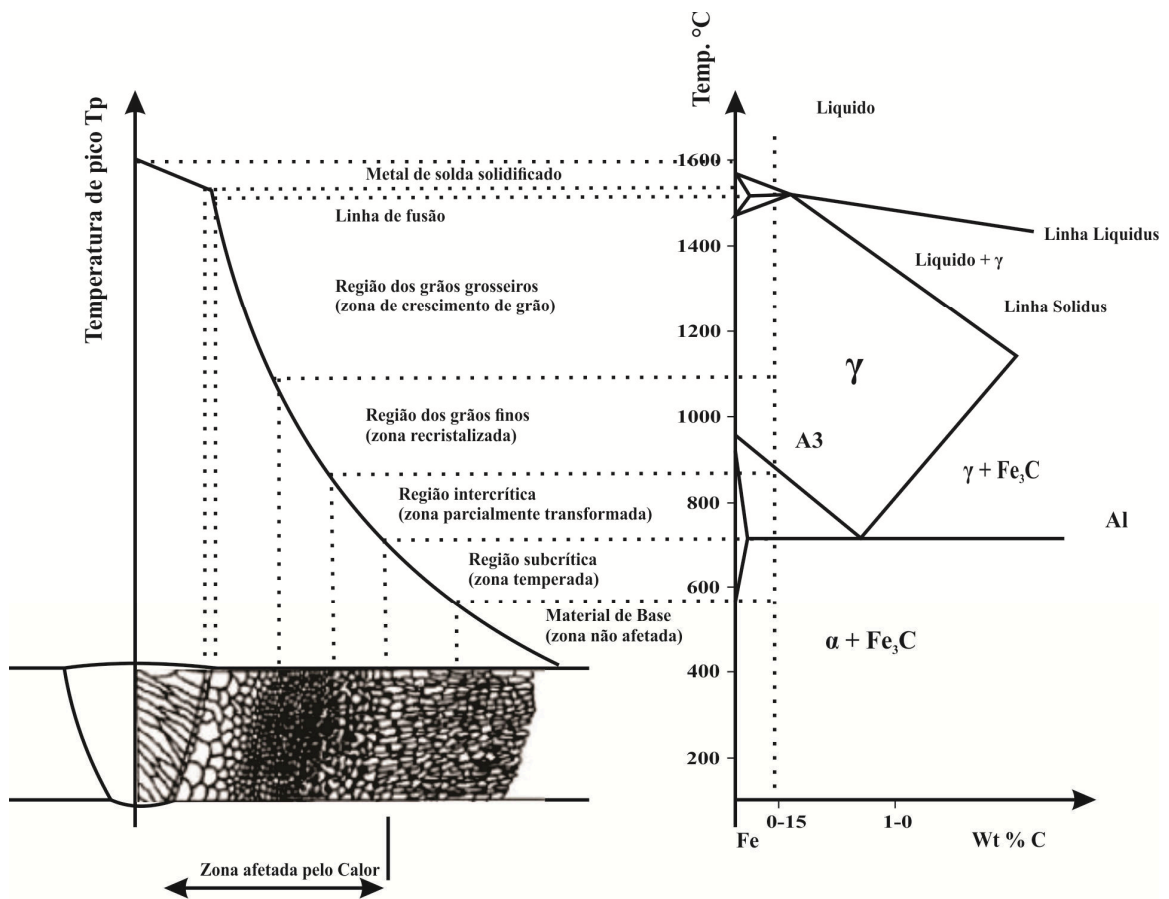
a) Zona de grãos grosseiros (GG/ZTA ou RGG) é caracterizada por uma temperatura de pico entre 1100°C a 1500°C. O grão austenítico será proporcional à magnitude do ciclo térmico de soldagem, explicitado pela temperatura de crescimento de grãos e tempo de permanência acima desta temperatura.

b) Zona de grãos finos (GR/ZTA ou RGF) é uma região em que a temperatura do ciclo térmico se encontra na faixa de 900°C a 1100°C. Na existência de um refinamento de grão pode-se utilizar da contribuição de aditivos de refinamento de grãos, tais como: alumínio, titânio, nióbio e vanádio. Estes elementos formam nitretos ou carbeto que atuam como ancoragem, reduzindo ou impedindo o movimento de grão austenítico.

c) Zona de aquecimento intercrítico (IC/ZTA ou RI) que compreende a faixa de temperaturas entre A_1 e A_3 . Nos aços ferríticos-perlíticos nesta, somente parte da ferrita se transformará em austenita, ou seja, haverá transformação apenas parcial em austenita.

d) Zona subcrítica (SCZTA ou RS) compreende a região de temperatura abaixo de A_1 . Embora não se possa observar mudanças microestruturais nesta região, existe a probabilidade da ocorrência de degradação da perlita lamelar em partículas esferoidais de cementita (Fe_3C), assim como, o efeito combinado do aquecimento ($100 - 300^\circ C$) e da tensão residual com esforços dinâmicos, tornando a estrutura frágil.

Figura 2.14 - Esquema de uma junta soldada, descrevendo as sub-regiões da zona termicamente afetada e as respectivas faixas de temperaturas.

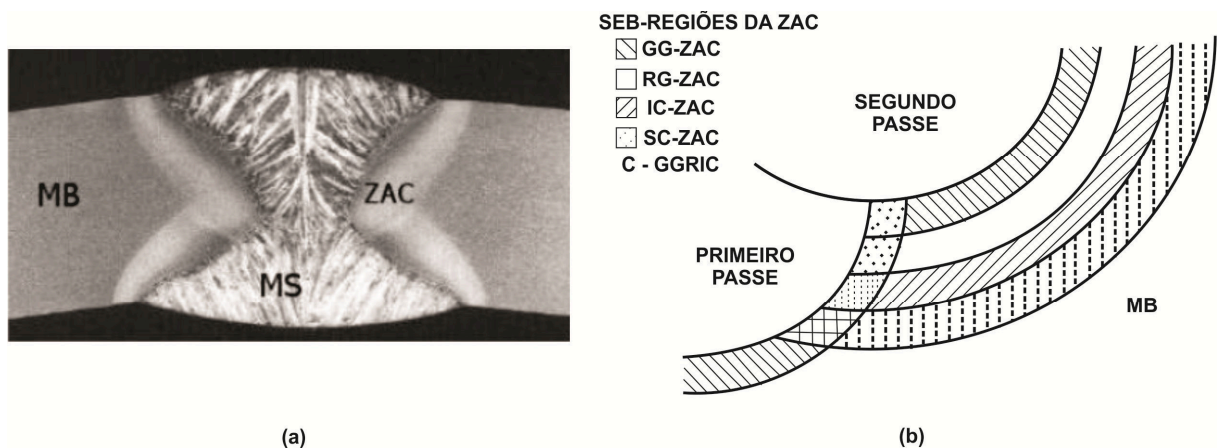


FONTE: Easterling, 1983 adaptado por Pinto, 2006

2.1.11. Regiões da Zona Termicamente Afetada em Soldagens de Múltiplos Passes

No processo de soldagem com multipasses as condições se tornam ainda mais complexas em relação ao processo de solda em um único passe. Pelo fato de ocorrer uma transformação parcial da microestrutura da ZTA inicial, o passe posterior de cada cordão de solda é tratado termicamente pelo cordão seguinte, resultando assim em uma heterogeneidade de microestruturas e de propriedades mecânicas, distribuídas conforme suas respectivas distâncias em relação ao eixo da solda. Conforme Figura 2.15 (a), pode-se observar dois passes de solda e a sobreposição das zonas afetadas pelo calor. Na Figura 2.15 (b), tem-se um esquema destacando as subzonas (A, B, C e D) da região de grãos grosseiros (GG-ZTA) da ZTA do primeiro passe de solda. Ocorre uma mudança parcial nas regiões da zona termicamente afetada promovido pelo calor do segundo passe, por exemplo, a subzona B é a região dos grãos grosseiros que foi refinada e C é a região de grãos grosseiros reaquescidos intercriticamente (GGRIC-ZTA).

Figura 2.15 - Micrografia de uma junta soldada com dois passes de um aço ARBL – Nital 2% - (a) e uma ilustração da ZTA (ZAC) obtida com soldagem de dois passes. (b) MS -metal de solda, MB -metal de base.



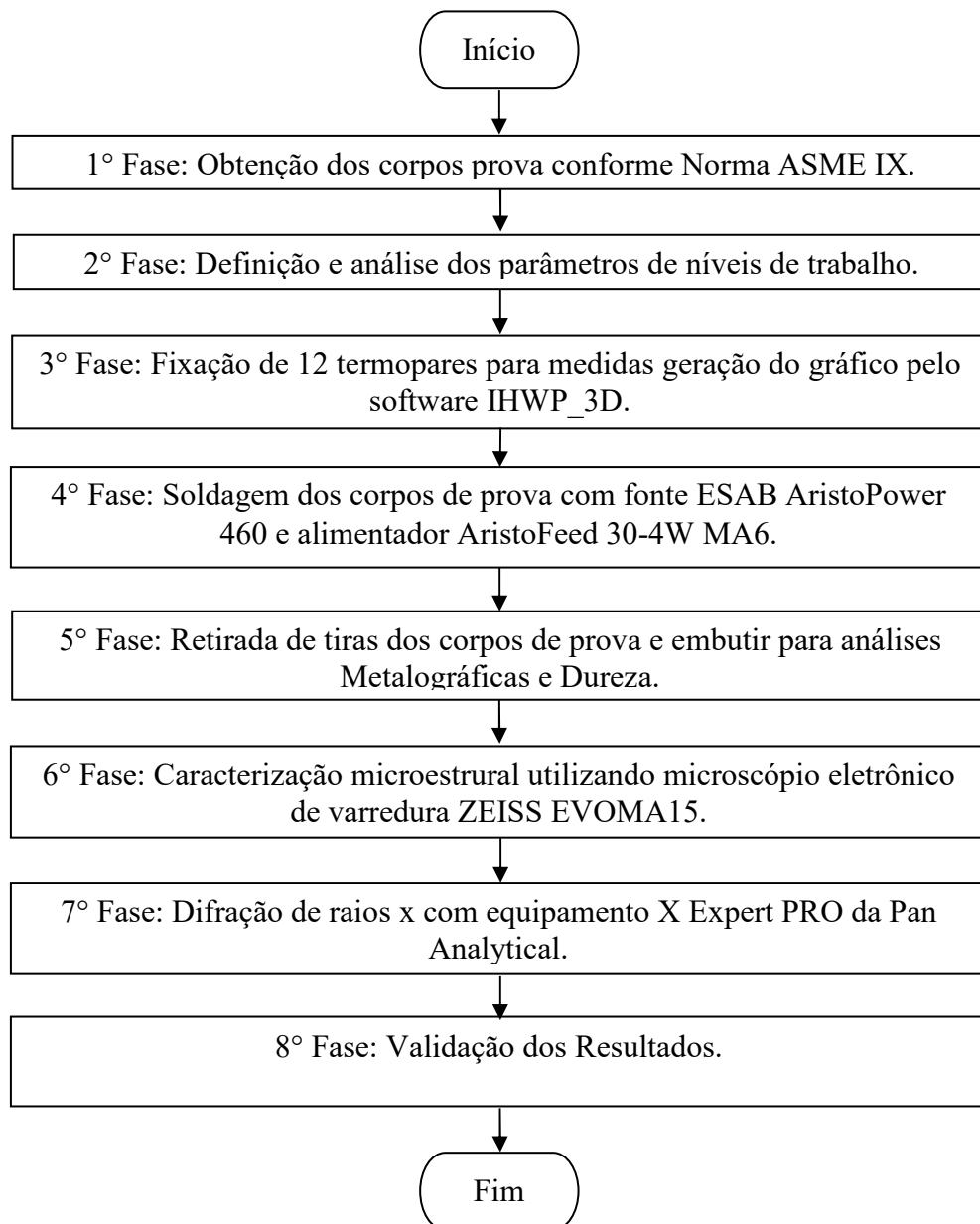
FONTE: Sant'Anna, 2006

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Considerações iniciais

É importante para que o processo estudado seja tratado de forma sistemática, contribuindo para a obtenção de informações objetivas e de relevância científica do problema de pesquisa para, em seguida, ocorrer a definição do método experimental.

Figura 3.17 Fluxograma que resume todas as principais etapas desta metodologia científica.



3.1.1. Materiais de Base dos corpos de prova.

Foram utilizados 5 corpos de prova de cada condição de velocidade de soldagem dos materiais dissimilares, que são de aço carbono USI-AR-400 (produzido pela USIMINAS) e o aço inoxidável ASTM A240-13C.

De acordo com o certificado de qualidade do material, fornecido pelos fabricantes a composição química de cada material e representado na tabela 3.01.

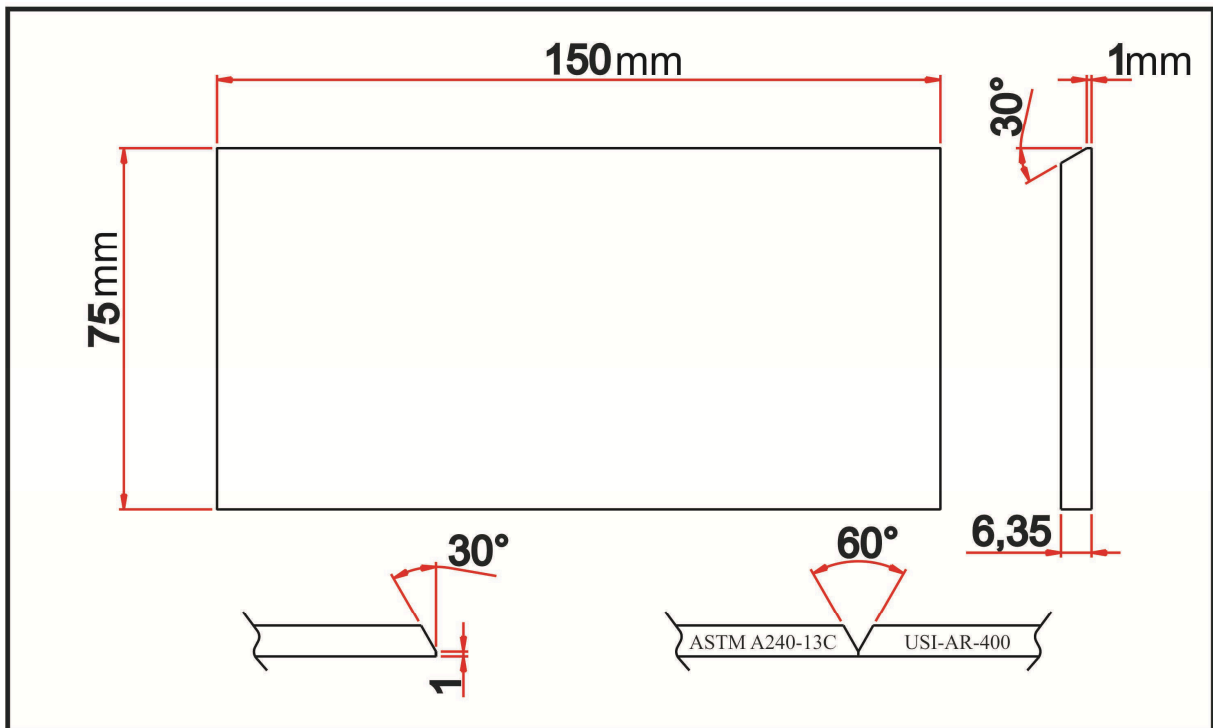
Tabela 3.01 - Composição química (%) do metal base e metal de base.

Material	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
Aço inoxidável ASTM A240-13c	0,025	1,47/1,51	0,03	0,002	0,41	8,05	18,09	-
Aço carbono USI-AR-400 (USIMINAS)	0,15	1,2	0,016	0,001	0,18	0,02	0,03	0,01

FONTE: USIMINAS

As dimensões da junta e do corpo de prova foram baseados na Norma ASME IX que diz respeito a qualificação do procedimento de soldagem para a aplicação prática correspondente ao processo que está sendo estudado. As dimensões estão representadas na Figura 3.18 as amostras foram cortados a laser e com utilização de um fresadora ferramenteira para chafrear os corpos de prova descrevidos na Figura 3.19.

