



**INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DO PIAUÍ
CAMPUS TERESINA CENTRAL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS**

JOSÉ DEUZIMAR UCHOA

**CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE SOLDA OBTIDO COM ARAME AWS ER 70
S-6 EM FUNÇÃO DA ADIÇÃO DE FLUXO ATIVO E VAZÃO DO GÁS DE
PROTEÇÃO CO₂ EM SOLDA BEAD ON PLATE NO AÇO ASTM A36**

TERESINA

2017

JOSÉ DEUZIMAR UCHOA

CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE SOLDA OBTIDO COM ARAME AWS ER 70S-6
EM FUNÇÃO DA ADIÇÃO DE FLUXO ATIVO E VAZÃO DO GÁS DE PROTEÇÃO
CO₂ EM SOLDA BEAD ON PLATE NO AÇO ASTM A36

TERESINA
2017

JOSÉ DEUZIMAR UCHOA

CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE SOLDA OBTIDO COM ARAME AWS ER 70S-6
EM FUNÇÃO DA ADIÇÃO DE FLUXO ATIVO E VAZÃO DO GÁS DE PROTEÇÃO
CO₂ EM SOLDA BEAD ON PLATE NO AÇO ASTM A36

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Materiais (PPGEM),
do Instituto Federal de Educação,
Ciência e Tecnologia do Piauí (IFPI),
Campus Teresina Central, como
requisitos para obtenção do título de
Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Ayrton de Sá
Brandim.

TERESINA

2017

FICHA CATALOGRÁFICA
Serviço de Processamento Técnico – IFPI
Biblioteca Dr. Francisco Montojos

U17c

Uchoa, José Deuzimar

Caracterização do metal de solda obtido com arame AWS ER 70-6 em função da adição de fluxo ativo e vazão do gás de produção CO2 em solda bead on plate no aço ASTM A36. / José Deuzimar Uchoa . - Teresina: IFPI, 2017.
100 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia dos Materiais) - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Piauí, 2017.

Orientador: Prof. Dr. Ayrton de Sá Brandim

1. Fluxo ativo 2. Geometria do cordão 3. GMAW/MAG
4. Dureza. T. Título

CDD 620.11

JOSÉ DEUZIMAR UCHOA

**CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE SOLDA OBTIDO COM ARAME AWS E70 S-6
EM FUNÇÃO DA ADIÇÃO DE FLUXO ATIVO E VAZÃO DO GÁS DE PROTEÇÃO
CO₂ EM SOLDA BEAD ON PLATE NO AÇO ASTM 36**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Instituto Federal do Piauí, como parte Integrante dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Aprovada em: 18/12/2017.

BANCA EXAMINADORA

Assinado no original

Prof. Dr. Ayrton de Sá Brandim

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Piauí – IFPI
Orientador

Assinado no original

Prof. Dr. José Francisco dos Reis Sobrinho - IFPI

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Piauí – IFPI
Avaliador interno

Assinado no original

Prof. Dr. Valdemar Silva Leal - IFMA

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Maranhão – IFMA
Avaliador Externo

DEDICATÓRIA

A minha família, pais, amigos e professores.

AGRADECIMENTOS

Muitas são as pessoas que passaram pela minha vida nesses anos de pós-graduação, e contribuíram para a minha formação acadêmica e pessoal. Em especial, agradeço a Deus pelo dom da vida, por me guiar, proteger e por me conceder a família que tenho, especialmente, a minha esposa, Gardênia Maria, as minhas filhas: Yelena, Alessandra e Mayara, pelo apoio e incentivo durante todos os momentos desta jornada, pois sem vocês nada seria possível.

Agradeço ao professor e orientador Dr. Prof. Dr. Ayrton de Sá Brandim, pela amizade, paciência, dedicação, apoio e incentivo para realização deste trabalho. Espero que a parceria permaneça e que a soldagem continue nos unindo.

Aos professores pelo empenho e dedicação ao curso, pelos ensinamentos, pelo incentivo e amizade para com os mestrandos. Aos técnicos do laboratório de Pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais (LABMAT), André; oficina mecânica, Stenio.

A todos os meus colegas do (PPGEM-IFPI), em especial: Mário, Fernando, Nelson, Yuri e o James, pelo auxílio e apoio nos ensaios laboratoriais. Aos amigos técnicos e bolsistas dos laboratórios (PPGEM), funcionários do IFPI, pela contribuição.

EPÍGRAFE

“A verdadeira motivação vem de realização, desenvolvimento pessoal, satisfação no trabalho e reconhecimento”.

Frederick Herzberg

RESUMO

Estudos em soldagem mostram a influência de fluxo ativo sobre a geometria do cordão de solda em processos GTAW, EBW, LBW, e PAW. O efeito em aço carbono, na modalidade GMAW/MAG é pouco estudado. Mesmo em pequena quantidade, fluxo ativo tem melhorado a composição química da solda, adicionando o desoxidante silício (Si) e/ou manganês (Mn). O material em fluxo ativo da pesquisa tem composição de 1,17% de sílica (SiO_2), sem registro de manganês, com predominância de óxido de titânio (TiO_2) e óxido de cálcio (CaO). Nesse trabalho, a partir da aplicação de uma composição oxidada em chapa de aço ASTM A36, soldagem em *Bread on Plate* (BOP), no processo GMAW/MAG em curto-circuito, e proteção gasosa 100% CO_2 . Buscou-se dessa forma, uma análise do efeito do fluxo ativo sobre a composição química da zona de fusão (ZF), geometria do cordão e propriedades mecânicas do cordão de solda. O efeito sobre a composição química da poça de fusão consistiu em redução na concentração do alumínio (Al), aumento na composição de silício (Si) e maior retenção de manganês (Mn) na zona de fusão (ZF). Os parâmetros geométricos ficaram reduzidos, a distribuição da dureza na face da solda apresentou um pequeno aumento, decorrente do uso de fluxo ativo. As amostras foram comparadas com uma solda convencional em menor vazão do gás de proteção. A análise estatística em planejamento fatorial dá valores ótimos de processo em melhor desempenho.

Palavras-chave: Fluxo Ativo. Zona de Fusão. Geometria do Cordão. GMAW/MAG. Dureza.

ABSTRACT

Welding studies show the influence of active flux on the weld bead geometry in GTAW, EBW, LBW, and PAW processes. The effect on carbon steel in the GMAW / MAG modality is little studied. Even in small amounts, active flux has improved the chemical composition of the solder by adding the silicon (Si) and / or manganese (Mn) deoxidizer. The material in active flux of the research has a composition of 1.17% of silica (SiO_2), without manganese registration, predominantly of titanium oxide (TiO_2) and calcium oxide (CaO). In this work, from the application of an oxidized composition in sheet steel ASTM A36, welding in Bead on Plate (BOP), in the short-circuit GMAW / MAG process, and 100% CO_2 gas protection. Thus, an analysis of the effect of the active flux on the chemical composition of the zone of fusion (ZF), cord geometry and mechanical properties of the weld bead was sought. The effect on the chemical composition of the melting pool consisted of a reduction in aluminum concentration (Al), increase in silicon composition (Si) and higher retention of manganese (Mn) in the melting zone (ZF). The geometric parameters were reduced, the hardness distribution on the face of the weld showed a small increase, due to the use of active flow. The samples were compared with a conventional weld at lower protection gas flow. Statistical analysis in factorial planning gives optimal process values in better performance.

Keywords: Active Flow. Fusion Zone. Cord Geometry. GMAW / MAG. Toughness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: O “ <i>stick-out</i> ” variando em soldagem.....	21
Figura 2: Transferência por curto circuito.....	22
Figura 3: Geometria do arco elétrico.....	23
Figura 4: Arco GMAW convecional.....	24
Figura 5: Diagrama dissociações do gás CO ₂	28
Figura 6: Modo de aplicação de Fluxo Ativo	31
Figura 7: Microestrutura da ZF aço baixo carbono.....	33
Figura 8: Endurecimento por solução sólida de elementos na ferrita	34
Figura 9: Seções transversais cálculo da diluição.....	35
Figura 10: (a) Blocos de testes; (b) Sequência de operações usuais em cada bloco.....	37
Figura 11: Fonte elétrica ESAB - Smashweld 257	38
Figura 12: Tartaruga de automação de soldagem.....	39
Figura 13: Composto mineral rutilico (TiO ₂)	41
Figura 14: Fluxo ativo fixado na peça.....	44
Figura 15: Macrografia solda convencional (NF).....	46
Figura 16: Processo de corte dos CP's.....	47
Figura 17: Microscópio Olympus TH4-200.....	48
Figura 18: Microdurômetro Shimadzu HVM-2.....	49
Figura 19: Tela operacional Software AutoCad.....	50
Figura 20: Os diagramas: (a) interação entre os fatores; (b) sem interação.....	52
Figura 21: Massa depositada com a potência efetiva do arco.....	55
Figura 22: Concentração (%) dos elementos de liga nos materiais de soldagem.....	57
Figura 23: (a) Interação forte Mn; (b) Interação forte Si; (c) Interação fraca Al.....	61
Figura 24: Diagrama concentração (%) dos elementos de liga	65
Figura 25: Difratoograma (a) corpo de prova CP (A1)	66
Figura 26: Difratoograma CP (B2) em média vazão e médio fluxo ativo.....	67

Figura 27: Difratoograma CP (C3), maior vazão e maior fluxo ativo	68
Figura 28: Soldas e macrografias, primeiro bloco; (a) A1; (b) A2 e (c) A3.....	69
Figura 29: Soldas e macrografias segundo bloco; (a) B1; (b) B2 e (c) B3.....	70
Figura 30: Soldas e macrografias, terceiro bloco; (a) C1; (b) C2 e (c) CB3.....	71
Figura 31: Parâmetros Geométricos da solda.....	72
Figura 32: Diagrama interação largura (L)	74
Figura 33: Diagrama de interação dos fatores em (P)	77
Figura 34: Diagrama de interação no parâmetro reforço (R).....	79
Figura 35: Interação entre fatores na diluição solda.:.....	81
Figura 36: Dureza média HR(B) no perfil de solda.....	83
Figura 37: Variação da microdureza em linha centralizada na (ZF).....	86
Figura 38: Zona de fusão (ZF): CP A1.....	88
Figura 39: Zona de fusão CP (A2)	89
Figura 40: Zona de fusão (ZF); (a) CP A3 e (b) CP B1.....	90
Figura 41: Zona de fusão (ZF), solda NF	91
Figura 42: Zona de fusão (ZF) do corpo de prova (C3).....	91
Figura 43: Zona de fusão (ZF) CP (NF) e CP (C3) 500X	92
Figura 44: Zona de fusão (ZF) MEV PC (B2) 3000X.....	94
Figura 45: Zona de fusão (ZF) CP (NF) 3000X MEV.....	95

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Dados técnicos fonte de soldagem.....	39
Tabela 2: Composição química (%) do fio ER 70S-6, especificação do fabricante.....	40
Tabela 3: Composição Química (%) típica do aço ASTM A36.....	40
Tabela 4: Composição química percentual (%) do fluxo ativo.....	40
Tabela 5: Propriedades físicas do material ativo.	42
Tabela 6: Séries e Ensaio Correspondentes.....	45
Tabela 7: Quadro resumo dos ensaios em planejamento fatorial.....	50
Tabela 8: Modelo para cálculo dos efeitos.....	51
Tabela 9: Modelo de matriz funcional (ANOVA).....	52
Tabela 10: Modelo de ordenação resultados.....	53
Tabela 11: Parâmetros: corrente e tensão de trabalho.....	54
Tabela 12: Composição percentual (%) do fluxo ativo e escória da solda (CB3).....	59
Tabela 13: Composição química percentual (%), oxidantes avaliados.....	60
Tabela 14: Efeitos sobre a concentração (%) do Mn, Si e Al.....	62
Tabela 15: Parâmetros geométricos e fatores da solda CP's.....	73
Tabela 16: Matriz das medidas de largura (L) análise (ANOVA).....	75
Tabela 17: Quadro de (ANOVA) do parâmetro largura (L).....	76
Tabela 18: Matriz das medidas de penetração (P).....	77
Tabela 19: Análise de (ANOVA) parâmetro penetração (P).....	78
Tabela 20: Matriz para análise da (ANOVA) parâmetro reforço (R).....	79
Tabela 21: Resultados fatores na definição interação reforço (R).....	80
Tabela 22: Dados estatísticos da diluição (D).....	81
Tabela 23: Análise dos efeitos na diluição (D).....	82
Tabela 24: Dureza Rockwell (HRB) no perfil de solda.....	83
Tabela 25: Matriz medidas de dureza HR(B) perfil de solda	84

Tabela 26: Análise dureza HR(B) (HV) perfil de solda.....	85
Tabela 27: Análise estatística (HV) na zona de fusão (ZF).....	86
Tabela 28: Análise níveis microdureza (HV).....	87

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AWS – *American Welding Society*

A-TIG – Active Tungsten Inert Gas

A1 - Corpo de prova em menor massa fluxo ativo (1) e menor vazão (A)

ANOVA – Análise de variância

BOP - *Bead On Plate*

B2 - Corpo de prova em média vazão de gás (2) e média massa de fluxo ativo (2)

CCEP – Corrente continua eletrodo positivo

CA1 – Chapa em menor massa de fluxo ativo

CP's- Corpos de prova

C3 – Corpo de prova em maior vazão do gás (C) e maior massa de fluxo ativo (3)

CV(%) – Coeficiente de variação.

DRX – Dispersão por Raios-X

DBPC – Distância bico corpo de prova

FA – Fluxo ativo

Fe(α) – Ferrita alfa

Fe(γ) Ferrita gama

FCAW- Flux Cored Arc Welding

FC - Agregado de ferrita com carboneto

FC - Ferrita acicular

FCAW - *Flux Cored Arc Welding*

FS (A) - Ferrita com alinhamento da segunda fase

FS (NA) - Ferrita com segunda fase não-alinhada

FS - Ferrita com segunda fase

FRX – Fluorescência por Raios-X

GMAW - *Gas Metal Arc Welding*

HR(B) – Escala Rockwell escala B

HV – Escala Vickers

MAG - Metal Active Gas

MIG - *Metal Inert Gas*

MB - Metal de base

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

MO – Microscopia Óptica

NF – Não Fluxado

PC - Corpo de prova convencional

PF (G) - Ferrita no contorno de grão

PF (I) - Ferrita poligonal intragranular

PF - Ferrita primária

SMAW- Shielding Metal Arco Welding

TIG – Tungsten Inert Gas

TIG – Flux – Tig Fluxada

TIG – Tungsten Inert Gas

ZF - Zona Fundida

ZTA - Zona Termicamente Afetada

$SQ_{(FA)}$ – Soma dos mínimos quadrados (FA)

$SQ_{(VG)}$ – Soma dos mínimos quadrados (VG)

$SQ_{(FA) \times (VG)}$ – Soma dos mínimos quadrados Interação fatores

SQE - Soma dos mínimos quadrados dos erros aleatórios

SQT- Soma dos mínimos quadrados totais

SQR- Soma dos mínimos quadrados do erro aleatório

LISTA DE SÍMBOLOS

I – Corrente elétrica

P_e – Potência efetiva

P – Pressão jato de plasma

P_a – Pressão atmosférica

R – Raio do arco elétrico na região catódica

r – raio jato plasmático na região catódica

U – Tensão elétrica

V_s – Velocidade do processo de soldagem

V_E – Velocidade do eletrodo

- Granulometria

μ_o – permeabilidade magnética

$^{\circ}\text{C}$ – Grau Celsius

h – hora

g – grama

kW – Quilowatts

η = Rendimento

P/L – Fator de medida interna

R/L – Fator de medida externa

L – largura

P - Penetração

R – Reforço

F_{Tab} = Fator F tabelado

F_C = Fator F de referência

$\mu_{(VG)}$ = Média de (VG) função normal

$\mu_{(FA)}$ = Média de (FA) função normal

σ^2 = Variância

σ = Desvio padrão

$\bar{X}$ = Média de bloco

$\Delta^{\circ}\text{H}$ = Variação de entropia

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 01: Pressão jato de plasma.....	23
Equação 02: Energia de soldagem.....	25
Equação 03: Potencia efetiva	26
Equação 04: Redução da sílica.....	26
Equação 05: redução do óxido de manganês.....	26
Equação 06: Dissociação molecular do monóxido de carbono.....	27
Equação 07: Dissociação.....	28
Equação 08: Dissociação do dióxido de carbono.....	29
Equação 09: Ionização.....	29
Equação 10: Índice de basicidade.....	41
Equação 11: Redução do dióxido de carbono.....	56
Equação 12: Redução do dióxido de manganês.....	56
Equação 13: Redução do monóxido de manganês.....	56
Equação 14: Reação de síntese do dióxido de manganês.....	58
Equação 15: Equação de síntese do Mn_2O_3	58
Equação 16: Equação de síntese do Mn_3O_4	58
Equação 17: Equação de síntese do MnO	58
Equação 18: Redução do ferro pelo Mn.....	58
Equação 19: Redução do ferro pelo Si.....	58
Equação 20: Síntese do óxido de ferro.....	58
Equação 21: Redução do silício pelo carbono.....	59
Equação 22: Redução do Ferro pelo alumínio.....	64
Equação 23: Fator de correção (ANOVA).....	75
Equação 24: Soma dos mínimos quadrados do fator (FA).....	75
Equação 25: Soma dos mínimos quadrados do fator (VG).....	76

Equação 26: Soma dos mínimos quadrados da interação entre fatores.....	76
Equação 27: Soma dos mínimos quadrados totais.....	76
Equação 28: Soma dos mínimos quadrados dos erros aleatórios.....	76

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
1.1	OBJETIVOS	19
1.1.1	GERAL	19
1.1.2	ESPECÍFICO	19
2	REVISÃO IBLIOGRÁFICA	20
2.1	SOLDAGEM GMAW	20
2.1.1	Processo de transferência metálica GMAW	21
2.1.2	Transferência em curto-circuito	22
2.1.3	Forças atuantes no arco elétrico GMAW	23
2.1.4	Construção do arco elétrico	24
2.1.5	Aporte térmico	25
2.1.6	Limitações do processo GMAW	26
2.2	PROTEÇÃO GASOSA CO ₂	27
2.2.1	Propriedades e aplicações do gás ativo CO ₂	27
2.2.2	Condutividade do gás de proteção CO ₂	27
2.2.3	Potencial de ionização do gás de proteção CO ₂	29
2.3	SOLDAGEM EM FLUXO ATIVO	29
2.3.1	Fluxo ativo	29
2.3.2	Fluxo ativo em soldagem <i>Bead on Plate (BOP)</i>	30
2.3.3	Fluxo óxido	31
2.3.4	Efeitos dos elementos ativadores na (ZF)	32
2.4	EFEITOS DA SOLDAGEM GMAW/MAG NA ZONA DE FUSÃO	33
2.4.1	Microestrutura em zona de fusão (ZF) de aço carbono	33
2.4.2	Efeito endurecedor por solução sólida	34
2.4.3	Diluição	34
2.4.4	Efeitos do arco elétrico nos parâmetros geométricos	35
3	MATERIAIS E METODOLOGIA	37
3.1	MATERIAIS	37
3.1.1	Equipamentos e materiais	37
3.1.1.1	Fonte de soldagem	38
3.1.1.2	Posicionador mecânico da tocha de soldagem	39

3.1.1.3	Metal de adição utilizado nos processos.....	40
3.1.1.4	Metal de base.....	40
3.1.1.5	Composição química do fluxo ativo.....	40
3.2	METODOLOGIA.....	43
3.2.1	Delineamento experimental.....	43
3.2.1.1	Parâmetros de soldagem.....	43
3.2.1.2	Preparação do Fluxo Sobre Chapas.....	44
3.2.1.3	Critérios de avaliação.....	46
3.2.1.4	Definição dos corpos de prova (CP's).....	47
3.2.1.5	Microscopia Óptica.....	48
3.2.1.6	Ensaio mecânicos.....	48
3.2.1.7	Aquisição de dados geométricos.....	49
3.2.2	Planejamento estatístico.....	50
3.2.2.1	Tratamento estatístico da variância (ANOVA).....	52
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	54
4.1	COMPOSIÇÕES QUÍMICAS DA ZONA DE FUSÃO (ZF).....	56
4.1.2	Análise da variação da concentração dos elementos de liga.....	60
4.1.2.1	Análise dos efeitos dos fatores na concentração de manganês (Mn).....	62
4.1.2.2	Análise dos efeitos dos fatores sobre a concentração do silício (Si).....	63
4.1.2.3	Análise dos efeitos a partir da concentração do alumínio (Al).....	64
4.1.2.4	Análise DRX dos corpos de prova referenciais de cada série (PC's).....	65
4.2	ANÁLISE VISUAL DOS CORDÕES DE SOLDA.....	68
4.2.1	Cordões de solda em menor vazão do gás de proteção CO₂.....	69
4.2.2	Cordões de solda em média vazão do gás de proteção CO₂.....	70
4.2.3	Cordões de solda em média vazão do gás de proteção CO₂.....	71
4.3	ANÁLISE DAS CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DAS SOLDAS.....	72
4.3.1	Análise da variação do parâmetro geométrico largura (L).....	74
4.3.2	Análise da variação do parâmetro geométrico penetração (P).....	77
4.3.3	Análise da variação do parâmetro geométrico reforço (R).....	79
4.4	ANÁLISES DA DILUIÇÃO (D).....	81
4.5	DUREZA ROCKWELL NO PERFIL DA SOLDA.....	83
4.6	ANÁLISES MICRO DUREZA VICKERS NO PERFIL DA SOLDA.....	86
4.7	ANÁLISES MICROESTRUTURAL DA ZONA DE FUSÃO (ZF).....	88
4.7.1	Caracterização por microscopia óptica (MO).....	88

4.7.2	Analise micrografias zona de fusão (ZF) MEV.....	92
5	CONCLUSÕES.....	96
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	97
7	BIBLIOGRAFIA.....	98

1 INTRODUÇÃO

O processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo consumível de alimentação contínua e proteção gasosa, *Gas Metal Arc Welding* (GMAW), foi resultado das pesquisas na área de engenharia de soldagem, ainda na primeira metade do século passado. A modalidade GMAW é considerada como uma boa opção à aplicação em processos mecanizados e nas linhas de produção com automatização por robôs.

A modalidade de soldagem em arame tubular *Flux Cored Arc Welding* (FCAW), é considerada por alguns pesquisadores como uma extensão da modalidade GMAW/MAG, operando com soldagem em fluxo mineral e gás de proteção 100% CO₂, conseguindo resultados de produção favoráveis à produção industrial, embora, os eletrodos tubulares ainda apresentem preços elevados, aumentando o custo da solda.

Consumíveis ativos correspondem àqueles que participam das reações químicas na solda. Segundo Fortes (2004), a *The American Society of Mechanical Engineers* (ASME), e a *Society American of Welding* (AWS), definem fluxo ativo como um composto mineral com pequena composição de silício (Si) e/ou manganês Mn, que se transfere para a solda como elemento de liga desoxidante.

Nas últimas décadas, pesquisas em soldagem têm se intensificado com aplicação de fluxo ativo na modalidade *Tungsten Inert Gas* (TIG), e outras versões, com excelentes resultados na definição de uma melhor penetração da solda. A técnica consiste na aplicação de uma emulsão a base de pós-minerais, em acetona ou metanol, depositada sobre a região percorrida pelo arco. Essa técnica proporciona bons resultados na composição química da zona de fusão (ZF), bem como, nos parâmetros geométricos da solda e propriedades mecânicas.

O efeito de fluxo ativo no processo GMAW/MAG, ainda não é uma tendência na pesquisa de soldagem, poucos trabalhos foram publicados até o momento, embora seja uma técnica potencial em melhoria da versatilidade do processo GMAW, como complementação da composição química da zona de fusão (ZF) e, principalmente, como agente desoxidante.

O presente estudo considerou o efeito de fluxo óxido, com 1,17% de SiO₂, sem traço de manganês (Mn), predominância de rutilo (TiO₂) e óxido de cálcio (CaO), sobre a composição química da zona de fusão (ZF), geometria do cordão

de solda e propriedades mecânicas; viabilizando informações às novas pesquisas sobre modalidade de soldagem GMAW/MAG, com aplicação em fluxo ativo.

O referido trabalho pode ser considerado como uma pesquisa inédita em soldagem GMAW/MAG convencional em fluxo ativo, com o gás de proteção 100% CO₂. Diante do exposto, o planejamento fatorial é fundamental à estatística experimental, visto que, não foi encontrado na literatura de soldagem registros em pesquisas com a metodologia empregada no desenvolvimento desse trabalho.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Geral

O presente trabalho tem como objetivo, aplicar uma composição mineral em fluxo ativo no processo de soldagem GMAW/MAG em *Bead On Plate* (BOP), visando a melhorias na composição química da zona de fusão (ZF) no aço estrutural ASTM A36, a partir do arame convencional de norma AWS A5.18, série ER 70S-6.

1.1.2 Específicos

Realizar estudo do processo de soldagem GMAW/MAG em fluxo ativo, aplicado no aço carbono ASTM A 36 e, como continuidade à pesquisa analisar:

- composição química da zona de fusão (ZF);
- análise visual dos cordões de solda;
- geometria do cordão;
- dureza Rockwell no perfil da solda;
- microdureza Vickers nas regiões da solda;
- composição microestrutural.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo tem a finalidade de revisar informações técnicas na formação do conhecimento a respeito dos aspectos teóricos relevantes em soldagem, associado aos processos de aplicação em fluxo ativo, com eletrodo normalização AWS A5.18 série ER 70S-6. Informações específicas do efeito de fluxo óxido, com um enfoque especial dado ao modo de transferência metálica por curto-circuito, e a influência da vazão do gás de proteção 100% CO₂ na definição da composição química, geometria da solda, propriedades mecânicas e microestrutural da zona de fusão.

2.1 SOLDAGEM GMAW

Soldagem a arco elétrico com proteção gasosa (GMAW) é um processo que funde e une junta metálica com proteção de gases inertes, tais como: argônio e hélio, podendo operar em aplicação de gases reativos, particularmente dióxido de carbono (CO₂) (Nascimento, 2015).

A corrente é uma função da velocidade de alimentação do fio e da extensão do eletrodo. A corrente varia diretamente com a velocidade do fio, mas inversamente com a extensão (AWS, 2013).

Como afirma Barbedo (2011), a variável significativa em qualquer processo de soldagem a arco elétrico é a distância do bico de contato com o eletrodo até a superfície de trabalho ou corpo de prova (DBCP), denominada de extensão do eletrodo. O eletrodo é um condutor extenso, diametralmente reduzido, portanto, tem resistência elétrica considerável. Se a extensão do eletrodo aumenta, mesmo numa fração de uma polegada em uma tensão constante, a corrente diminui rapidamente, porque mais corrente é usada para pré-aquecer o eletrodo.

Em Fortes (2004), o pesquisador informa que a velocidade de soldagem é a relação entre o caminho percorrido pelo arco ao longo da peça e o tempo gasto para percorrê-lo. Esse parâmetro é normalmente expresso em cm/min ou mm/min. Três regras gerais podem ser enunciadas com respeito à velocidade de soldagem:

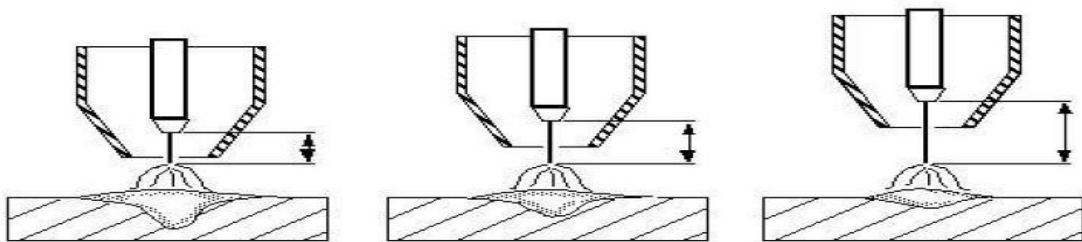
- quando a espessura da peça aumenta a velocidade de soldagem deve diminuir;
- para uma dada espessura de peça e tipo de junta, quando a corrente de soldagem aumentar a velocidade de soldagem também deve aumentar e vice-

versa;

- maiores velocidades de soldagem são alcançadas empregando a técnica de soldagem empurrando.

Segue (Figura 1), a representação do parâmetro de soldagem “*stick-out*”, responsável na definição da resistência no arame, atuando diretamente na definição da corrente.

