

ALESSANDRA GOIS LUCIANO DE AZEVEDO

SOLDAGEM A-TIG EM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2012

ALESSANDRA GOIS LUCIANO DE AZEVEDO

SOLDAGEM A-TIG EM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA.**

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Valtair Antônio Ferraresi

Co-orientador: Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias

UBERLÂNDIA - MG

2012

FICHA CATALOGRÁFICA

OFERECIMENTO

A Deus

Ao meu esposo, Flávio Azevedo

Ao amado Kaynã

Aos meus pais, José Lúcio e Rose-Mary

Aos meus irmãos, Alessandro, Alcínio, Aline e Alana

Aos meus tios, Máximo Valério e Miranice Bárbara

Aos meus avós.

AGRADECIMENTO

Ao meu marido, Flávio, pela amizade, amor, companheirismo e apoio durante toda essa jornada.

À minha família, pelo apoio constante nos momentos difíceis e por acreditarem em mim.

Ao professor e orientador Dr. Valtair Antonio Ferraresi, a quem aprendi a admirar e respeitar durante esses anos de trabalho, não só pela orientação bem como pela amizade, apoio, compreensão e incentivo para a realização deste trabalho.

Ao professor e Co-orientador Dr. Jesualdo Pereira Farias, por quem tenho grande admiração e respeito, pelo apoio, incentivo constante, orientação e confiança em mim depositada.

Ao Curso de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da UFU, pela oportunidade de realização deste trabalho.

Aos professores da pós-graduação, em especial aos professores Dr. Américo Scotti e Dr. Louriel Vilarinho, pelos ensinamentos e contribuições nas discussões dos resultados.

Aos professores, técnicos e bolsistas LAPROSOLDA/UFU, pelo apoio técnico e laboratorial, sem os quais não seria possível a realização deste trabalho.

Aos professores e bolsistas do ENGESOLDA/UFC, pelo apoio técnico e estrutural indispensáveis para execução de parte deste trabalho.

À Universidade Federal de Sergipe e aos colegas do Núcleo de Engenharia Mecânica/UFS pelo apoio e compreensão nos momentos em que tive que me dedicar ao desenvolvimento deste trabalho.

Ao amigo Cleiton Carvalho da Silva, professor da UFC, pela atenção, apoio, incentivo e contribuições essenciais para o desenvolvimento deste trabalho.

À Arcelor Mittal Inox Brasil, pelo fornecimento do material de base utilizado nos experimentos.

Aos amigos Alexandre, Carlos Eduardo, Temístocles, Venceslau, Peter, Luana, Camila, Cynara, Tereza, Ângelo, Cristiane, André Richetti, Priscila e Maria Alzira pelo incentivo, apoio e momentos de desconstrução.

Ao CNPq, pela bolsa e apoio financeiro para a realização deste trabalho.

Aos técnicos Lazinho, Passarinho e Carlão pelo apoio dado no desenvolvimento dos dispositivos utilizados na realização deste trabalho.

Aos meus sogros, Lucélia e Hormino e meus cunhados e cunhadas, pelas palavras de motivação e pelo carinho.

Aos meus irmãos, pelas horas de descontração na batida do violão, com Tandinho e Helber ou som da bela voz de Michelle Lima, sem me esquecer das tiradas divertidas do meu irmão Neto. Agradeço ainda a minha irmã caçula Alana, por cuidar de mim quando precisei.

Azevedo, A. G. L. de, 2011, "Soldagem A-TIG em Aço Inoxidável Ferrítico". Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG.