Figura 3.18 – Dimensões da junta e corpo de prova com cotagem em mm



Fonte: Próprio autor

Figura 3.19 – Corpos de prova chanfrados



Fonte: Próprio autor

3.1.2. Definição dos parâmetros e fixação dos níveis de trabalho

A fixação dos níveis de trabalho foram obtidas por meio da análise das pesquisas anteriores e da execução de testes preliminares. Em seguida, foram realizados testes preliminares para verificar se o processo ocorria nas condições extremas de cada variável. Finalmente, após alguns ajustes, chegou-se aos limites finais para as faixas de trabalho de cada parâmetro. A tabela 3.02 apresenta os parâmetros analisados juntamente com níveis de trabalho.

Tabela 3.02 – Parâmetros variáveis e níveis de trabalho.

Parâmetros	Unidade	Notação	Níveis de trabalho	
			1	2
Velocidade de alimentação do metal de adição	m/min	Va	6,0	8,0
Tensão	V	T	24,5	24,5
Corrente	I	A	150	184
Distância bico de contato peça	mm	N	20	20

Fonte: Catálogo de produtos ESAB

Quanto às outras variáveis que também compõem a soldagem com o metal de adição tubular, estas foram tratadas como parâmetros fixos, conforme indicada na tabela 3.03.

Tabela 3.03 – Parâmetros fixos de soldagem.

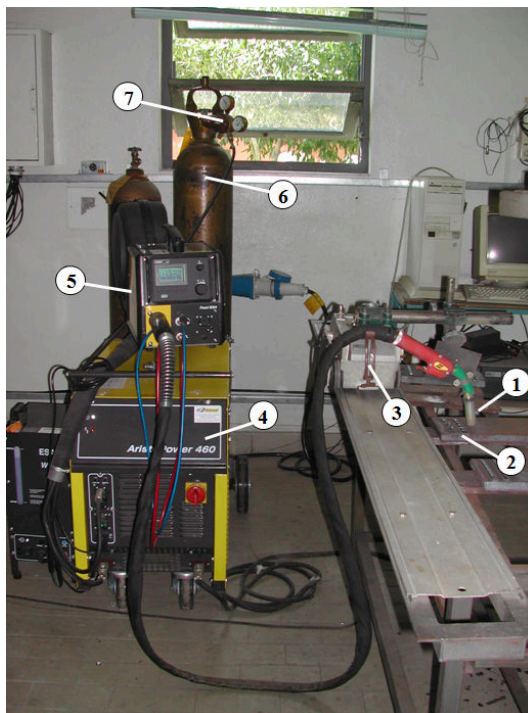
Parâmetro	Valor/tipo adotado
Material do metal base	Aço inoxidável ASTM A240-13c / Aço carbono USI-AR- 400
Material do metal de adição	Aço inoxidável EASTM A240-13C
Espessura do metal base	6,35 mm
Diâmetro do eletrodo	1,2 mm
Tipo do eletrodo	Metal de adição tubular
Posição de soldagem	Posição plana
Ângulo da tocha	15° (empurrando)
Recuo do bico de contato	5 mm
Tipo do gás de proteção	Co ₂
Vazão do gás de proteção	16 l/min

FONTE: Catálogo de produtos ESAB

3.1.3. Execução dos experimentos

A execução dos experimentos foi realizada no Laboratório de Soldagem da Universidade Federal de Itajubá, utilizando como equipamentos uma fonte ESAB AristoPower 460, um módulo AristoFeed 30-4W MA6 para a alimentação do metal de adição e um banco de testes com dispositivo para controle da velocidade de soldagem e ajuste da tocha em relação ao metal base conforme figura 3.20.

Figura 3.20 – Conjunto para soldagem



1. Tocha
2. Corpo de prova
3. Dispositivo para condução da tocha
4. Fonte ESAB AristoPower 460
5. Alimentador AristoFeed 30-4W MA6
6. Cilindro de gás de proteção
7. Medidor de vazão do gás de proteção

FONTE: Próprio autor

Com isso, os experimentos foram realizados por meio de simples deposição de um cordão de solda sobre os corpos de prova de aço carbono e aço inox, cortados em chapas de dimensões 150 x 75 x 6,35 mm. Quanto aos parâmetros do processo, foram considerados os parâmetros fixos definidos pela Tabela 05.

3.1.4. Método experimental.

Para a realização dos análises os cinco corpos de prova foram divididos em dois grupos de prova de acordo com as diferentes condições de velocidade alimentação um grupo com 8m/mim e outro grupo com 6m/mim estes dados foram retirados do catálogo do fornecedor do material de adição devido a minimização de custos devido a velocidade de alimentação, entretanto, à medida que a intensidade de corrente aumenta, essa relação se modifica, tendendo para uma curva, especialmente no caso de metal de adição com diâmetro menor. Isto acontece devido ao efeito Joule, responsável pelo calor na ponta do eletrodo, e que influencia de modo significativo na taxa de fusão.

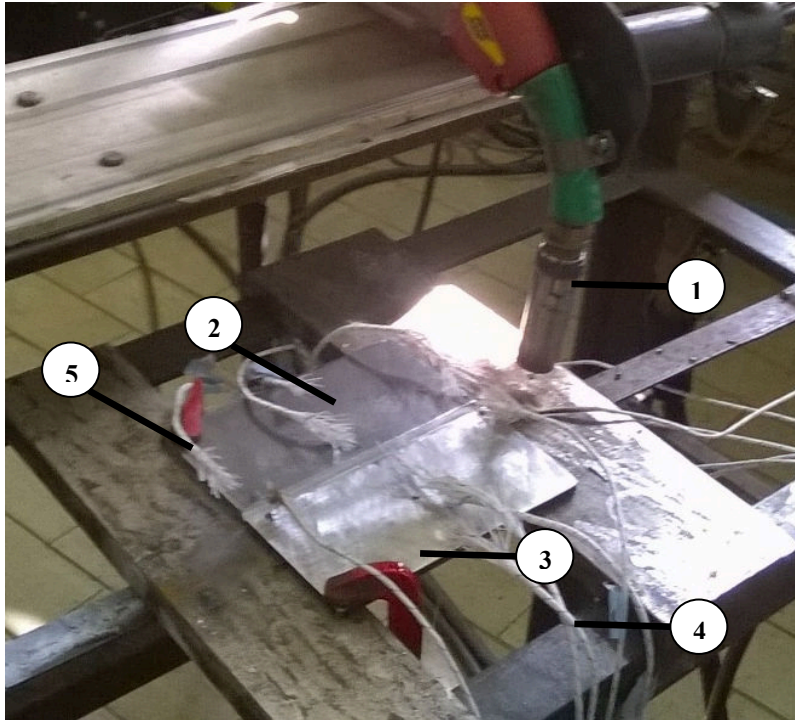
3.1.5. Preparação e solda

Como exposto no capítulo 2, o processo de soldagem MAG possui numerosas variáveis de operação com diferentes níveis de ajuste. Em função do objetivo principal do trabalho, foram executados testes preliminares usando como fundamento pesquisas relacionadas ao aço carbono de baixa liga e com o aço inoxidável, das quais foram possíveis empregar regulagens consideradas ideais para o bom funcionamento do processo. De posse destas informações como ponto de partida, o objetivo dos testes foi identificar as variáveis que exerciam maior influência no processo, por meio de mudanças em seus níveis de trabalho de forma a determinar as condições extremas (máximas e mínimas) de cada variável de controle, limites estes que a partir do qual desestabilizava o processo.

Os experimentos realizados visaram coletar dados de temperatura para validação do software IHWP_3D desenvolvido. A validação proposta foi feita por meio do comparativo entre as temperaturas obtidas experimentalmente.

Figura 3.21 Bancada experimental utilizada com posicionamento dos termopares

Os termopares tipo K (Chromel-Alumel) foram fixados no metal de base por descarga capacitiva, esses devem ser posicionados em uma região específica do corpo de prova no qual o arco voltaico não interfira na medida da temperatura.



1. Tocha;
2. Corpo de prova USI-AR-400;
3. Corpo de prova ASTM A240-13C;
4. Termopares tipo K;
5. Termopares tipo K.

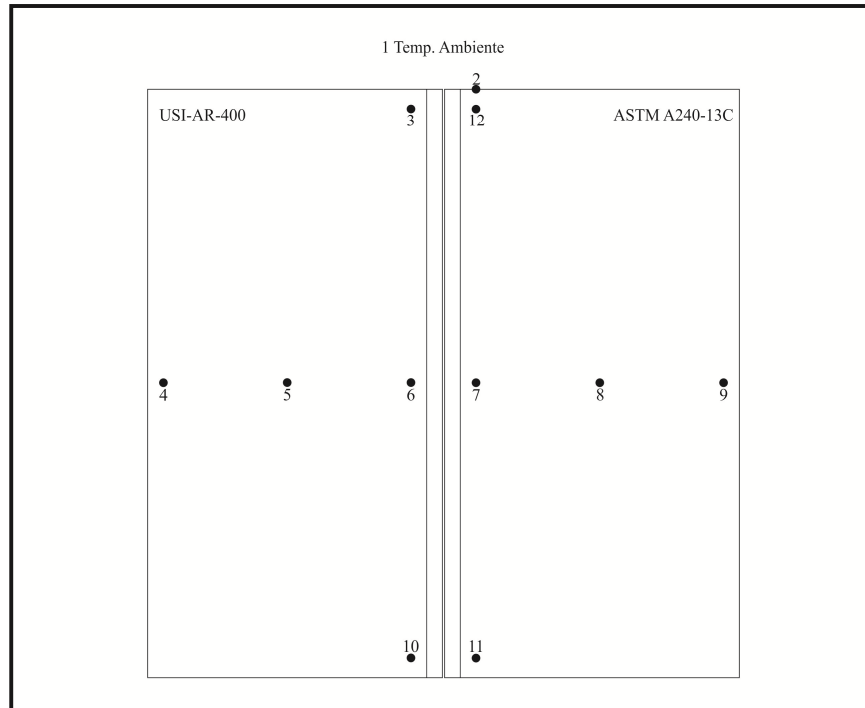
FONTE: Próprio autor

Para obtenção dos dados experimentais, os seguintes equipamentos foram usados:

- Um sistema de aquisição de dados HP 75000 Series B controlado por um computador;
- 12 Termopares tipo K para a medida das temperaturas experimentais;
- Dez placas aço carbono USI-AR-400 (USIMINAS) de 150,0 x 75,0 x 6,35 (mm);
- Dez placas com aço inoxidável ASTM A240-13C de 150,0 x 75,0 x 6,35 (mm);
- Um sistema automatizado para mover a tocha de soldagem;
- Fonte ESAB AristoPower 460;
- Alimentador AristoFeed 30-4W MA6;
- Cilindro de gás de proteção CO₂;
- Medidor de vazão do gás de proteção.

Outro procedimento foi a para fixação dos termopares através de do processo de solda capacitiva, na Figura 3.22 e demonstrado a posição onde foi soldado cada termopar.

Figura 3.22 Posição dos termopares



Fonte: Próprio autor

3.1.6. Soldagem dos corpos de prova

Na fase de ajuste escolheram-se parâmetros que permitissem uma soldagem isenta de defeitos como mordeduras, falta de fusão ou penetração e outros.

Figura 3.23 – Corpo de prova após a execução da soldagem



Fonte: Próprio autor

Após a conclusão do processo de soldagem dos corpos de prova, foram retirados pelo processo de corte foi feito por meio de uma serra de fita horizontal Franho FM-500, foram retirados corpos de prova para análise de dureza e para análise de micrografia e microscopia eletrônica de varredura.

3.1.7. Micrografia e Dureza

De cada corpo de prova de soldagem foram extraídos tiras para embutimento dos corpos de prova para micrografia e dureza. Os corpos de prova para micrografias foram extraídos de maneira a conter a junta soldada e as micrografias foram realizadas na zona de transição entre o aço carbono USI-AR-400 e o aço inoxidável ASTM A240-13C.

Também foram extraídos 2 corpos de prova para análise de dureza VICKERS em cada corpo de prova de soldagem, foram feitas 2 medições de dureza na ZTA do aço USI-AR-400 e 2 medições de dureza na ZTA do aço inoxidável ASTM A240-13C para cada corpo de prova e 03 medições na região da solda. No caso da dureza as análises estatísticas foram realizadas em função das médias das 2 medições realizadas em cada ZTA de cada corpo de prova de dureza. A análise de dureza foi realizado utilizado um durometro da marca OTTO WOLPERT WERKE, Figura 3.24.

Figura 3.24 – Durometro da marca OTTO WOLPERT WERKE .



Fonte: Próprio autor

Para realizar a análise metalográfica, as amostras foram preparadas previamente. As adescreves foram cortadas com uma serra abrasiva na região soldada, em seguida, todas as adescreves foram embutidas em resina termofixa de cura a quente (Baquelite).

As adescreves foram lixadas em uma máquina de lixamento e polimento acionada por correias, Struers DPA. Foram usadas lixas nas granas n° 400, 600 e 1200 de carboneto de silício em passes sucessivos. O polimento foi realizado com uma suspensão de alumina (Al_2O_3).

Os ataques desenvolvidos alternadamente para revelar ambos os materiais, uma vez que as fases identificadas pelo reagente não são diferentes das encontradas nos aços.

A solução de Nital 10% (ácido nítrico com álcool etílico) não atacou a ferrita nem a cementita, mas apenas delineou os contornos e escureceu a perlita.

A fim de conseguir maior identificação das fases presentes na microestrutura foi utilizado-o reagente de Beraha ($K_2S_2O_5$), misturado com Metabissulfito de Potássio ($K_2S_2O_5$) na proporção 1 para 10 para ataque no aço inoxidável ASTM A240-13C.

Realizou-se a análise microscópica por meio de um microscópio óptico Olympus BM41M-LED, Figura 3.25.

Figura 3.25 – Microscópio óptico Olympus BM41M-LED.

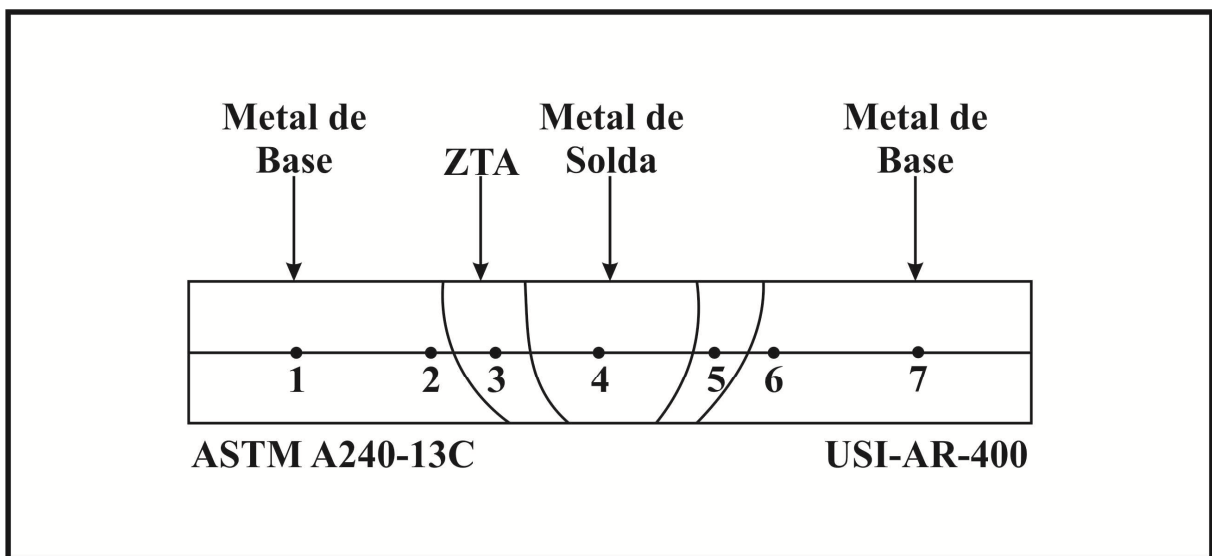


Fonte: Próprio autor

3.1.8. Análise de Microdureza.

Para a realização do análise de microdureza foi utilizado um durômetro de bancada OTTO WOLPERT-WERKE seguindo a norma ASTM 384-II no laboratório de materiais da UNIFEI, sendo que a dureza foi medida em Vickers (HV5), usando um penetrador em formato de pirâmide de 136° e carga de 200 g. A localização das medições estão descrevidas na Figura 3.23. Uma vez analisadas as microestruturas, os corpos-de-prova sofreram novas etapas de lixamento e polimento, voltando à condição polida.