Figura 1 – O “*stick-out*” variando em soldagem



Fonte: Barbedo (2002)

2.1.1 Processos de transferência metálica GMAW

As duas categorias principais de transferências metálicas GMAW são curtos-circuitos e vôo livre. A transferência na modalidade curto-circuito é definida a partir do contato periódico do eletrodo com a poça de fusão (Lincoln, 2014).

Na transferência globular gotas metálicas discretas próximas ou maiores do que a o diâmetro do eletrodo percorre o intervalo de arco sob a influência da gravidade. A transferência globular geralmente não é suave e produz *spatter*. Com transferência globular de corrente de soldagem relativamente baixa, ocorre independentemente do tipo de gás de proteção. Com CO₂, no entanto, ocorre em todas as correntes de soldagem utilizáveis (Kou, 2013).

Ainda de acordo com Lincoln (2014), para a modalidade em voo livre, o eletrodo nunca contacta a solda, gotas derretidas se separam do eletrodo, percorrem o arco e são depositadas sobre o metal base. Em voo livre a transferência é normalmente dividida em subcategorias que incluem globular, pulverização, rotação, e repelida (nonaxial globular), a técnica de transferência em curto-circuito é a forma mais popular na modalidade GMAW/MAG.

2.1.2 Transferência em curto-circuito

Na literatura de soldagem em Okumura (1982), o mesmo afirma: “A estabilidade da transferência por curtos-circuitos depende fundamentalmente da

frequência de sua ocorrência e, quanto maior a frequência, mais fácil se torna a soldagem”.

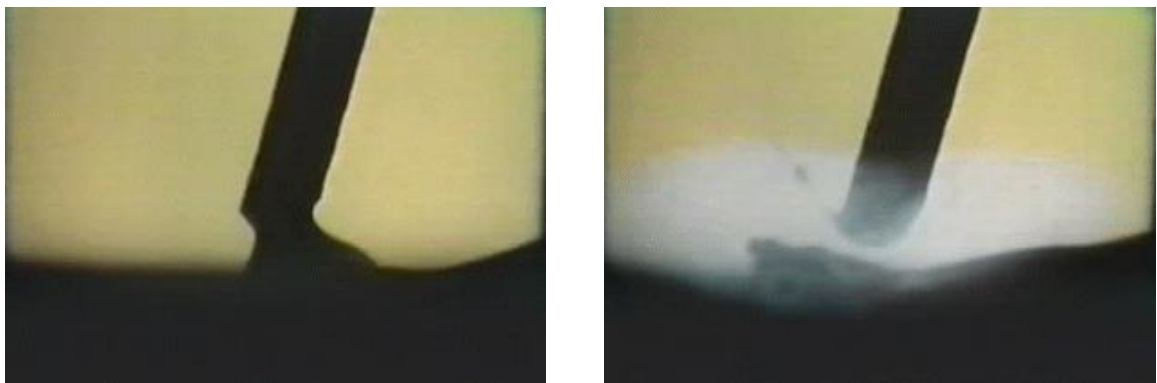
Em termos práticos recomenda-se uma frequência de curtos-circuitos superior a 50 contatos/segundos, e um dos parâmetros de definição dessa estabilidade de soldagem é o diâmetro do eletrodo (Okumura, 1982).

A estabilidade do arco em transferência por curto-circuito é afetada pelas extinções do arco. Um arco estável, nesse caso, é o que possui uma transferência periódica e cujo tempo de apagamento do mesmo seja o mínimo possível (Sales, 2011).

A transferência do tipo curto-circuito é típica de processos com pequeno comprimento de arco, onde o eletrodo toca a peça 20 a 200 vezes por segundo. Ao tocar o eletrodo na peça, a corrente se eleva rápido, fundindo, assim, o eletrodo, por efeito *Joule*, e transferindo o metal para a poça de fusão. Esta transferência é instável e gera muitos respingos (Nascimento 2015).

De acordo com Sales (2011), quando da transferência por curto-circuito, a composição do gás é capaz de afetar a duração do curto-circuito e o tamanho da gota, alterando sua estabilidade. A seguir temos registrado uma transferência metálica do tipo curto-circuito, (Figura 2).

Figura 2 - Transferência por curto circuito



Fonte: Modenesi (2007).

O metal depositado desta forma é menos fluido e menos penetrante do que o metal depositado em transferência de pulverização. Esse processo é facilmente manuseado pelo soldador, em todas as posições, e particularmente útil para unir materiais finos (AWS, 2013).

Esta é a forma de transferência mais comumente utilizada na soldagem

GMAW de aços com mistura de proteção rica em CO₂ e com arames de pequeno diâmetro (0,8 a 1,2 mm) (Modenesi, 2007).

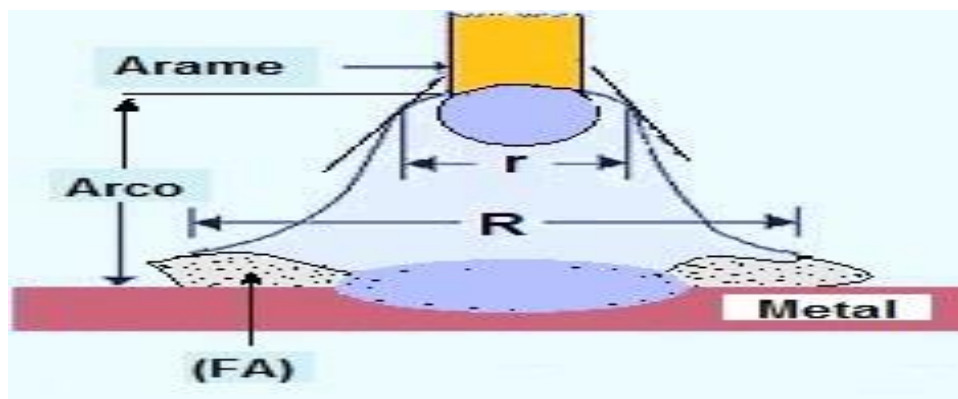
2.1.3 Forças atuantes no arco elétrico GMAW

Analizando a afirmação de Marques (2009) a respeito da dinâmica do arco elétrico, o mesmo afirma: “É de especial importância para a soldagem a arco a força de compressão que o campo magnético induzido pela corrente que passa por um condutor exerce sobre si próprio”.

Forças externas são as que agem no sentido de criar uma depressão da poça e fazendo com que o calor seja transferido para o material de forma mais eficiente (mais próximo do metal do fundo), a saber: jato de plasma; campo magnético na superfície; “momentum” das gotas e força da gravidade (Ziberov, 2015).

No arco elétrico, essa pressão desempenha um papel importante ao formato cônico usual do arco. Devido a este formato, o valor de r junto ao eletrodo é menor do que o seu valor junto da peça, onde, portanto, R é maior (Marques, 2009). Seguem (Figura 3), parâmetros geométricos do arco.

Figura 3 - Geometria do arco elétrico



Fonte: Próprio autor

Esta diferença de pressão induz no arco, um intenso fluxo de gás do eletrodo para a peça, que é independente da polaridade, e do tipo de corrente usados e, é conhecido como jato de plasma. (Marques, 2009).

$$P = P_a + \frac{\mu_0 I^2}{(2\pi R)^2} \left[1 - \left(\frac{r}{R} \right)^2 \right] \quad (\text{Eq. 01})$$

Onde:

P = Pressão do jato de plasma

P_a = Pressão atmosférica

μ_0 = Permeabilidade magnética

I = Corrente

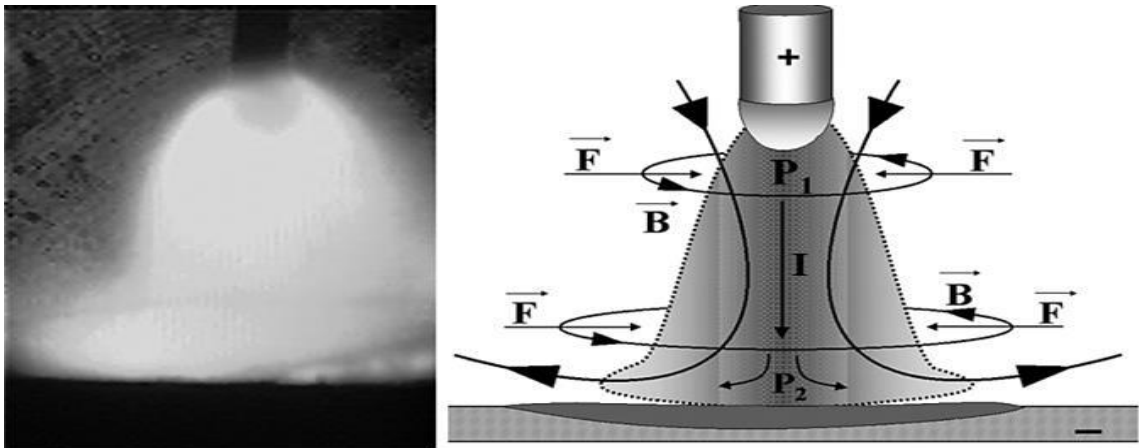
r = Raio do arco elétrico

R = raio de constrição do arco elétrico

O jato de plasma direciona os gases quentes do arco contra a peça, sendo assim, um dos mecanismos responsáveis pela penetração da solda. Além disso, ele garante ao arco elétrico certa rigidez (o arco é um jato de gases) e afeta a transferência de metal do eletrodo para a poça de fusão (soldagem com eletrodos consumíveis) (Marques, 2009).

A respeito da estabilidade, em Sales (2002) vem informação, de que, a proteção gasosa é um dos requisitos básicos para o bom desempenho da operação de soldagem. Ela interfere diretamente na qualidade final do metal depositado, podendo afetar: projeção de respingos, consumo, produção, rendimento de deposição, entrada de gás atmosférico na poça de fusão e propriedades mecânicas do metal de solda.

Figuras 4 – Arco GMAW convectivo



Fonte: Ziberov (2015)

2.1.4 Constrição do arco elétrico

Como afirma Disha (2016), a respeito do fenômeno de constrição do arco, o pesquisador afirma que as questões não foram totalmente resolvidas, a constrição do arco plasma, responsável pelo aumento da densidade de corrente

no centro da raiz do ânodo e a pressão do arco na superfície da piscina fundida, foi proposto como um possível mecanismo para a melhora na penetração das soldas TIG-flux”.

Este núcleo é afetado pela condutividade térmica do gás, de modo que quanto maior esta condutividade, menor o diâmetro deste núcleo, resultando em maior tensão e menor estabilidade (Sales, 2002).

A largura lateral do arco apresentou algumas variações de um teste para outro, contudo, uma maior redução nessa medida em relação ao TIG convencional foi obtida nos testes feitos com $\text{SiO}_2 + \text{TiO}_2$ como fluxo ativo (Richetti, 2007).

A redução do raio cria uma concentração para o centro de onde as temperaturas são mais elevadas. A condutividade do CO_2 é marcadamente maior do que o argônio acima de 20.000K, visto que o argônio é um gás monoatômico (Cuiuri, 2003).

Uma corrente redistribuída afeta a distribuição do fluxo de calor na coluna do arco, induzido a força de Lorentz (Eletromagnética) e a força de transferência convectiva na poça de fusão (Disha, 2016).

Como afirma Richetti (2007), em sua pesquisa, o aumento da tensão, mesmo em valor mínimo, para a mistura $\text{TiO}_2 + \text{SiO}_2$, que apresentou um aumento de aproximadamente 1,4 V em relação ao teste sem fluxo, pode sugerir um efeito de constrição.

No trabalho (Cuiuri, 2003, apud Haidar, 1997, pp931-936) vem a comprovação da tendência constritiva do arco em proteção gasosa 100% CO_2 , com a temperatura. O aumento da condutividade é devido à dissociação do gás (isto é $\text{CO}_2 \rightarrow \text{CO} + \text{O}$ e $\text{CO} \rightarrow \text{C} + \text{O}$).

2.1.5 Aporte térmico

Durante o processo de soldagem, a junta soldada é submetida a temperaturas que dependem, basicamente, da energia de soldagem e da temperatura de preaquecimento (Quites, 2002).

Segundo Quites (2002), a energia de soldagem absorvida pela junta soldada em processo de soldagem, é dada pela equação.

$$E = \frac{\eta \times 60 \times U \times I}{v} \quad (\text{Eq. 02})$$

Onde:

E = Energia de soldagem [J/cm];

η = Rendimento do arco;

U = Tensão de soldagem [V];

I = Corrente de soldagem [A];

v = Velocidade de soldagem [cm/min].

O rendimento da soldagem depende do processo empregado, sendo seu valor de 0,80 para FCAW e de 0,78 para GMAW (Quites, 2002). Ainda de acordo com a literatura de soldagem, em Modenesi (2012), o rendimento térmico de soldagem GMAW fica entre 0,75 e 0,95, com a potência efetiva definida pela equação a seguir.

$$P_e = \eta \times U \times I \quad (\text{Eq.03})$$

Onde:

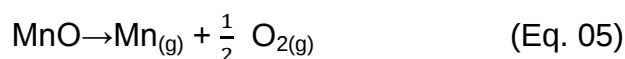
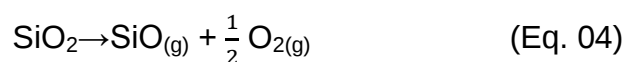
P_e = Potência efetiva

η = Rendimento

U = Tensão média de trabalho

I = Corrente

Para exemplo, como afirma Kou (2013), “a transferência de calor ao arame, pode decompor SiO_2 e MnO , conforme as equações (2.1) e (2.2), além de perdas significativas de Mn podem ocorrer por evaporação na poça de fusão devido à alta pressão de vapor de Mn”.



Em Modenesi (2007), o autor afirma a existência de um aporte adicional de energia térmica, aproximadamente 6%, gerado na região da base do arco, a partir das reações exotérmicas associadas a reações exotérmicas no metal de base.

2.1.6 Limitações do processo GMAW

De acordo com a literatura de soldagem, em Nascimento (2015), as limitações do processo GMAW são: o resfriamento rápido; a proteção contra a

corrente de ar no ambiente; a maior quantidade de respingos e a emissão de raios ultravioleta, havendo a necessidade de um equipamento de proteção mais robusto.

Uma restrição pertinente ao uso de processo GMAW/MAG, segundo Fortes (2004), ocorre devido às limitadas ações metalúrgicas proporcionadas pela quantidade de composições de arames disponíveis no mercado, comprometendo a versatilidade na soldagem de materiais com exigências de composições especiais. Diante deste fato, o arame tubular foi lançado no mercado com o propósito de suprir a deficiência do arame maciço.

2.2 PROTEÇÃO GASOSA CO₂

2.2.1 Propriedades e aplicações do gás ativo CO₂

Como afirma Genelu (2007), uma proteção à base de dióxido de carbono é amplamente utilizada para aços. A maior velocidade de soldagem, melhor penetração da junção e propriedades mecânicas adequadas. O dióxido de carbono não é um gás inerte como o argônio e o hélio, sob o calor do arco decompõem-se em monóxido de carbono e oxigênio livre.

O oxigênio proveniente desta dissociação irá reagir com os elementos do metal fundido oxidando-os. Materiais desoxidantes são adicionados ao fluxo do eletrodo para compensar os efeitos oxidantes do CO₂ (Bracarense, 2000).

No estado puro o gás CO₂ é amplamente aproveitado na soldagem do aço carbono, garantindo excelente penetração, aceitáveis propriedades mecânicas, ausência de porosidade e, conforme o caso, custos de soldagem mais atraentes. (Canto, 1990, p. 22 apud Salter 1964, p. 63-68).

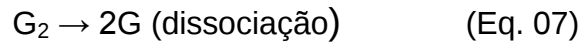
Próximo à peça, em relativamente baixa temperatura, há inversão na direção da reação, sendo liberado calor, o que pode ser a razão da alta penetração apresentada em MAG, além disso, parte do CO é reduzida segundo a reação (Machado, 1996).



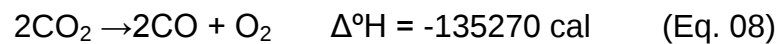
2.2.2 Condutividade do gás de proteção CO₂

A temperatura mais elevada, a energia vibracional de moléculas

poliatômicas aumenta e pode tornar-se suficiente para causar a sua ruptura ou dissociação (Modenesi, 2012).



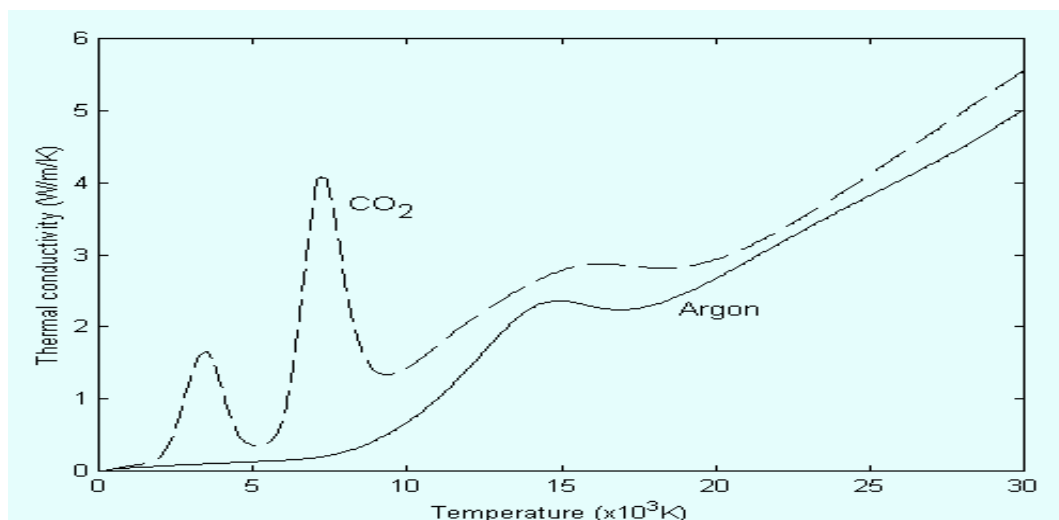
Na alta temperatura alcançada pelo arco, ocorre a seguinte reação endotérmica, quando CO_2 é o gás de proteção (Machado, 1996),



De acordo com Modenesi (2012), sobre proteção gasosa, o mesmo afirma que a presença no arco de gases que podem se dissociar ou que apresentem uma elevada condutividade térmica (hélio e hidrogênio, por exemplo), causa um aumento da tensão do arco devido a um maior campo elétrico na coluna do arco e da quantidade de calor perdida pelo arco.

Dissociações simultâneas do gás de proteção CO_2 caracterizando constrição no arco em dois momentos, para definir sua condutividade elétrica, representadas no diagrama, (Figura 5).

Figura 5 – Diagrama dissociações do gás CO_2



Fonte: Cuiuri, 2003

Como afirma Sales (2002), as características geométricas são afetadas, pois pode haver uma maior penetração, ou uma maior largura em função da

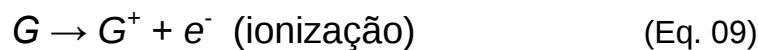
escolha do gás. O CO₂ puro proporciona um aumento na penetração, já a mistura com Ar faz com que haja variação da largura e do reforço do cordão.

O maior valor de K em menores temperaturas elevadas provoca o afastamento do calor das secções do arco, criando uma mudança na distribuição de temperatura no arco (Cuiuri, 2003).

2.2.3 Potencial de ionização do gás de proteção CO₂

O potencial de ionização é uma das principais propriedades dos gases de proteção influenciando a abertura e a definição da estabilidade do arco elétrico. (Machado, 1996).

A temperatura ainda mais elevada, um elétron nas camadas mais externas dos átomos pode ser expulso, isto é, ocorre a ionização (Modenesi, 2007).



Deste modo, a energia de ionização, as condutibilidades elétrica e térmica bem como as suas variações com a temperatura devem ser suficientes para garantir um melhor comportamento do arco voltaico. (Sales, 2002).

A respeito da dissociação Modenesi (2007), o mesmo afirma em seu trabalho que tanto a dissociação (gases moleculares), como a ionização de um gás são reações endotérmicas, isto é, elas ocorrem com absorção de energia no seu sentido direto e com liberação de energia no sentido inverso (neutralização ou associação) (Modenesi, 2007).

2.3 SOLDAGEM EM FLUXO ATIVO

Fluxos ativos são definidos pelo ASME/AWS, segundo Fortes (2004), como: "aqueles que contêm pequenas quantidades de manganês, silício ou ambos, que são desoxidantes adicionados ao fluxo para melhorar a resistência à porosidade e a trincas causadas pelos contaminantes no metal de base ou dele provenientes".

2.3.1 Fluxo ativo

A maioria das pesquisas de aplicação de fluxos ativos é baseada no

método de soldagem TIG. No caso de soldagem de arco metálico protegido por gás (GMAW), o uso de fluxos ativos ainda não é bem publicado (Varbai, 2016).

Para ser utilizado efetivamente como desoxidante, um elemento deve ter uma elevada afinidade pelo oxigênio, contudo, esta não deve ser excessiva, para não ocorrer a oxidação prematura deste elemento antes dele atingir a parte posterior da poça de fusão. Neste sentido, na soldagem de aço, Si e Mn são preferencialmente utilizados em relação ao Al e Ti (Modenesi, 2002).

Como afirma Fortes (2005), “maiores tensões de soldagem causam aumento significativo do consumo de fluxo, aumentando os teores de manganês e/ou de silício no depósito de solda e, conseqüentemente, aumentando também sua resistência mecânica e dureza e diminuindo sua tenacidade”.

Os ingredientes do fluxo são compostos inorgânicos que podem ser usados para produzir penetração profunda e constrição no arco elétrico, estão disponíveis em variedades de gama e composições (Patel, 2015). Segundo o pesquisador citado, cada componente mineral atua de forma diferente na zona de fusão, de acordo com a natureza do metal de base.

No caso de soldagem de aço com baixo teor de carbono, os fluxos ativos influenciaram o processo GMAW, mas não tanto quanto foi relatado no caso de aço inoxidável soldado por processo de soldagem TIG (Varbai, 2016).

Em Sales (2002), o pesquisador confirma a importância de fluxo ativo como no arame tubular, com proteção gasosa, além da proteção externa do gás, tem-se a formação gasosa complementar do material em função da fusão do fluxo mineral interno no arame tubular, a qual proporcionará ao arco e à poça de fusão, uma proteção parcial, evitando alguns inconvenientes que ocorrem no processo sem a proteção gasosa.

2.3.2 Fluxo ativo em soldagem *Bead On Plate (BOP)*

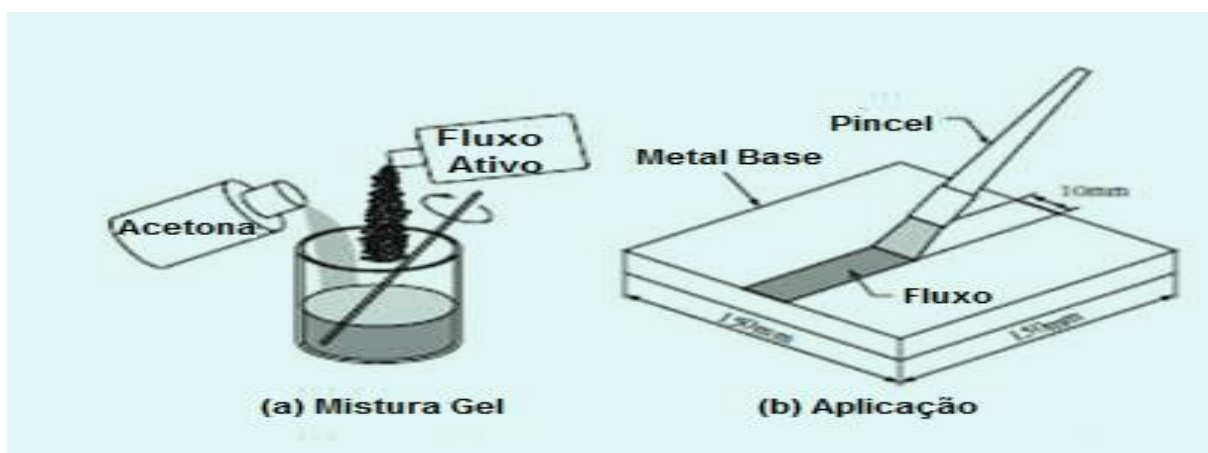
Como afirma Patel (2015), “os fluxos são normalmente feitos misturando-se os ingredientes em uma solução líquida tal como a acetona ou o álcool. Uma vez depositado através de um pincel, ou por spray, uma fina camada de fluxo se forma e rapidamente seca antes da soldagem propriamente dita”.

Em Marques (2005), o autor afirma que os fluxos básicos garantem menos oxigênios na solda e, assim, melhores propriedades mecânicas e maior resistência à fissuração durante a solidificação pela presença de enxofre.

Os resultados experimentais da época demonstraram que a produtividade do processo A-TIG (soldagem TIG com fluxo ativo), poderia ser aumentada em até três vezes em relação ao processo convencional para melhorar as limitações da modalidade TIG, sobre a definição de uma geometria de cordão mais adequada às necessidades da indústria (Patel, 2015) (Richetti, 2007).

No trabalho de Richetti (2007), o pesquisador descreve a técnica como introduzida pelo “Paton Welding Institute” na primeira metade dos anos 60 para aumentar a produtividade deste processo A-TIG, entretanto, esta técnica se mostrou inadequada sob o ponto de vista do acabamento superficial das soldas, gerando cordões ásperos e com depósitos de escória de difícil. Segue o método de aplicação sobre a chapa, (Figura 6).

Figura 6 – Modo de aplicação de Fluxo Ativo



Fonte: Patel, 2015

Desde que este fenômeno foi evidenciado, diferentes mecanismos já foram propostos para explicá-lo, sendo estes relacionados principalmente a alterações ocorrendo na poça de fusão ou no arco elétrico (Modenesi, 2013).

2.3.3 Fluxos óxidos

Os fluxos de óxidos, tais como MnO-SiO_2 , FeO-MnO-SiO_2 e $\text{CaO-TiO}_2\text{-SiO}_2$, que podem ser fortemente oxidantes e são usados na soldagem dos aços carbono e de baixa liga (Modenesi, 2007).

De acordo com o pesquisador Kou (2003), quanto maior a estabilidade do óxido na poça de fusão, menos a quantidade de oxigênio será transferido ao metal de solda. O óxido de cálcio (CaO) é mais estável do que o MnO , reduzindo a transferência de oxigênio.

Além da formação de escória, estes materiais podem gerar gases adicionais de proteção, fornecer elementos de liga (para ajuste da composição química da solda) e remover contaminações do metal líquido (Modenesi, 2012).

2.3.4 Efeitos dos elementos ativadores na (ZF)

Em Modenesi (2012), o autor afirma que o manganês possui raio atômico próximo do ferro, e pode substituir átomos deste elemento na rede cristalina, formando solução substitucional. A solubilidade depende da estrutura cristalina, temperatura e ativadores, o manganês é um desoxidante e dessulfurante no metal de solda, além de atuar sobre propriedades mecânicas, aumentando dureza e resistência mecânica. A maior afinidade do Mn com o carbono facilita formação de carbonetos, em regiões constituídas de cementita.

Ainda em Modenesi (2012), o pesquisador informa que os elementos químicos níquel, silício e alumínio têm menor afinidade pelo carbono que o ferro. Por outro lado manganês, cromo, molibdênio, tungstênio, tântalo, vanádio, titânio e nióbio possuem maior afinidade, aumentando do manganês para o nióbio.

Com exceção do manganês, que é capaz de se combinar na cementita, os demais elementos formadores de carboneto se dissolvem somente em pequena quantidade nesta e tendem a formar outros tipos de carbonetos (Modenesi, 2012).

O modelo de transferência do tipo curto circuito implica em maior tempo de exposição da gota metálica na atmosfera do arco elétrico e, conseqüentemente, maior queima de carbono e geração de monóxido de carbono (Andrade, 2010).

Ainda de acordo com Bracarense e Liu (1993), o aumento do aporte térmico sobre a gota metálica faz aumentar o volume da gota, em relação a superfície, aumentando Mn e transferência de Si para o conjunto de solda, suscetíveis a reação com o oxigênio.

Na literatura do aço, sobre elementos de liga, em Silva (1988), temos a informação sobre o comportamento do manganês, no qual o autor afirma que esse elemento químico se difunde lentamente na austenita, tornando a transformação da fase Fe (γ) do ferro em fase Fe (α) de forma lenta. Um efeito imediato é a redução de temperatura das reações eutetóide.

O manganês forma preferencialmente soluções sólidas CFC com o ferro, estabilizando a austenita abaixo da temperatura limite de 727 °C (Silva, 1988).