Resumo

O uso de fluxo ativo no processo de soldagem TIG pode ser uma alternativa para aumentar a velocidade de soldagem do processo, pois esta técnica permite o aumento da profundidade de penetração do cordão de solda mantendo os mesmos parâmetros empregados no TIG convencional. A principal desvantagem desta técnica reside principalmente na propensão à formação de uma camada oxidada sobre o cordão de solda o que pode também acarretar num acabamento superficial ruim. Uma forma de tirar proveito desta técnica garantindo um bom acabamento do cordão é aplicar o fluxo de tal maneira que, ao invés de uma camada que cubra toda a superfície da chapa, sejam feitas duas faixas de fluxo, separadas por uma distância predeterminada, definida como parâmetro "a". Esta técnica é chamada neste trabalho de Técnica da Constrição Controlada (TCC). Desta forma, a camada de fluxo isola eletricamente certas regiões da superfície da peça direcionando a região de incidência do arco e, como a diluição do fluxo na poça de solda é menor, alia-se a vantagem do aumento de penetração com o bom acabamento do cordão de solda. O objetivo desta pesquisa é verificar e analisar a influência do uso da Técnica da Constrição Controlada com o processo A-TIG na soldagem do aço inoxidável ferrítico; identificar e quantificar os principais fenômenos envolvidos como, aumento da penetração, alterações no arco voltaico e as possíveis modificações nas propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço ferrítico. Para isso, realizou-se a soldagem do aço inoxidável ferrítico empregando a técnica da constrição controlada variando-se a largura do parâmetro "a", a distância eletrodo-peça, a corrente de soldagem e a velocidade de soldagem. Foi possível observar que a geometria do cordão de solda sofre modificações como redução na largura e aumento da penetração do cordão de solda para todos os casos em que se empregou o fluxo ativo. Porém, não foi possível um aumento da velocidade de soldagem com os parâmetros empregados. Quando empregada a Técnica da Constrição Controlada em uma junta desalinhada, os dados comprovaram que é possível conseguir resultados de desvios satisfatórios no arco, ou seja, direcioná-lo para a borda da junta, com a utilização de fluxo ativo e a modificação tanto do parâmetro "a" quanto do desalinhamento na tocha (d_i). A aplicação desta técnica não provocou alterações nem na tenacidade nem na microestrutura da zona fundida.

Palavras chave. Aço inoxidável ferrítico, soldagem, A-TIG, técnica da constrição controlada.

Azevedo, A. G. L. de, 2011, "A-TIG welding in Ferritic Stainless Steel". Doctoral Dissertation, Federal University of Uberlândia, Uberlândia, MG, Brazil.

Abstract

The use of active flux in TIG process can be an alternative to increase the productivity since this technique increases the depth of penetration of weld bead maintaining the same parameters of conventional TIG welding. The results obtained indicate that the use of the traditional way of flux application tend to produce slag, which is hard to remove. In order to avoid this problem, are approach is by applying two flux strips alongside the joint, separated by a predetermined distance, defined as parameter "a". This technique is called Contraction Controlled Technique (CCT). The result with this methodology was satisfactory, allowing increasing the depth of penetration and ensuring a good weld bead surface finish. The objective of this research is to verify and analyze the influence of the use of Contraction Controlled Technique with the A-TIG process in the welding of ferritic stainless steel. It also aims to identify and quantify the main phenomena involved such as increase of the penetration, the changes in the arc, and changes in mechanical and metallurgical properties of the ferritic steel. For this purpose, it were done welding of ferritic stainless steels surfaces using the Contraction Controlled Technique, varying the width of the parameter "a", the distance between the piece and the electrode, the electrical current and welding speed. It was observed that the geometry of the weld beads has suffered modifications such as reduction in width and increased of the penetration of the weld beads for all cases where the active flux was used. The use of the active flux in TIG welding process is a technique that allows the increased of penetration depth of weld maintain keeping the same parameters used in the conventional TIG. However, it was not possible to increase the speed of the welding within the parameters used. When it was employed the technique of controlled contraction in a disalignment joint, the data showed that it is possible to improve results of arc direction, direct it to the edge of the board, using active flux and modifying both the parameter "a" and the deviation of the torch (dt). The application of this technique did not cause changes in the toughness or in the microstructure of the fusion zone the ferritic stainless steel.

Keywords: Ferritic stainless steel, welding, A-TIG.