Figura 3.26 – Indicação de pontos para análise de microdureza



3.1.9. Caracterização Microestrutural

A análise de caracterização microestrutural foi realizado no laboratório de caracterização estrutural da UNIFEI utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca Zeiss modelo EVOMA15 (figura 3.27). Nesse equipamento foram realizadas imagens de detalhe das microestruturas e a composição química de cada fase. As imagens foram obtidas com detector de elétrons retroespalhados.

A técnica utilizada para este tipo de análise microscopia ótica foi de contraste da imagem que é o resultado da diferença de reflectividade da luz nas diversas regiões da microestrutura, uma vez que o sistema é constituído basicamente pela fonte de iluminação e do sistema de lentes.

Figura 3.27 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e Espectroscopia de energia dispersiva (EDS)

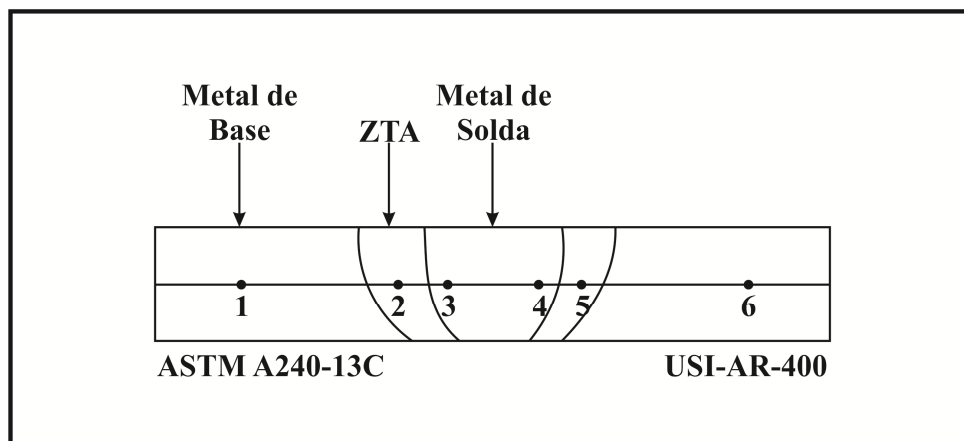


FONTE: Próprio autor

3.1.10. Difractometria de Raios-x

O método de difração de raios X foi utilizado um difratômetro de raios x de X'Expert PRO da Pan analytical (Figura 3.29) para a análise microestrutural principalmente quando se trata de estudo de modificações superficiais. Os pontos que foram analisados estão apresentados na Figura 3.28.

Figura 3.28 – Indicação de pontos de análise de Difração de RX



FONTE: Próprio autor.

Tabela 06 descreve os parâmetros utilizados da análise de difração de Raios X

Material	Ângulo	Passo 2 θ	Tempo por passo
USI-AR-400	10° - 60°	0,02°	3 segundos
ASTM A240-13c	5° - 145°	0,02°	2 segundos

FONTE: Próprio autor.

Figura 3.29 – Difratômetro de raios x X'Expert PRO da Pan analytical



FONTE: Próprio autor

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Considerações iniciais

A partir dos dados coletados nos experimentos descritos no capítulo anterior, esse capítulo tem por objetivo descrever os resultados obtidos nos experimentos e realizar discussões teóricas e técnicas sobre o tema. A discussão teórica é feita em cima do ciclo térmico de soldagem. Sendo assim, as microestruturas observadas e durezas obtidas são correlacionadas com os valores de temperatura coletados durante o experimento.

4.2. Análise Térmica

4.2.1. Velocidade de alimentação de 6 m/min

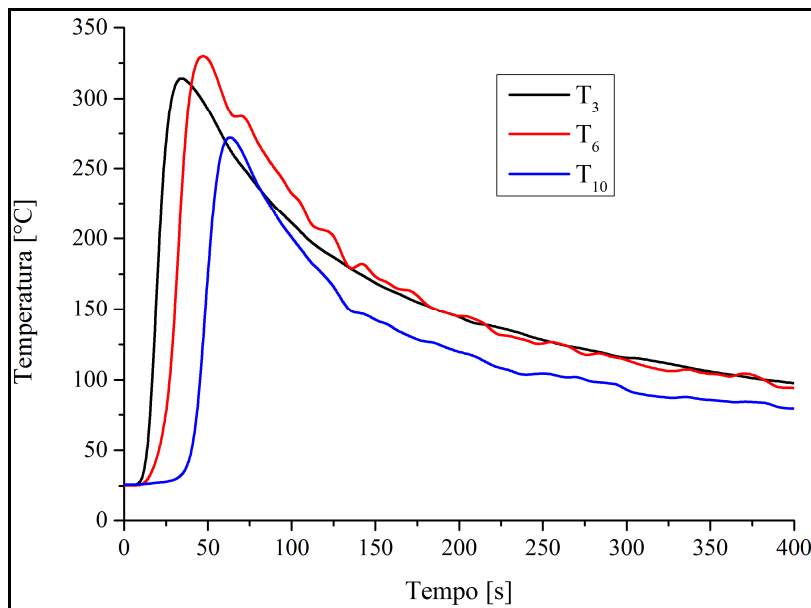
As Figuras 4.30 e 4.31 a seguir, apresentam a temperatura experimental medida para as condições de velocidade de alimentação do metal de adição 6 m/min foi feita por meio dos termopares T_3 , T_6 , T_7 , T_{10} , T_{11} e T_{12} posicionados conforme apresentado na figura 3.22. Esses termopares estão próximos ao cordão de solda e, portanto, possuem maior temperatura de pico. Os termopares T_3 e T_{12} ; T_6 e T_7 ; T_{10} e T_{11} possuem posicionamento simétrico em relação ao cordão de solda. Portanto, pode-se comparar diretamente a temperatura de cada um deles. Ao analisar-se as Figuras. 4.30 e 4.31, observa-se que o corpo de prova ASTM A240-13C (figura 4.31) possui maior temperatura que o corpo de prova de aço USI-AR-400. O termopar T_3 atinge uma temperatura de cerca de 320°C no seu pico de temperatura enquanto o termopar T_{11} atinge cerca de 360°C. Isso se deve a diferença de condutividade térmica dos materiais. O aço inox ASTM A240-13C possui uma condutividade de cerca de 14,9 W/mK enquanto aço USI-AR-400 possui uma condutividade de 51,9 W/mK. Quanto maior a condutividade térmica do material, maior será sua dissipação de calor na adescrive. Quanto menor a condutividade térmica, maior será a retenção de calor na Zona Termicamente Afetada .

Pode se observar também que os termopares posicionados no centro da adescrive apresentam temperatura superior a dos termopares T_3 e T_{12} . O termopar T_6 atinge 380 °C enquanto o termopar T_7 atinge 410 °C. O aumento da temperatura se deve a dissipação de

calor no material. Apesar da fonte manter uma velocidade constante, a temperatura tende a aumentar a medida que a tocha de soldagem avança.

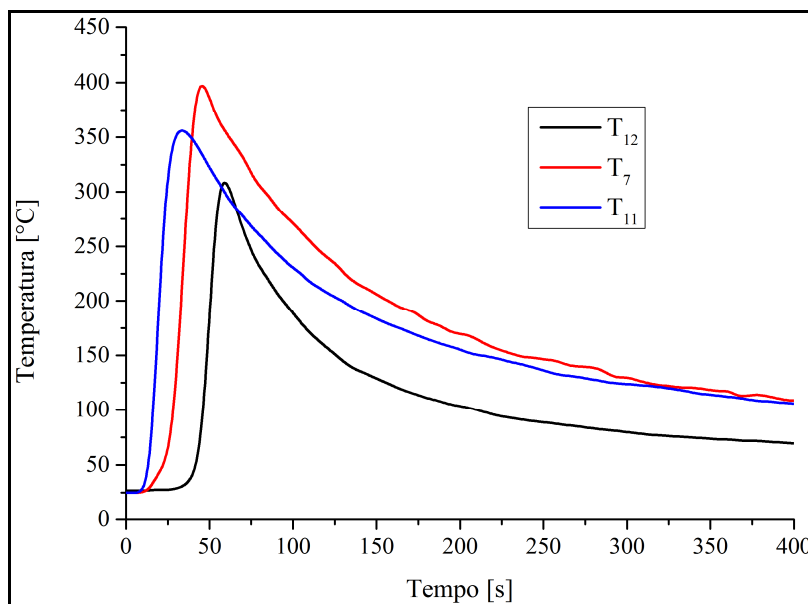
As temperaturas nos termopares T_{10} e T_{12} são relativamente menores que as temperaturas nos termopares mencionados anteriormente. Essas temperaturas tenderiam a ter um valor maior que os outros termopares, no entanto, o processo de soldagem terminou um pouco antes do final do corpo de prova.

Figura 4.30 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material USI-AR-400.



Fonte: próprio autor

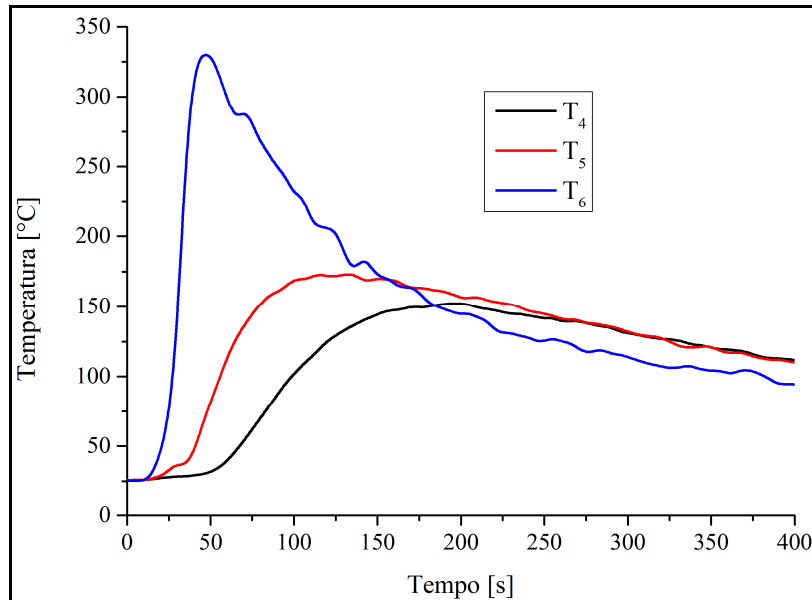
Figura 4.31 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material ASTM A240-13C.



Fonte: próprio autor

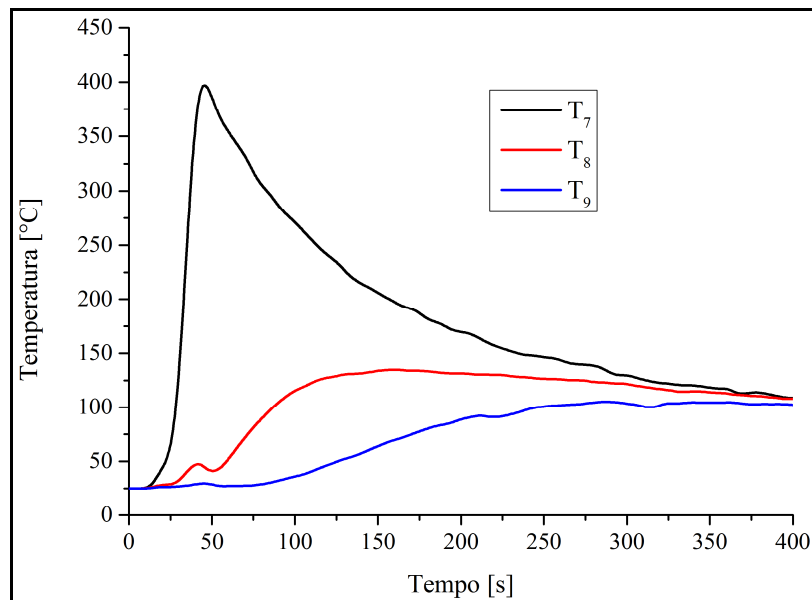
O mesmo comportamento pode ser observado quando comparamos as temperaturas dos termopares T_6 , T_5 e T_4 para o aço USI-AR-400 e T_7 , T_8 e T_9 para o aço inox ASMT A240-13C. Os termopares T_6 e T_7 foram posicionados simetricamente em relação ao cordão de solda. Assim como os termopares T_5 e T_8 ; T_4 e T_9 . Analisando as Figs. 4.32 e 4.33 observa-se que apesar do aço ASTM A240-13C apresentar maior temperatura no termopar T_7 que o seu termopar simetricamente oposto T_6 , a curva de temperatura medida nos termopares T_8 e T_9 atinge menores valores que nos termopares T_5 e T_4 . Esse comportamento era esperado visto que a menor condutividade térmica do ASTM A240-13C concentra o calor no cordão de solda, reduzindo assim sua difusão em toda adescrive. Já o aço USI-AR-400 apresenta maior condutividade, assim o calor é difundido mais rapidamente, atingindo maior temperatura.

Figura 4.32 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material USI-AR-400.



Fonte: próprio autor

Figura 4.33 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material ASTM A240-13C.



Fonte: próprio autor

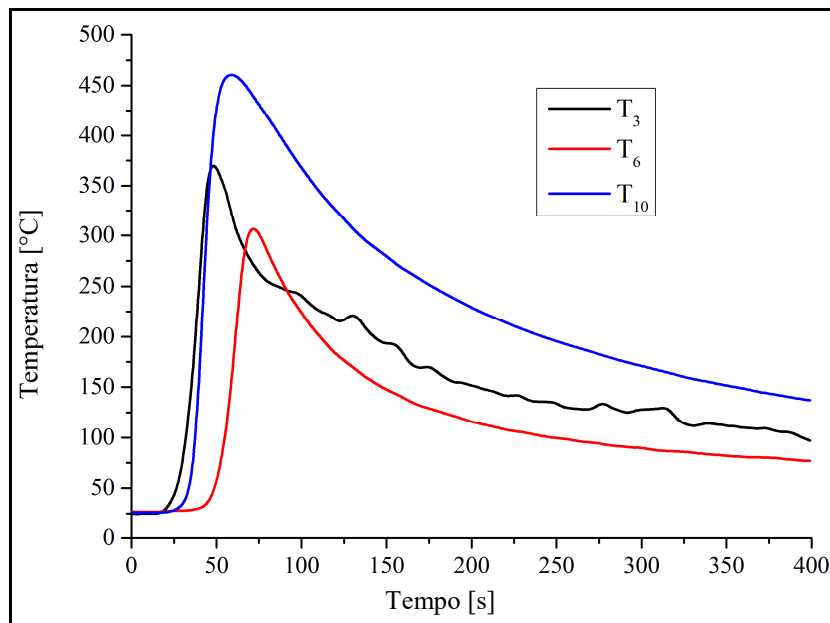
4.2.2. Velocidade de alimentação de 8 m/min

As Figuras 4.34 e 4.35 a seguir, apresentam a temperatura experimental medida para as condições de velocidade de alimentação do metal de adição 8 m/min foi feita por meio dos

termopares T_3 , T_6 , T_7 , T_{10} , T_{11} e T_{12} posicionados conforme apresentado na figura 3.22. O mesmo comportamento é apresentado em relação ao experimento com velocidade de alimentação de 6 m/min. No entanto nesse caso a temperatura é mais elevada devido ao acréscimo na corrente de alimentação com o aumento da velocidade de alimentação. Como a tensão regulada é constante, a fonte de alimentação deve fornecer uma corrente elétrica maior a medida que a velocidade de alimentação do eletrodo aumenta. Se isso não ocorresse, a fusão do eletrodo poderia ficar comprometida e portanto não haveria deposição de metal nas juntas dos metais de base. A variação da corrente foi de 150A para condição de 6m/min para 184A na condição de 8m/min. Um acréscimo na corrente automaticamente eleva a temperatura na Zona Termicamente Afetada .