Baixos níveis de CO₂, (menor potencial de oxidação), aumenta a

quantidade de liga, silício e manganês retidos na solda (Lincoln, 2014).

O elemento químico manganês (Mn), aumenta a resistência mecânica em aço doce. Teores maiores de manganês aumentam a resistência do metal de solda com uma influência maior que o silício. O manganês também reduz a sensibilidade à fissuração a quente do metal de solda (Fortes, 2014).

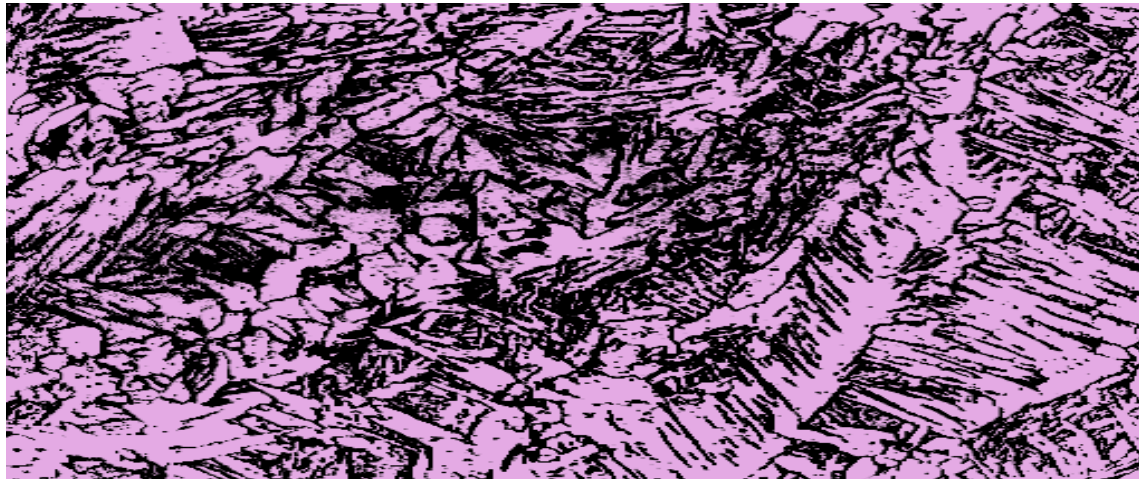
2.4 EFEITOS DA SOLDAGEM GMAW/MAG NA ZONA DE FUSÃO

2.4.1 Microestrutura em zona de fusão ZF de aço carbono

De acordo com o autor Modenesi (2002), durante a década de 80, numa reunião da subcomissão IXJ do Instituto Internacional de Soldagem – (IIW), promoveu essa classificação para microconstituintes da ZF de aços baseados no uso de microscopia óptica. Os constituintes da microestrutura são classificados em: ferrita de contorno de grão – PF(G); ferrita poligonal intragranular – PF(I); ferrita com segunda fase alinhada – FS(A); ferrita com segunda fase não alinhada – FS(NA); ferrita acicular – FA; agregado ferrita-carbeto – FC; martensita – M.

A composição típica microestrutural da ZF de aço baixo carbono, segue (Figura 7).

Figura 7 - Microestrutura da ZF aço baixo carbono



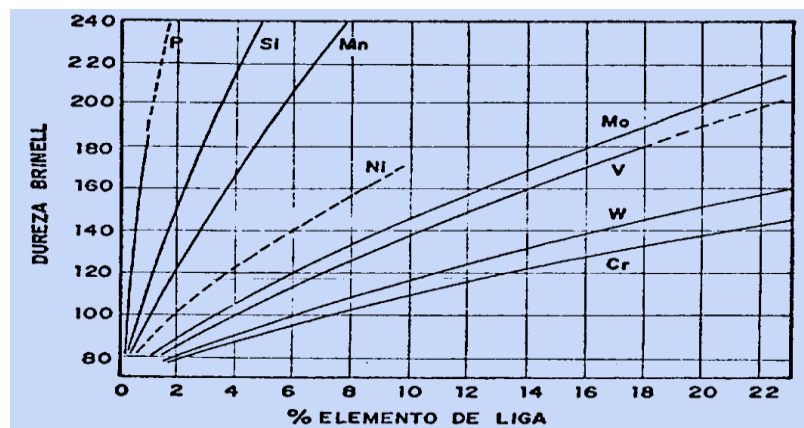
Fonte: Modenesi (2004)

A microestrutura na zona de fusão de solda em um passe, segundo Modenesi (2004), será formada pelos produtos da decomposição da austenita em ferrita durante o ciclo de resfriamento contínuo, sendo que a ferrita assume diferentes morfologias, algumas de grande semelhança.

2.4.2 Efeito endurecedor por solução sólida

Em (Modenesi et al, 2012) vem a comprovação de que a presença de elementos em solução sólida tende a aumentar a dureza e resistência mecânica de uma fase (endurecimento por solução sólida). No diagrama a seguir, (Figura 8), temos a efetividade.

Figura 8 - Endurecimento por solução sólida de elementos na ferrita.



Fonte: (Modenesi et al. 2012)

O fósforo (P), silício (Si) e manganês (Mn) são elementos de liga caracterizadores desse tipo de endurecimento. A literatura em Lincoln (2014), afirma que o aumento da quantidade de CO₂ no gás de proteção, tende a reduzir esses elementos da composição química da zona de fusão, em virtude do aumento do potencial oxidante na região.

Nos aços estruturais utilizados comumente, o aumento de resistência mecânica por solução sólida é pequeno frente a outros mecanismos como o refino da estrutura ou a formação de fases mais duras (Modenesi et al. 2012).

2.4.3 Diluição

O conceito de diluição é importante quando se deseja controlar a participação do metal base na formação da solda como, por exemplo, na soldagem de um metal base cuja composição seja desconhecida ou apresente elevados teores de impurezas ou elementos prejudiciais à solda (Barbedo, 2011).

No trabalho de pesquisa (Ribeiro et al., 2010), o mesmo afirma se a soldagem é realizada em metais de composições próximas (soldagem similar) é irrelevante o problema de alteração das propriedades do metal devido à diluição,

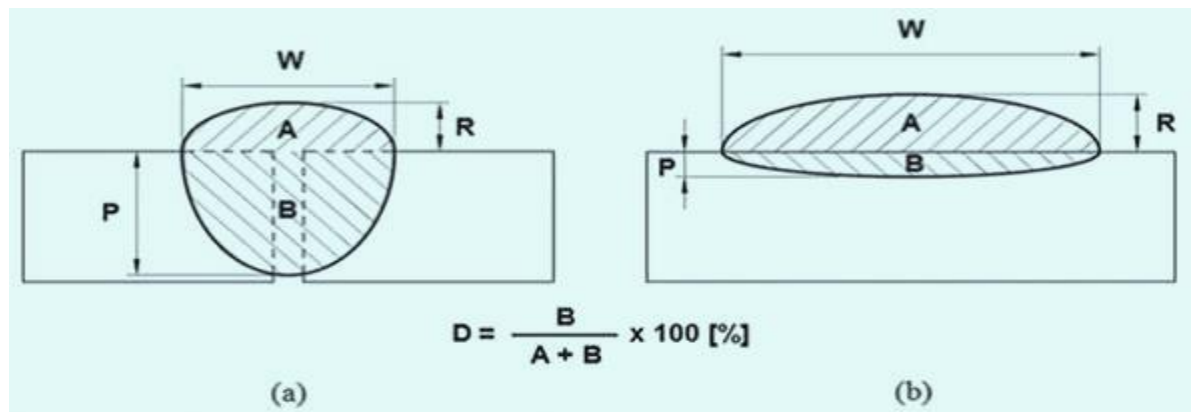
porém, se um dos materiais de base ou o consumível apresenta composição diferente dos demais, podem existir problemas de elevada diluição.

Ainda de acordo com ESAB (2016), os principais fatores que aumentam a diluição:

- menor comprimento energizado do arame;
- metal de solda menos ligado;
- cordão em um só passe;
- posição de soldagem vertical ascendente;
- cordões largos;
- Aporte de calor alto
- Tipo de corrente e polaridade CC+;
- velocidade de soldagem baixa.

O cálculo da diluição é definido de acordo com a razão entre as regiões da solda, áreas específicas, definindo um valor percentual, conforme (Figura 9).

Figura 9 - Seções transversais cálculo da diluição



Fonte: Barbedo (2011)

Quando o objetivo é realizar revestimentos para a obtenção de propriedades específicas, como resistência a determinados mecanismos de desgaste, é interessante reduzir ao máximo a diluição (ESAB, 2016).

2.4.4 Efeitos do arco elétrico nos parâmetros geométricos

A geometria do cordão de solda pode ser influenciada pela atração do

arco elétrico por regiões de escória líquida e partículas sólidas flutuando sobre a poça de fusão e por variações no fluxo de metal líquido na poça de fusão (Santana, 2010).

A rigor, a forma de penetração se altera, dependendo do tipo de gás utilizado. Assim é que, ao se aumentar a concentração de CO_2 no argônio, a penetração imediatamente sob o arco irá diminuindo, enquanto, nas regiões adjacentes, irá paulatinamente aumentando. Quando se passa a utilizar o CO_2 puro, obter-se-á uma penetração razoavelmente profunda. Mas uniforme, sob toda a área abrangida pelo arco. Essas modificações nos padrões de penetração são causadas pelas alterações havidas no próprio corpo do arco elétrico, devido aos diferentes tipos de gases de proteção utilizados (Okumura, 1982).

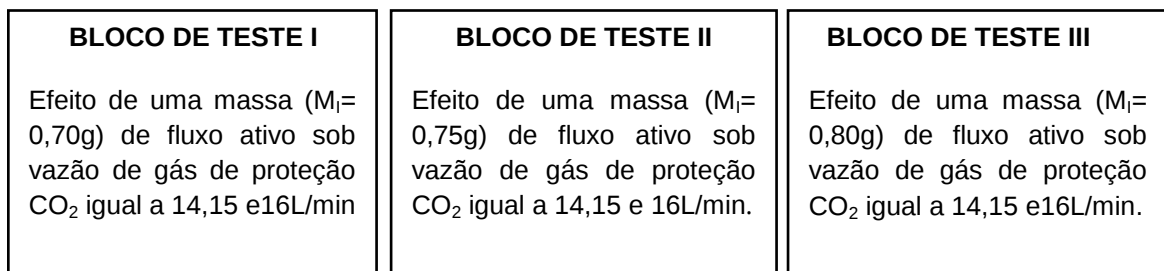
No trabalho de Genelü (2007), observou-se que a energia do arco é dispersa de maneira menos uniforme em arco com proteção de gás argônio, devido à menor condutividade térmica do argônio, conseqüentemente, o plasma do argônio tem um núcleo de energia muito alta e um manto externo de menor energia térmica. Isso ajuda a produzir uma transferência axial estável através da coluna de plasma. Como afirma Disha (2016) em sua pesquisa, o SiO_2 (Fluxo Ativado) tem o efeito significativo no aumento da penetração em solda A-TIG, quando comparada com o TiO_2 (Fluxo Ativado) e em solda sem fluxo.

De acordo com (Canto, 1990, p. 22 apud Salter 1964, p. 63-68), um arco em proteção gasosa 100% CO_2 , apresenta uma tendência a formar cordões profundos e estreitos a elevadas correntes, as quais são suscetíveis a trincas de solidificação.

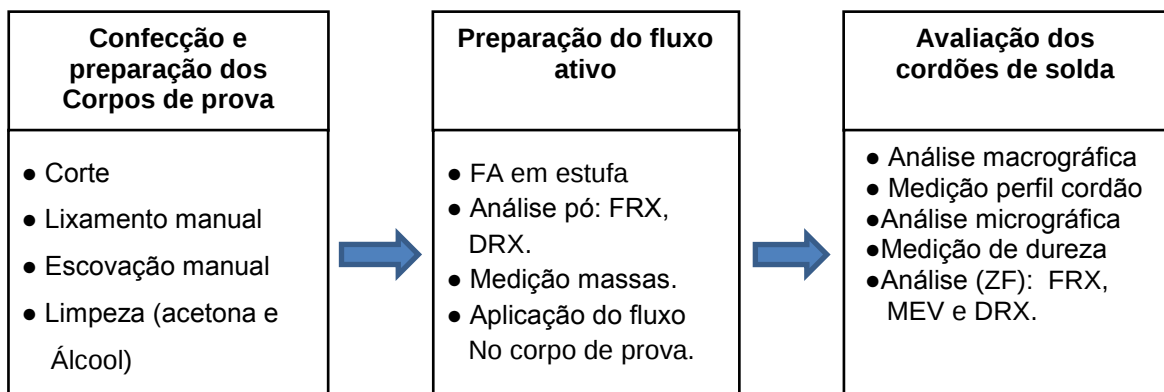
3 MATERIAIS E METODOLOGIA

Neste capítulo serão apresentados os materiais e métodos aplicados no desenvolvimento da pesquisa. No processo de soldagem foram utilizados arame sólido ER 70S-6 (AWS A5.18) do fabricante Gerdau, fluxo óxido com predominância de rutilo (TiO_2), óxido de cálcio (CaO). O dióxido de silício (SiO_2), presente no material em composição de 1,17%, como caracterizador do material em fluxo ativo. Não foi registrado nenhum traço de manganês (Mn) na composição química desse material. O fluxo na forma de gel em álcool isopropílico, depositado sobre a chapa e submetido à solda em *Bead on Plate*. A funcionalidade do dispositivo e os materiais utilizados no processo de pesquisa serão detalhados a seguir na (Figura 10).

Figura 10 – (a) Blocos de testes; (b) Sequência de operações usuais em cada bloco.



(a)



(b)

Fonte: Próprio autor

3.1 MATERIAIS

3.1.1 Equipamentos e materiais

O metal de base dos ensaios realizados na pesquisa foi aço ASTM A36 nas dimensões de 125 x 50 x 6,25 mm, empregando uma fonte eletrônica convencional, com tocha de soldagem em processo mecanizado. Como consumível foi utilizado o arame sólido para soldagem com proteção gasosa pertencente à classe AWS ER 70S-6, com 1,0 mm de diâmetro.

3.1.1.1 Fonte de soldagem

A fonte de soldagem empregada é da marca ESAB convencional, sem controle externo de parâmetro, modelo Smashweld 257, operada nos processos MIG/MAG. (Figura 11).

Figura 11- Fonte elétrica ESAB - Smashweld 257



Fonte: Próprio autor

São informações técnicas necessárias à definição e controle dos parâmetros de soldagem adequados, permitindo maior estabilidade e desempenho da fonte, quando em operação. A referida fonte não dispõe de controle externo dos parâmetros de soldagem, operando num sistema soldagem mecanizado adaptado numa mesa de soldagem. Os efeitos dos parâmetros fixos foram analisados e controlados em processo visual, a partir do acabamento dos cordões realizados em fase de teste no laboratório.

A definição dos parâmetros de soldagem tensão elétrica (U) e corrente de soldagem, foram fixados a partir de processos empíricos, de acordo com a literatura, embora tenham variados durante os processos experimentais, por falta de controle externo.

Os dados técnicos da fonte de soldagem GMAW/MAG Smashweld 257 (Tabela 1), operada na realização das soldas em três blocos da pesquisa estão abaixo, descritos de acordo com o manual do fabricante ESAB.

Tabela 1 - Dada técnicos fonte de soldagem

Fonte ESAB – Smashweld 257	
Tensão da rede	220, 380, 440 V, 3~50/60Hz
Corrente primária $I_{m\acute{a}x}$	24 – 16 - 12 A
Corrente primária I_{eff}	15 - 10 - 7,5 A
Faixa de corrente/tensão	30 A/15,5 V - 250 A/ 26,5 V
35 % do fator de trabalho	250A / 26,5 V
60% do fator de trabalho	200 A/24 V
100% do fator de trabalho	150 A/21,5 V
Fator de potência corrente máxima	0,96
Eficiência corrente máxima	67%
Tensão em circuito aberto	17,5 - 36,5 V
Dimensões	840 x 275 x 765
Temperatura de Funcionamento	- 10 °C a + 40 °C
Classe de proteção	IP 23
Classe de aplicação	S
Peso	72 kg
Normatização	IEC 60974-1

Fonte: ESAB Brasil

3.1.1.2 Posicionador mecânico da tocha de soldagem

A pistola de soldagem foi fixada numa tartaruga SM INDÚSTRIA modelo CG1-30 que permite trabalhar com parâmetros constantes. Este posicionador regula a velocidade de soldagem e a posição inicial e final do cordão de solda (Figura 12).

Figura 12 - Tartaruga de automação de soldagem.



Fonte: Próprio autor

3.1.1.3 Metal de adição utilizado nos processos

O eletrodo normatização AWS A 5.18, série ER 70S-6 destinado à soldagem de aços carbono comum, baixo e médio teor de carbono, adequado a processo de soldagem em aços estruturais, possuindo diâmetro nominal de 1,0 mm segundo o fabricante, o eletrodo apresenta uma composição química conforme (Tabela 2).

Tabela 2 - Composição química (%) do fio ER 70S-6, especificação do fabricante.

Material	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni
ER 70S-6	0,06 a 0,15	0,80 a 1,15	1,40 a 1,85	0,035	0,025	0,500	0,150

Fonte: Próprio autor

3.1.1.4 Metal de base

A composição química do metal de base ASTM A36 está representada (Tabela 3), conforme análise realizada em FRX no desenvolvimento dessa pesquisa.

Tabela 3 - Composição Química do aço ASTM A36.

C (%)	Si (%)	Mn (%)	Al (%)	Ag (%)
0,26	0,92	0,43	0,63	0,18

Fonte: Próprio autor

3.1.1.5 Composição química do fluxo ativo

O material mineral em fluxo ativo aplicado na pesquisa, fornecido pelo laboratório Dinâmica Química Contemporânea Ltda., a composição química apresenta 1,17% de sílica (SiO_2) como agente ativador. A composição química percentual do material ativo (Tabela 4).

Tabela 4 – Composição química percentual (%) do fluxo ativo.

Composição	Ti	Ca	Mn	Mg	Al	Si	P	Zr	Fe
Fluxo ativo	69,24	25,40	-	0,16	3,25	1,17	0,31	0,33	-

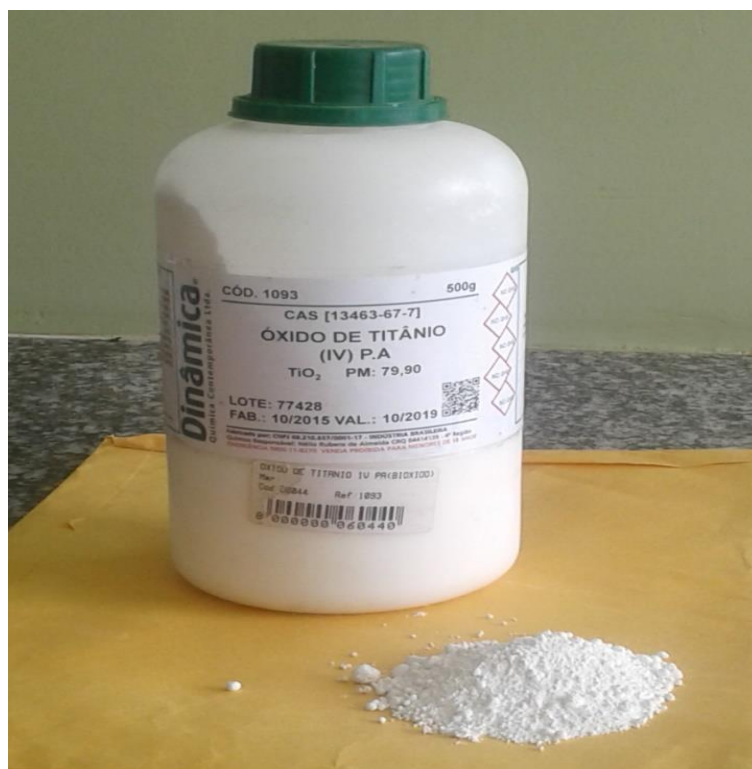
Fonte: Próprio autor

De acordo com a literatura em soldagem, nos procedimentos em aços e outras ligas, um aspecto fundamental da interação entre o fluxo e o metal fundido é a basicidade do fluxo. Esta pode ser indicada pelo seu índice de basicidade(B), cuja definição usual é:

$$B = \frac{\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} + \text{CaF}_2 + 1/2(\text{FeO} + \text{MnO})}{\text{SiO}_2 + 1/2(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2)} \quad (\text{Eq.10})$$

Onde as variáveis são as porcentagens em peso dos componentes do fluxo. Um fluxo é considerado ácido quando B é inferior a 1,0; neutro para B entre 1,0 e 1,5 e básico para B superior a 1,5. A composição expressiva de dióxido de titânio e óxido de cálcio é estabilizadora de arco e geradores de escória, conforme a literatura em soldagem. O material ativo empregado nos processos de soldagem segue representado, (Figura 13).

Figura 13 - Composto mineral rutilico (TiO_2)



Fonte: Próprio auto

De acordo com Kou (2013), dos óxidos presentes na composição do material em fluxo ativo, o de maior estabilidade na poça de fusão, é o óxido de cálcio (CaO),

contribuindo com a menor quantidade de oxigênio no metal depositado, reduzindo o potencial oxidante do material ativador.

A composição do fluxo aplicado na soldagem das chapas foi avaliada em sua forma comercial, ou seja, antes de ser utilizado no processo (Pré-Solda), e na forma de escória fundida e solidificada, retirado da chapa soldada CB3 (Pós-Solda).

O fósforo representado pelo seu pentóxido (P_2O_5) apresenta a menor temperatura de ebulição, de forma que, torna-se um composto instável no processo de dissociação na região catódica.

A maior densidade é do dióxido de prata, a maior temperatura de ebulição é propriedade física da zircônia (ZrO_2), a maior temperatura de fusão é propriedade do óxido de magnésio (MgO). Seguem (Tabela 5), propriedades físicas do material ativante.

Tabela 5 – Propriedades físicas do material ativo

Componentes	Densidade (g/cm ³)	Temperatura Fusão (°C)	Temperatura Ebulição (°C)	Natureza
TiO ₂	4,23	1843	2972	Anfótero
CaO	3,35	2572	2850	Básico
MgO	3,58	2852	3600	Básico
Al ₂ O ₃	3,95	2072	2977	Anfótero
SiO ₂	2,65	1600	2230	Anfótero
P ₂ O ₅	2,39	340	360	Ácido
ZrO ₂	6,51	2128	4682	Básico
Ag ₂ O	7,14	280	Sem efeito	Básico

Fonte: União Internacional de Química Pura e Aplicada (IUPAC).

3.2 METODOLOGIA

3.2.1 Delineamento experimental

Devido à ausência de dados preliminares e escassez na literatura de soldagem, sobre experiências do processo GMAW/MAG em fluxo ativo, optou-se por um projeto de experimentos utilizando planejamento fatorial com análise de parâmetros estatísticos, de forma a permitir uma análise adequada das variáveis geométricas da solda. Análises qualitativas de grandezas envolvidas no processo também foram realizadas, como forma de enriquecimento da pesquisa.

O metal de base em aço ASTM A36, após a operação de corte das chapas, seguiu-se de lixamento com lixa de granulometria #150, escovação e limpeza a álcool e éter. Cada amostra de aço foi pesada antes de se iniciar o processo de soldagem, e depois do arrefecimento das chapas.

A vazão do gás de proteção foi definida em 14,15 e 16 L/min, com uma variação média entre os valores de 7%, e a vazão mínima definida de acordo com (Machado, 1998), quando afirma na literatura de soldagem, ser 14L/min a menor vazão para procedimento de soldagem em fluxo (FCAW), com proteção 100%CO₂.

A massa do material de fluxo também variou em três níveis (0,70; 0,75 e 0,80 g), continuamente com a vazão do gás na mesma taxa percentual aproximada (7 %). O maior valor da massa (0,80 g) foi definido de acordo com a literatura em Machado (1998), com base na composição do arame tubular rutílico, bastante utilizado na soldagem FCAW.

3.2.1.1 Parâmetros de soldagem

O gás de proteção aplicado no processo de soldagem da pesquisa foi 100% CO₂, velocidades de soldagem $V_s = 6,14$ mm/s e do eletrodo $V_E = 96,2$ mm/s. A tocha de soldagem foi posicionada com 75° em relação ao plano da superfície da chapa grossa. A medida da distância do bico de contato peça – DBCP - foi regulada em 15 mm A polaridade inversa (CCEP), tensão no vazio 30 V.

Nivelou-se o suporte da chapa ao plano da mesa e a seguir ajustou-se o ângulo da tocha, os instrumentos utilizados nestes ajustes foram esquadro combinado com transferidor visor angular braço de medição rodada de 180 graus, marcador de nível e paquímetro. Os demais parâmetros de soldagem e os níveis dos fatores de controle foram determinados a partir de testes preliminares com

análise visual da estabilidade do arco, traçando um comparativo com as soldas preliminares, deforma a identificar um cordão convencional ideal produzido, para servir de referência aos procedimentos da pesquisa. Os parâmetros de soldagem, depois de padronizados, com exceção dos fatores, foram considerados fixos

3.2.1.2 Preparação do Fluxo Sobre Chapas

A massa do material de fluxo foi aquecida em um forno por 1h a uma temperatura de 120 °C, para a eliminação da provável umidade contida na amostra, seguindo de moagem em almofariz. A pesagem das massas depositadas foi realizada numa balança analítica no digital Cubis, modelo Sartorius, com precisão de 1×10^{-4} g. Na representação a seguir (Figura 14), chapa pronta para o processo de soldagem.

Figura 14 – Fluxo ativo fixado na peça



Fonte: Próprio autor

No processo de aplicação do fluxo ativo na região central das chapas foi utilizada uma pequena espátula para uniformizar a distribuição do material em álcool isopropílico a 99,8% de pureza. Para melhor fixação do material ativo na superfície e eliminação de traço do solvente na região de solda, promoveu-se a queima rápida da emulsão depositada em fogo brando.

Após cada aplicação, as chapas chatas eram submetidas ao processo de soldagem, em bloco, de acordo com a vazão do gás de proteção definida (A, B e C). Cada bloco em mesma vazão variou-se os níveis da concentração do fluxo ativo em (1, 2 e 3), correspondendo a (0,70 g; 0,75 e 0,80 g).

Na região mediana de cada chapa foram retirados três corpos de prova de cada cordão, totalizando trinta amostras divididas em três séries de dez corpos de prova. Cada série foi analisada a partir de tratamentos metalográficos diferenciados, (Tabela 6).

Tabela 6 - Séries e ensaios correspondentes

Ensaio	Série	Número de PC's
Macroscopia	Série 1	10
Microscopia	Série 2	10
MEV	Série 2	10
FRX	Série 2	10
DRX	1 por série + 1NF	4
HR(B)	Série 3	10 (com repetição)
HV(5)	Série 2	10
Geometria Autocad	Série 1	10 (com repetição)

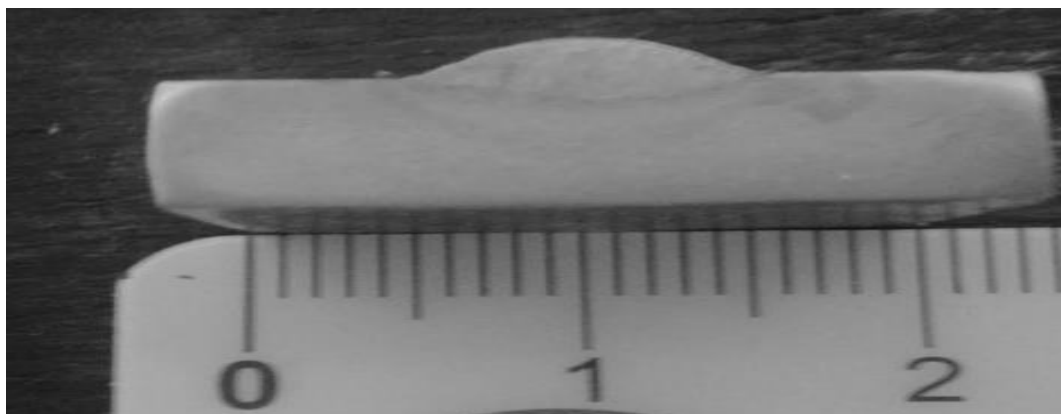
Fonte: Próprio autor

Entre os CP's das séries foram retirados os corpos de prova para registro macrográfico e micrografia em microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV); ensaios de dureza Rockwell, escala HR(B), microdureza Vickers em escala HV, Fluorescência de raios-X (FRX), dispersão de raios-X (DRX), sempre se levando em conta uma destinação específica de análise para cada série.