Índice das Figuras

Figura 2.1 – Diagrama Fe-Cr (MODENESI, 2001)	12
Figura 2.2 – Deslocamento da linha de separação dos campos γ e $(\alpha + \gamma)$ no sistema Fe-Cr através de adições de carbono e nitrogênio (MODENESI, 2001 apud PECKNER, 1977).....	13
Figura 2.3 – Microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico (LIPPOLD, 2005).....	14
Figura 2.4 – Curva de transformação de fases temperatura-tempo para o aço inoxidável ferrítico 25Cr-3Mo-4Ni (KRAUSS, 2005)	18
Figura 2.5 – Diagrama de Schaeffler adaptado para a soldagem (MODENESI, 2001).....	21
Figura 2.6 – Diagrama de Balmforth e Lippold com aços ferríticos sobrepostos (LIPPOLD, 2005)	22
Figura 2.7 - Microestrutura da zona fundida com Ar como gás de proteção (a) ER430; (b) ER430Ti e (c) ER430LNb (FERRARESI et al, 2008)	23
Figura 2.8 – Micrografia pelo MEV de superfícies de fraturas. a) Estrutura dúctil; b)Estrutura frágil (clivagens) (KRAUSS, 2005)	25
Figura 2.9 – Variação na resistência à fratura com espessura do material (SMALLMAN e BISHOP, 1999)	26
Figura 2.10 - Mecanismo de constrição do arco com fluxo ativo (PERRY ET AL., 1998)	29
Figura 2.11 – Tensão de superfície e correntes de convecção. a) Gráfico com a presença de elementos tenso-ativos e a morfologia do cordão; b) Metal puro ou com adição de enxofre e a morfologia do cordão (PERRY, 2000).....	31
Figura 2.12 - Aquecimento do arco. Vista lateral (MARYA, 2004).....	33
Figura 2.13 – Seqüência mostrando a transição do formato da poça fundida do TIG para o A-TIG (MARYA, 2004)	34
Figura 2.14 – Sequência de imagens mostrando a influência do fluxo sobre o formato da poça de solda. Os números indicam a seqüência dos quadros de filmagem, com um intervalo de 48 ms entre um quadro e outro (VILARINHO, 2009)	36
Figura 2.15 - Procedimento para aplicação da camada de fluxo ativo (RICHETTI, 2003)	37
Figura 2.16 - Exemplo de desalinhamento que pode ser corrigido com a técnica do direcionamento do arco com um trajeto de fluxo (RICHETTI, 2003).....	38
Figura 2.17 - Teste realizado com trajeto de fluxo em zig-zag (RICHETTI, 2003).....	38
Figura 2.18 – Arco de soldagem. a) vista frontal e b) lateral, ambos 100 A, sem fluxo; c) vista frontal e d) lateral, ambos 100 A, com fluxo; e) vista frontal e f) lateral, ambos 200 A, sem fluxo; g) vista frontal e h) vista frontal, ambos	