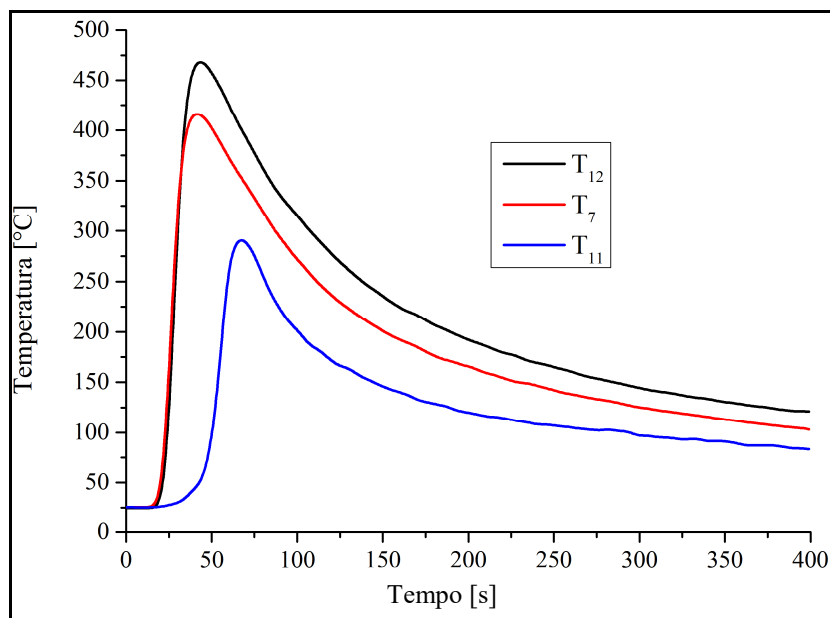
Observando as temperaturas medidas nas Figs. 4.34 e 4.35 observa-se que elas apresentam semelhança em relação a condição de alimentação de 6m/min. No entanto, a distância entre os picos de temperatura é menor. Isso se deve ao aumento da velocidade de soldagem.

Figura 4.34 – Temperaturas medidas para a condição de 8m/min no material USI-AR-400.



Fonte: próprio autor

Figura 4.35 – Temperaturas medidas para a condição de 8m/min no material ASTM A240-13C

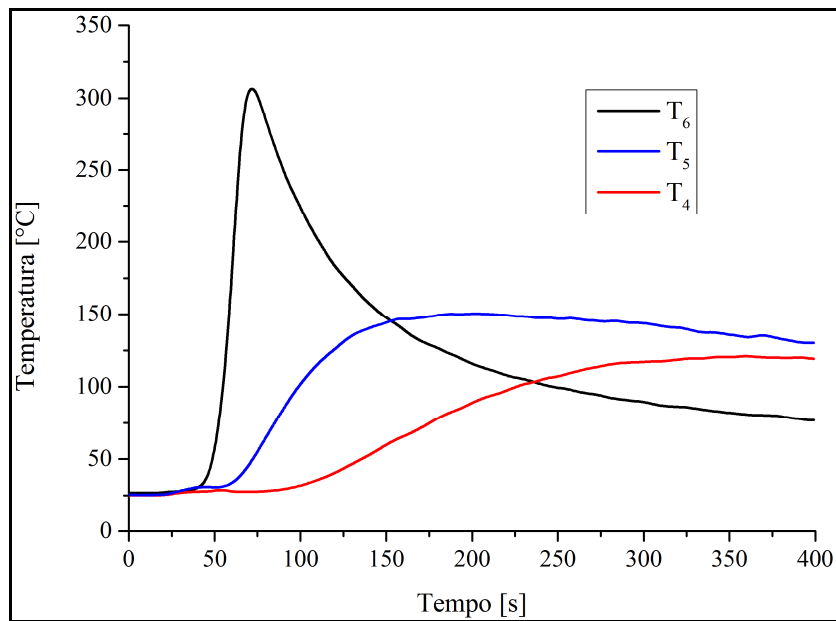


Fonte: próprio autor

Analisando o comportamento de condução nas adescresves, as figuras 4.36 e 4.37. Pode-se observar que tal qual ocorre na condição de alimentação de 6 m/min, as temperaturas dos termopares T₈ e T₉ são menores que as temperaturas dos termopares T₅ e T₄. Portanto,

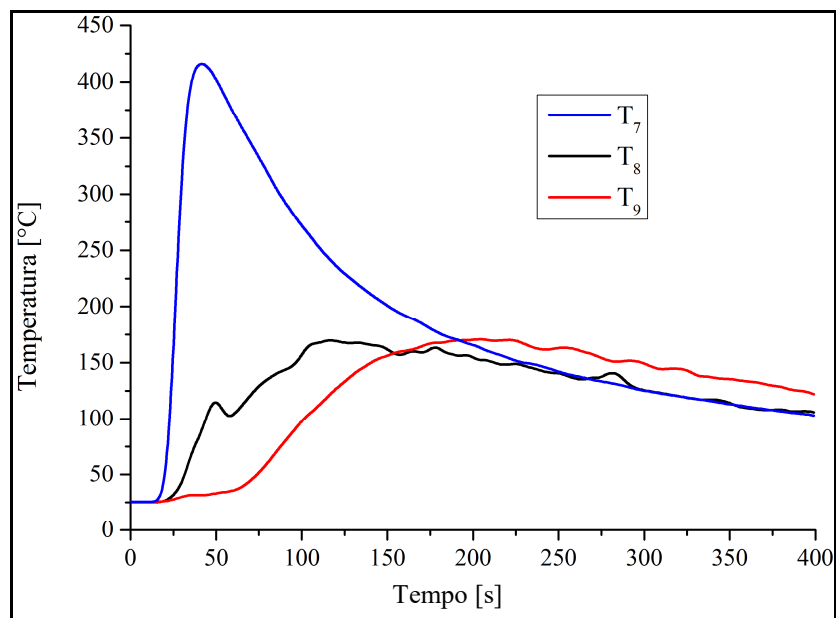
apesar do aumento da velocidade de alimentação do eletrodo, o efeito da condutividade térmica na temperatura do corpo de prova como um todo permaneceu inalterado. Assim quando observa-se os dados após 150 segundos no material USI-AR-400 verifica-se que, devido a alta condutividade térmica, a temperatura medida pelo termopar T_6 decresce rapidamente devido a maior condução no corpo de prova. Como isso pode ser observado devido a temperatura medida nos termopares T_5 e T_4 . A temperatura nestes pontos cresce após o desligamento da tocha de solda o que indica o recebimento de calor por difusão térmica. Como no material ASTM A240-13C apresenta baixa condutividade térmica, uma maior quantidade de calor é retida no cordão de solda. Portanto, as temperaturas dos termopares T_7 , T_8 e T_9 não se distanciam durante o resfriamento, após o processo de soldagem.

Figura 4.36 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material USI-AR-400.



Fonte: próprio autor

Figura 4.37 – Temperaturas medidas para a condição de 6m/min no material ASTM A240-13C.



Fonte: próprio autor

4.3. Análise Microestrutural

4.3.1. Microdureza

A Figura 3.26 apresenta a numeração referente aos pontos coletados na análise de microdureza. A tabela 09 descreve a média da microdureza em Vickers para os pontos apresentados na Figura 3.26, As tabelas 4.01 e 4.02 demonstram a média, o desvio padrão e o coeficiente de alteração das 5 amostras com velocidade de alimento de 6 m/min e das 5 amostras de 8 m/min. Observa-se que a dureza do material de base é significativamente maior que a dureza do metal de solda. Quando compara-se os pontos 1, 4 e 7, observa-se que para a velocidade de solda de 6 m/min, a dureza medida no ponto 4 é menor que a microdureza obtida para os pontos 1 e 7.

Quando analisa-se os pontos no metal de solda (3, 4 e 5), observa-se uma outra vez que a condição de soldagem de 6 m/min apresenta menores níveis de dureza. Isso se deve novamente a taxa de resfriamento imposta no processo. Os pontos no metal de base tende a se resfriar lentamente em relação aos pontos da ZTA pois eles permanecem na fase líquida por mais tempo.

Os pontos da ZTA, 2 e 6, apresentam um nível de dureza muito maior que os pontos do restante da adescrive. Esse comportamento era esperado visto que eles estão na zona de transição entre o material que está a temperatura ambiente, e o metal líquido do processo de soldagem. Esse comportamento se deve a diferença entre as condutividades térmicas. Por possuir menor condutividade térmica o aço inox retém mais o calor na região da ZTA, reduzindo assim, o resfriamento por condução na adescrive. Como o resfriamento é mais lento, a microdureza da ZTA do aço inox é menor que a do aço carbono que possui maior condutividade térmica. A alta condutividade térmica do aço carbono, aumenta a transferência de calor por condução na adescrive. Como a condução é maior, o resfriamento da ZTA ocorre mais rapidamente. Aumentando assim a microdureza obtida. Portanto, os dados coletados são coerentes.

Tabela 4.01 – Alteração da Microdureza em HV para os pontos da Figura 3.26 com velocidade 6 m/mim

Pontos	1	2	3	4	5	6	7
Amostra 01	204,20	220,10	192,10	181,90	190,30	246,90	199,10
Amostra 02	204,00	221,00	191,00	182,40	190,60	247,20	198,80
Amostra 03	204,50	220,50	191,30	182,70	190,30	246,90	198,50
Amostra 04	203,80	221,20	191,10	181,80	191,00	246,80	199,10
Amostra 05	204,50	220,70	190,50	182,20	190,30	247,20	199,00
Média	204,2	220,7	191,2	182,2	190,5	247	198,9
Desvio padrão	0,31	0,43	0,58	0,37	0,31	0,19	0,25
Coef. Alteração	0,15%	0,19%	0,30%	0,20%	0,16%	0,08%	0,13%

Tabela 4.02 – Alteração da Microdureza em HV para os pontos da Figura 3.26 com velocidade 8 m/mim

Pontos	1	2	3	4	5	6	7
Amostra 01	195,80	204,20	204,00	195,70	211,50	248,00	181,90
Amostra 02	195,30	204,40	204,30	196,20	210,90	247,90	181,40
Amostra 03	195,40	204,50	204,40	196,30	211,00	248,00	180,70
Amostra 04	195,00	204,10	204,20	196,10	212,00	247,40	181,20
Amostra 05	195,80	204,00	204,10	195,80	212,00	247,50	180,80
Média	195,5	204,2	204,2	196	211,5	247,8	181,2
Desvio padrão	0,34	0,21	0,16	0,26	0,53	0,29	0,48
Coef. Alteração	0,18%	0,10%	0,08%	0,13%	0,25%	0,12%	0,27%

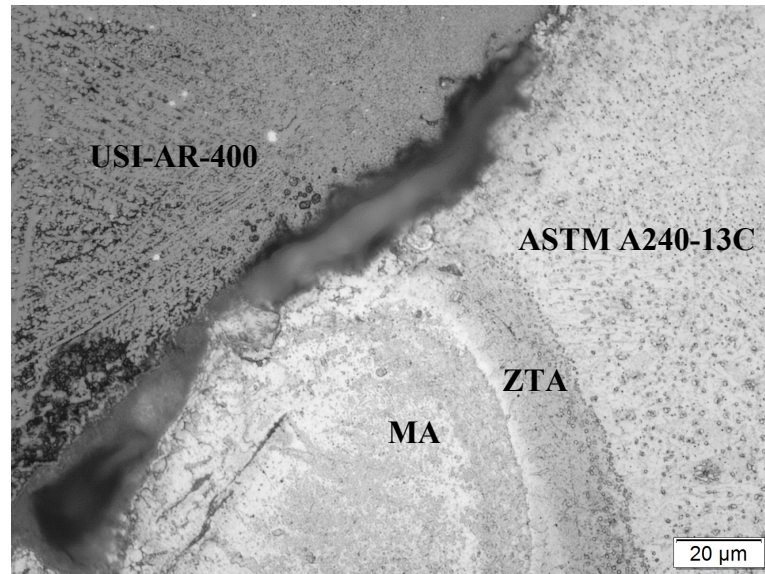
Tabela 4.03 – Média da Microdureza em HV para os pontos da Figura 3.26

Velocidade de soldagem m/min	ASTM A240-13C		Zona Termicamente Afetada			USI-AR-400	
	1	2	3	4	5	6	7
6	204,2	220,7	192,2	182,2	190,5	247	198,9
8	195,5	204,2	204,2	196	211,5	247,8	181,2

4.3.2. Metalográficas

A Figura 4.38 apresenta a micrografia da região de encontro do cordão de solda com o aço USI-AR-400. Nessa figura, MA representa o metal de adição. Pode-se observar na figura 4.38 a região da ZTA, metal de adição MA e o aço USI-AR-400.

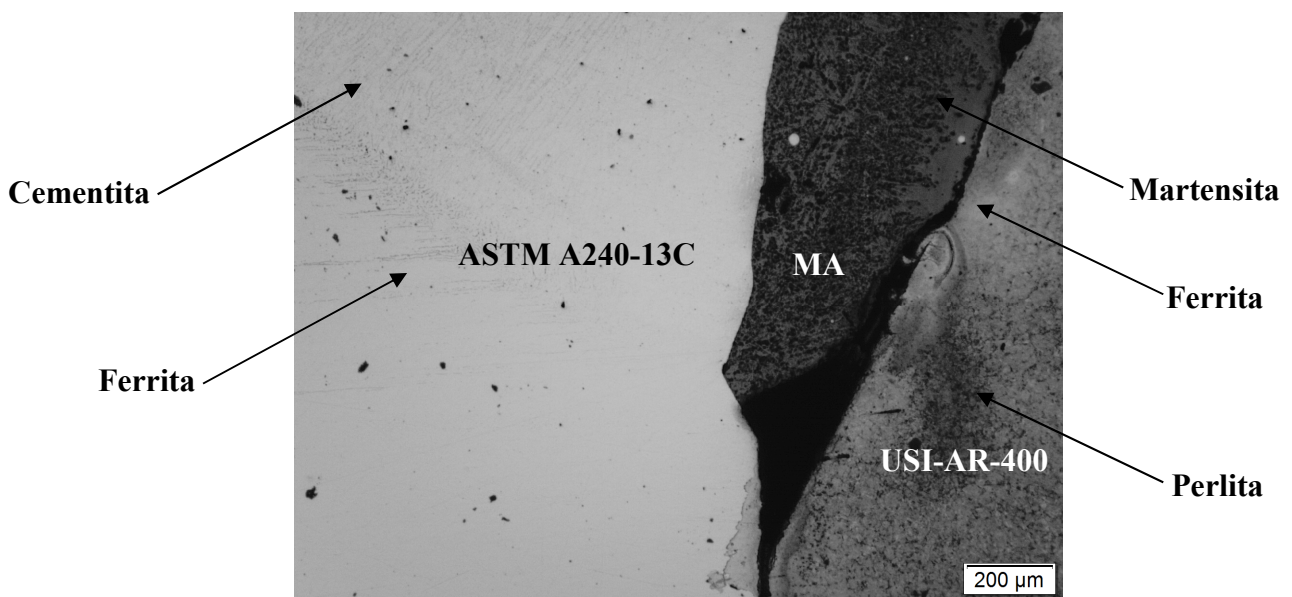
Figura 4.38 – Micrografia da região da solda para condição 6 m/min.



Fonte: próprio autor

A Figura 4.39 apresenta a micrografia da ZTA do material soldado. Observa-se que existe uma maior enraizamento entre o metal adicionado e o aço inox. De fato, o cordão de solda tende a se difundir mais no aço inox devido sua baixa condutividade térmica. A menor condutividade térmica retém o calor na zona de fusão. Aumentando assim a penetrabilidade da solda.