Os corpos de prova definidos nas dimensões 20 X 10 X 6,25 mm, cortados na região mediana de cada cordão, cada CP recebeu uma marcação mecânica correspondente a vazão do gás de proteção (VG) (A,B e C), seguido de um algarismo (1,2 e 3), correspondente à massa de fluxo ativo aplicada na soldagem.

Ficou estabelecido que o corpo de prova com a marcação (A3), indicava que o mesmo foi submetido a uma vazão gasosa de 14 L/min (A), e uma massa depositada de 0,80 g de material ativo. O corpo de prova não ativado representado (Figura 15).

Figura 15-Macrografia solda convencional (NF)



Fonte: Próprio autor

No projeto de pesquisa ficou estabelecida a definição de uma solda referencial em menor vazão do gás de proteção (14 L/min), servindo de padrão convencional à primeira série de soldas em fluxo ativo e menor vazão do gás de proteção. Os níveis de corrente e tensão empregados para o processo de soldagem convencional foram 112 A e 24,5 V, sem controle externo.

3.2.1.3 Critérios de avaliação

Para cada massa de fluxo ativo depositada em vazão especificada foram analisados os efeitos das variações das concentrações de fluxo ativo, variando em três níveis, e vazão do gás de proteção, também variando em três níveis, sobre o desempenho do processo AWS A5.8 GMAW/MAG.

Como critério de avaliação adotado, foram analisadas as características de composição química, microestrutural, parâmetros geométricos, propriedades mecânicas, dureza e microdureza na zona de fusão da solda.

Na pesquisa foi realizada uma análise dos diagramas associados a diluição dos CP's. Seguem os procedimentos aplicados na pesquisa: a) Composição química da zona de fusão (ZF) - uma análise do efeito do fluxo ativo, como agente promissor na transferência de elementos químicos oxidantes para a (ZF). A concentração avaliada a partir dos valores obtidos por FRX e DRX; b) Características geométricas do cordão de solda - avaliadas a partir da largura (L), penetração (P) e reforço (R) do cordão de solda, medidas obtidas a partir do software AutoCad; c) Características de propriedades mecânicas, como: dureza no perfil da solda na escala HR(B) e microdureza na escala HV, nas três regiões características da solda; d) Característica microestrutural - avaliadas a partir da análise das micrografias obtidas

em MO e MEV, tomando como referência a composição da solda referencial, em menor vazão, situação mínima de composição microestrutural em aço carbono ASTM A36, sob efeito de vazão mínima (14L/min) em soldagem sob fluxo ativo.

3.2.1.4 Definição dos corpos de prova (CP's)

Os corpos de prova (CP's) foram cortados em serra alternativa (Figura 16), o processo submetido a resfriamento contínuo em líquido refrigerante, nas dimensões 20 mm x 10 mm x 6,25 mm, embutidos em resina polimérica a frio, seguido de lixamento nas granulometrias #220, #320, #400, # 600 e #1200m, numa lixadeira da marca Arotec.

Figura 16 – Processo de corte dos CP's



Fonte: Próprio autor

O polimento dos corpos de prova foi realizado em alumina e pasta de diamante de granulometria 1 μm (um micrômetro), numa máquina polidora da marca Arotec pano de feltro Veltex da marca Buehler. Durante o processo de polimento as amostras foram submetidas a movimentos circulares em sentido contrário à rotação do disco, evitando deformações na superfície do tipo rabos de cometa.

A série (2) correspondente aos CP's centrais foi polida com pastas de diamante com granulometria 1 μm , para a realização da análise em microscopia óptica (MO), micro dureza (HV) e MEV. O tempo de polimento estava associado à análise visual da qualidade superficial de cada amostra.

O ataque químico realizado em mergulho dos CP's durante 15 s em ácido Nital a 2%, quando em análise microscópica e realização de microdureza HV. Para

os procedimentos de FRX, DRX, Macrografia e macrodureza Rockwell, os corpos de prova foram submetidos a um ataque em Nital de concentração 5%.

3.2.1.5 Microscopia Óptica

As micrografias realizadas em microscópio óptico, com o auxílio do analisador de imagens Olympus TH4-200, utilizando-se as objetivas com ampliações de 40x, 100x e 400x para captura das imagens, e as imagens processadas pelo *software Image Pro Plus*. Uma série de dez corpos de prova da região central da chapa foi analisada. Segue microscópio citado, (Figura 17).

Figura 17 – Microscópio Olympus TH4-200



Fonte: Próprio autor

3.2.1.6 Ensaios mecânicos

A medição do valor médio de dureza no perfil da solda foi realizada a partir de um durômetro *Newage*, na escala Rockwell B, HR(B), com 100kgf de carga em cinco marcações do penetrador esférico.

O ensaio de micro dureza realizado num microdurômetro da marca SHIMADZU HVM-2, com carga de 100 gf e tempo de endentação correspondendo a 15 s. Um total de cinco endentações em cada região característica da solda, correspondendo ao metal de base (MB), zona termicamente afetada pelo calor (ZAT) e zona de fusão (ZF). Uma série de corpos de prova foi submetida a medição da

microdureza, com repetição do procedimento de medidas para análise da variância. Segue microdurômetro do processo de medida, (Figura 18).

Figura 18 – Microdurômetro SHIMADZU HVM-2.

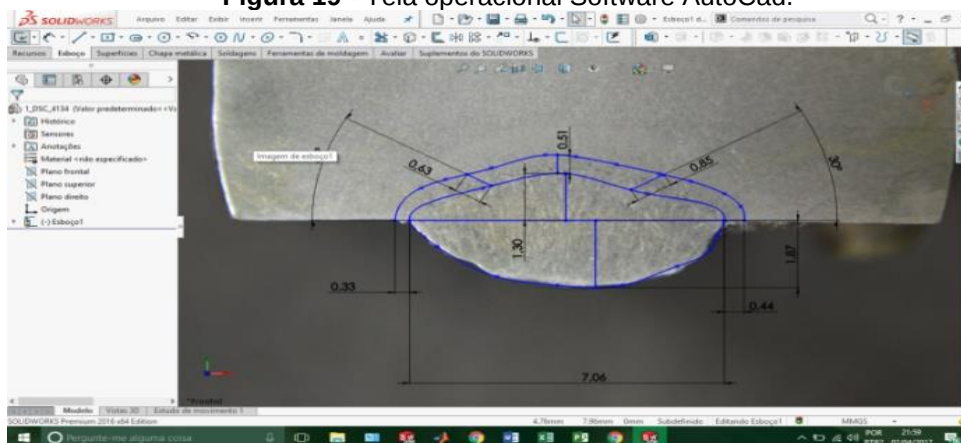


Fonte: Próprio autor

3.2.1.7 Aquisição de dados geométricos

As medições dos parâmetros geométricos e diluição da solda foram obtidos do software AutoCad, uma série de 10 corpos de prova obtidos de uma mesma posição na região central da solda foi submetida a tratamento metalográfico, e ataque químico com Nital em concentração de 5%. O tratamento estatístico empregado foi a análise de variância (ANOVA), com índice de significância de 95%, sem aplicação de software. As medidas obtidas em duplicata, de forma ser possível analisar essas variáveis estatísticas dentro do modelo de regressão linear, a partir do cálculo de mínimos quadrados. Esses valores contribuíram na análise estatística do experimento. Segue (Figura 19), o programa caracterizador dos parâmetros. .

Figura 19 - Tela operacional Software AutoCad.



Fonte: Próprio autor

3.2.2 Planejamento estatístico

Devido à ausência de dados preliminares e escassez de literatura sobre experiências do processo GMAW/MAG em fluxo ativo, optou-se por um projeto de experimentos utilizando o método de planejamento fatorial, que permite uma análise adequada do processo. O quadro de resumo do planejamento fatorial (Tabela 7).

Tabela 7 - Quadro resumo dos ensaios em planejamento fatorial

Planejamento Fatorial em Três Níveis				
Fatores	Níveis			3 ² 9 ensaios
Vazão (L/min)	14	15	16	
Massa Fluxo (g)	0,70	0,75	0,80	

Fonte: Próprio autor

No trabalho de pesquisa foram definidas como respostas as características associadas ao comportamento da concentração de fluxo ativo em valor crescente, e da variação da vazão do gás de proteção 100%CO₂, como fatores de resposta atuando principalmente sobre informações da zona de fusão (ZF), variando cada fator em três níveis, a partir dos CP's fluxados, em menor vazão do gás de proteção (A), e corpos de prova convencional (NF), como também, entre as séries de corpos de prova em fluxo ativo.

No processo de análise aplica-se a matriz abaixo, como ferramenta para calcular os efeitos dos fatores sobre o parâmetro analisado, definindo efeito principal apurado (EP) e efeito de interação (EI), para níveis de um fator variando em níveis do outro fator. A matriz funcional, (Tabela 8).

Tabela 8- Modelo para cálculo dos efeitos

Fator (FA)		Fator (VG)	
		(A)	(C)
1		A1	C1
3		A3	C3
Fator (FA)	EP	$\frac{(C_3 - C_1) + (A_3 - A_1)}{2}$	
	EI	$\frac{(C_3 - C_1) - (A_3 - A_1)}{2}$	
Fator (FG)	EP	$\frac{(C_3 - A_3) + (C_1 - A_1)}{2}$	
	EI	$\frac{(C_3 - A_3) - (C_1 - A_1)}{2}$	

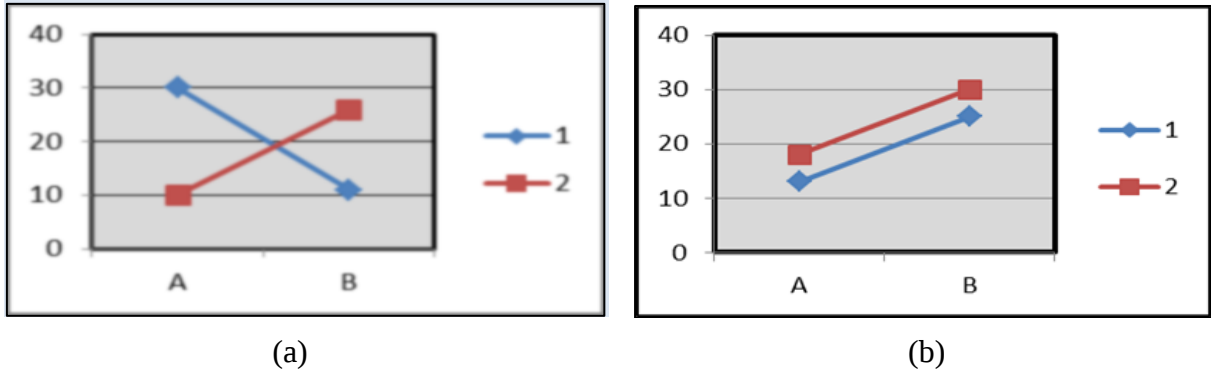
Fonte: Próprio autor

A técnica estatística experimental aplicada permite avaliar quantitativamente a influência das variáveis nas propriedades de resposta dos ensaios. Se todas as combinações de níveis dos fatores são investigadas, cada uma das possíveis combinações de níveis é chamada de “Tratamento”.

A análise da existência ou não de interação entre fatores é possível, a partir da composição do gráfico entre níveis em estudo. De acordo com a literatura em Ribeiro (2011), se a interação é forte, o efeito principal tem pouco interesse prático.

Quando a interação é significativa, a análise deve ser realizada pelo gráfico de dois fatores, pois os efeitos principais podem estar mascarados. Segue os modelos de diagramas para análise de interação, (Figura 20).

Figura 20 – Os diagramas: (a) interação entre fatores; (b) sem interação



3.2.2.1 Tratamento estatístico da variância (ANOVA)

As análises das respostas em única medida foram realizadas a partir do efeito dos fatores. O modelo de matriz funcional aplicado nessa pesquisa para cálculo da soma dos mínimos quadrados (SQ) e posterior análise da (ANOVA), segue representada no modelo, (Tabela 9).

Tabela 9 – Modelo de matriz funcional (ANOVA)

	1	2	...	b	Ti..
1	$Y_{111} \dots Y_{11n}$	$Y_{211} \dots Y_{21n}$	...	$Y_{1b1} \dots Y_{1bn}$	
2	$Y_{211} \dots Y_{22n}$	$Y_{221} \dots Y_{22n}$	...	$Y_{2b1} \dots Y_{2bn}$	
:	:	:	...	:	:
:	:	:	...	:	:
a	$Y_{a11} \dots Y_{a1n}$	$Y_{a21} \dots Y_{a2n}$	...	$Y_{ab1} \dots Y_{abn}$	
T.j.=			...		

Fonte: Ribeiro (2011)

As medidas dos parâmetros geométricos das soldas ativadas, diluição e dureza HR(B) foram realizadas em duplicatas, de forma a ser possível análise da variância (ANOVA). Nos experimentos fatoriais em dois fatores em modelagem mais simplificadas, se caracterizam em apresentam um número reduzido de níveis, de

forma que o fator A com “a” níveis e o fator B com “b”, pode ter o seu tratamento ordenado em uma matriz funcional.

Análise de variância (ANOVA) é um método estatístico para testar a hipótese de que as médias de duas ou mais populações são iguais (Ribeiro, 2011). A estatística experimental tem um caráter relevante, quando avalia a importância do efeito de um ou mais fatores, a partir da comparação das médias de variáveis de resposta nos diferentes níveis associado ao fator em estudo.

No caso da hipótese nula, o efeito do fator não fica caracterizado entre os grupos ($F < F_c$), já para a hipótese alternativa ($F > F_c$), fica estabelecida a condição de que, pelo menos, uma média é diferente, caracterizando o efeito de fatores sobre a resposta. O modelo de (ANOVA), para estudo da variância, (Tabela 10).

Tabela 10 – Modelo de ordenação resultados (ANOVA)

FV	SQ	GL	MQ	Teste F
A	SQA	(a-1)	MQA	MQA/MQR
B	SQB	(b-1)	MQB	MQB/MQR
AB	SQAB	(a-1)(b-1)	MQAB	MQAB/MQR
Erro	SQR	ab(n-1)	MQR	
Total	SQT	abn-1		

Fonte: Ribeiro (2011)

Em Ribeiro (2011), temos a informação de que análise estatística (ANOVA) funciona bem, ainda que, o conjunto de dados viole a condição de distribuição normal. Para distribuições altamente assimétricas ou no caso de variâncias muito diferentes, ainda é possível submeter o conjunto de dados original a uma correção satisfatória para adaptação ao modelo estatístico.

A mesma análise estatística será aplicada aos outros parâmetros geométricos da solda e ao parâmetro diluição, grandezas com medidas obtidas no software AutoCad, em duplicata, viabilizam as análises por essa metodologia estatística, com fator tabelado (F_{TAB}) em 0,05 (5%) na função distribuição de Gauss para referência no teste de hipótese, pelo método de Fisher-Snedecor.

Não repetiremos para outros parâmetros com repetição de medidas, a análise matemática para a definição dos fatores estatísticos da tabela (ANOVA), apenas serão aplicados para o primeiro parâmetro, largura (L) do cordão.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os valores médios de tensão e médios da corrente elétrica, obtidos na realização dos ensaios estão tabelados (Tabela 11), a tensão e corrente da solda convencional realizada em menor fluxo registradas na fonte de soldagem, com valores de 110 A e 24,5 V respectivamente.

Tabela 11 – Parâmetros: corrente e tensão de trabalho

CP's	I (A)	U (V)	CP's	I (A)	U (V)	CP's	I (A)	U (V)
A1	112,00	25,60	B1	116,00	25,20	C1	120,00	26,00
A2	120,00	25,60	B2	118,00	26,00	C2	124,00	25,60
A3	116,00	26,00	B3	120,00	26,00	C3	120,00	26,00
$\bar{X}$	116,00	25,73	$\bar{X}$	118,00	25,73	$\bar{X}$	121,33	25,87
σ^2	16,00	0,05	σ^2	4,00	0,21	σ^2	5,33	0,05
σ	4,00	0,22	σ	2,00	0,46	σ	2,31	0,23
C.V(%)	3,45	0,85	C.V(%)	1,69	1,79	C.V(%)	1,90	0,90

Fonte: Próprio autor

Os dados estatísticos comprovam efeitos dos fatores sobre os parâmetros de soldagem, corrente elétrica e tensão elétrica de soldagem, visto que, os dois parâmetros apresentam médias variáveis entre blocos. O desvio padrão (σ) e o coeficiente de variação não apresentam homogeneidade, caracterizando uma instabilidade.

O aumento de tensão elétrica no primeiro momento da pesquisa, entre as chapas em menor vazão do gás de proteção, não-fluxadas (CNF) e fluxada (CA), estaria associado à queda de tensão na região catódica. A dissociação oxida dos componentes, num primeiro momento, traria um acúmulo de íons positivos nessa região, principalmente íons reativos, como: titânio (Ti^{3+}), Silício (Si^{4+}), alumínio (Al^{3+}), cálcio (Ca^{2+}), aumentando a indução elétrica sobre os elétrons-livres do metal de base, reduzindo o potencial positivo nessa região do arco, ocasionando uma queda de tensão maior na região catódica, e aumento da diferença de potencial no arco elétrico.

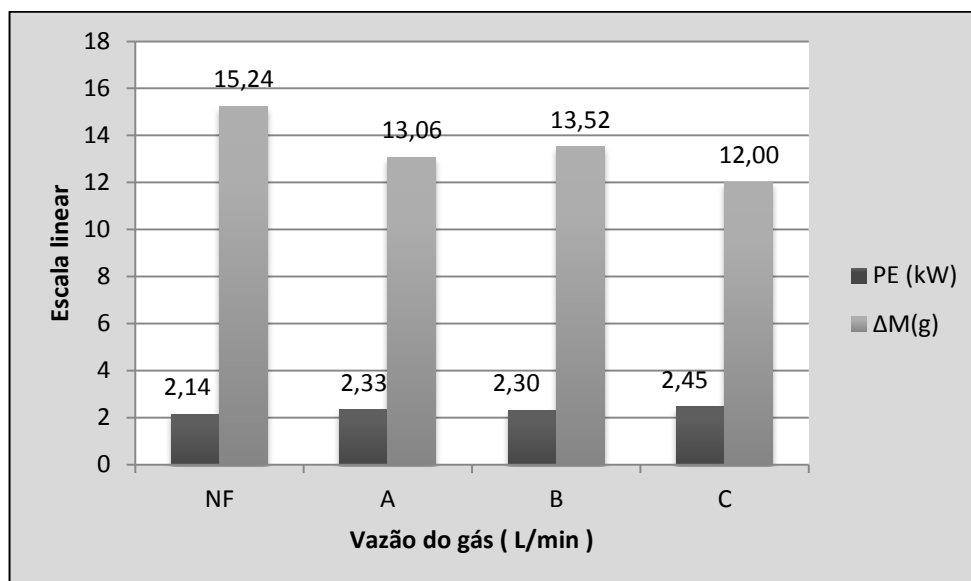
O aumento do aporte térmico associado ao aumento de tensão funde mais o arame, formando glóbulos maiores de metal depositado, reduzindo o stickout e a resistência elétrica do eletrodo, aumentando a corrente elétrica.

O material ativo é constituído basicamente por óxidos metálicos de propriedades refratárias. De acordo com a literatura em química pesquisada, os óxidos metálicos apresentam características de isolantes térmicos, mas não perdem as propriedades de comportamento elétrico dos metais.

A queda de tensão ao longo de um arco elétrico não é uniforme, existindo quedas abruptas de tensão junto aos eletrodos (ânodo e cátodo) que, para metais podem atingir entre cerca de 1 e 15V (Modenesi, 2007).

O diagrama (Figura 21) consta valores médios correspondentes às massas do metal depositadas em fluxo ativo e potência efetiva, em comparativo com a massa o CP não ativado (NF).

Figura 21 – Massa depositada com a potência efetiva do arco.



Fonte: Próprio autor

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA ZONA DE FUSÃO (ZF)

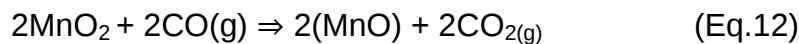
Uma das características do processo de soldagem em fluxo ativo é a transferência dos elementos silício e/ou manganês, como elementos desoxidantes da solda. Analisando uma série de dez corpos de prova em análise de FRX, incluindo um CP não ativado, é possível observar o comportamento dos elementos

oxidantes manganês (Mn) e silício (Si), como também do alumínio na zona de fusão (ZF).

Em Modenesi (2012), o autor afirma que o manganês possui raio atômico próximo ao do ferro, e pode substituir átomos deste elemento na rede cristalina, formando solução substitucional. A solubilidade depende da estrutura cristalina, temperatura e ativadores.

Níquel, silício e alumínio têm menor afinidade pelo carbono que o ferro. Por outro lado manganês, cromo, molibdênio, tungstênio, tântalo, vanádio, titânio e nióbio possuem maior afinidade, aumentando do manganês para o nióbio. Com exceção do manganês, que é capaz de se combinar na cementita, os demais elementos formadores de carboneto se dissolvem somente em pequena quantidade nesta e tendem a formar outros tipos de carbonetos (Modenesi, 2012).

O manganês é um desoxidante e dessulfurante no metal de solda, além de atuar sobre propriedades mecânicas, aumentando dureza e resistência mecânica. Como afirma Modenesi (2012), a maior afinidade do Mn com o carbono da dissociação do gás de proteção CO₂ na extremidade do arame facilita a redução do manganês para formação de carbonetos, em regiões constituídas de cementita e óxidos na zona de fusão.



O modelo de transferência do tipo curto circuito implica em maior tempo de exposição da gota metálica na atmosfera do arco elétrico e, conseqüentemente, maior queima de carbono e geração de CO (Andrade, 2010).

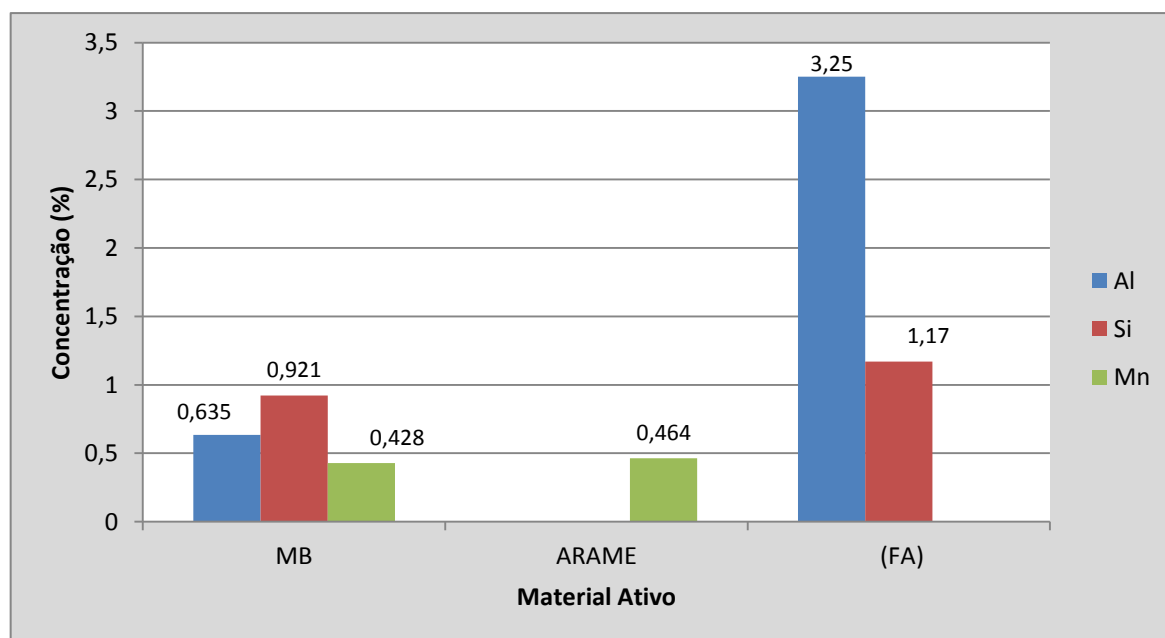
Em Silva (1988), o autor descreve a dinâmica do manganês na zona de fusão (ZF), de forma que, o Mn se difunde lentamente na austenita, tornando a decomposição da fase Fe (γ) do ferro em fase Fe (α) mais lenta. Um efeito imediato é a redução de temperatura das reações eutetóide. Como o manganês forma preferencialmente soluções sólidas CFC com o ferro, estabilizando a austenita abaixo da temperatura limite de 727°C, o aumento na concentração de Mn nas soldas ativadas desse experimento, vem comprovar o que diz a literatura em microestrutura do aço a respeito da redução de carbono na composição eutetóide e, que, ocasiona redução de perlita e aumento de ferrita proeutetóide.

A lenta transferência globular em curto circuito, o aumento do fluxo térmico, conseqüentemente da temperatura na região do arco, e o adicional térmico na

região catódica, são interações propícias a difusão do manganês e silício na austenita e redução da cementita por redução do carbono, em detrimento do aumento da ferrita proeutetóide (Silva, 1988).

Ainda de acordo com Bracarense e Liu (1993), o aumento do aporte térmico sobre a gota metálica faz aumentar o volume da gota, em relação a superfície, aumentando Mn e transferência de Si para o conjunto de solda, suscetíveis a reação com o oxigênio. Segue (Figura 22), as concentrações dos elementos de liga Mn, Si e Al, envolvidas no processo de definição da composição química da zona de fusão (ZF).

Figura 22 – Concentração (%) dos elementos de liga nos materiais de soldagem



Fonte: Próprio autor

De acordo com Fortes (2004) vem à confirmação de que o dióxido de titânio é um componente muito estável que contribui com pouco oxigênio para a solda, de tal modo que, combinado com componentes básicos, o produto resultante conserva muitas das características de um sistema completamente básico. Infelizmente essas características podem incluir fluidez excessiva e uma tendência à transferência globular.

O elemento químico manganês (Mn), aumenta a resistência mecânica em aço doce. Teores maiores de manganês aumentam a resistência do metal de solda

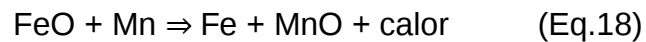
com uma influência maior que o silício. O manganês também reduz a sensibilidade à fissuração a quente do metal de solda (Fortes, 2014).

Essas reações de síntese são intensamente exotérmicas, com liberação de calor na região da zona de fusão. Seguem as possíveis reações:



Baixos níveis de CO_2 (menor potencial de oxidação) aumenta a quantidade de elementos de liga, silício e manganês retidos na solda (Lincoln, 2014). O aumento na vazão do gás CO_2 tende a reduzir quantidades desses oxidantes na zona de fusão.

Em Modenesi (2007) temos as reações químicas exotérmicas, que, se processando como os modelos a seguir, caracterizariam o aporte térmico adicional de calor no processo de soldagem.



A presença de fluxo ativo na região catódica contraria o princípio de eliminação dos elementos silício (Si) e manganês (Mn) da solda com o aumento da vazão do gás de proteção 100% CO_2 . Os resultados obtidos na pesquisa caracterizam estabilidade do manganês na zona de fusão, a partir da diluição do metal de base e fusão do arame.

Os corpos ativados, mesmo em maior vazão do gás de proteção, apresentaram uma concentração maior de Mn superior à da zona de fusão do corpo de prova referencial, em menor vazão do gás de proteção.

Como afirma Modenesi (2012), o elemento de liga silício (Si) possui solubilidade considerável no ferro (α), apresenta um potencial desoxidante, contribuindo para o aumento na dureza e resistência mecânica da solda.



Na Tabela 12 estão as concentrações do material ativo antes do processo de soldagem, e a escória da solda (CB3) em média vazão do gás de proteção e maior massa de fluxo ativo.

Tabela 12 – Composição percentual (%) do fluxo ativo e escória da solda (CB3).

Composição	Ti	Ca	Mn	Mg	Al	Si	P	Zr	Fe
Fluxo ativo	69,24	25,40	-	0,16	3,25	1,17	0,31	0,33	-
Escória	65,16	23,12	1,56	0,14	2,12	0,59	0,19	0,38	6,61

Fonte: Próprio autor

Na composição química do material ativo, não foi registrado traços de manganês (Mn), apenas 1,17 % de SiO_2 como caracterizador da natureza ativa do mineral aplicado na pesquisa. Os elementos titânio, cálcio e magnésio, foram praticamente eliminados na escória, com traços de titânio (Ti) e cálcio (Ca) nos CP's (A2) e (A3), em menor vazão do gás de proteção, reduzido potencial de oxidação do gás CO_2 .