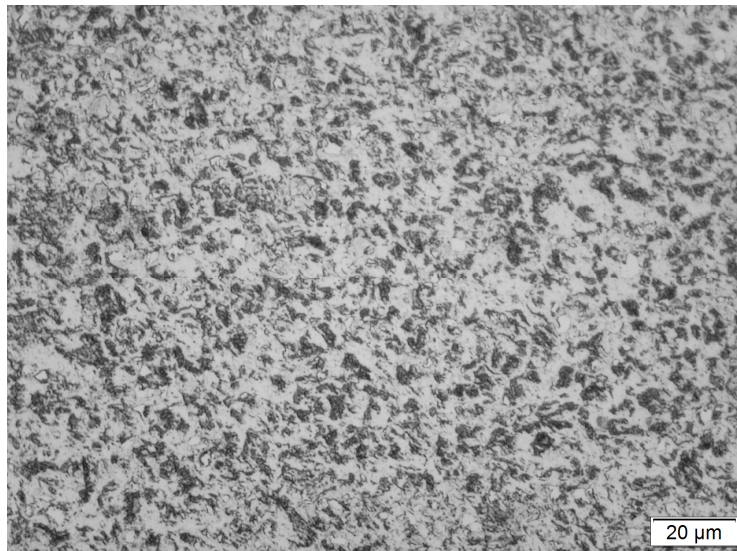
Figura 4.39 – Solda na base do chanfro para condição de 6 m/min.



Fonte: próprio autor

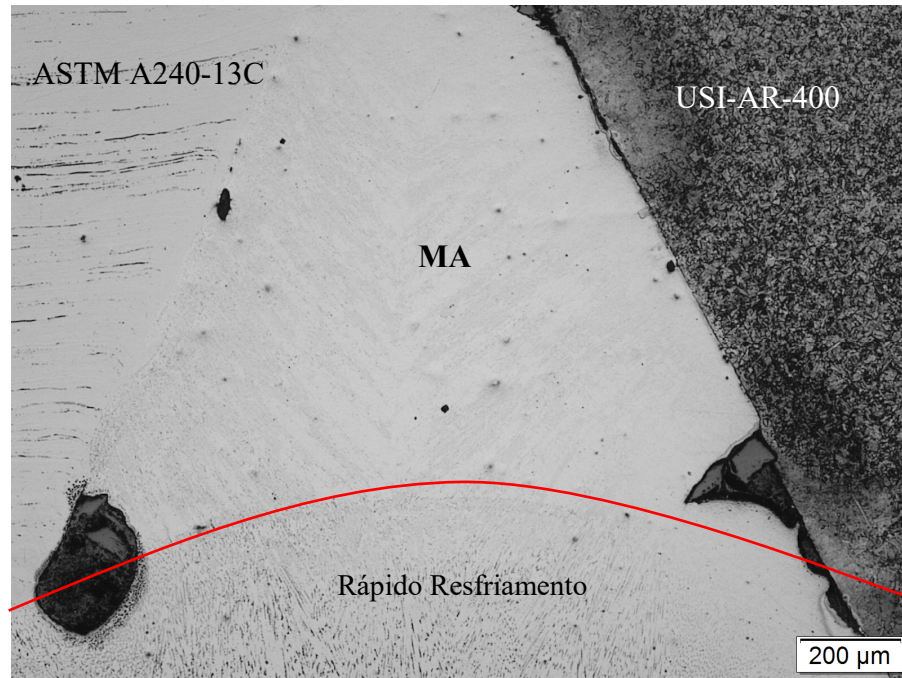
Como a difusão de calor na adescrive de aço USI-AR-400 é mais uniforme, ela não afeta tanto o material de base. A Figura 4.40 descreve a micrografia a 3 mm da ZTA. Pode-se observar que não há alteração do metal de base com uma estrutura laminar típica da perlita, observada com elevada ampliação (as linhas escuras correspondem à cementita).

Figura 4.40 – Micrografia a 3mm da ZTA para o aço USI-AR-400 atacado com nital para condição de 6 m/min.



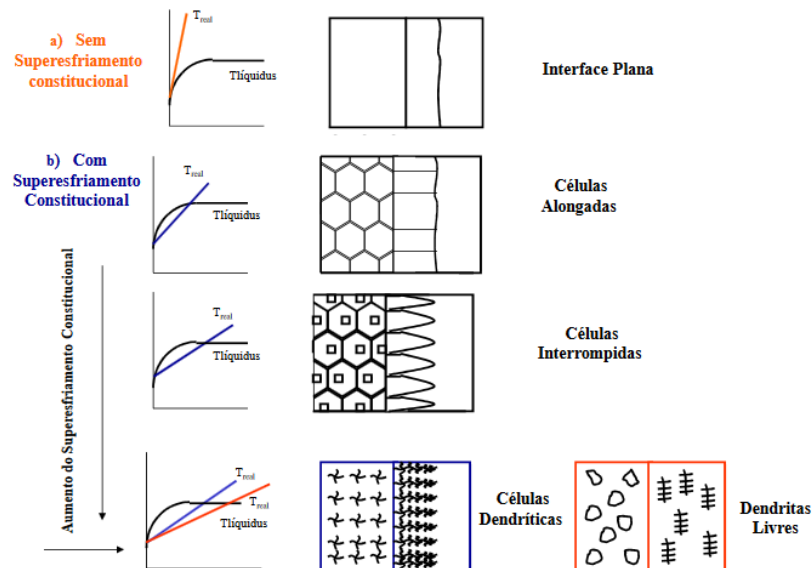
A Figura 4.41 descreve a interface de soldagem para condição de 8 m/min. Pode-se observar que existe uma linha de divisão entre o cordão de solda e o aço USI-AR-400. Pode-se então concluir que como a condutividade térmica do aço USI-AR-400 é elevada, o elevado resfriamento não é benéfico para soldagem. Visto que dificulta a difusão a mistura entre o metal de adição e o cordão de soldagem. De outro lado, pode se observar que existe uma maior interação entre o aço ASTM A240-13C e o metal de adição. Nesse caso o calor é retido na região de transição o que aumenta a penetrabilidade da solda. Como descrevedo anteriormente, a temperatura nessa região é mais elevada, o que aumenta a fusão do material de base. A partir da Figura 4.41 pode-se também concluir que o resfriamento mais rápido ocorre na interface com o ambiente. Nessa região temos microestruturas dendríticas, isso pode ser explicado conforme apresentado por Kou (2003). Kou descreveu o efeito da solidificação com alta velocidade, mudando a microestrutura de planar para celular, celular para dendrita colunar e dendrita colunar para dendrita equiaxial conforme figura 4.42. Nessa figura também é destacado a região de resfriamento rápido.

Figura 4.41 – Região do chafro de soldagem para condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

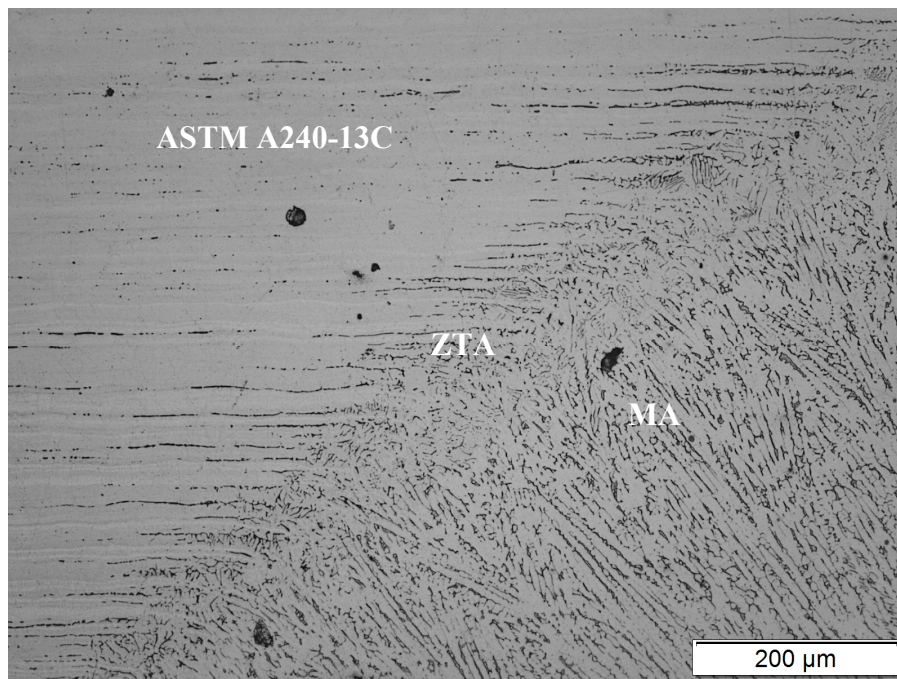
Figura 4.42 – Comportamento durante a solidificação unidirecional para vários gradientes térmicos.



Fonte: VAN VLACK, 1994

A interação entre o metal de adição e o aço ASTM A240-13C Figura 4.43. A partir da análise observar-se que existe uma enraizamento maior entre o Aço inox e o cordão de solda. Essa enraizamento é essencial para boa qualidade da soldagem. Uma enraizamento fraca pode levar a formação de trincas e a consequente ruptura do cordão de solda.

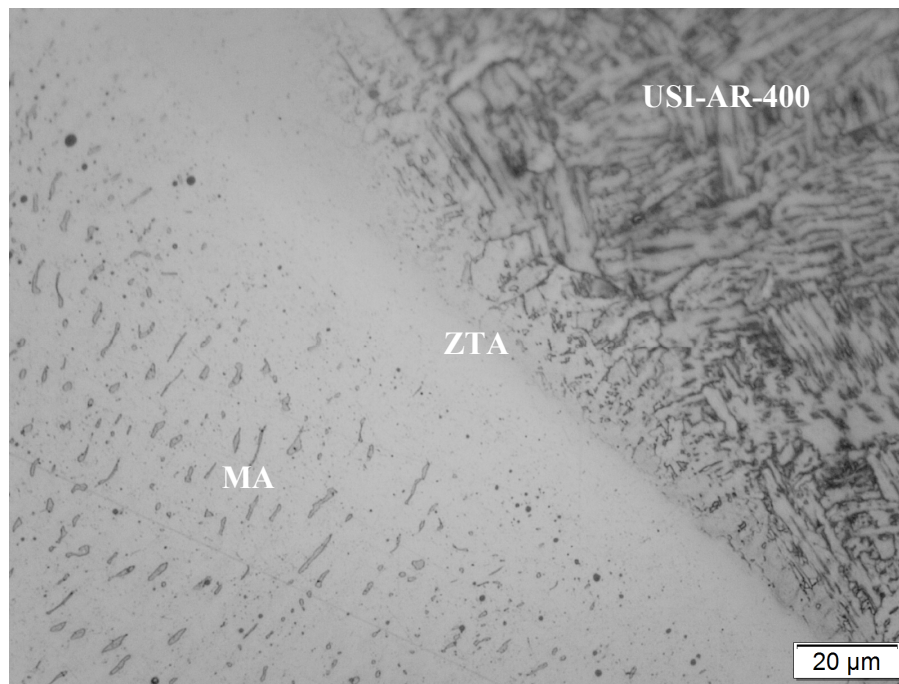
Figura 4.43 – Micrografia da ZTA para o aço ASTM A240-13C para condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

Essa interação é significativamente diferente para o aço USI-AR-400. Ao analisar-se a Figura 4.44, observar-se a mistura entre as fases do material de adição e o aço USI-AR-400 é bem fraca. O que pode gerar uma trinca nessa região da microestrutura do metal de solda apresentando diferentes fase da ferrita não alinhadas o que explica a fragilidade, também foram detectados fora dos contornos do grão da austenita, apresentando-se como um constituinte de aparência escura.

Figura 4.44 – Micrografia da ZTA para o aço USI-AR-400 atacado com nital para condição de 8 m/min.

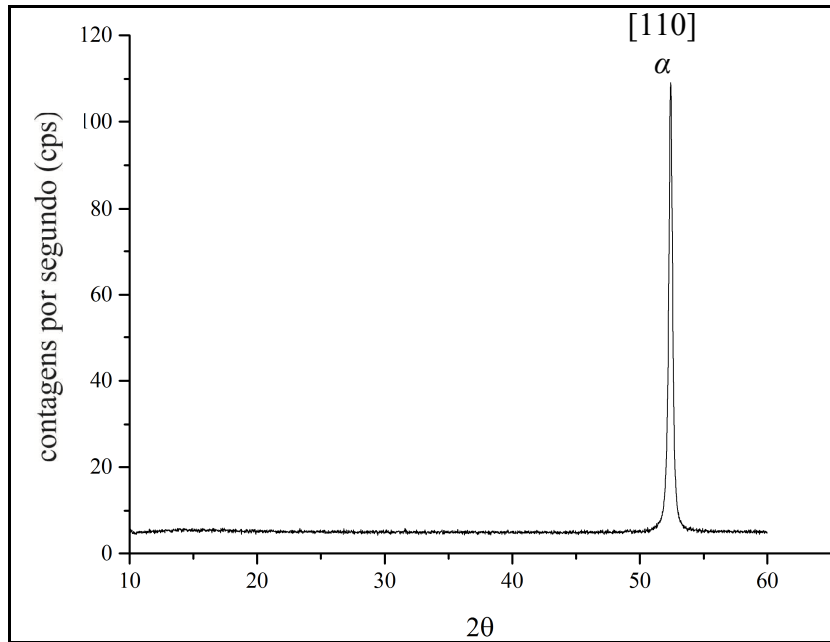


Fonte: próprio autor

4.3.3. Difratometria de Raios X

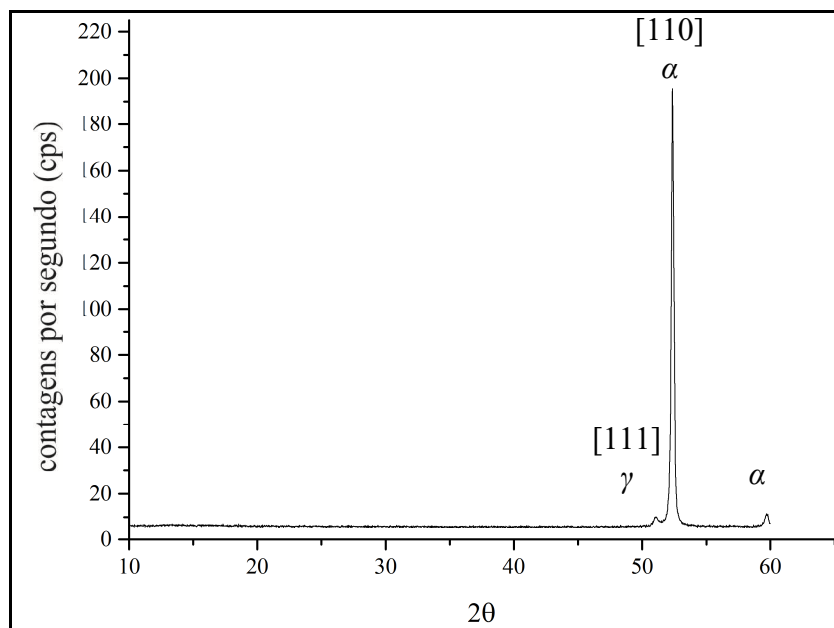
As Figuras 4.45 a 4.50 apresentam os difratogramas das adescreves submetidas a análise de difratometria de raios X para os pontos 1 até 6 apresentados na Figura 3.28. As condições experimentais de 8 m/min e 6 m/min apresentaram resultados similares para os difratogramas. Portanto, nesta escolheu-se apresentar os difratogramas para a condição experimental de 8 m/min. Na Figura 4.45 observa-se que tanto no ponto 1 quanto no ponto 2, a mesma fase ferrita (α dos planos) [110] no ângulo 10° a 60° é apresentada no pico de maior intensidade. Isso indica que apesar do ponto 2 estar na ZTA, ele não sofreu grandes transformações em sua estrutura cristalina e os picos de γ .

Figura 4.45 – Difratoograma da região da 1 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

Figura 4.46 – Difratoograma da região da 2 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

As Figuras 4.47 e 4.48 apresentam os difratogramas na Zona Termicamente Afetada para os pontos 3 e 4 respectivamente. As duas figuras apresentam resultados semelhantes. A diferença fica por conta da intensidade dos picos de cada difratograma. Isso indica que apesar dessas regiões da da ZTA, os difratogramas não apresentaram alteração com relação ao material mais próximo. As figuras também apresentam picos de difração mais intensos, [110]

representa a fase α e $[111]$ a fase γ . A presença da fase γ se deve ao rápido resfriamento presente na ZTA.

Figura 4.47 – Difratoograma da região da 3 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.

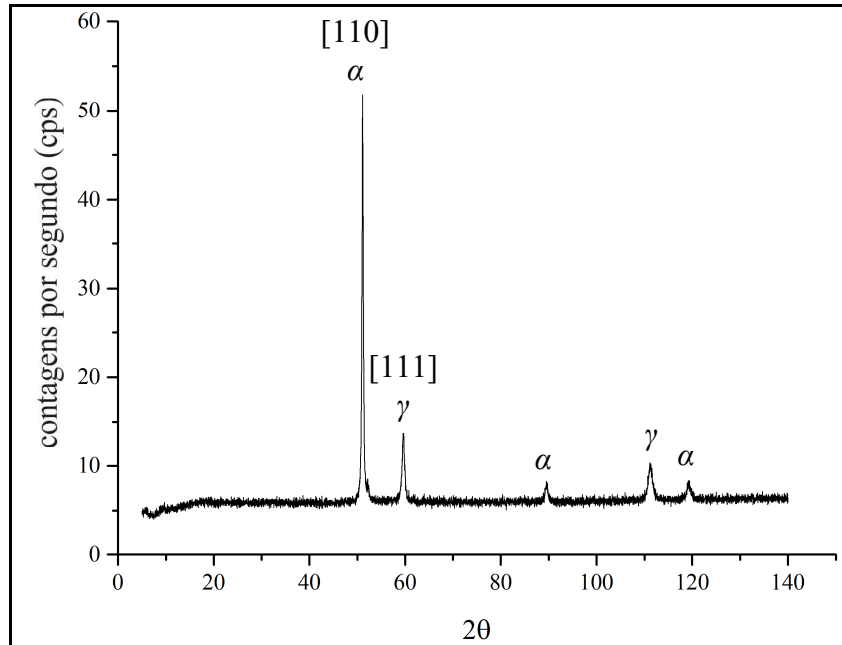
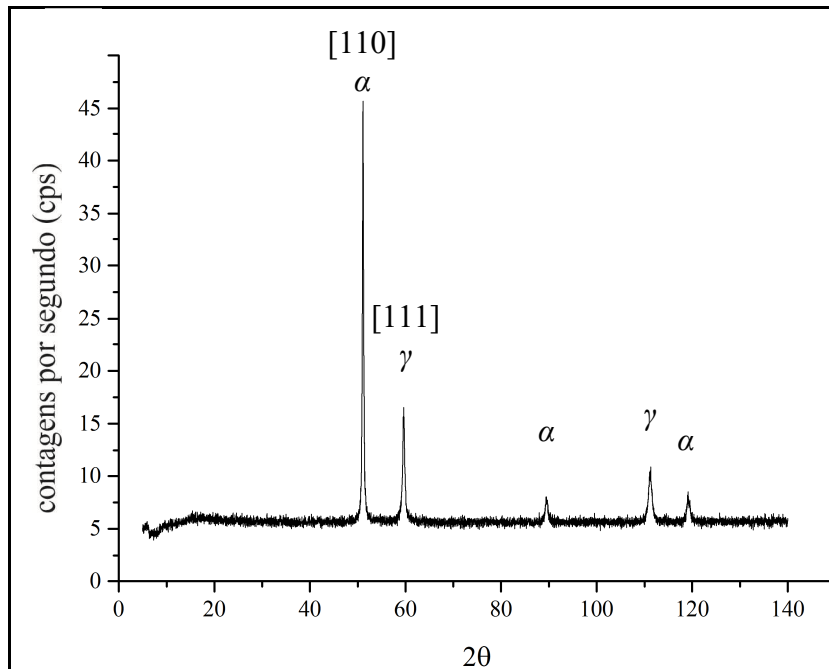


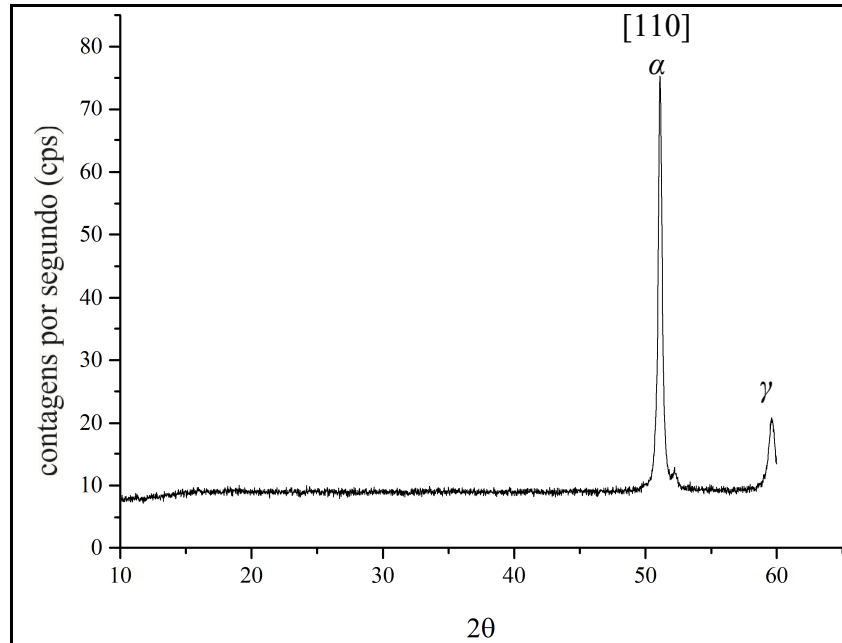
Figura 4.48 – Difratoograma da região da 4 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



As Figuras 4.49 e 4.50 apresentam os difratogramas dos pontos 5 e 6 (Figura 3.28). Observa-se que o ponto 5 (Figura 3.28) apresenta uma fase γ bem definida. Essa fase também está presente na Figura 4.48. Essas fases apresentam a mesma intensidade em ambas os

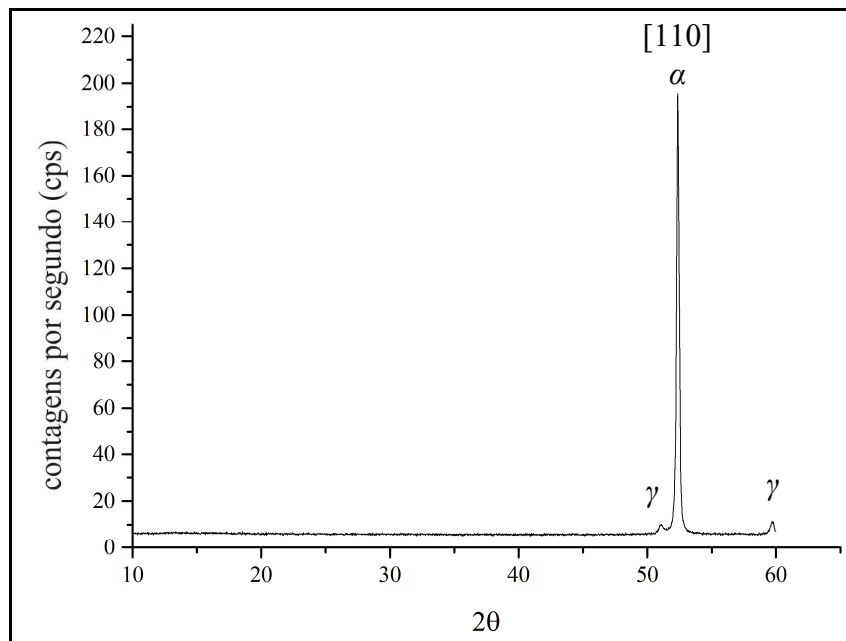
difratogramas assim como a posição dos picos encontrados. O que indica que apesar do ponto 6 estar na ZTA, ele não muda muito sua estrutura cristalina, refletindo assim os planos da mesma microestrutura do material de base ponto 7.

Figura 4.49 – Difratograma da região da 5 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

Figura 4.50 – Difratograma da região da 6 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



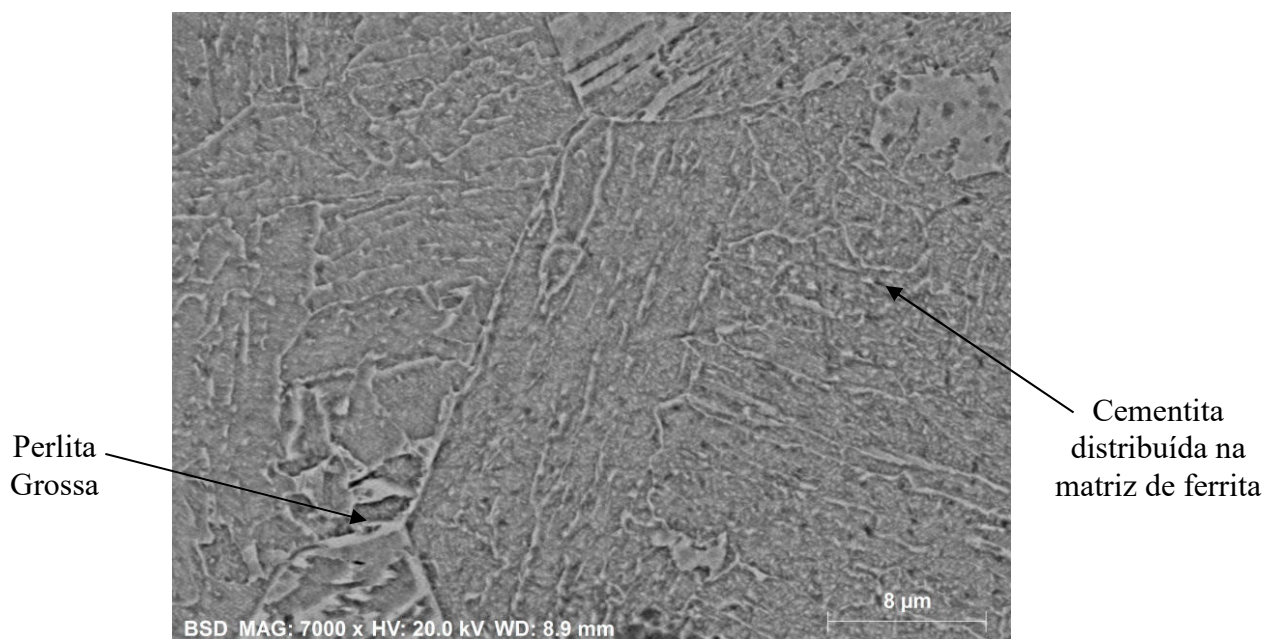
Fonte: próprio autor

4.3.4. Análise no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

A análise no microscópio eletrônico de varredura deve ser realizada nas diversas zonas das soldas para determinar a presença de fases, como bem como vários elementos em todo o perfil de solda para avaliar as correlações estrutura-propriedade.

Essas condições experimentais de 6 m/min e 8 m/min apresentaram resultados similares na análise, portanto apenas os resultados obtidos para a condição de 8 m/min estão apresentadas nessa seção. Na Figura 4.51 é apresentado a microestrutura obtida por meio do MEV para o ponto 1 (Figura 3.28) no aço USI-AR-400. Observa-se que este é o material de base pois não apresenta uma direção predominante de resfriamento.

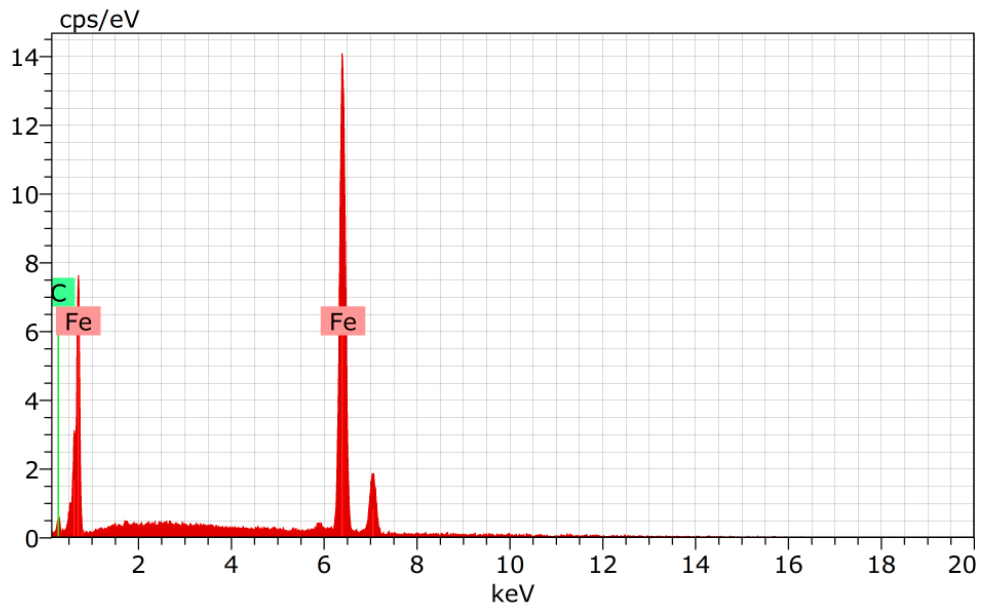
Figura 4.51 – Microestrutura do ponto 1 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

A Figura 4.52 apresenta a análise espectroscopia de energia dispersiva (EDS) realizada para identificação dos elementos químicos presentes. Observa-se os picos que os picos predominantes encontrados estão relacionados ao ferro (Fe) e carbono (C). Os percentuais de átomos encontrados foram 75.12% de Fe. Portanto, para esse ponto foi identificada a estrutura predominando de cementita distribuída na matriz de ferrita.

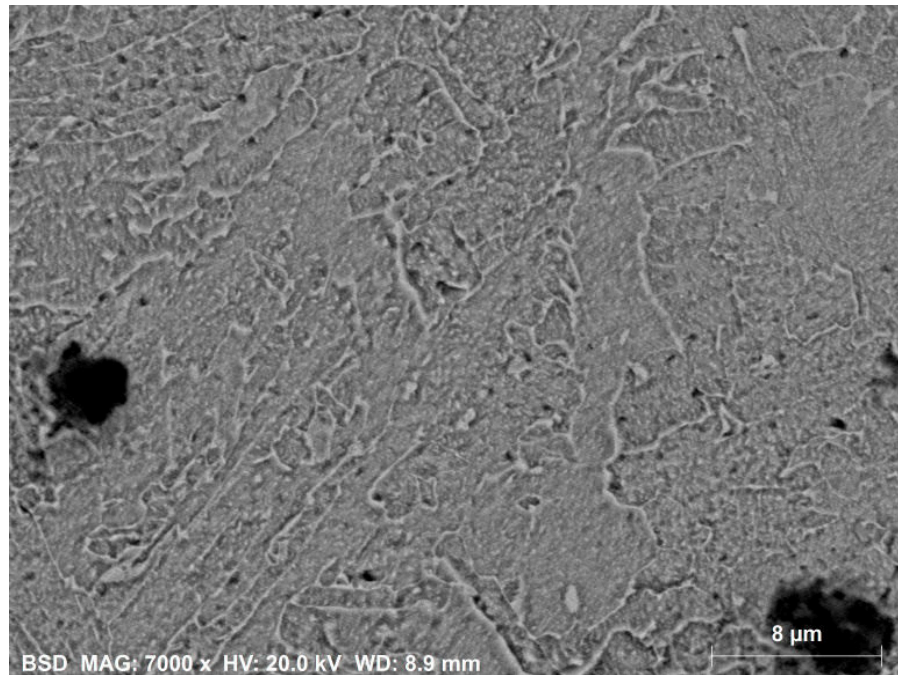
Figura 4.52 – Análise EDS do ponto 1 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

Na Figura 4.53 é apresentado a microestrutura encontrada para a ZTA no aço USI-AR-400, correspem quente ao ponto 2 (Figura 3.28). Como avaliado na análise de difração por raios X, essa região não apresenta diferenças de estrutura cristalina em relação ao material de base. Os percentuais de átomos encontrados foram 74,99% de Fe. Portanto, para esse ponto foi identificada a estrutura predominando de de cementita distribuída na matriz de ferrita. O Grafico obtido no análise EDS (espectroscópia de energia dispersiva) é similar ao apresentado na Figura 4.31.