Comprovando que em menor vazão oxidante, conforme Lincoln (2014) fica caracterizado uma melhor concentração de elementos de liga. O fósforo (P) na estrutura P_2O_5 (pentóxido de fósforo), com baixa temperatura de edulição, não foi detectado por FRX na zona de fusão. a composição do fósforo no material óxido foi eliminada na escória e evaporação.

O efeito do fluxo ativo em fixar o manganês oriundo do arame de solda e diluição do metal de base na poça de fusão se comprova na pesquisa, através da análise em FRX dos corpos de prova. Os três elementos de liga analisados apresentaram médias variáveis de concentração na zona de fusão entre os blocos, isso vem comprovar o efeito dos fatores sobre a fixação desses elementos na composição química dessa região da solda. O manganês (Mn) apresetntou certa estabilidade, caracterizando a melhor homogeneidade no parâmetro estatístico desvio padrão (σ).

Os resultados obtidos para o Manganês (Mn), silício (Si) e alumínio (Al) seguem na Tabela 13.

Tabela 13 – Composição química percentual (%), oxidantes avaliados.

CP's	Mn	Si	Al	CP's	Mn	Si	Al	CP's	Mn	Si	Al
A1	0,325	0,192	0,213	B1	0,345	0,163	0,141	C1	0,318	0,144	0,226
A2	0,318	0,325	0,301	B2	0,410	0,283	0,144	C2	0,464	0,705	0,449
A3	0,464	0,838	0,188	B3	0,327	0,416	0,300	C3	0,341	0,155	0,206
$\bar{X}$	0,369	0,452	0,234	$\bar{X}$	0,361	0,287	0,195	$\bar{X}$	0,374	0,335	0,294
σ^2	0,007	0,116	0,004	σ^2	0,002	0,016	0,008	σ^2	0,006	0,103	0,018
σ	0,084	0,340	0,063	σ	0,045	0,126	0,089	σ	0,077	0,321	0,134
C.V(%)	22,76	75,22	26,92	C.V(%)	12,46	43,90	45,64	C.V(%)	20,59	95,82	45,58

Fonte: Próprio autor

O alumínio (Al) e o silício (Si), notadamente menos estáveis, de acordo com o coeficiente de variação estatístico.

4.1.2 Análise da variação da concentração dos elementos de liga

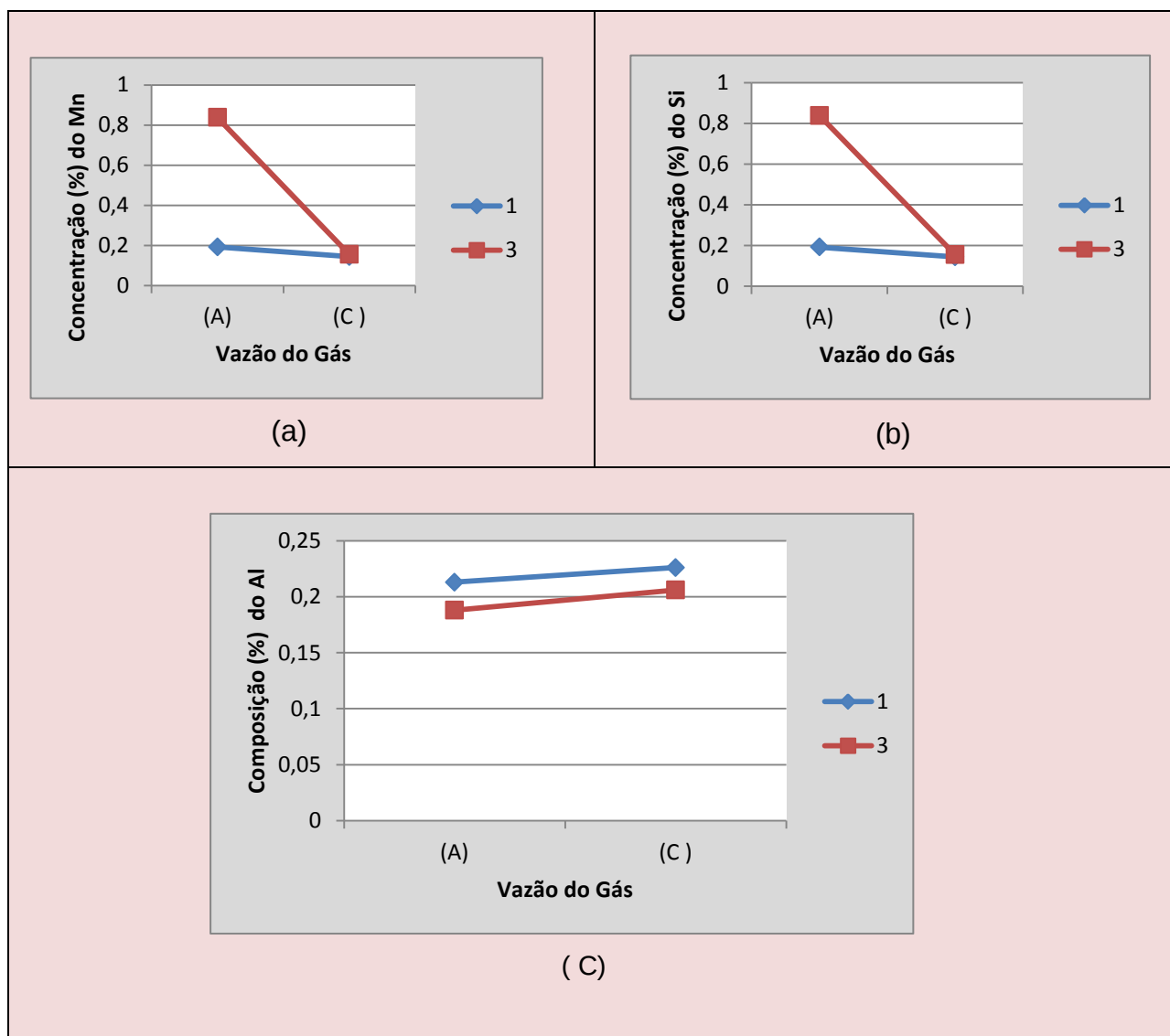
O diagrama (a) caracteriza a interação forte entre os dois fatores da pesquisa na definição do rendimento do Mn nas concentrações das zonas de fusão dos corpos de prova. No diagrama (b) está caracterizado o efeito de interação dos fatores para concentrações do silício. O diagrama (c) caracteriza uma interação fraca desses fatores para a composição do elemento desoxidante alumínio (Al).

Os dois fatores definidos na pesquisa atuam como potenciais oxidantes e térmicos, aumentando a interação na definição de um efeito nas concentrações dos elementos analisados.

A ação de fatores externos, como variação da tensão elétrica e corrente, caracterizando um maior aporte térmico, pode ter contribuído para uma interação mais acentuada dos fatores na definição das concentrações, a partir da ativação das reações químicas na região em estudo.

É possível analisar o comportamento de interação entre os fatores (Figura 23), para a concentração do silício, manganês e alumínio.

Figura 23 – (a) Interação forte Mn; (b) Interação forte para Si; (c) Interação fraca Al.



Fonte: Próprio autor

Analisando o comportamento do diagrama (a), (figura 23), a partir das inclinações das retas, fica caracterizada forte interação dos fatores massa do fluxo ativo (FA), e da vazão do gás de proteção (VG), na definição da concentração do manganês (Mn). No diagrama (b), novamente uma forte interação entre os fatores na definição da concentração do silício (Si).

O elemento químico alumínio (Al) apresenta uma certa independência em relação aos fatores, na definição de sua composição na zona de fusão (ZF). A alta reatividade desoxidante em temperaturas adequadas de difusão facilita a eliminação do alumínio na escória. Estão representados, (Tabela 14), os níveis para o estudo dos efeitos dos fatores sobre as concentrações de dos elementos Mn, Si e Al. A existência de

interação entre os fatores da pesquisa, descaracteriza a resposta do efeito principal, sendo usado apenas como uma prévia de resultado.

Tabela 14 – Efeitos sobre a concentração (%) do Mn, Si e Al.

Elementos		(Mn)		(Si)			(Al)				
Fatores		(VG)		(VG)			(VG)				
(FA)		(A)	(C)	(FA)	(A)	(C)	(FA)	(A)	(C)		
(1)		0,325	0,318	(1)	0,192	0,144	(1)	0,213	0,226		
(3)		0,464	0,341	(3)	0,838	0,155	(3)	0,188	0,206		
(FA)	EP	0,081		(FA)	EP	0,328		(FA)	EP	-0,022	
	EI	-0,058			EI	-0,318			EI	0,002	
(VG)	EP	-0,065		(VG)	EP	-0,366		(VG)	EP	0,016	
	EI	-0,058			EI	-0,318			EI	0,002	

Fonte: Próprio autor

4.1.2.1 Análise dos efeitos dos fatores na concentração de manganês (Mn)

A menor taxa de manganês está na composição da solda referencial não fluxada em menor vazão em 0,287%, contrariando a literatura de soldagem para soldagem convencional, de que, menor fluxo de gás de proteção 100%CO₂ é característica de maior concentração de elementos de liga na zona de fusão. Podemos concluir que o processo ativado da pesquisa, consegue estabilizar manganês em quantidades crescentes, mesmo com o aumento da vazão do gás.

O CP fluxado em menor vazão (A1) apresentou uma composição maior (0,325 %), comprovado o efeito do fluxo ativo como um agente capaz de estabilizar manganês do arame e metal de base na zona de fusão, a partir do aumento do aporte térmico, contribuindo para uma maior fusão do arame, e no aumento da

diluição da solda, promovendo a transferência de manganês do metal de base para a zona de fusão.

Variando os níveis (1) e (3) do fator massa do fluxo ativo (FA) em relação aos níveis do fator vazão do gás de proteção, podemos observar que o efeito principal medido é de um acréscimo na concentração de Mn igual a 0,081 % entre níveis. O efeito da interação entre os fatores da pesquisa é de uma redução igual a – 0,058 %.

Na variação dos níveis (A) e (C) do gás de proteção, em níveis de massa do fluxo ativo, o efeito principal ficou em – 0,065 %, para o efeito de interação temos a medida de redução da concentração em – 0,058 %. A maior diluição solda bem como o aumento globular da transferência metálica são os responsáveis pela maior concentração de Mn na zona de fusão.

O fenômeno do aumento de aporte térmico na região do arco com a elevação da potência efetiva (P_e), bem como, o acréscimo de calor adicional na região catódica, em virtude das decomposições exotérmicas dos óxidos ativadores, contribuiu para a elevação da temperatura, facilitando a difusão do manganês na austenita.

4.1.2.2 Análise dos efeitos dos fatores sobre a concentração do silício (Si)

O elemento desoxidante silício (Si) apresenta estabilidade por difusão intersticial em temperaturas relativamente baixas, com o ferro apresentado estrutura de ferro (α). Analisando os efeitos simples para a vazão (A) e (C), a partir dos níveis de massa de fluxo (1) e (3), temos uma variação positiva do silício igual a 0,328 %, e de – 0,318 % como efeito de interação. Para a análise da variação dos níveis do fator (VG) em níveis constante de (FA) podemos medir um efeito principal redutor de – 0,366 %.

A extensa faixa de temperatura no qual o silício apresenta instabilidade na austenita, em decorrência da redução da temperatura eutetóide pelo manganês, amplia a tendência desoxidante desse elemento, sendo eliminado na forma de óxido na escória, ou se mantendo na zona de fusão em composição ternária com o alumínio ou binária, oxidada. A maior instabilidade desse elemento (ZF) fez variar sua concentração de 0,144% (C1), a 0,838% (A3), no CP em menor vazão e maior massa de fluxo ativo.

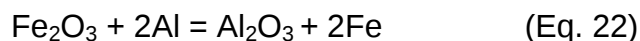
O efeito principal para a variação da massa de fluxo ativo consistiu de um acréscimo na concentração de silício igual a 0,328%. E efeito de interação reducional de – 0,318%. Analisando os níveis da vazão do gás de proteção 100% CO₂ em níveis das massas de material ativo, podemos medir uma redução de silício igual a – 0,366%, como efeito principal do gás sobre o a concentração de silício.

Conforme a literatura, em Fortes (2004), quantidades maiores de silício no metal de solda aumentará a resistência mecânica com pequena redução da ductilidade e na tenacidade, no entanto, acima de 1,0 - 1,2% de silício, o metal de solda pode tornar-se sensível à fissuração.

4.1.2.3 Análise dos efeitos a partir da concentração do alumínio (Al)

Analisando o comportamento da concentração do alumínio (Al) a partir dos efeitos entre níveis, na variação de massa de fluxo ativo entre os níveis (1) e (3) entre níveis constantes da vazão do gás (VG), a concentração do elemento alumínio na zona de fusão se reduz de – 0,022%. O aumento da massa fica associado ao acréscimo do potencial oxidante na região catódica.

A pequena redução fica evidenciada na zona de fusão, com a variação de níveis do fluxo ativo, visto que, o material ativo apresentar em sua composição 3,248 % de alumina (Al₂O₃), reduzindo a perda desse elemento a partir de sua alta reatividade com o oxigênio. O efeito de interação foi de aumento da concentração em 0,0025 %, contribuição do aumento de tensão no arco, conseqüentemente, do aporte térmico. Segue uma provável reação que tenha ocorrido na (ZF), promovendo a transferência do ferro na escória.

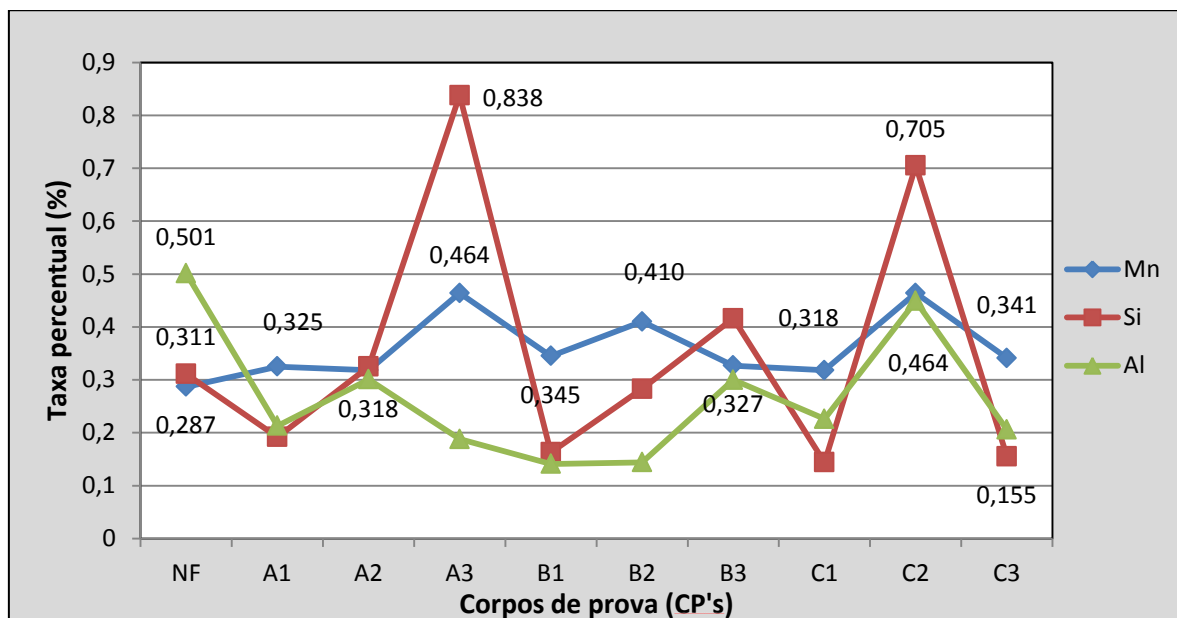


A literatura em soldagem em Fortes (2005), faz referência à elevação da tensão, como um fenômeno associado ao aumento significativo do consumo de fluxo, impulsionando a difusão de elementos de liga na região no depósito de solda. A variação do fluxo em (A) e (C) eleva a concentração do alumínio (0,016%), com efeito associado ao potencial térmico, e efeito de interação aumenta em 0,0025% a concentração do elemento alumínio na (ZF).

O gás de proteção 100%CO₂ atua simultaneamente como agente redutor (potencial oxidante) e favorável ao crescimento da concentração (potencial térmico).

Da mesma forma, atua o fator em fluxo ativo, na dissociação (potencial oxidante) e nas reações endotérmicas dos óxidos metálicos (potencial térmico). No diagrama (Figura 24), as concentrações percentuais dos elementos de liga nos CP's.

Figura 24 – Diagrama concentração (%) dos elementos de liga.



Fonte: Próprio autor

De acordo com o diagrama das concentrações dos elementos de liga na (ZF), dos corpos de prova, fica evidenciado a inabilidade do silício (Si), e do alumínio (Al). O manganês comporta-se numa ordenação crescente em relação à solda de referência, comprovando sua tendência maior de estabilidade na austenita.

4.1.2.4 Análise DRX dos corpos de prova referenciais de cada série (PC's)

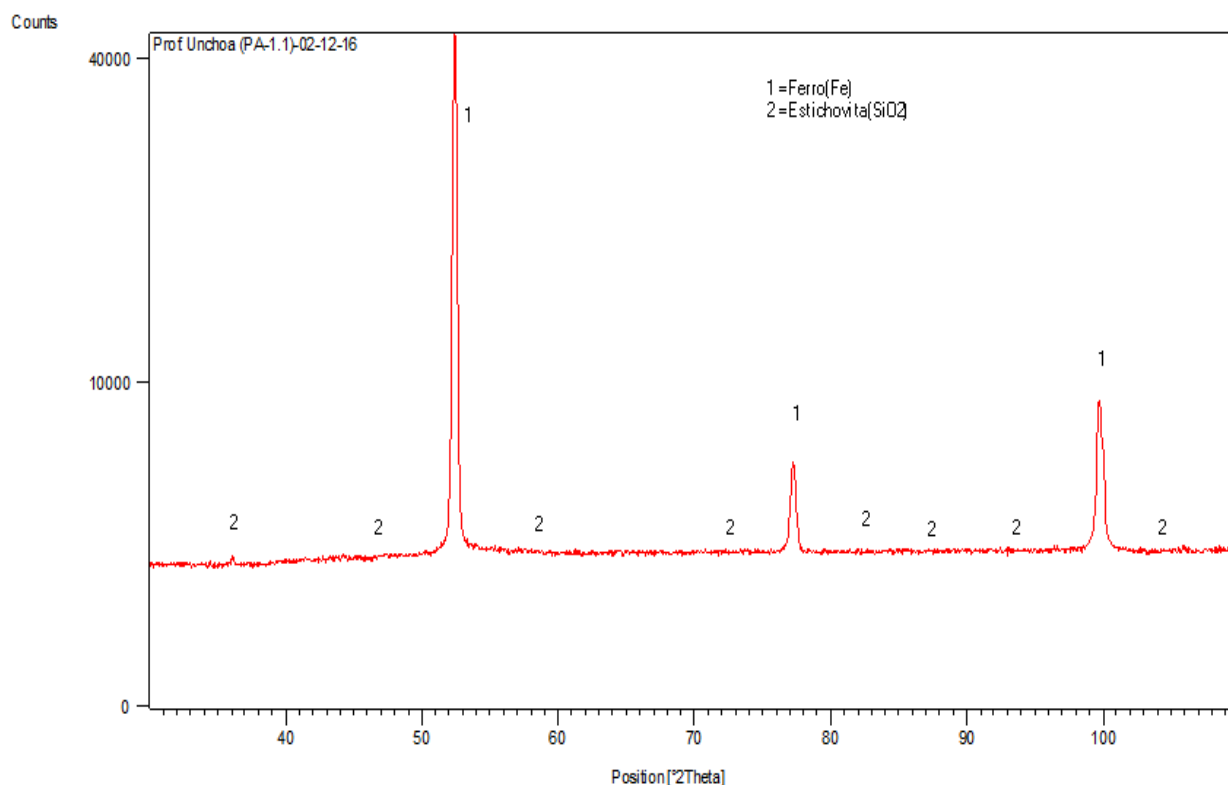
Os corpos de prova ativados submetidos a análise por dispersão de raios-X (DRX), tiveram os difratogramas analisado no software High Score PANalytical, nos resultados dos CP's (A1) e (B2), identificando-se picos intenso associado ao ferro, mais uma pequena intensidade de pico, caracterizado como uma estrutura polimórfica da sílica (SiO₂), classificada como stishovita.

A stichovita, como afirma Vlach (2006), trata-se de uma das oito variedades polimórficas da sílica, as principais são: quartzo, trimidita, cristobalita e coesita e stishovita. Ainda em Vlach (2006), o pesquisador faz referência a essa estrutura como uma das oito variedades polimórficas da sílica, as principais são: quartzo, trimidita, cristobalita e coesita e stishovira. A estrutura cristalina tetraédrica da

stichovita é formada em rochas sujeitas a pressões litostáticas (confinantes) ou dirigidas muito alta (75 Kbar), apresenta densidade elevada ($4,35 \text{ g.cm}^{-3}$), apresentando propriedades de simetria morfológicas e energéticas próprias, com mesmo conteúdo químico do quartzo, coesita tridimita.

Pode ser encontrada como fase metaestável, principalmente em áreas da crosta que sofreram impactos meteoríticos (as denominadas crateras de impacto ou astroblemas). Segue o difratograma do corpo de prova (A1), Figura 25.

Figura 25 – Difratograma: (a) corpo de prova CP (A1)

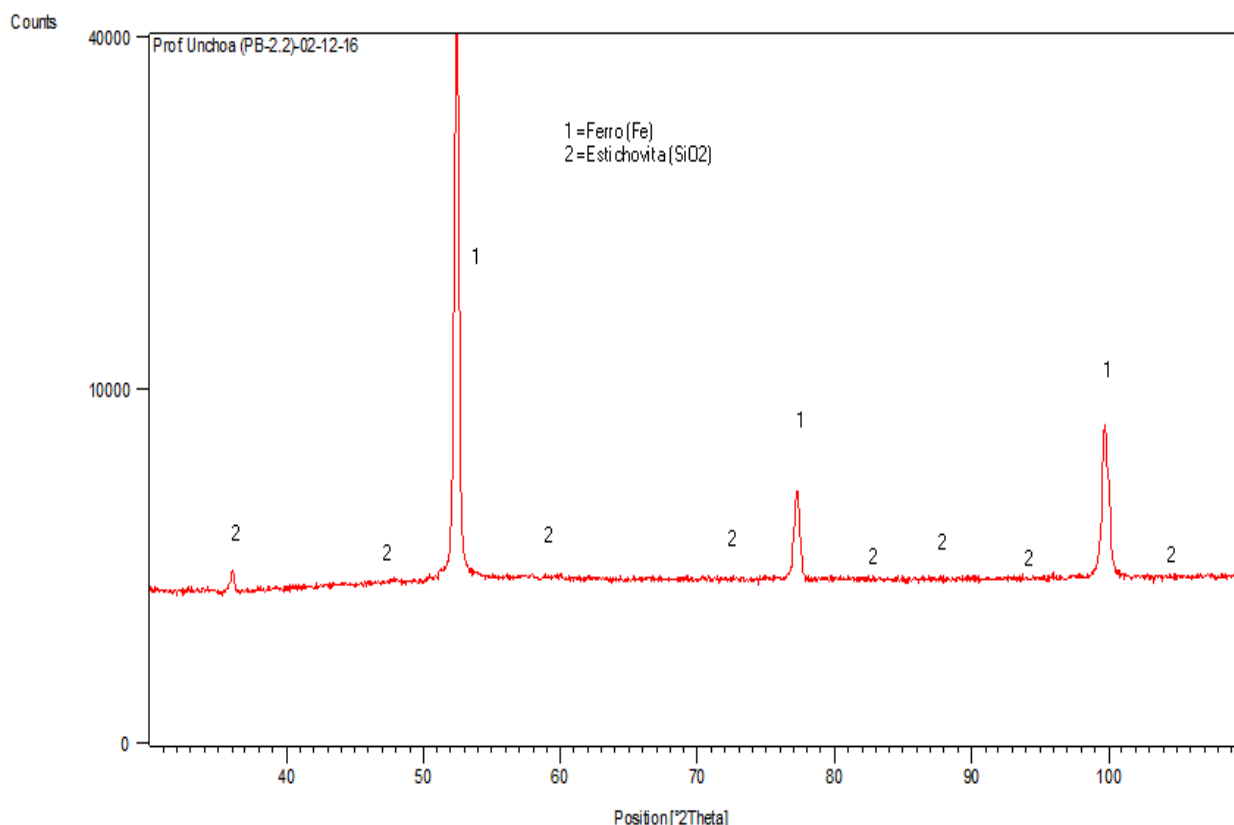


Fonte: Próprio autor

O difratograma do corpo de prova em média vazão e ativação (B2), apresentou os mesmos resultados do CP (A1), um pico em maior intensidade para o ferro e, um segundo pico em menor amplitude, caracterizando a estrutura stichovita. Comprovando-se o mesmo efeito dos fatores em níveis diferentes, atuando na formação da estrutura cristalina da zona de fusão. O aumento da vazão gás de proteção e da massa ativante repetiu para o corpo de prova (B2), a mesma estrutura

polimórfica da sílica, em stishovita, caracterizando o mesmo resultado da análise em menor vazão e difratograma semelhante, (Figura 26).

Figura 26 – Difratograma (B2) em média vazão e médio fluxo ativo

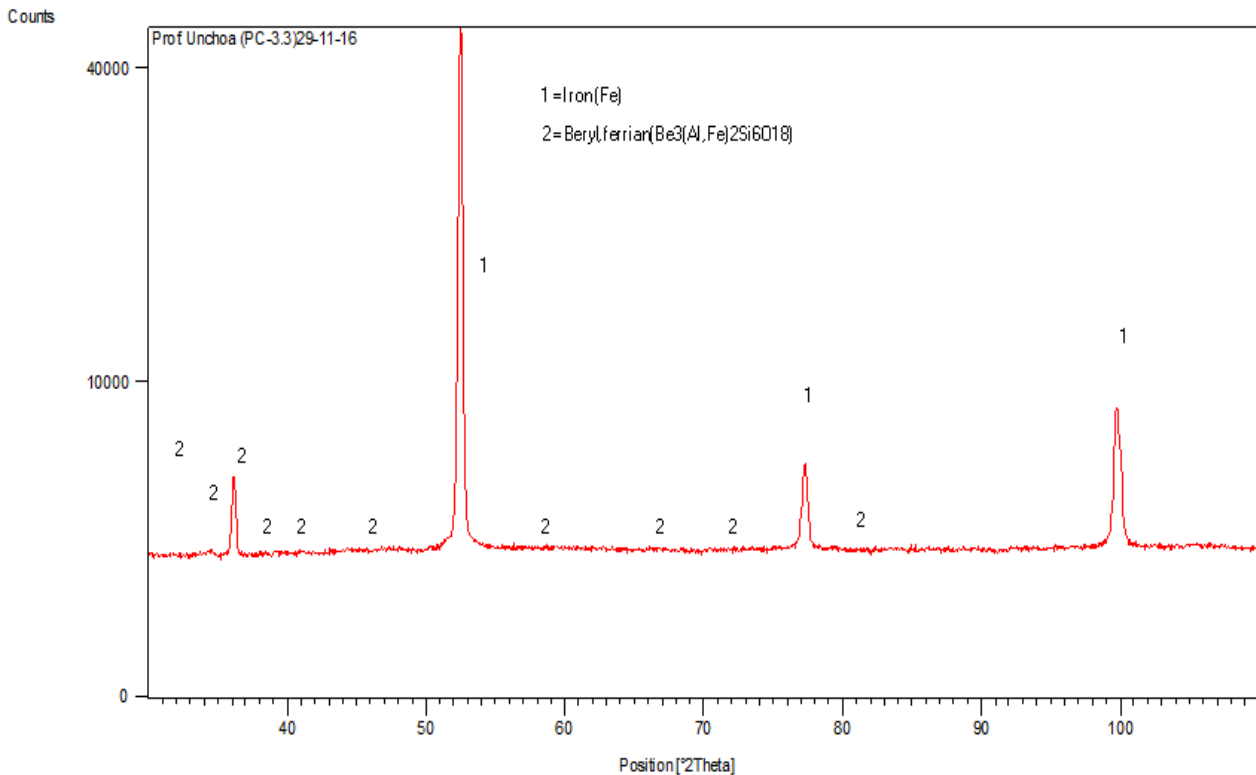


Fonte: Próprio autor

O corpo de prova PC3, submetido a máxima vazão de gás 100% CO₂ e maior massa de fluxo ativo, caracterizou para a maior intensidade de pico, a estrutura Ferro (α), apresentou como segunda caracterização estrutural, o mineral berilo. O elemento de liga silício é identificado numa composição estrutural Be₃Al₂Si₆O₁₈, correspondente ao berilo, nesse corpo de prova foi identificado a maior concentração de alumínio entre os CP's em fluxo ativo.