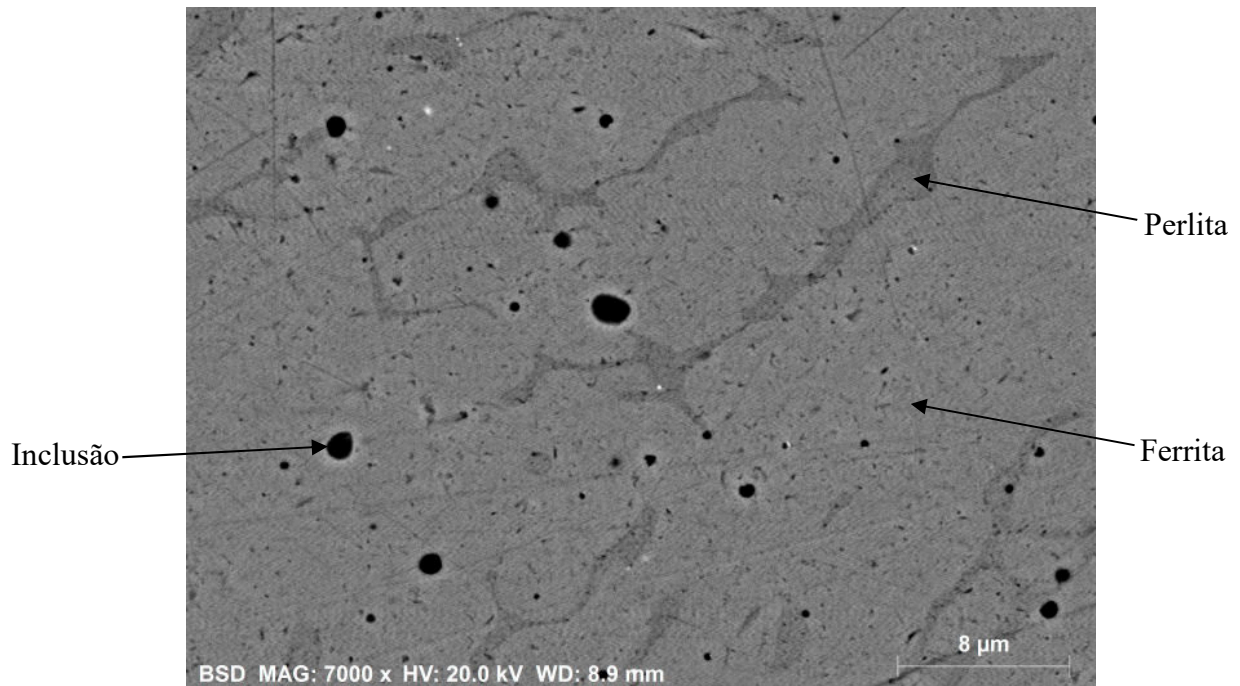
Figura 4.53 – Micrografia do ponto 2 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

A Figura 4.54 apresenta a micrografia obtida no MEV para o ponto 3 (Figura 3.28). Pode se observar que existe uma diferença em relação as microestruturas das Figuras. 4.52 e 4.53. Isso se deve a composição do material de adição. Observa-se a existência de uma direção de resfriamento, devido a inclinação das estruturas dendríticas. O material de adição é o aço inoxidável ASTM A240-13C, portanto o ataque químico realizado não consegue destacar da mesma forma as microestruturas de diferentes materiais, pois eles reagem de maneiras diferentes.

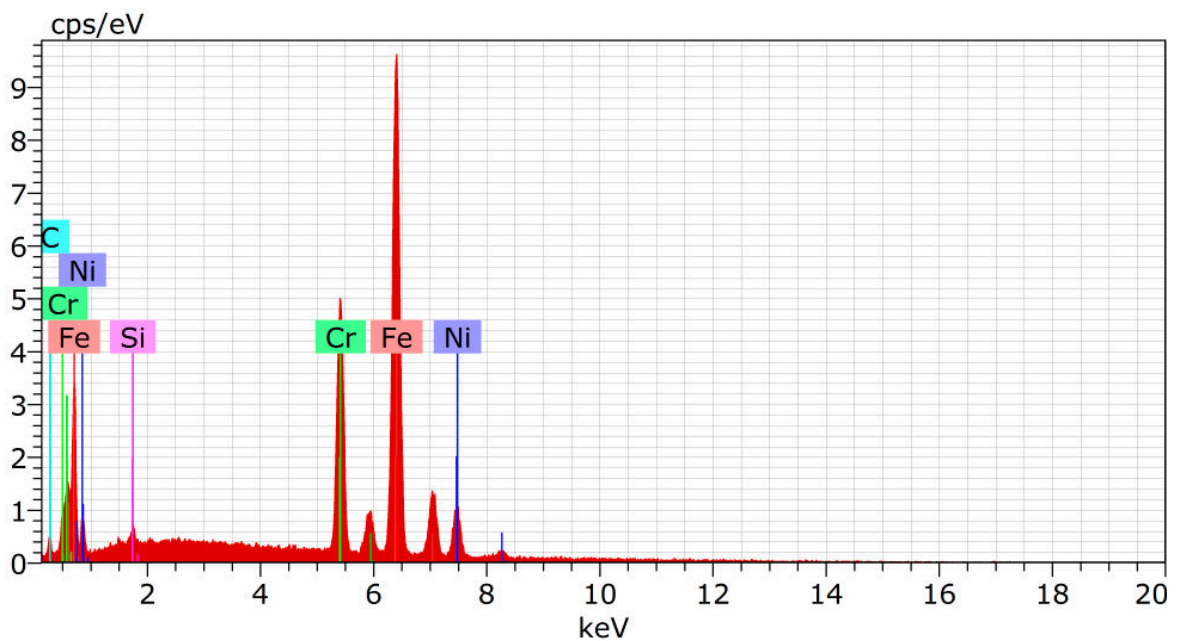
Figura 4.54 – Microestrutura do ponto 3 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

A análise no EDS revelou a presença dos elementos Fe, Cr, Ni, C e Si. A análise encontrou: Fe - 55.36%, Cr - 17.35%, Ni - 7.95%. Essa é a composição predominante no metal de adição. A Figura 4.23 apresenta a análise EDS para o ponto 3. Observa-se os picos de Fe, Cr e Ni em torno de 5 a 8 keV.

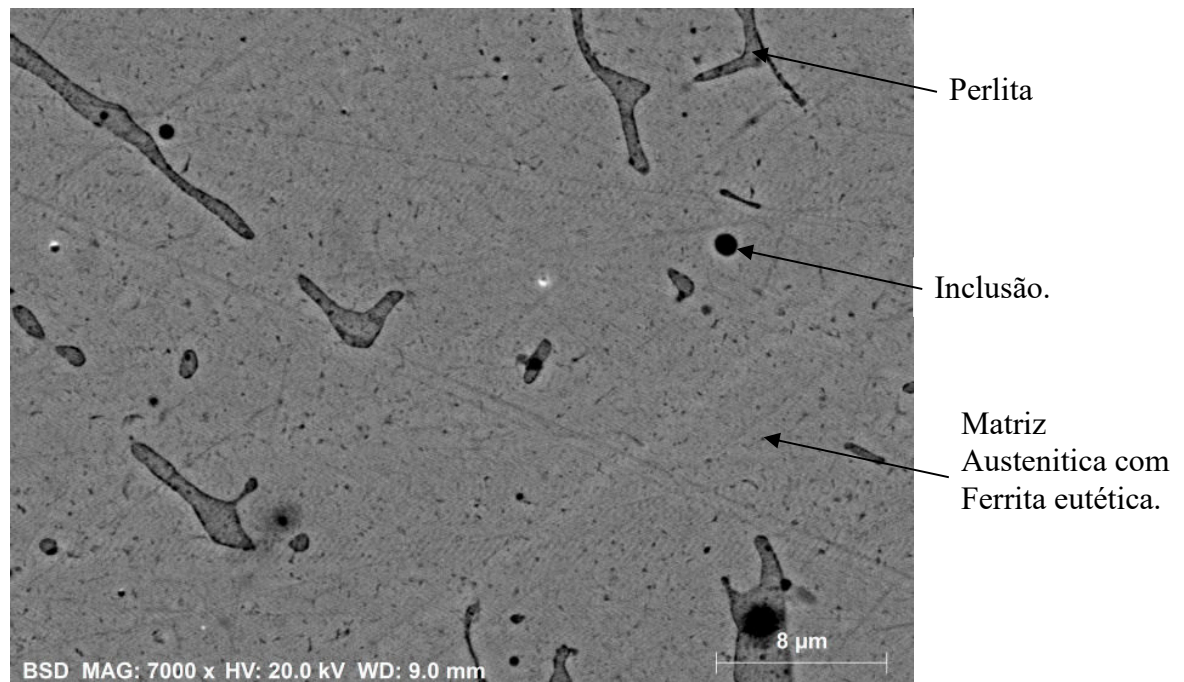
Figura 4.55 – Análise EDS do ponto 3 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

A Figura 4.56 apresenta a micrografia obtida no MEV para o ponto 5 (Figura 3.28). Pode se observar que a microestrutura é similar a apresentada na Figura 4.58. Isso está relacionado a presença do mesmo material. A análise do EDS revelou elementos químicos similares aos obtidos para o ponto 3: Fe - 55.65%, Cr - 17.79%, Ni - 8.36%. Isso indica que o material de adição não foi misturado ao metal de base.

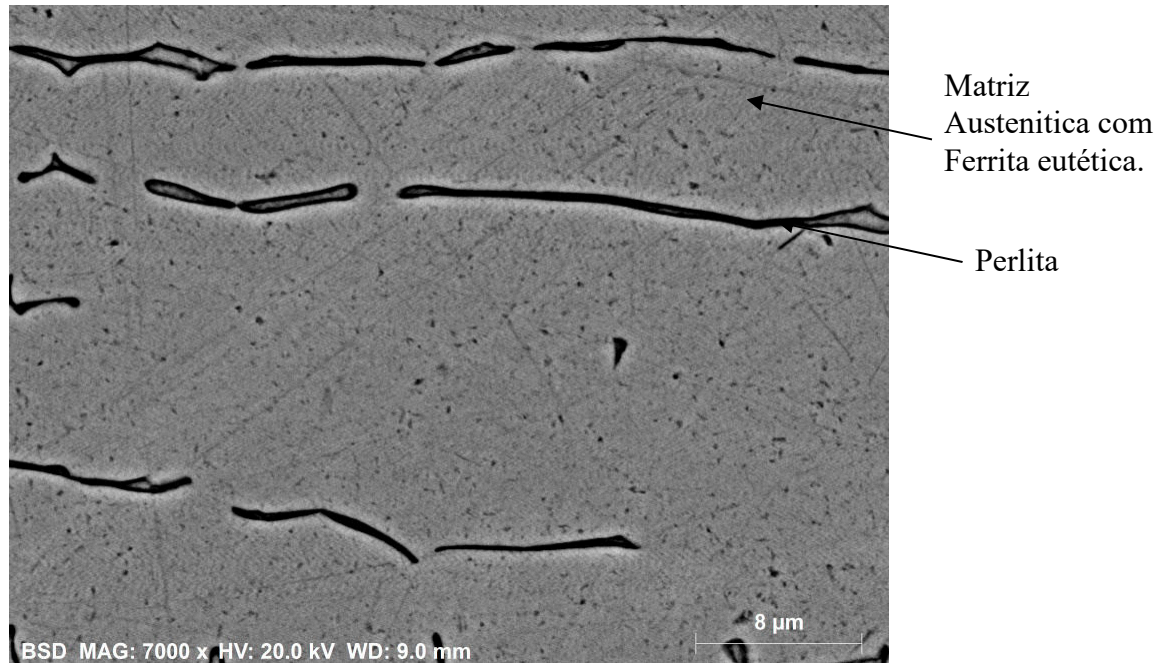
Figura 4.56 – Microestrutura do ponto 5 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

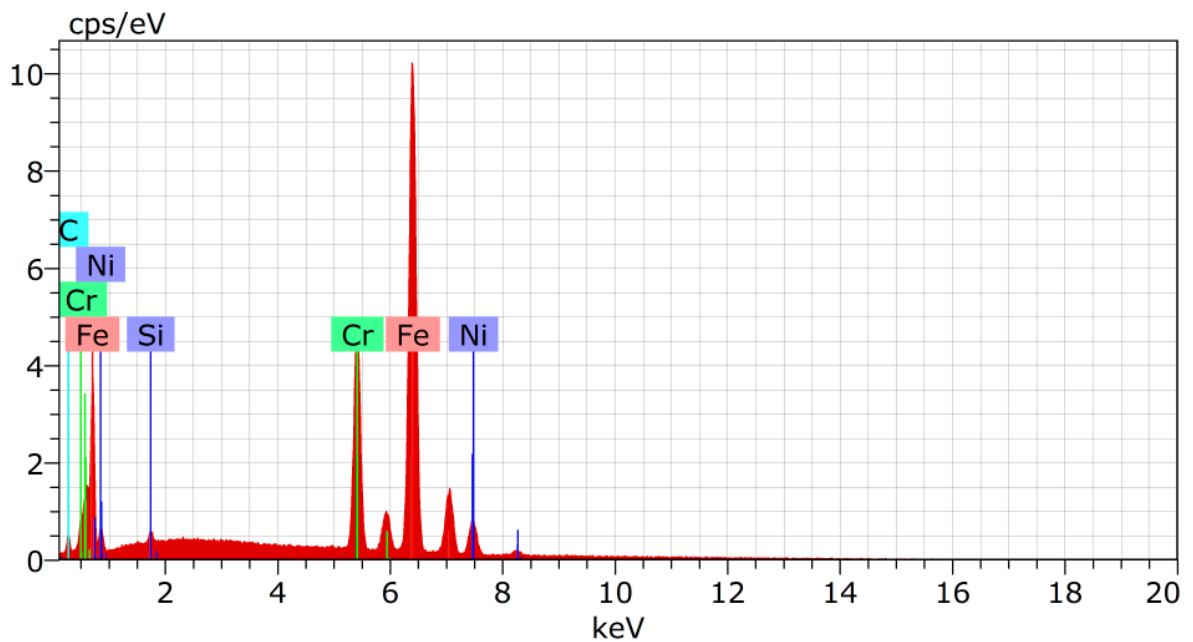
Apresenta-se na Figura 4.57 a micrografia obtida para o ponto 5 que está na ZTA. A análise do EDS (Figura 4.57) revelou a presença dos elementos químicos: Fe - 58.32%, Cr - 15.80%, Ni - 6.11%.

Figura 4.57 – Microestrutura do ponto 6 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

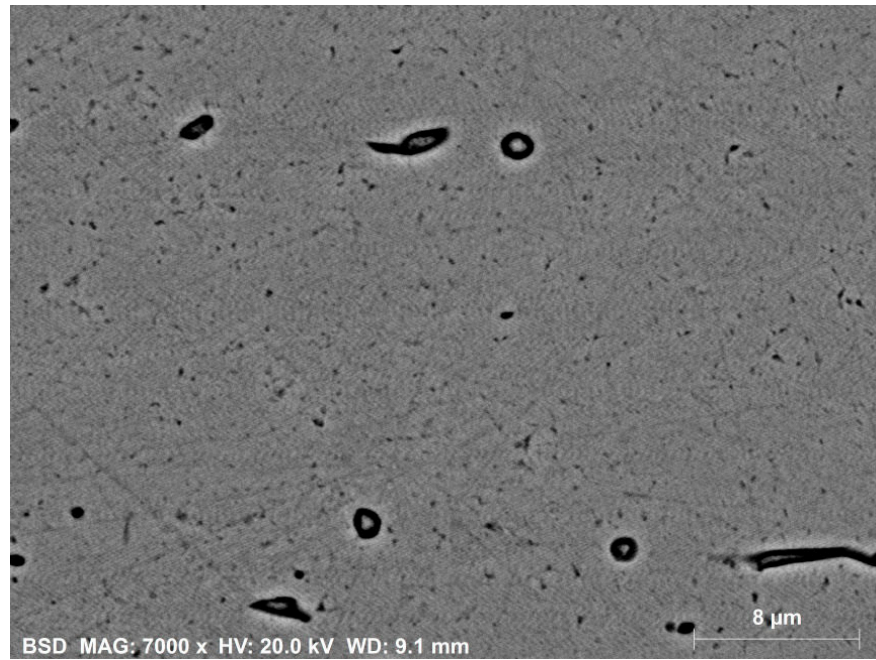
Figura 4.58 – Análise EDS do ponto 6 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

A Figura 4.59 apresenta a microestrutura obtida para o ponto 7 (Figura 3.28). Como este também é um aço inoxidável, observa-se que o ataque químico realizado não foi efetivo para revelar detalhes da microestrutura. No entanto a análise EDS não revelou a presença do silício em relação a Figura 4.28: Fe – 59.94%, Cr – 16.54%, Ni – 6.24%.