As espécies minerais do grupo do berilo são silicatos de berilo e alumínio, representados pela fórmula cristaloquímica geral Be₃Al₂Si₆O₁₈, com valores aproximados de BeO≈14%, Al₂O₃≈19% e SiO₂≈67% (Ribeiro, 2010). A seguir o difratograma corpo de prova (C3) em maior vazão e maior massa de fluxo ativo (Figura 27).

Figura 27 – Difratoograma CP (C3), maior vazão e maior fluxo ativo



Fonte: Próprio autor

4.2 ANÁLISE VISUAL DOS CORDÕES DE SOLDA

A solda referencial realizada na vazão 14L/min, com o restante dos parâmetros de soldagem definidos constantes na pesquisa, apresentou um cordão bem constituído, e serviu de padrão nas medidas dos parâmetros geométricos e propriedades mecânicas pesquisadas, a partir do CP's em fluxo e menor vazão do gás de proteção, uma forma de avaliar o efeito imediato do fluxo ativo sobre os resultados em estudo.

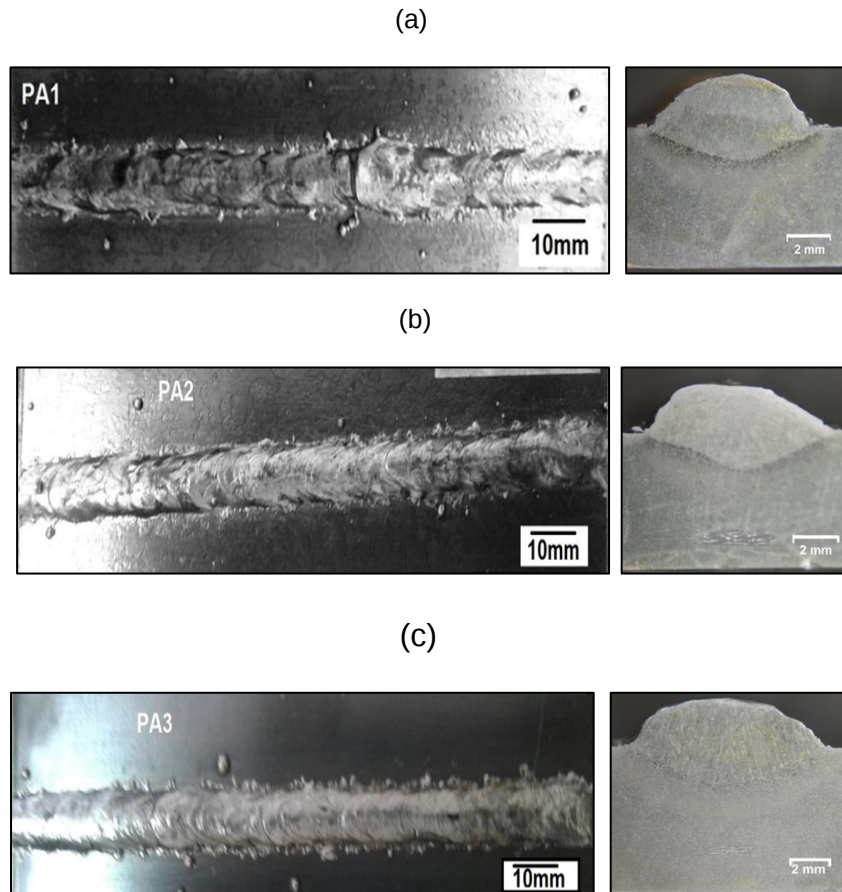
O dióxido de titânio é um componente muito estável que contribui com pouco oxigênio para a solda, de tal modo que, quando combinado com componentes básicos, o produto resultante conserva muitas das características de um sistema completamente básico. Infelizmente essas características podem incluir fluidez excessiva e uma tendência à transferência globular (Fortes, 2004),

Como afirma Fortes (2004), os formatos dos cordões fora do padrão de solda convencional, pode está associado à fluidez excessiva do metal depositado e uma tendência à transferência globular.

4.2.1 Cordões de solda em menor vazão do gás de proteção CO₂

As soldas desse bloco foram realizadas com as chapas chatas (CA1), (CA2) e (CA3), em vazão constante de gás de proteção dióxido de carbono de 14L/min, mesma vazão do modelo de solda convencional, em três cordões fluxados com 0,70, 075 e 0,80 g. Conforme a literatura de soldagem em Machado (1998), essa é a menor vazão para soldagem FCAW com proteção 100% CO₂. A corrente média dessa primeira etapa de soldagem foi de 117,33 A, superando a corrente da solda convencional em 6,7%. A tensão média da voltagem de 25,73 V, superior à tensão convencional em 5,02%. Na Figura 28 é possível verificar a formação dos cordões feitos em BOP no primeiro bloco da pesquisa.

Figura 28– Soldas e macrografias, primeiro bloco; (a) A1; (b) A2 e (c) A3.



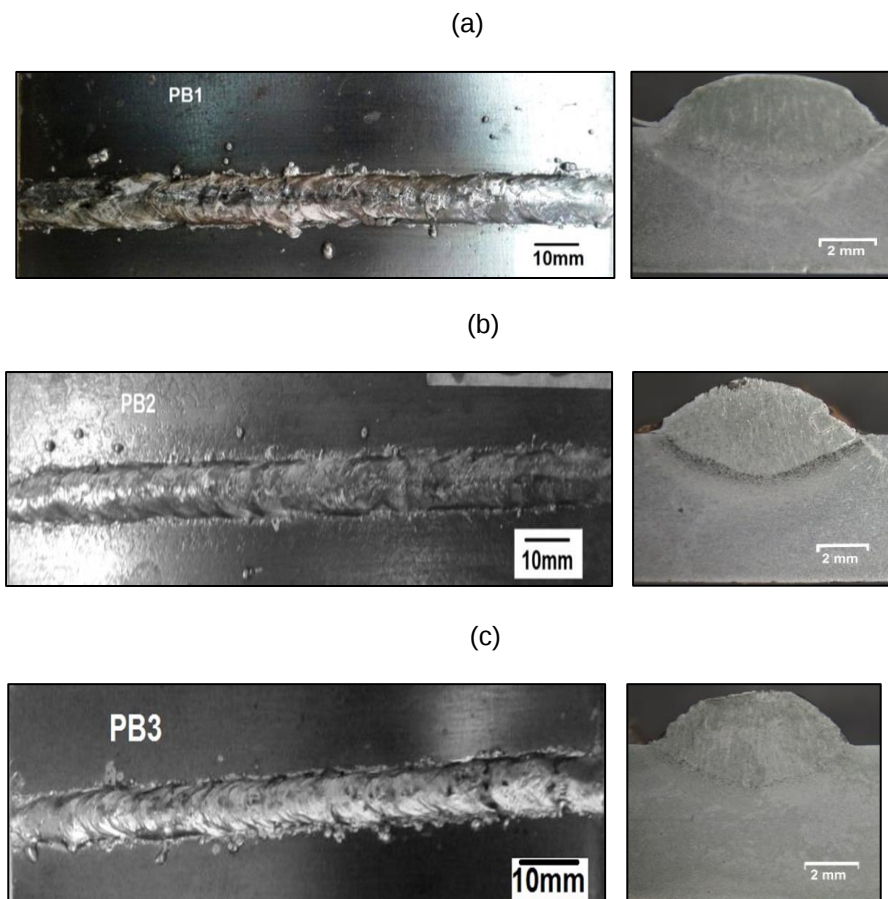
Fonte: Próprio autor

A solda em menor fluxo ativo apresentou uma superfície áspera, comum às soldagens sobre fluxo ativo, conforme a literatura. As macroestruturas das soldas em menor vazão (A), não apresentaram nenhuma descontinuidade em análise visual, que, aparentemente, as comprometessem em projeto de soldagem.

4.2.2 Cordões de solda em média vazão do gás de proteção CO₂

Na segunda etapa de soldagem com vazão média de 15 L/min, em três cordões fluxados com 0,70, 075 e 0,80 g, respectivamente, numa tensão média de soldagem igual a 25,73 V, superior a tensão referencial em menor vazão por 5,02%, aproximadamente, o mesmo valor percentual de variação do primeiro bloco. Seguem as soldas do segundo bloco de soldagem (Figura 29).

Figura 29– Soldas e macrografias segundo bloco; (a) B1; (b) B2 e (c) B3.



Fonte: Próprio autor

A fase intermediária (B), apresentou uma maior estabilidade de transferência metálica, conservando a tensão de trabalho, mesmo com o aumento da vazão do gás 100%CO₂ e aumento da corrente em 7,3 % em relação a solda convencional. A

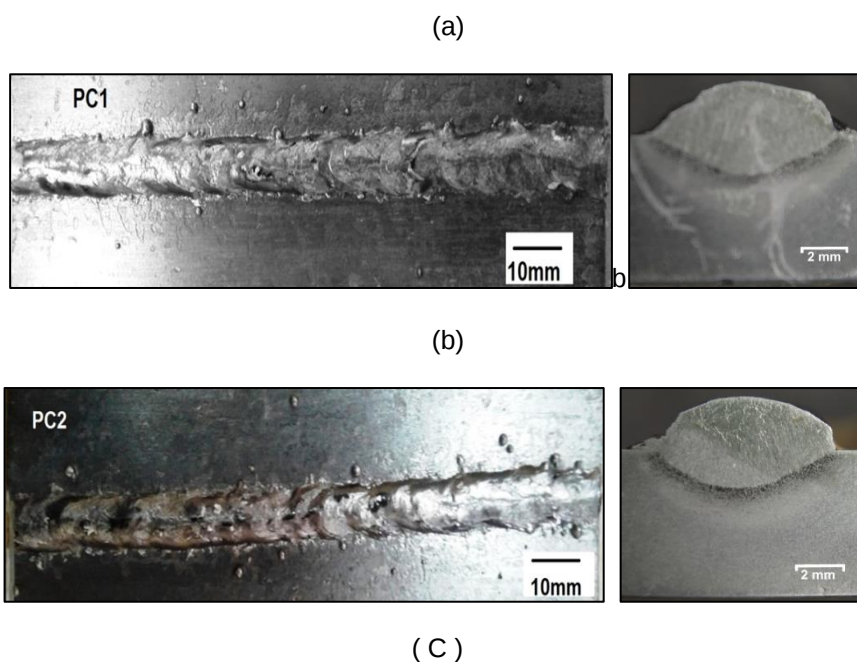
corrente média igual a 118,00 A, variando positivamente em 7,30%, decorrentes de maiores atividades de dissociação e ionização na região do arco elétrico do gás de proteção 100% CO₂ e, a redução do “stick out”, devido a maior fusão em maior aporte térmico, reduzindo a resistência do arame, aumentando a corrente. Essa estabilidade está comprovada pela estabilidade de transferência metálica, caracterizando cordões em melhor acabamento superficial e menor projeção de respingos. Podemos considerar essa fase intermediária da pesquisa, como a de cordões em melhor características visuais.

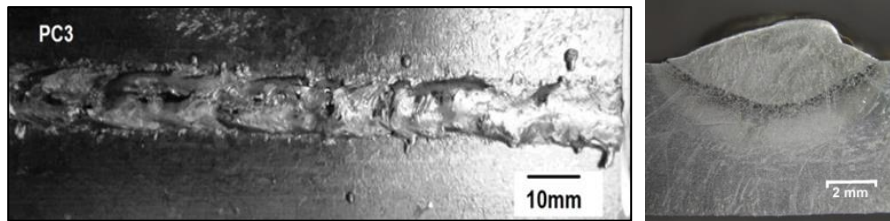
Nessa fase temos a melhor produção, quanto a massa depositada, em média, registrando 13,52 g, uma maior estabilidade do arco elétrico, redução dos respingos por explosões no ato da transferência do metal de solda.

4.2.3 Cordões de solda em média vazão do gás de proteção CO₂

Nas soldas realizadas em maior vazão do gás de proteção temos o efeito térmicos mais acentuado, em consequência da maior ionização do gás de proteção 100%CO₂, as variáveis tensão de trabalho e corrente de soldagem apresentaram os maiores valores médios, com variações percentuais de 10,30% para a corrente e 5,60% associado a tensão elétrica, caracterizando a maior potência efetiva nos processos de soldagem, igual a 2,45 kW, e maior instabilidade. Soldas do terceiro bloco (Figura 30).

Figura 30– Soldas e macrografias, terceiro bloco; (a) C1; (b) C2 e (c) CB3.





Fonte: próprio autor

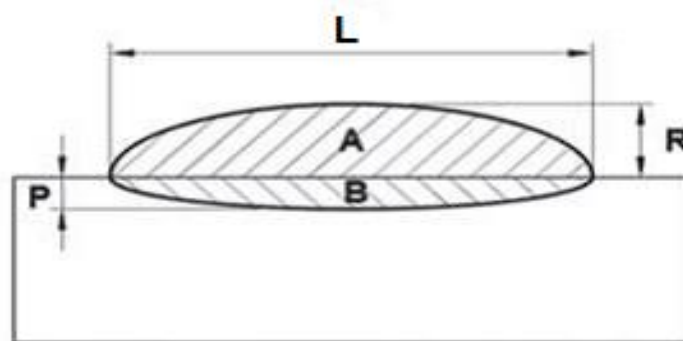
Nessa fase é possível a identificação de cordões com distribuição irregular de metal na superfície, aumento da projeção por respingos, além do efeito de sopro magnético sobre a solda da chapa CC3, devido ao aumento da intensidade de corrente, como também, a menor massa média depositada.

Na elevação da tensão média de soldagem há um deslocamento maior da altura que o eletrodo inicia seu período de arco, permitindo que as gotas na ponta do eletrodo cresçam de forma acentuada, resultando em maiores correntes de curto-circuito (Gomes, 2006).

4.3 ANÁLISE DAS CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DA SOLDA

As características geométricas dos corpos de prova que definem a estrutura da solda (reforço, a penetração e a largura), foram analisadas a partir da aplicação de software, esses parâmetros estão apresentadas na Figura 31.

Figura 31 – Parâmetros Geométricos da solda



Fonte: Barbedo (2011)

O efeito reducional sobre os parâmetros largura e reforço estaria diretamente associada à redução de massa por projeção de respingo, eliminação via escória, além do aumento no processo normal de evaporação dos constituintes do metal de solda, devido o aumento do aporte térmico.

A seguir (Tabela 15) temos os valores médios dos parâmetros geométricos representados pela largura (L), penetração (P) e reforço (R), como também, dos fatores de forma interno (P/L) e externo (R/L).

A redução do parâmetro penetração em todos os corpos de prova ativados estaria associada ao caráter refratário dos óxidos ativadores, isolantes térmicos, reduzindo a efetividade térmica do arco na região central do cordão.

Em Souza (2013), o pesquisador observou que aumento da tensão de 22V a 24V, houve redução acentuada na taxa de deposição no processo GMAW, sendo mais reduzida no processo FCAW, ocasionando baixos valores de frequência em curto-circuito (modo de transferência metálica curto-circuito globular), ocasionando o aumento de respingo e, como consequência a redução da taxa de deposição. Não podemos descartar: aumento de vazão do gás CO₂, deslocamento da tocha no sentido empurrando, processo de transferência em curto-circuito, como redutores de massa por respingo na soldagem convencional GMAW/MAG.

O aumento da intensidade da corrente elétrica não se seguiu do fenômeno da constrição do arco, em maior intensidade do que na solda convencional. A densidade superficial de corrente ficou reduzida, restringindo a efetividade do jato de plasma na definição do parâmetro penetração da solda.

Tabela 15 – Parâmetros geométricos e fatores da solda CP's.

CP's	Largura (mm)	Penetração (mm)	Reforço (mm)	Razão P/L	Razão R/L
NF	8,08	1,54	2,25	0,19	0,29
PA1	7,17	1,26	2,03	0,18	0,28
PA2	7,83	1,51	1,92	0,19	0,25
PA3	7,29	1,36	1,93	0,19	0,26
$\bar{X}$	7,43	1,38	1,96	0,19	0,26
σ^2	0,12	0,02	0,004	0,00025	0,00025
σ	0,35	0,14	0,061	0,01581	0,01581
CV%	4,71	10,14	3,11	8,32	6,08
PB1	7,37	1,33	2,08	0,18	0,28
PB2	7,04	1,50	2,05	0,21	0,29
PB3	6,93	1,28	1,92	0,18	0,28

$\bar{X}$	7,11	1,37	2,02	0,19	0,28
σ^2	0,05	0,0133	0,0072	0,0003	0,00005
σ	0,22	0,1153	0,0848	0,017	0,0071
CV%	3,09	8,42	4,20	8,95	2,54
PC1	7,26	1,42	2,04	0,19	0,28
PC2	6,81	1,41	1,98	0,21	0,29
PC3	7,82	1,60	1,51	0,20	0,19
$\bar{X}$	7,30	1,48	1,84	0,20	0,25
σ^2	0,26	0,0114	0,0842	0,0001	0,0031
σ	0,51	0,1068	0,2902	0,01	0,0557
CV%	6,99	7,22	15,77	5,00	22,28

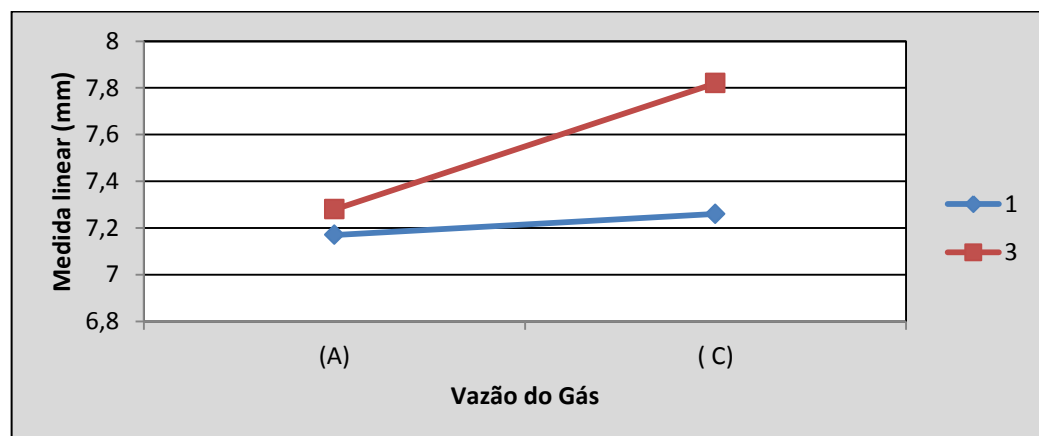
Fonte: Próprio autor

4.3.1 Análise da variação do parâmetro geométrico largura (L)

O efeito do fluxo ativo sobre os parâmetros geométricos não caracterizou o aumento do parâmetro penetração (P), fenômeno comum nas soldagem autógenas, principalmente na modalidade A-TIG.

Todos os corpos de prova em fluxo ativo apresentaram redução do parâmetro largura (L), em relação à solda referencial. A interação forte entre os dois fatores (FA) e (VG), na definição desse parâmetro em estudo. Temos o diagrama a seguir (Figura 32), que comprova a interação dos fatores na definição do parâmetro largura (L).

Figura 32 – Diagrama interação largura (L)



Fonte: Próprio autor

As medidas da largura (L) obtidas em duplicata na matriz de análise para o estudo da variância (ANOVA), (Tabela 16).

Tabela 16 – Matriz das medidas de largura (L) análise (ANOVA)

	A		B		C		Ti..
1	7,04	7,30	7,40	7,33	6,78	7,74	43,59
	14,34		14,73		14,52		
2	7,62	8,03	6,69	7,39	6,46	7,16	43,35
	15,65		14,08		13,62		
3	7,06	7,51	6,71	7,14	7,24	8,40	44,06
	14,57		13,85		15,64		
T.j.=	44,56		42,66		43,78		131,00

Fonte: Próprio autor

Seguem as equações para a definição da soma dos mínimos quadrados na definição da tabela (ANOVA), para análise dos efeitos a partir dos fatores em estudo.

$$TC = \frac{(T_{...})^2}{abn} \quad (\text{Eq. 23})$$

$$TC = \frac{(131,00)^2}{18} = 953,39$$

$$SQA = \frac{\sum (T_{i...})^2}{bn} - TC \quad (\text{Eq. 24})$$

$$SQ_{FA} = \frac{43,59^2}{6} + \frac{43,35^2}{6} + \frac{44,06^2}{6} - TC = 953,43 - 953,39 = 0,04$$

$$SQB = \frac{\sum (T_{.j.})^2}{an} - TC \quad (\text{Eq. 25})$$

$$SQ_{VG} = \frac{44,56^2}{6} + \frac{42,66^2}{6} + \frac{43,78^2}{6} - TC = 953,69 - 953,39 = 0,30$$

$$SQAB = \frac{\sum (t_{ij})^2}{n} - TC - SQA - SQB \quad (\text{Eq. 26})$$

$$SQ_{(FA) \times (VG)} = \frac{14,34^2}{2} + \frac{15,65^2}{2} + \dots + \frac{15,64^2}{2} - 953,39 - 0,04 - 0,30 =$$

$$955,41 - 953,73 = 1,68$$

$$SQT = \sum x_{ijk}^2 - TC \quad (\text{Eq. 27})$$

$$SQT = \sum x_{ijk}^2 - TC = 957,34 - 953,39 = 3,95$$

$$SQR = \sum x_{ijk}^2 - \frac{\sum (T_{ij})^2}{n} \quad (\text{Eq. 28})$$

$$SQR = 957,34 - 955,41 = 1,93$$

O efeito do fluxo ativo (FA) não caracterizou maior influência na redução do parâmetro largura, exceto, quando da interação com o outro fator em estudo, vazão do gás. A vazão do gás (VG) registrou soma dos mínimos quadrados (SQ), maior do que o valor definido para o fator fluxo ativo. O aumento do fator externo, tensão elétrica, que, de acordo com a literatura, propicia aumento na largura do cordão, não atuou de forma a definir esse alargamento da solda. Na Tabela 17, dados (ANOVA) do parâmetro largura (L).

Tabela 17 – Quadro (ANOVA) do parâmetro largura (L)

FV	SQ	GL	MQ	Teste F
(FA)	0,04	2	0,020	0,093
(VG)	0,30	2	0,150	0,701
(FA)x(VG)	1,68	4	0,420	1,963
Erro	1,93	9	0,214	
Total	3,95	17		

Fonte: Próprio autor

A redução na largura pode ser creditada ao efeito diluente da solda ocasionada pelo rutilo e a maior contribuição do aumento da vazão do gás (VG), que proporcionou crescente perda de massa a partir da projeção de respingos.

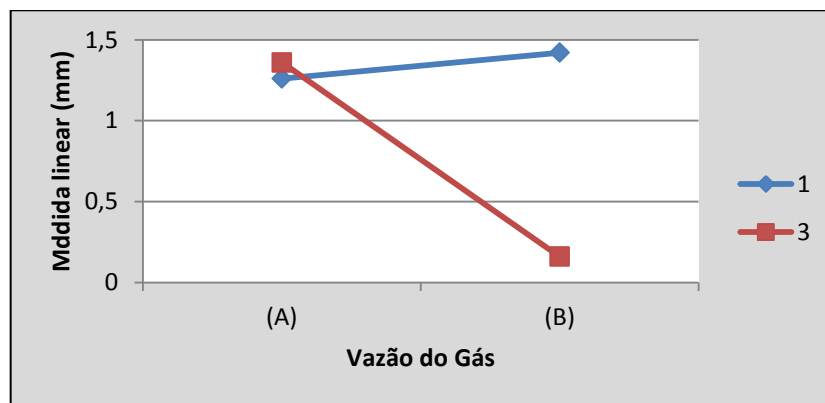
Analizando as hipóteses, a partir dos valores do teste (F), para a validação dos resultados, podemos observar que os valores calculados de (F) são maiores do que ($F_{\text{tab}} = 0,05$), ou seja, a hipótese ($H_0 \rightarrow \mu_{(FA)} = \mu_{(VG)}$) pode ser eliminada, pois existem diferenças entre as médias, comprovando o efeito dos fatores na definição do parâmetro largura (L).

4.3.2 Análise da variação do parâmetro geométrico penetração (P)

O efeito associado a penetração é caracterizado por uma interação entre os fatores. A redução da penetração em todos os CP's ativados, em relação à solda de referência, mesmo com o aumento do aporte térmico e da corrente elétrica, vem

comprovar o efeito do fluxo ativo, como um agente redutor da penetração em soldagem GMAW/MAG. Nos procedimentos de revestimento e recuperação de peças por soldagem, o efeito penetração acentuada compromete a estrutura da peça em trabalho para eventuais futuros reparos. O efeito refratário dos óxidos contribui para a redução desse parâmetro, indicado ser um método útil aos procedimentos de recuperação em revestimento duro e enchimento de peças. O diagrama entre níveis (Figura 33) comprova a interação entre os fatores na definição do parâmetro geométrico penetração de solda (P).

Figura 33 – Diagrama interação dos fatores em (P)



Fonte: Próprio autor

O aumento da tensão não correspondeu à constrição do arco, reduzindo a densidade superficial de corrente e a efetividade do jato de plasma. Segue (Tabela 18) as medidas em duplicata do parâmetro geométrico da penetração (P).

Tabela18 - Matriz das medidas do parâmetro penetração (P)

	A		B		C		Ti..
1	1,28	1,24	1,32	1,33	1,32	1,51	8,00
	2,52		2,65		2,83		
2	1,39	1,62	1,47	1,52	1,31	1,50	8,81
	3,01		2,99		2,81		
3	1,30	1,42	1,25	1,30	1,54	1,66	8,47
	2,72		2,55		3,20		
T.j.=	8,25		8,19		8,84		25,28

Fonte: Próprio autor

O efeito refratário acentuado dos óxidos em fluxo ativo restringiu o efeito de constrição do arco, diminuindo a pressão do jato de plasma sobre o cordão. Uma provável redução da densidade superficial de corrente contribuiu para uma menor efetividade do arco sobre a região central do cordão de solda.

Analisando a tabela de resultados (ANOVA), o efeito de interação (VA)x(VG) apresenta maior valor de análise, seguido do efeito do fator fluxo ativo (FA), na definição do parâmetro penetração. Na tabela 19, análise do parâmetro penetração (P).

Tabela 19 – Análise de (ANOVA) parâmetro penetração (P)

FV	SQ	GL	MQ	Teste F
FA	0,07	2	0,035	3,5
VG	0,04	2	0,020	2,0
(FA)x(VG)	0,09	4	0,022	2,2
Erro	0,09	9	0,010	
Total	0,29	17		

Fonte: Próprio autor

Os fatores calculados, sem exceção, apresentaram valor superior ao fator tabelado $F_{\text{tab}} = 0,05$ (5%), comprovando a influência dos fatores sobre a definição do parâmetro penetração. Fica comprovado o efeito do fluxo ativo e da interação entre fatores na definição do parâmetro penetração.

4.3.3 Análise da variação do parâmetro geométrico reforço (R)

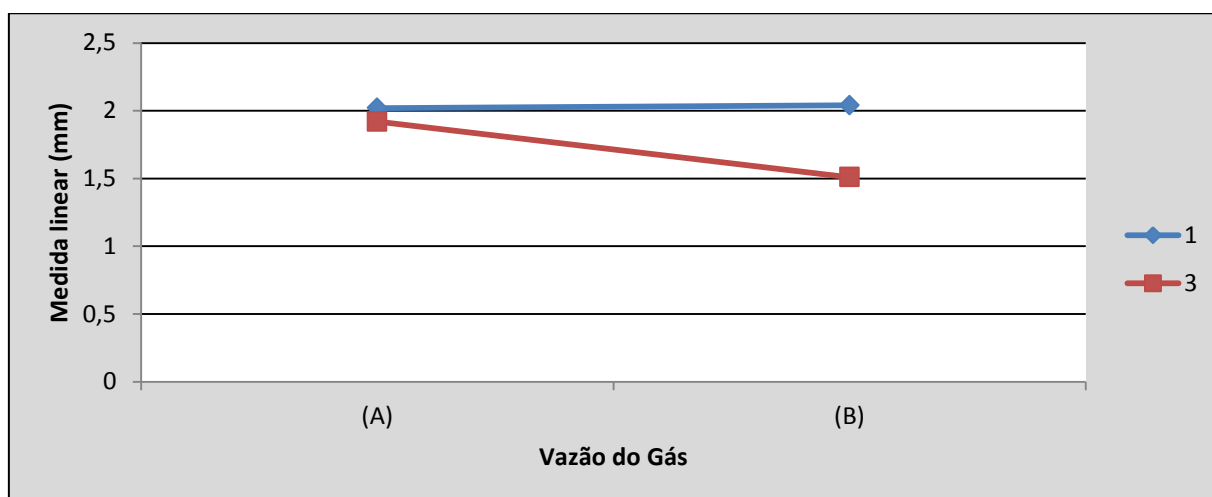
Para o parâmetro geométrico reforço (R) fica evidenciado um forte efeito interativo entre os fatores. A instabilidade definida pela maior vazão do gás 100% CO₂, em consócio com outros fatores externos citados anteriormente, reduziram a massa depositada, e consequentemente o reforço.