Figura 4.59 – Microestrutura do ponto 7 (Figura 3.28) para a condição de 8 m/min.



Fonte: próprio autor

5. CONCLUSÕES

Em função dos resultados obtidos atingidos e das análises efetuadas para a soldagem do aço carbono USI-AR-400 (USIMINAS) com aço inoxidável ASTM A240-13c com a adição de metal de adição tubular inoxidável austenítico.

1. A dureza ao longo da junta dissimilar não apresentou variações muito significativas, sendo que a região da Zona Termicamente Afetada apresentou valores de microdureza ligeiramente menores do que ambos os metais base.
2. Observou-se que existe uma diferença em relação as microestruturas, isso se deve a composição do material de adição. Observa-se também a existência de uma direção de resfriamento para a esquerda, devido a inclinação das estruturas dendríticas. O material de adição é o aço inoxidável ASTM A240-13C, portanto o ataque químico realizado não consegue destacar da mesma forma as microestruturas de diferentes materiais, pois eles reagem de maneiras diferentes.
3. Os difratogramas das adescrives submetidas a análise de difratometro de Raio X apresentam que o material USI-AR-400 nas condições experimentais de 8 m/min e 6 m/min apresentaram resultados similares para os difatogramas. Portanto, nesta escolheu-se apresentar os difatogramas para a condição experimental de 8 m/min, por observar que tanto no ponto 1 quanto no ponto 2, a mesma fase ferrita é apresentada no pico de maior intensidade. Isso indica que a ZTA, ele não sofreu grandes transformações em sua estrutura cristalina.
4. Os termopares posicionados no centro da peça apresentam temperatura superior a do restante. O aumento da temperatura se deve a dissipação de calor no material. Apesar de a fonte manter uma velocidade constante, a temperatura tende a aumentar a medida que a tocha de soldagem avança. As temperaturas nos termopares na extremidades do corpo de prova são relativamente menores que as temperaturas nos termopares mencionados anteriormente. Essas temperaturas tenderiam a ter um valor maior que os outros termopares.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Ampliar os estudos aqui realizados para outros tipos de parâmetros de máquina em corrente contínua e alternada e outros materiais dissimilares;
- Sugere-se realizar um estudo a partir dos melhores experimentos com intuito de analisar efeitos metalográficos.
- Aprofundar as investigações no sentido de avaliar a alteração da velocidade em relação corrente como forma de caracterizar a absorção de calor pelo material de base.
- Fazer planejamento e análise de experimentos da microestrutura (D ou E).

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALIZADEH-SHS M.; MARASH P.H., Resistance spot welding of dissimilar austenitic/duplex stainless steels: Microstructural evolution and failure mode analysis Journal of Manufacturing Processes Volume 28, 2017, Pages 186-196

ARIVARASU M.; KASINATH D. R.; NATARAJAN A., Effect of Continuous and Pulsed Current on the Metallurgical and Mechanical Properties of Gas Tungsten Arc Welded AISI 4340 Aeronautical and AISI 304 L Austenitic Stainless Steel Dissimilar Joints. VIT University, Vellore 632 014, India, 2015

AWS (1991), Welding handbook: Welding process (vol II), AWS, USA, 8ª Edição, 955 p. (ISBN 0-87171-354-3).

AWS - AMERICAN WELDING SOCIETY. Welding Handbook: welding processes, part 1. 9. ed. Miami: AWS, 2004. v.2. 680 p

BARRA, S. R. MIG/MAG, (2003). Disponível em <<http://sitedasoldagem.com.br/conceito%20basico/>>. Acesso em: 13 set. 2016.

BHATTACHARYA, A.(2016) Mechanical Properties and Metallurgical Characterization of Dissimilar Welded Joints between AISI 316 and AISI 4340.

BINA M. H.; JAMALI M.; SHAMANIAN M; SABET H., Effect of Welding Time in the Resistance Spot Welded Dissimilar Stainless Steels. 2015, Volume 68, pp 247–255

BENSCOTER, A. O. P. R. Carbon and Alloy Steels: Metallographic Techniques and Microstructures – Atlas of microstructures for carbon and alloy steels. ASM Handbook, vol. 09, p. 302-357. 1992.

COSTA, U. P. Soldagem com processo de metal de adição tubular e com alma metálica nos segmentos naval, on e offshore e de construção. XXIX Consolda, Brasil, p. 01-16, slides. 01-201, 2003.

CIRINO, L. M. (2009), Estudo dos efeitos da polaridade na soldagem com corrente contínua e alternada pelos processos TIG e MIG/MAG. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 112 p.

COX, D. R.; REID, N. (2000), The theory of the design of experiments. Chapman & Hall/CRC, p.33-41.

DUTRA, J. C.; OLLÉ, L. F.; KIRST, E. R. (1992), Uma contribuição ao estudo da seleção de Variáveis na soldagem MIG/MAG Pulsada. LABSOLDA, v. 2, p. 925-942.

EROGLU, M., AKSOY, M. Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat-affected zone of a low carbon steel. Materials Science and Engineering, A296, p. 289-297, 2000.

- ESAB, (2012), Catálogo de soldagem MIG/MAG Disponível em <[http://www.esab.com.br/br/por/Produtos/consumiveis/metal de adição_solidos/upload/1901670-rev7_CatalogoSoldagemMIGMAG_Metal de adição Solidos_pt.pdf](http://www.esab.com.br/br/por/Produtos/consumiveis/metal%20de%20adição_solidos/upload/1901670-rev7_CatalogoSoldagemMIGMAG_Metal%20de%20adição_Solidos_pt.pdf)>. Acesso em: 04 set. 2016.
- FARIA, J. P.; MIRANDA, H. C.; MOTTA, M. F.; PAIVA, F. D. Q. (2007), Effect of square-wave AC GMAW on weld beam geometry. *Welding International*, v.21, nº3, p.212-219.
- FORTES, C. Metal de adição Tubulares OK. Apostila ESAB, 2004. Disponível em: [http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901098rev0_Apostila Metal de adição Tubulares.pdf](http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901098rev0_Apostila%20Metal%20de%20adição%20Tubulares.pdf). Acesso em: 08/03/2016.
- FORTES, C. Soldagem MIG/MAG. Apostila ESAB, 2005. Disponível em: [http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0_ApostilaSoldagem MIGMAG.pdf](http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0_ApostilaSoldagemMIGMAG.pdf). Acesso em: 08/03/2016.
- GOHR JR., R. (2002), Novos métodos de controle da soldagem MIG/MAG. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 168 p.
- HARADA, S.; UEYAMA, T.; MITA, T.; INNAMI T.; USHIO M. (1999), The state of the art of AC GMAW process in Japan. *IIW*, nº12, p.1589-1599.
- HARRIS, I. D. (2001), Arc welding automotive aluminum. *Advanced Materials & Processes*. v.159, p. 52.
- HARWIG, D. D.; DIERKSHEIDE, J. E.; YAPP, D.; BLACKMAN, S. (2006), Arc behavior and melting rate in the VP-GMAW process. *Welding journal*, v.85, nº3, p.52s-62s.
- KELTON, W. D. (1999), Designing simulation experiments. *Proceedings of the 1999 Winter Simulation Conference*, p.1-9.
- HOLLIDAY, D. B. - Gas-Metal Arc Welding. *ASM Handbook*, v. 6, p. 577- 579, 1993.
- JEFFUS, L. *Welding: principles and applications*. 5 ed. Australia: Delmar Learning, 2004. 904 p
- JIANG, Y., ZHOU, R. Microstructures and properties of a bainite and martensite dual-phase cast steel fabricated by combination of alloying and controlled cooling heat treatment. *Materials Science Forum*, vol. 475-479, p. 93-96, 2005.
- KOU, S. *Welding metallurgy*. J. Wiley & Sons, Hoboken, NJ, 2003.
- KUMAR G. K.; RAMKUMAR K. D.; ARIVAZHAGAN N., Characterization of metallurgical and mechanical properties on the multi-pass welding of Inconel 625 and AISI 316L *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2015, Pages 1039–1047
- LANCASTER, J. F. (1984), The physics of welding. *Phys. Technol. Northern Ireland*, v.15, p. 73-79.
- LANCASTER, J. F. (1986), The physics of welding. Ed.: Pergamon Press and International Institute of Welding, 340 p.

- LIMA, M.S.F., GOLDENSTEIN, H. – Morphological instability of the austenite growth front in a laser remelted iron-carbon-silicon alloy. *Journal of Crystal Growth*, vol. 208, p. 709-716, 2000.
- MACHADO, I. G. Cálculo do tempo de resfriamento na Soldagem. *Soldagem e Inspeção*, vol. 04, nº 08, p. 25-26, 1998.
- MASUBUCHI, K. Formation of residual stress and distortion. *ASM Handbook*, vol. 06, p. 2648-2651, 1993.
- MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. *Soldagem: fundamentos e tecnologia*. Belo Horizonte: UFMG, 2005. 362 p.
- MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. (2007), *Soldagem: fundamentos e tecnologia*. Ed. UFMG. Belo Horizonte, 362 p.
- MESSLER, R. W., JR. (1993) *Joining of advanced materials*, Stoneham, MA, Butterworth-Heinemann.
- MESSLER, R. W., JR. (1999) *Principles of welding*, New York, John Wiley & Sons.
- MIRANDA, C. H. (1999), *Influência da indutância na soldagem MIG/MAG na posição sobrecabeça*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 170 p.
- MODENESI, P. J. (2012), *Introdução à física do arco elétrico e sua aplicação na soldagem dos metais*. Belo Horizonte, UFMG, 172 p.
- MODENESI, P. J.; REIS, R. I. (2007), A model for melting rate phenomena in GMA welding. *Materials Processing Technology*, v.189, p. 199-205.
- MONTGOMERY, D. C. (2005), *Design and analysis of experiments*. Ed. John Wiley and Sons, v.6, 643 p.
- M.P. PRABAKARAN AND G.R. KANNAN, "Modeling of GTA Welding Process for Dissimilar Metals through Response Surface Methodology", *Applied Mechanics and Materials*, Vols. 592-594, pp. 673-677, 2014
- NASCIMENTO, A. S. (2011), *Fenomenologia da soldagem MIG/MAG-PV e sua aplicabilidade para juntas sobreposta e em V (Passe raiz)*. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia. 186 p.
- NASCIMENTO, A. S.; FERNANDES, D. B.; MOTA, C. A. M.; VILARINHO, L. O. (2009), Methodology for determination of pmetal de adiçãoters for welding MIG with variable polarity. *Welding International*. v.23, nº6, p. 473-480.
- NASCIMENTO, A. S.; MENEZES JR, L. C.; VILARINHO, L. O. (2012), Efeito do formato de onda e gás de proteção sobre a taxa de fusão e geometria do cordão na soldagem MIG/MAG-PV. *Soldagem & Inspeção*. São Paulo, v.17, nº1, p. 40-48.

NASCIMENTO, A. S.; VILARINHO, L. O. (2007), Uso da taxa de fusão na determinação de parâmetros para soldagem MIG com polaridade variável. In: Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica - POSMEC, Uberlândia. Anais FEMEC. Uberlândia, p. 1-10.

NILO JÚNIOR, L. P. (2003), Otimização de um processo de solda MIG/MAG para aplicação na indústria automobilística por meio da utilização da técnica do projeto e análise de experimentos. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Produção) – Universidade Federal de Itajubá, Itajubá. 111 p.

NORRISH, J. (1992), Advanced welding process. Cranfield Institute of Technology, 375 p.

OJO, E.; SCOTTI, A. (2005), Determinação de parâmetros de pulso na soldagem MIG/MAG pulsada. Relatório interno LAPROSOLDA. Universidade Federal de Uberlândia. p.24

PHILLIPS, A. L. Welding Handbook: Fundamentals of Welding. London: American Welding Society, 1965a. 4. Vol. 1.

PUHL, E. B. (2011), Desenvolvimento de tecnologias no processo MIG/MAG para aumento de produtividade e melhoria da qualidade mediante o uso da polaridade negativa. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 82 p.

QUINN, T.P.; SMITH, C.; MCCOWAN, C. N.; BLACHOWIAK, E.; MADIGAN, R. B. - Arc Sensing for Defects in Constant- Voltage Gas Metal Arc Welding. Welding Journal Research Supplement, p. 322-328, 1999.

RIBEIRO H.O.; BUSCHINELLI A.J.A.; DUTRA J.C., Cavitation erosion resistance of CrMnSiN austenitic stainless steels deposited by PTA - Soldagem & Inspeção, 2010

ROCA, A. S.; FALS, H. C.; FERNANDEZ, J. B.; ADÁN, F. S. (2005), Application of U versus I diagrams for process stability evaluation in gas metal arc welding in short circuit transfer mode. Soldagem & Inspeção, v.10, n°2, p. 85-91.

ROHDE, R. A. (2010), Micrografia preparação de adereves. Laboratório de análises mecânicas. Universidade Regional Integrada do alto Uruguai e Missões, 3ª Edição, Rio Grande do Sul 30 p.

SANTOS, T. F. (2008), Soldagem MIG com corrente alternada MIG CA. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 115 p.

SCOTTI, A.; MONTEIRO, L. S. (2012), Uma metodologia para pmetal de adiçãotrização do processo MIG/MAG CA. Soldagem & Inspeção. São Paulo, v.17, n°3, p.271-277.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. (2008), Soldagem MIG/MAG: Melhor entendimento melhor desempenho. Ed. Artliber, 284 p.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V.; LUCAS, W. (2012), A scientific application oriented classification for metal transfer modes in GMA welding. Journal of Materials Processing Technology, v.212, p. 1406-1413.

SOUZA, D.; RESENDE, A. A.; SCOTTI, A. (2009), Um modelo qualitativo para explicar a influência da polaridade na taxa de fusão no processo MIG/MAG. *Soldagem & Inspeção*. São Paulo, v.14, nº3, p. 192-198.

SPEICH, G. R. Ferrous martensitic structures. *ASM Handbook*, vol. 09, p. 1444-1454, 1992.

STENBACKA, N.; PERSSON, K. A. (1989), Shielding gases for gas metal arc welding. *Welding Journal*, p. 1-9.

STROHAECKER, T. R. Identificação metalográfica de regiões susceptíveis à fratura assistida pelo ambiente de junta soldada de um aço estrutural. *Soldagem e Materiais*, vol. 01, nº01, p. 37-45, 1989.

SUBAN, M.; TUSEK, J. (2003), Methods for the determination of arc stability. *Journal of Materials Processing Technology*, p. 430-437.

TALKINGTON, J. E. (1998), Variable polarity gas metal arc welding. MSc Dissertation – The Ohio State University. U.S.A.126 p.

TONG, H.; UEYAMA, T.; HARADA, S.; USHIO, M. (2001), Quality and productivity improvement in aluminium alloy thin sheet welding using current pulsed metal inert gas welding system. *Science and Technology of Welding and Joining*, v.6, nº4, p. 203-208.

VAN VLACK, LAWRENCE H., *Princípios de Ciência e Tecnologia de Materiais*, 1ª ed., São Paulo, Editora Campus, 1994, ISBN: 85-700-1480-5

VILARINHO, L. O.; NASCIMENTO, A. S.; FERNANDES, D. B.; MOTA C. A. M. (2009), Methodology for metal de adição calculation of VP-GMAW. *Welding Journal*, v.88, pp. 92s-98s.

MIYASHITA Y. et al., "Effect of Temperature on Fatigue Strength Characteristic and Fatigue Mechanism in Laser Welded Dissimilar Stainless Steels Joint", *Key Engineering Materials*, Vol. 754, pp. 264-267, 2017

ZHU, C. *Tempering of Engineering steels*. Oxford Materials, p.01-34, 2005.