A redução do parâmetro reforço ocorreu em todos os CP's ativados, para soldagem em chapas finas, uma redução desse parâmetro é vista como benéfica a estrutura final soldada, pois de acordo com a literatura, trata-se de um parâmetro gerador de tensão, quando em valor acentuado, ocasionando a descontinuidade distorção angular.

A distorção angular se caracteriza por um empenamento da junta soldada, bastante comum na soldagem entre chapas finas. A técnica de aplicação de fluxo ativo em soldagem GMAW/MAG, com a redução do parâmetro reforço e melhoria da

composição química do manganês e do elemento silício, este, quando controlado sua difusão, caracteriza resultados satisfatórios para soldagens em chapas finas oxidadas. No diagrama (Figura 34) a seguir, entre os fatores comprova-se a interação para a definição do reforço nas soldas ativadas.

Figura 34 - Diagrama de interação dos fatores no parâmetro reforço (R)



Fonte: Próprio autor

Os corpos de prova ativados tiveram o parâmetro reforço medidos em duplicata, a partir do software AutoCAD, para a definição da soma dos mínimos quadrados, e análise do efeito dos fatores sobre essas medidas finais. Segue a matriz com as medidas, (Tabela 20).

Tabela 20 - Matriz para análise da (ANOVA), parâmetro reforço (R).

Fator (FA)	Fator vazão do gás (VG)						
	A		B		C		Ti..
1	1,96	2,09	2,12	2,03	2,00	2,08	12,28
	4,05		4,15		4,08		
2	1,82	2,02	2,03	2,06	1,89	2,06	11,88
	3,84		4,09		3,95		
3	1,87	1,98	1,89	1,95	1,36	1,66	10,71
	3,85		3,84		3,02		
T.j.=	11,74		12,08		11,05		34,87

Fonte: Próprio autor

Na análise dos resultados da análise da variância (ANOVA), para o parâmetro reforço (R), o fator fluxo ativo (FA) atuou em maior intensidade na

definição desse parâmetro, caracterizando o maior fator de variação pesquisado. A eliminação da massa de metal depositado e a maior diluição desse material pelo rutilo contribuíram com a redução do parâmetro reforço. O fator vazão do gás (VG), caracterizou efeito mais considerável na interação dos fatores, visto que, determina, juntamente com o material ativador, um aporte térmico maior, atuando sobre a diluição do metal depositado. Segue resultados, (Tabela 21).

Tabela 21 – Resultados fatores na definição do reforço (R)

FV	SQ	GL	MQ	Teste F
FA	0,22	2	0,110	9,17
VG	0,09	2	0,045	3,75
(FA)x(VG)	0,14	4	0,035	2,92
Erro	0,11	9	0,012	
Total	0,56	17		

Fonte: Próprio autor

Comparando os fatores de teste estatístico calculado (F_{cal}), na tabela de análise, com o fator de referência para a pesquisa $F_{tab} = 0,05$ (5%), podemos concluir que os valores calculados comprovam a interação entre os fatores da pesquisa, na definição do parâmetro de soldagem reforço (R).

4.4 ANÁLISES DA DILUIÇÃO (D)

O aumento da tensão de operação do arco elétrico e corrente de trabalho caracteriza mais potência térmica efetiva, juntamente com o aumento da taxa térmica na região catódica, a partir das reações de sínteses exotérmicas, na reconstituição das estruturas químicas oxidas.

O maior potencial térmico contribuiu com a elevação da diluição dos CP's ativados. O corpo de prova ativado em menor vazão e menor massa de fluxo ativo (A1), apresentou um aumento percentual de diluição igual a 5,09 % em relação ao CP não ativado (NF), também produzido na mesma vazão de proteção igual a 14 L/min.

O aumento da diluição está associado ao aumento das atividades térmicas ocorridas na zona de fusão, a partir da contribuição dos componentes do fluxo ativo em atividades de reações exotérmicas.

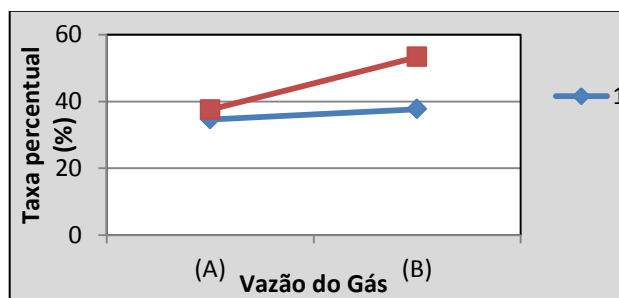
Os dados estatísticos das medidas percentuais referentes à diluição de cada CP seguem, (Tabela 22).

Tabela 22 – Dados estatísticos da diluição

CP's	Diluição (%)	CP's	Diluição (%)	CP's	Diluição (%)
A1	34,63	B1	35,13	C1	37,67
A2	39,45	B2	40,74	C2	37,42
A3	37,51	B3	37,57	C3	53,18
$\bar{X}$	37,20	$\bar{X}$	37,81	$\bar{X}$	42,76
σ^2	5,88	σ^2	7,91	σ^2	81,51
σ	2,42	σ	2,81	σ	9,03
CV(%)	6,51	CV(%)	7,43	CV(%)	21,12

Fonte: Próprio autor

Na tabela de dados estatísticos para a diluição podemos observar um percentual de diluição em próximos de uma homogeneidade nas vazões de 14 L/min (A), e 15 L/min (B). A tendência de equilíbrio se mantém no bloco, com os CP's (C1) e (C3), sendo caracterizado dureza em maior valor para o corpo de prova (C3), em maior massa de fluxo ativo e maior vazão de gás de proteção. Segue (Figura 35), o efeito de interação forte entre os fatores da pesquisa (FA) e (VG) na definição da diluição.

Figura 35– Interação fatores na diluição solda

Fonte: Próprio autor

A interação entre os fatores analisados na pesquisa para a definição da diluição descaracteriza o resultado mais preciso do efeito principal na análise de resposta, comprometendo, de certa forma, a identificação da real participação de cada fator para a caracterização da diluição. Os efeitos analisados sobre a resposta diluição seguem, (Tabela 23).

Tabela 23 – Analise dos efeitos na diluição

Fator (VA)		Fator (VG)	
		(A)	(C)
1		34,63	37,67
3		37,51	53,28
Fator (FA)	EP	9,24%	
	EI	6,36%	
Fator (VG)	EP	9,40%	
	EI	6,36%	

Fonte: Próprio autor

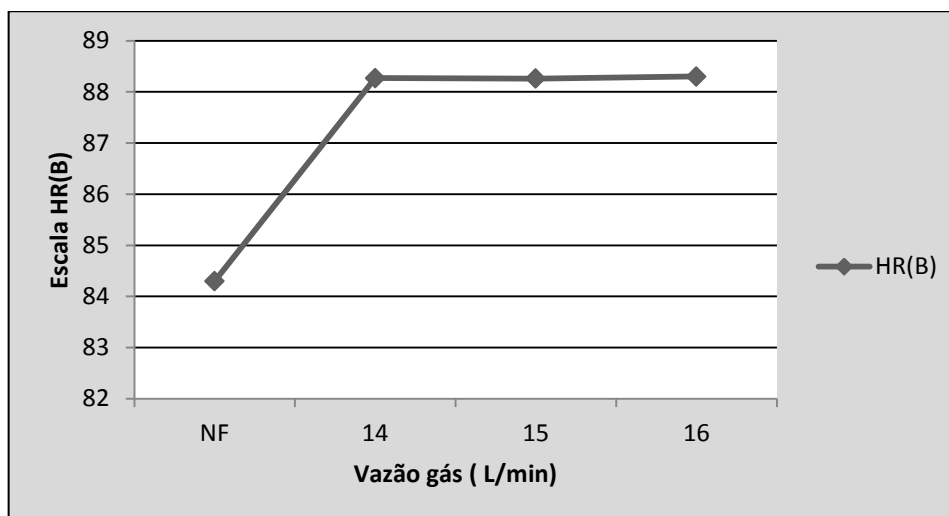
A maior diluição de 53,28 % do CP (C3) está associado ao aumento da potência efetiva dessa terceira fase, ainda, com o aumento da massa de fluxo ativo definindo maior intensidade nas reações de sínteses (exotérmicas), quando da formação da escória. A liberação de um adicional maior de energia térmica a partir da contribuição dos componentes extra-arco na região catódica define maior aporte térmico na região de (ZF), ocasionando maior diluição da solda.

4.5 DUREZA ROCKWELL NO PERFIL DA SOLDADA

A dureza Rockwell no perfil da solda referencial, sem fluxo ativo e menor vazão do gás de proteção, ficou definida por um valor médio de 84,30 HR(B). A dureza no perfil da solda em fluxo ativo e menor vazão (A1) é de 85,73 HR(B), superando em 1,70 % o CP não fluxado (NF) em mesma vazão, comprovando o efeito dos elementos desoxidantes em maior concentração na zona de fusão.

As mudanças na geometria da solda não afetam a microestrutura ou a dureza das juntas, tanto na solda como na HAZ, as características microestruturais e os valores de dureza foram basicamente os mesmos (Varbai, 2016).

A seguir (Figura 36), a caracterização da dureza média HR(B) variando com a vazão do gás de proteção.

Figura 36 - Dureza média HR(B) no perfil da solda.

Fonte: Próprio autor

A redução da concentração de alumínio na zona de fusão (ZF) contribuiu para a elevação, não muito expressiva, nos valores medidos no perfil de solda para a dureza Rockwell. O efeito do elemento químico do Al, além de altamente oxidante, contribui para a redução da dureza em ligas.

O tratamento estatístico (Tabela 24), a partir das medidas da dureza HR(B) no perfil da solda.

Tabela 24 - Dureza Rockwell no perfil da solda.

CP's	HR(B)	CP's	HR(B)	CP's	HR(B)
A1	85,73	B1	84,78	C1	88,60
A2	88,74	B2	86,30	C2	87,30
A3	90,34	B3	93,70	C3	89,00
$\bar{X}$	88,27	$\bar{X}$	88,26	$\bar{X}$	88,30
σ^2	5,48	σ^2	22,80	σ^2	0,79
σ	2,34	σ	4,77	σ	0,89
CV(%)	2,65	CV(%)	5,40	CV(%)	1,01

Fonte: Próprio autor

Como afirma Varbai, (2016), na sua pesquisa GMAW/MAG em fluxo ativo, a variação positiva da dureza HR(B) no perfil não foi tão acentuada. A dureza HR(B) dessa pesquisa, de acordo com os dados estatísticos, demonstra certa

homogeneidade entre as médias ($\bar{X}$), sem grandes dispersões entre os valores medidos e sua respectiva média.

A elevação positiva da grandeza não foi tão acentuada. O bloco em maior vazão do gás de proteção (C) apresentou menor dispersão, portanto, maior estabilidade na definição da dureza em fluxo ativo. Os CP's de maior dureza Rockwell em cada bloco, correspondem aos ativados em maior massa de fluxo ativo. Segue (Tabela 25), com medidas em repetição da dureza HR(B).

Tabela 25 – Matriz medidas de dureza HR(B) perfil da solda.

Fator (FA)	Fator vazão do gás (VG)						Ti..
	A		B		C		
1	83,04	79,34	84,78	86,50	88,60	85,72	507,98
	162,38		171,28		174,32		
2	88,74	84,80	82,86	84,46	87,30	83,40	511,56
	173,54		167,32		170,70		
3	90,34	86,98	93,70	80,52	89,00	82,92	523,46
	177,32		174,22		171,92		
T.j.=	513,24		512,82		516,94		1.543,00

Fonte: Próprio autor

O efeito analisado na tabela de (ANOVA), em maior intensidade, está associado a interação de fatores, seguido do efeito do fluxo ativo. O aumento de Mn e redução do alumínio via potencial oxidante, têm uma dependência com os dois fatores da pesquisa.

O silício tem uma participação instável na participação da composição química na zona de Fusão. O efeito térmico do material ativo em processo de reações exotérmicas e do aporte de calor do arco elétrico, não pode deixar de ser considerados, visto que, aumenta a difusibilidade do manganês na austenita.

O efeito de interação entre os dois fatores (VA) e (VG) é relevante na definição da dureza no perfil da solda, a partir da adição de Mn na zona de fusão numa temperatura em maior valor.

Os dois fatores caracterizam aporte térmico e potencial oxidante, suficientes para introduzir manganês na (ZF) e reduzir a concentração do alumínio, contribuindo para o aumento da dureza em menor intensidade no perfil da solda. A participação do silício no processo de endurecimento por solução sólida, a partir da transferência por fluxo ativo, demonstrou ser instável, visto que, o silício foi submetido a uma faixa

maior de temperatura, o elemento de liga (Mn) reduziu sua temperatura eutetóide de equilíbrio nos interstícios do Fe (α), deixando o silício mais solícito às reações de formação da escória. Dados da análise de variância (ANOVA) referentes a dureza HR(B), seguem (Tabela 26).

Tabela 26 – Análise dureza HR(B) perfil de solda.

FV	SQ	GL	MQ	Teste F
(FA)	21,90	2	10,95	0,703
(VG)	1,71	2	0,86	0,055
(FA)x(VG)	53,80	4	13,45	0,864
Erro	140,14	9	15,57	
Total	217,56	17		

Fonte: Próprio autor

Analisando os valores tabelados do fator estatístico (F), podemos concluir que há interação entre os fatores, visto que, os valores calculados superam ($F_{\text{tab}} = 0,05$), com o fator vazão do gás (VG), definindo uma desprezível participação na definição de HR(B).

É destacado o efeito do fluxo ativo na variação dessa grandeza, como também do efeito de interação, maior efeito sobre a dureza Rockwell no perfil da solda.

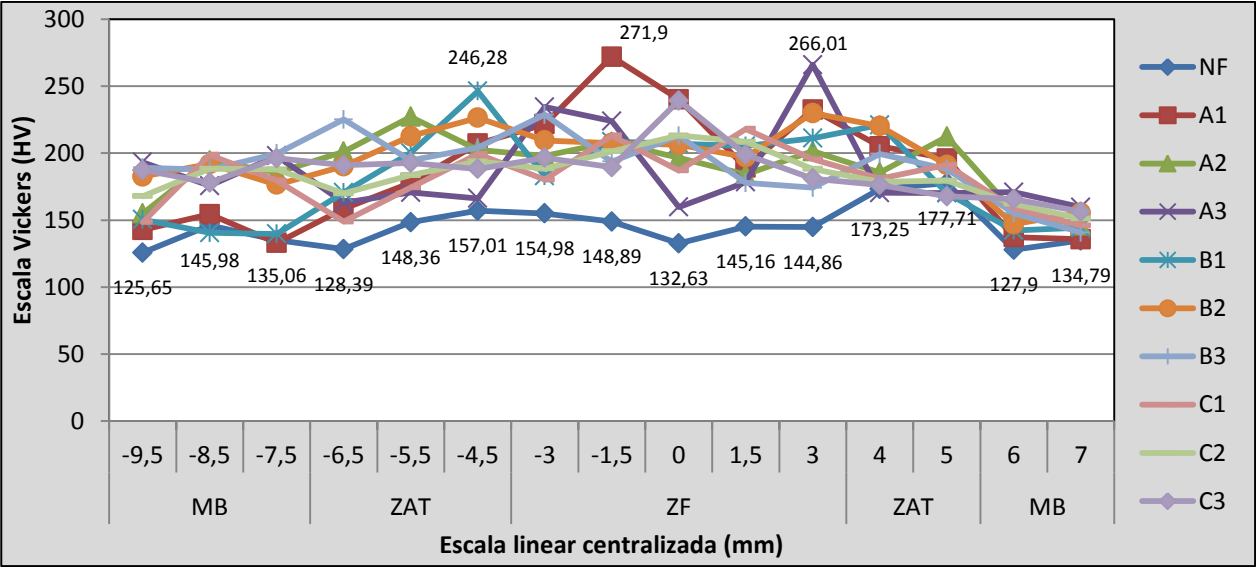
4.6 ANÁLISES MICRO DUREZA VICKERS NO PERFIL DA SOLDADA

O corpo de prova (NF) apresentou valores médios de microdureza para a região metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZAT) e zona de fusão, respectivamente, os valores 133,88 HV, 156,94 HV e 145,30 HV. A elevação da microdureza na ZF estaria associada à assimilação do manganês, redução da concentração de alumínio e retenção fora de controle do silício na zona de fusão da solda.

O corpo de prova em menor vazão e menor massa de fluxo ativo (A1), de acordo com o diagrama de micro dureza, destacou-se com valor máximo de 271,9 HV na região da zona de fusão (ZF). Analisando a micrografia do CP (A1), é visível o pouco acréscimo da ferrita na matriz, grande concentração de regiões ferrita-carbeto (FC), além da redução do alumínio e média assimilação de manganês.

Esse conjunto de fatores propiciou o aumento da microdureza no corpo de prova. Os resultados da microdureza Vickers no diagrama a seguir (Figura 37), caracterizam as três regiões constituintes da solda.

Figura 37 - Variação microdureza em linha centralizada na (ZF)



Fonte: Próprio autor

A análise estatística das medidas (HV), na zona de fusão dos corpos ativados comprova uma pequena diferença entre as médias, caracterizando o efeito dos fatores sobre a microdureza da ZF. A análise estatística da microdureza da zona de fusão, (Tabela 27).

Tabela 27 – Análise estatística (HV) na zona de fusão (ZF)

CP's	Medidas Microdureza Zona de Fusão					Dados Estatísticos			
						$\bar{X}$	σ^2	σ	CV (%)
A1	221,60	271,90	210,18	189,09	232,52	211,73	892,81	29,88	14,11
A2	197,84	208,42	196,39	184,06	201,44				
A3	234,38	223,91	159,79	178,40	266,01				
B1	182,91	208,60	207,03	205,32	211,07	203,48	243,82	15,61	7,67
B2	209,48	207,55	206,34	196,87	229,87				
B3	228,66	193,70	212,86	177,84	174,18				
C1	180,21	213,04	187,02	218,00	195,44	199,89	241,01	15,52	7,76
C2	188,38	201,30	213,14	208,40	188,24				
C3	196,55	189,55	239,25	198,81	181,05				

Fonte: Próprio autor

Existe uma menor dispersão das medidas analisadas, para os blocos em média vazão (B) e máxima vazão (C), definindo maior equilíbrio na definição da microdureza.

Tabela 28 – Análise níveis microdureza HV

Fator (FA)		Fator (VG)					
		MB		ZAT		ZF	
		A	C	A	C	A	C
1		140,62	166,25	188,90	178,96	231,06	198,74
3		179,49	176,67	168,12	183,06	212,50	201,04
(FA)	EP	24,64		- 8,34		- 8,13	
	EI	-14,22		12,44		10,43	
(VG)	EP	11,40		2,50		- 21,89	
	EI	-14,22		12,44		10,43	

Fonte: Próprio autor

O aumento da vazão do gás de proteção CO₂, segundo Lincoln (2014) tende a aumentar o potencial oxidante, mais oxigênio reduz a presença de silício (Si) e alumínio (Al), na composição química da zona de fusão. Na Tabela 28 os níveis dos fatores para as análises dos efeitos sobre a microdureza nas regiões características da solda.

Na máxima vazão do gás de proteção, fica evidente uma redução nos valores de microdureza em -8,13 HV. Procedendo com a vazão do gás, fazendo variar do menor valor (A) para o maior valor (C), primeiramente nos níveis de fluxo ativo (1), e depois em (3), a redução caracterizada na microdureza é de -21,89 HV. O efeito interativo dos fatores caracteriza uma variação positiva de microdureza Vickers de valor igual a 10,43 HV.

4.7 ANÁLISES COMPOSIÇÃO MICROESTRUTURAL DA ZONA DE FUSÃO (ZF)

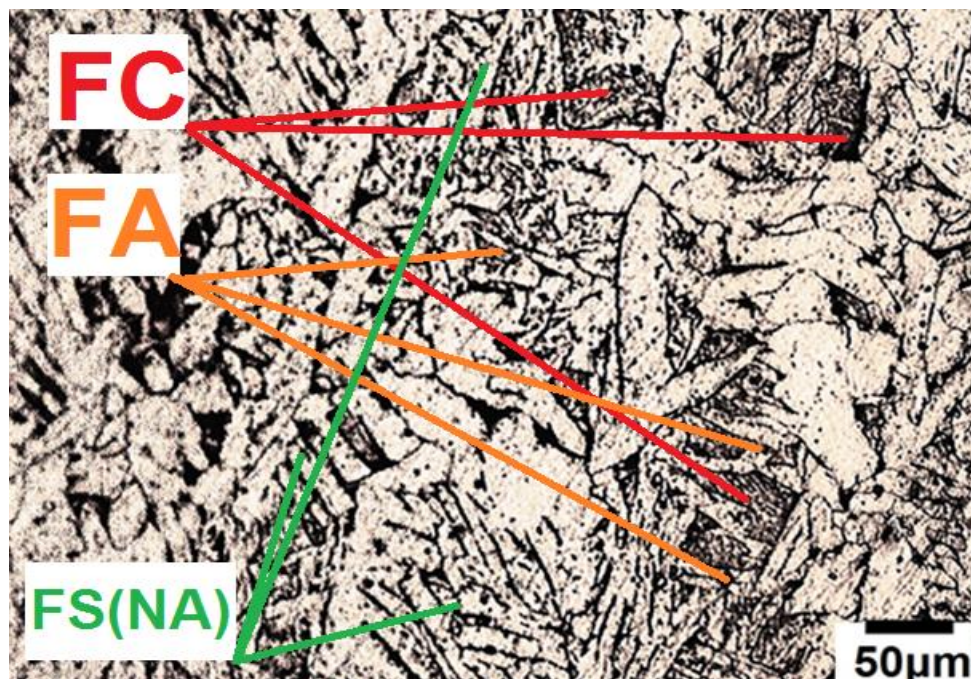
4.7.1 Caracterização por microscopia óptica (MO)

A classificação das microestruturas constituintes da zona de fusão (ZF), será feita de acordo com o mesmo procedimento de classificação em Modenesi (2004), no seu trabalho literário sobre componentes estruturais do aço. A evolução da ferrita tem uma dependência com elementos de liga, principalmente o manganês. A redução da temperatura de mudança de fase eutetóide permite a formação de uma quantidade maior de ferrita na microestrutura.

Conforme o autor citado, para solda em um só passe a microestrutura da zona de fusão (ZF) será formada por estruturas da decomposição da austenita em ferrita, durante o ciclo de resfriamento contínuo, sendo que, a ferrita assume diferentes morfologias, denominadas: ferrita acicular (AF); ferrita de contorno de grão ou alotrimórfica PF(G); ferrita intragranular ou idiomórfica PF(I); ferrita alinhada com segunda fase ou de Widmanstätten FS(A); ferrita com segunda fase não alinhada FS(NA), agregado ferrita-carbeto (FC) e martensita (M). Na figura 36 temos a microestrutura da zona de fusão do corpo de prova (A1).

Na microestrutura do corpo de prova em menos vazão e menor massa de fluxo ativo (A1) é possível a visualização de grande concentração de ferrita-carbeto (FC), constituinte endurecedor da matriz da zona de fusão. Alguns traços de ferrita acicular (FA), e distribuição de ferrita secundária não alinhada FS (NA). A micrografia a seguir (Figura 38), corresponde a ZF do CP (A1).

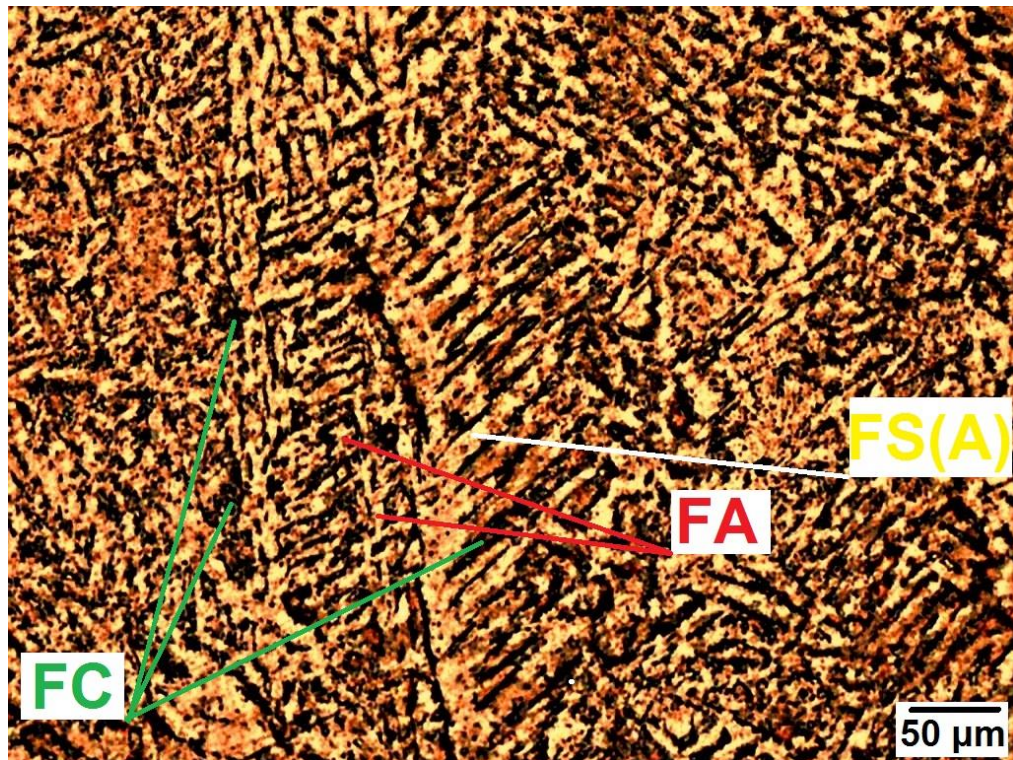
Figura 38– Zona de fusão (ZF) CP (A1)



Fonte: Próprio autor

. Na micrografia (Figura 39) está representada a zona de fusão do corpo de prova (B2).

Figura 39 – Zona de fusão CP (B2)



Fonte: Próprio autor

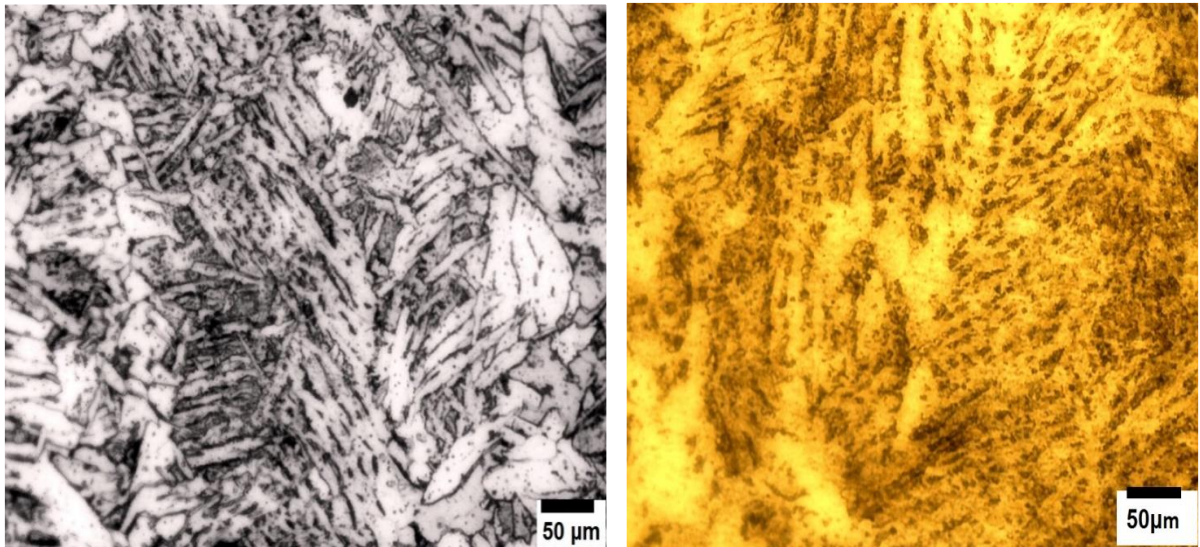
Na matriz das zonas de fusão dos CP (B2) as formas de ferrita comum em aço carbono submetido a soldagem em um único passe são observadas. Ainda na composição ferrita alinhada com segunda fase ou de Widmanstatten FS(A), podemos identificar entre a composição do CP (A1) e do CP (B2), um aumento de ferrita e diminuição da concentração de ferrita-carbeto (FC), comprovando o efeito do manganês (Mn), como um agente redutor da temperatura eutetóide, propiciando que mais austenita se transforme em ferrita.

Ainda em (B2) é possível visualização de ferrita de contorno de grão PF(G), ferrita não alinhada ou de segunda fase FS(NA). É possível observar formas semelhantes a ferrita acicular FA e, ainda na composição microestrutural, podemos identificar uma considerável formação de ferrita intragranular ou idiomórfica PF(I).

Para os CP's (A3) e (B1) a seguir é possível acompanhar a evolução da ferrita e a redução dos agregados de ferrita e carbeto (FC), com o aumento da

massa de fluxo ativo e aumento da vazão do gás de proteção. Seguem na (Figura 40), zona de fusão dos CP's (A3) e (B1).

Figura 40 – Zona de fusão (ZF); (a) CP A3 e (b) CP B1



Fonte: Próprio autor

(a)

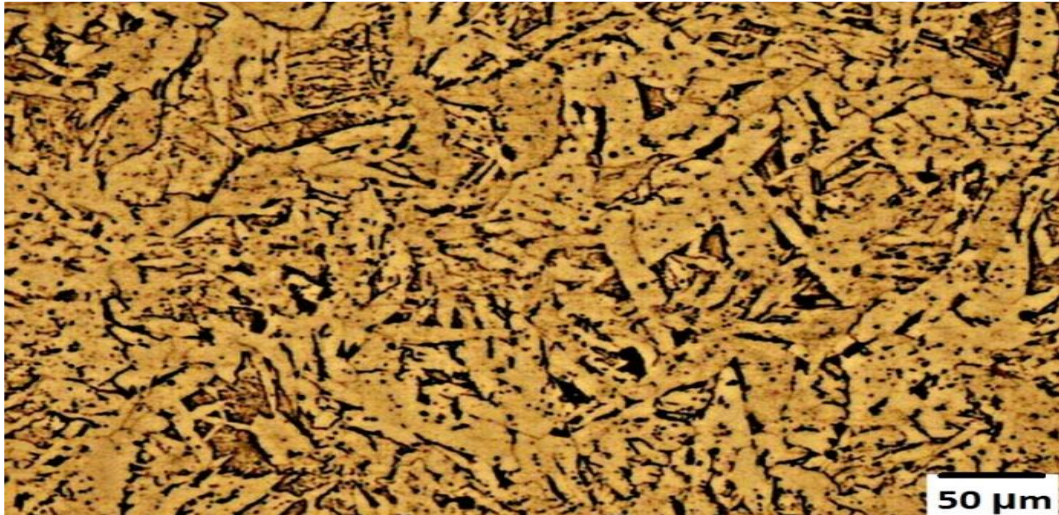
(b)

Podemos identificar ferrita de segunda fase alinhada ou de Widmanstätten FS(A), ferrita de segunda fase não alinhada FS(NA), de contorno de grão PF(G) ou alotriomórfica, além de ferrita acicular (AF) e intragranular ou idiomórfica PF(I). As zonas de fusão dos dois corpos de prova apresentam estrutura ferrítica em agregados intragranular, embora a presença da estrutura ferrita e carbeto (FC), também esteja presente nas regiões analisadas, em menor quantidade. O aumento significativo de ferrita e redução dos aglomerados de ferrita- carbeto (FC), estaria associado ao efeito do manganês em difusão na austenita, formando solução substitucional estável, e reduzindo a temperatura de transformação em equilíbrio da austenita.

Podemos visualizar na micrografia a seguir, a zona de fusão da solda convencional realizada sem fluxo ativo e em menor vazão do gás de proteção CO₂, matriz característica de solda em aço carbono realizada no processo GMAW/MAG, em único passe. Na micrografia da zona de fusão do CP não fluxado (NF) a seguir, formas de ferrita estão representadas, além do agregado ferrita-carbeto (FC).

Na matriz é visível ferrita de segunda fase não alinhada FS(NA), de contorno de grão PF(G), ou alotriomórfica, ferrita acicular (AF) e ferrita intragranular ou idiomórfica PF(I). Segue a microestrutura do CP (NF), (Figura 41).

Figura 41 – Zona de fusão (ZF), solda NF

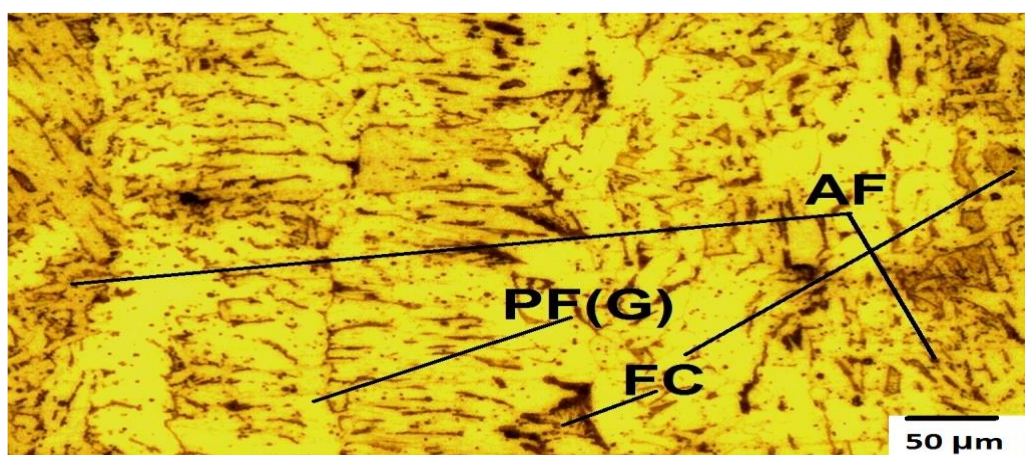


Fonte: Próprio autor

Analisando as duas micrografias da região da zona de fusão do corpo de prova não fluxado e do CP (C3), com máxima vazão de gás de proteção 100%CO₂, podemos observar a evolução da ferrita sobre a zona de fusão, reduzindo a cementita e aumentando a matriz ferrítica.

Na Figura 42 temos a zona de fusão do corpo de prova em maior fluxo ativo e maior vazão do gás de proteção.

Figura 42 – Zona de fusão (ZF) do corpo de prova (C3)



Fonte: Próprio autor

A dissolução do manganês na austenita, baixando a temperatura eutetóide, depois de reduzir o carbono na região de cementita, promove um maior desenvolvimento da ferrita

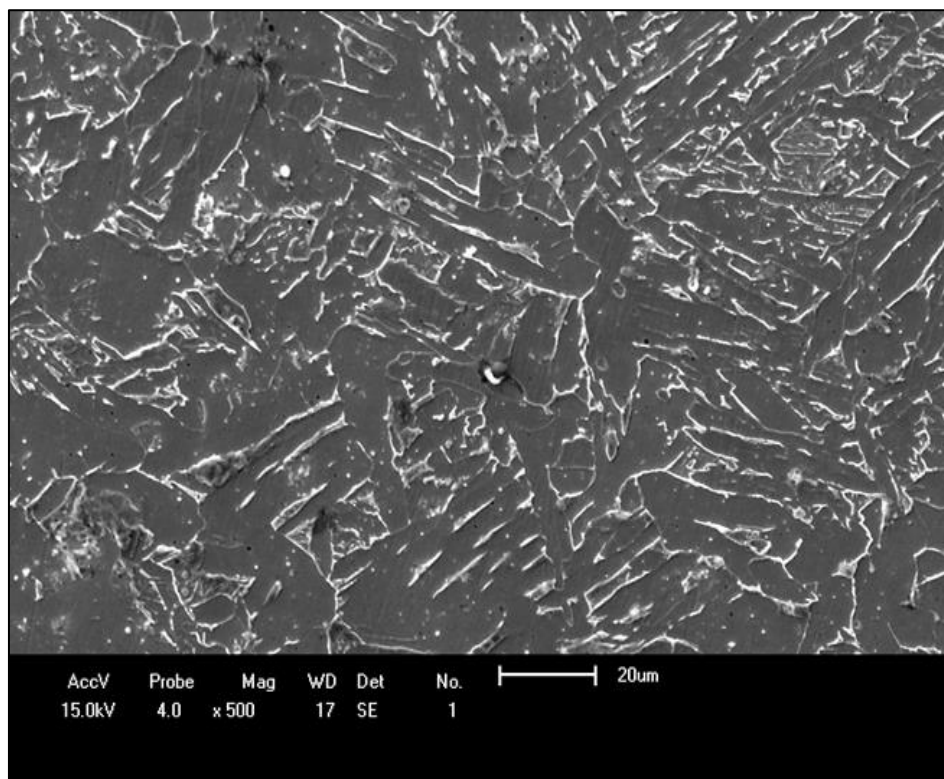
4.7.2 Análise micrografias zona de fusão (ZF) MEV

Analizando a ZF – 500X do corpo de prova convencional em Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), visualiza-se as formas de ferrita descritas por Modenesi (2002), em seu trabalho literário sobre microestrutura de soldagem.

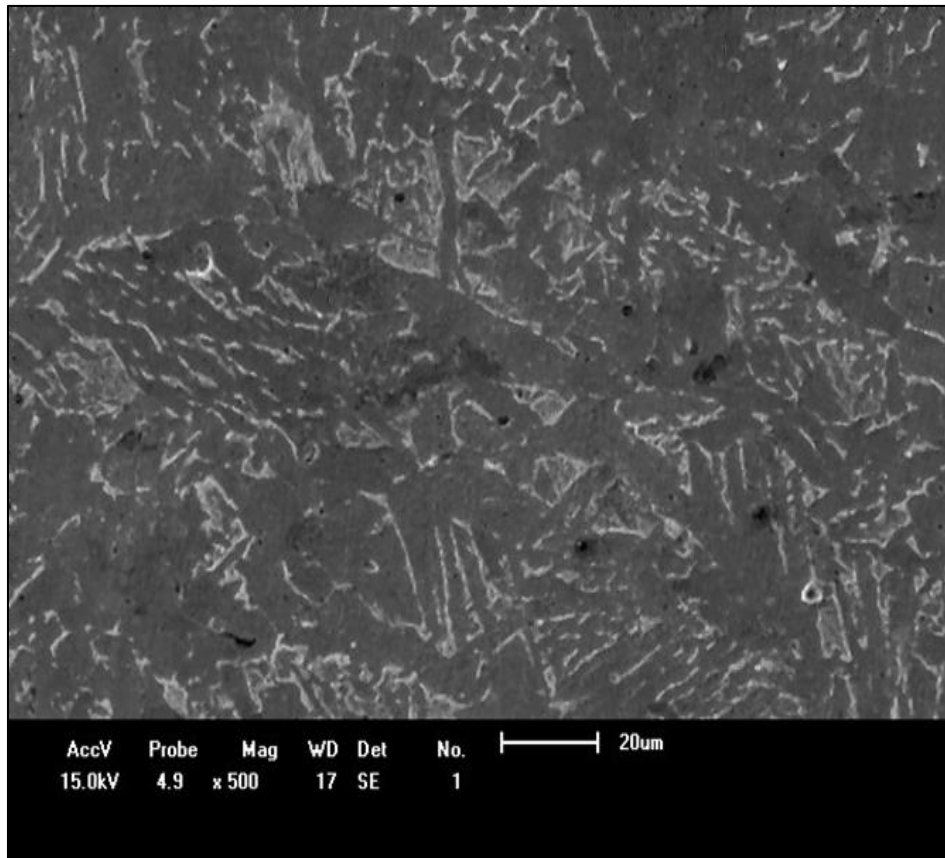
A solda (C3) em maior vazão de gás de proteção 100%CO₂, e maior massa de fluxo ativo, quando analisada por imagens do MEV, observa-se o aumento de ferrita poligonal intragranular PF(I), e redução da forma ferrita de contorno de grão PF(G), mais consistente na solda convencional em menor vazão.

Podemos visualizar as duas zonas de fusão dos CP's não fluxado e ativado (C3), (Figura 43).

Figura 43 – (a) Zona de fusão (ZF); (b) CP (NF) e CP (C3) 500X



(a)

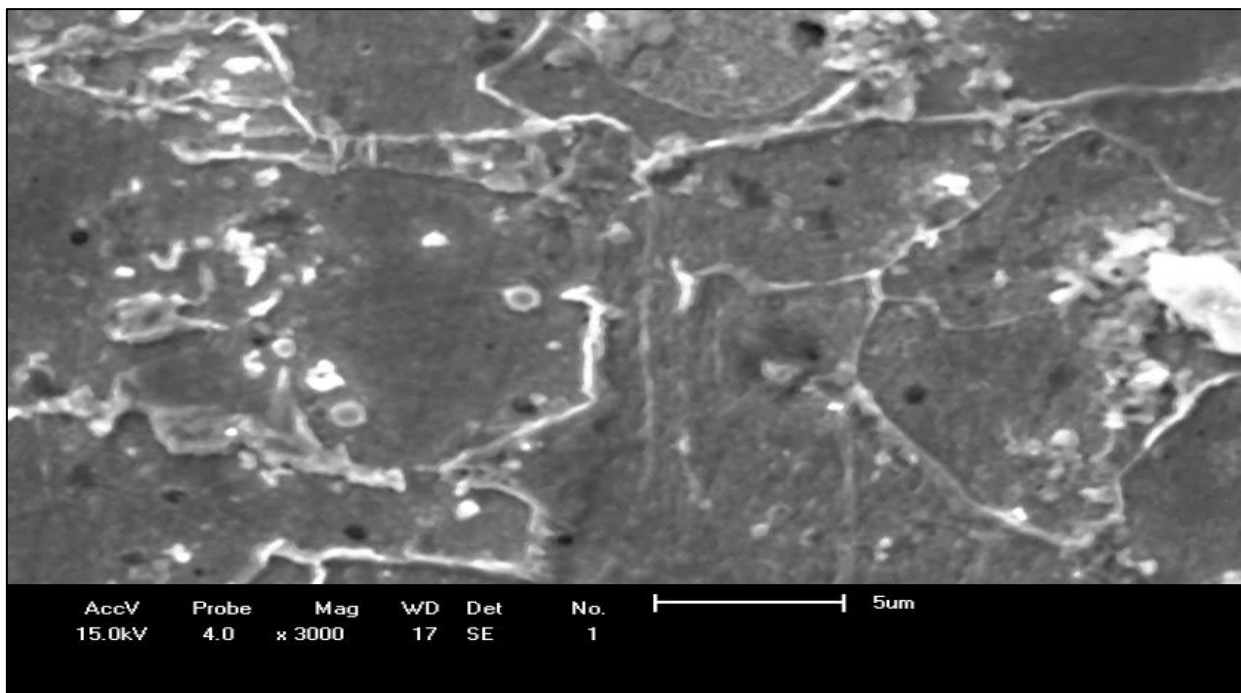


Fonte: Próprio autor (b)

Na micrografia da zona de fusão do corpo de prova CP (B2), com ampliação de 3000x, (Figura 44), temos em destaque ferrita de contorno de grão e pequenas porosidades, durante o processo de soldagem, na dissociação material óxido e do gás de proteção. A liberação do oxigênio em forma gasosa ou na forma de monóxido de carbono (CO) tende a promover essa descontinuidade.

Nas peças ativadas devido a maior atividade gasosa, podemos observar um pequeno aumento de porosidade em relação a peça referencial, apenas um pouco menor diametralmente. Nessas condições de soldagem é de se considerar o aumento da vazão do gás de proteção, e maior atividade de dissociação, como um potencial formador de porosidade, em conjunto com a massa crescente do material ativador. Segue (Figura 44), micrografia referente a zona de fusão do CP (B2).

Figura 44 – Zona de fusão (ZF) MEV PC (B2) 3000X



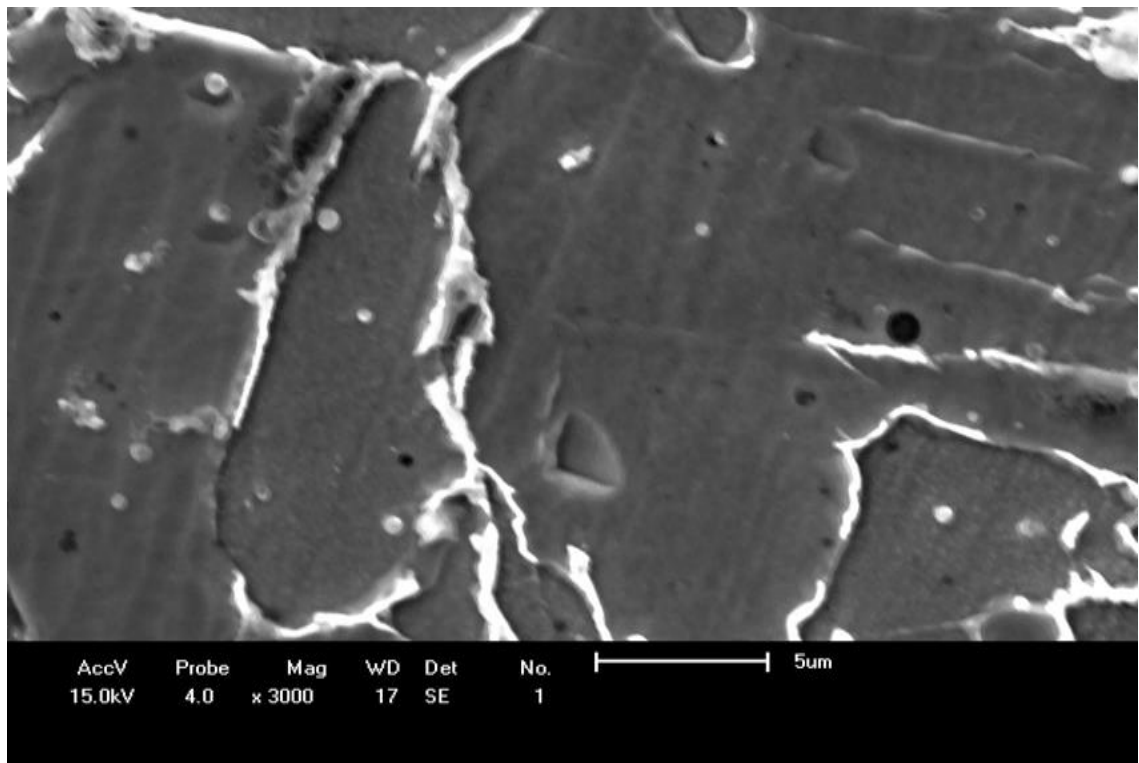
Fonte: Próprio autor

A visualização de ferrita de contorno de grão PF(G), e caracterização de porosidade reduzida, quando comparada com a zona de fusão do CP (B2), embora diametralmente maior do que os poros registrados nos CP's ativados. As regiões analisadas são de formação ferrítica numa matriz predominantemente perlítica.

A composição microestrutural e a matriz da zona de fusão (ZF), mesmo apresentando um acréscimo de ferrita, em consequência do efeito manganês, como agente redutor da temperatura eutetóide, não apresentou nenhuma descontinuidade comprometedora para uma avaliação da solda.

A zona de fusão da solda convencional em menor vazão (NF) com apresenta uma composição de ferrita mais reduzida, em relação as peças em fluxo ativo, com predominância de ferrita de contorno de grão PF(G) em destaque. O efeito dos gases gerados no processo de soldagem, principalmente o monóxido de carbono (CO), gerou um número reduzido de porosidade na matriz da zona de fusão (ZF), embora, essa descontinuidade apresentasse uma medida superior no diâmetro, em relação às medidas diametraais da porosidade em soldas ativadas, caracterizando forte atividade gasosa concentrada em regiões da ZF. A micrografia do CP (NF) da Zona de fusão, (Figura 45).

Figura 45– Zona de fusão (ZF), CP (NF) 3000X MEV



Fonte: Próprio autor

5 CONCLUSÃO

A modalidade MAG em fluxo ativo (A-MAG), ainda pouco pesquisada, num futuro próximo, poderá representar uma importante aplicação, como:

- soldagem GMAW/MAG, atualizando a química dos seus arames à nova realidade mundial da produção do aço;
- o uso como agente na transferência de elementos de liga, compensando as perdas desses elementos na solda, quando o parâmetro vazão do gás de proteção CO_2 aumenta;
- na possibilidade de soldagem em chapas finas de aço com redução do reforço e descontinuidade distorção angular;
- uso de fluxo ativo de natureza refratária, na viabilidade de mudanças dos parâmetros geométricos, principalmente como atenuante de penetração na recuperação de peças e revestimento duro;
- uso de fluxo ativo no processo GMAW/MAG quando da soldagem em superfícies metálicas oxidadas.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Avaliar uma definição de parâmetros de soldagem que permita melhor acabamento superficial do cordão utilizando fluxo ativo e o mesmo arame ER 70S-6 de 1 mm de diâmetro, em processo de curto-circuito.

2. Estudo de solda em superfície oxidada, por transferência metálica em curto-circuito, utilizando os mesmos parâmetros dessa pesquisa, para análise da formação de porosidade, em referência a um procedimento convencional de solda.

3. Estudo de soldagem GMAW/MAG em fluxo ativo, na recuperação de peças e revestimento duro, para comprovação da redução no parâmetro penetração da solda.

7 BIBLIOGRAFIA.

ANDRADE, L.G.D, et al. **Efeito do Teor de Carbono do Metal de Base e da Alma do Eletrodo Revestido Sobre a Porosidade em Soldas Molhadas**. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Minas Gerais. Congonhas: 2010.

American Welding Society. **Welding Handbook: Welding Science and Technology**. 9ª ed. Miami: 2001. 985 p.

BRACARENSE, A.Q.; Liu, S. **Chemical Composition Variations in Shielded Metal Arc Welds**. *Colorado School of Mines*. Illinois St: 1993.

BARBEDO, N. D. D. **Avaliação Comparativa dos Processos de Soldagem GMAW e FCAW Utilizando Aço ASTM A-36 para Verificar a Soldabilidade, Propriedades Metalúrgicas e Geométricas, e Resistência Mecânica**. UFI. Itajubá 2011. 82 p.

BRAGANÇA, S. R. **Corrosão de refratários na siderurgia. Parte II: Propriedades físicas dos refratários e fatores operacionais**. UFRS. Porto Alegre, 2012.

Centro de conhecimento ESAB, Google Analytics, disponível em:<
http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/diluicao_solda_revestimento.cfm>.
Acesso em 26 de julho de 2016.

CANTO, M. A. A. **Influência dos Gases de Proteção Utilizados no Processo MIG/MAG sobre as Propriedades Mecânicas do Metal de Solda**. UFRS. Porto Alegre: 1990. 128p.

SILVA, A. L.C; Mei, S.P.R. **Aços e Ligas Especiais**. Câmara Brasileira do Livro. São Paulo: 1988, 512 pg.

CUIURI, D, Norrish, J; Cook, C. D. **Novel control Techniques for CO₂ Shielded Gas Metal Arc Welding**. University of Wollongong. Wollongong-Austrália: 2003.

DHINDSA, G. S. et al. **Effect of activated TIG Welding Processo on Depth of Penetration in Carbono Steel (SA516 GR – 70)**. Department of Mechanical Engineering. Punjab, India, 2016.

ESAB Brasil. **Manual Smashweld 257 Manual do Usuário e Peças de Reposição**. Belo Horizonte: ESAB, 07.2012, 32 p

FORTES, C. **Apostila soldagem MIG/MAG**. Assistência Técnica ESAB BR. Belo Horizonte: 2005. 68 p.

FORTES, C. **Arames Tubulares, Literatura ESAB BR**, Contagem, 101 p. Maio, 2004.

GOMES, E.B. **Análise do comportamento da soldagem por curto-circuito aplicado ao processo eletrodo tubular através da metodologia Taguchi**. Instituto de Engenharia Mecânica. UFI. Itajubá: 2004.

GENCULU, S. **Structural Steel Welding**. Virgínia USA: PDH Course S150, 2007. 18 p. **International Union of Pure and Applied Chemistry**. Disponível em: <<http://www.chem.qmul.ac.uk/iupac/>>. Acesso em 21 de janeiro de 2017

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2ª ed. Wisconsin: Wiley-Interscience – 2003, 486p.

Lincoln Electric. **Gas metal arc welding: product and procedure selection**. Lincoln Global Inc. Cleveland, 2014. 96p

MACHADO, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas**. Porto Alegre, 1996. 491p.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**. Belo Horizonte: UFMG, 2002. 67p.

MODENESI, P. J. **Introdução à física do arco elétrico e sua aplicação na soldagem de metais**. Belo Horizonte: UFMG, 2007. 151p.

MODENESI, P. J.; Marques, P. V.; Santos, D. B. **Introdução a metalurgia de soldagem**. Belo Horizonte: UFMG, 2012. 209p.

MODENESI, P. J. **A química da formação do cordão na soldagem TIG (The chemistry of TIG weld Bead Formation)**. UFMG. Belo Horizonte, 2013.

MODENESI, P. J.; Reis, R. I. **Modelagem da fusão do eletrodo no processo de soldagem MIG/MAG**. Belo Horizonte: UFMG, 2004.

MARQUES, P. V.; Modenesi P. J.; Bracarense, A. Q. **Soldagem fundamentos e tecnologia**. 3ª ed. Editoraufmg. Belo Horizonte. 2009.

Nascimento F. J. P. P. et al. **Estudo comparativo da geometria do cordão de solda, variando-se alguns parâmetros de processo de soldagem**. Universidade Federal Fluminense. Volta Redonda: 2015

OKUMURA, T.; Taniguchi, C. **Engenharia de soldagem e aplicações**. Rio de Janeiro: LTC, 1982. 493p.

PATEL, T. M.; Patel, K. R. **Parametric optimization of gas metal arc welding process using activated flux for SS304 by Taguchi method**. Mechanical Engineering Department, LDRP. Gandhinagar. 2015.

RIBEIRO, J.L.D.R.; Caten, C.S. **Projeto de Experimentos**. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Produção. UFRS. Porto Alegre: 2011

Ribeiro, A. B. N. et al. **Medição da taxa de diluição de juntas soldadas através processamento digital de imagens**. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia – IFCE. Fortaleza: 2010

RICHETTI, A.; Ferraresi, V. A. **A aplicação de fluxo ativo na soldagem TIG e Plasma**. UFU/FEMEC. Uberlândia, 2007.

ROMEIRO, S.B.B. **Química da Siderurgia**. Instituto de Química. UFRS. Porto Alegre:1997

RIBEIRO, G. S. **Crescimento de cristais de corídon e esmeralda pelo método de evaporação por fluxo**. Departamento de Recursos Minerais. UFMT. Cuiabá:2010

SOUZA, C. I. Ferraresi, V. A. **Análise comparative dos processos de soldagem GMAW e FCAW com transferência metálica por curto-circuito na posição horizontal**. Uberlândia. UFU. 2013

SALES, J.C. Efeito do tipo de gás de proteção sobre o desempenho do arame tubular AWS E71T-1, utilizando processo convencional e pulsado. Departamento de engenharia Mecânica e Produção. UFC. Fortaleza: 2002.

VARBAI, B. Kormos, R.; Májlínger, K. **Effects of active fluxes in gas metal arc welding. Department of Materials Science and Engineering**. Budapeste: 2016.

VLACH, S.R.F. **Classe dos Tectossilicatos: guia geral da teoria e exercícios**. Instituto de Geociência USP. São Paulo: 2006

ZIBEROV, M. et al. **Influência das forças atuantes na geometria da poça de fusão em soldagem a arco: uma revisão**. UFU. Uberlândia, 2015.

.