200 A, com fluxo (MARYA, 2004)	39
Figura 2.19 – Resultados dos processos de soldagem A-TIG para diferentes materiais empregando o mesmo fluxo ativo (DONG e KATAYAMA, 2004)	40
Figura 2.20 – Microestrutura da zona fundida do aço duplex SAF 2507: (A) sem fluxo; (B) com fluxo óxido (AMES,2002)	41
Figura 3.1– Diagrama de Balmforth para aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos soldados (LIPPOLD, 2005)	45
Figura 3.3 – Microestrutura óptica do material tratado em forno tipo Box mostrando a presença de precipitados nos contornos e no interior dos grãos. (a e b) MEV	47
Figura 3.4 – Esquema da bancada experimental	48
Figura 3.5 – Fluxograma das etapas para realização do trabalho	50
Figura 3.6 – Suporte de soldagem dos corpos de prova de 4,0 mm	51
Figura 3.7 – Suporte de soldagem dos corpos de prova de 6,4mm	52
Figura 3.8 – Esquema de soldagem com fluxo ativo (RICHETTI, 2003).....	53
Figura 3.9 – Metodologia para realização da faixa e aplicação do fluxo. 1) Colocação da faixa; 2) Aplicação do fluxo; 3) Retirada da faixa, ficando o caminho sem fluxo (parâmetro “a”).....	55
Figura 3.10 – Corte para análise macrográfica	56
Figura 3.11 – Esquema das medidas geométricas realizadas	57
Figura 3.12 – Desenho esquemático dos pontos das impressões de microdureza	59
Figura 3.13 – Esquema de retirada dos corpos de prova charpy	60
Figura 3.14 – Dimensões do corpo de prova charpy e posicionamento do entalhe na zona fundida	60
Figura 3.15 – Região medida no arco	61
Figura 3.16 – Exemplo de montagem do gráfico	62
Figura 3.17 – Sistema automático de soldagem com movimentação do corpo de prova.....	63
Figura 3.18 - Posicionamento do sensor. a) posição 1; b) posição 2.....	64
Figura 4.1 – Esquema da mesa de trabalho indicando os pontos de saída do gás de purga	66
Figura 4.2 – Teste 7 com condição de $I = 300 \text{ A}$ e $V_s = 20 \text{ cm/min}$. (a) superfície do cordão de solda; (b) raiz do cordão de solda	67
Figura 4.3 – Teste 8: com condição $I = 300 \text{ A}$ e $V_s = 30 \text{ cm/min}$. (a)superfície do cordão de solda; (b) raiz do cordão de solda	67
Figura 4.4 – Corte transversal do cordão de solda mostrando o perfil do cordão de solda do teste 8 da Tabela 3.3. $I = 300 \text{ A}$ e $V_s = 30 \text{ cm/min}$	68

Figura 4.5 – Aspecto do cordão de solda do teste 2 da Tabela 4.4.....	69
Figura 4.7 – Esquema mostrando o desalinhamento (“dt”) da tocha em relação ao centro da junta	72
Figura 4.8 – Teste 4 da Tabela 4.6: a) face do cordão; b) raiz do cordão	73
Figura 4.9 – Raiz do cordão de solda: a) Teste 2; b) Teste 3.....	74
Figura 4.10- Comparativo entre a variação de tensão e o parâmetro “a”	78
Figura 4.11– Aspecto cordão de solda, “a” = 7,0 mm a) Teste 5 - DEP = 4,5 mm; b) Teste 11 – DEP = 3,0 mm.....	79
Figura 4.12– Aspecto cordão de solda, “a” = 9,0 mm: a) Teste 6 – DEP = 4,5 mm; b) Teste 12 – DEP = 3,0 mm.....	79
Figura 4.13 – Comparativo entre a abertura (“a”) e a largura do cordão de solda para as duas DEP empregadas	80
Figura 4.14- Comparativo entre o parâmetro (“a”) e a penetração do cordão de solda para as duas DEP empregadas	81
Figura 4.15– Comparativo entre a abertura (“a”) e a relação P_f/P_{sf} apresentada na Tabela 4.11.....	82
Figura 4.16– Comparativo entre a abertura (“a”) e a relação P/L apresentada na Tabela 4.11.....	83
Figura 4.17 – Aspecto do cordão de solda dos testes da Tabela 4.13	85
Figura 4.18 – Influência do tipo de fluxo sobre a largura dos cordões de solda para as duas relações de energia empregadas	86
Figura 4.19 - Influência do tipo de fluxo sobre a penetração dos cordões de solda para as duas relações de energia empregadas.....	87
Figura 4.20 – Influência do tipo de fluxo sobre a relação penetração/largura dos cordões de solda para as duas relações de energia empregadas.....	87
Figura 4.21 – Comparativo entre as velocidades de soldagem com relação à penetração em função da corrente de soldagem	90
Figura 4.22 – Gráfico comparativo entre os resultados dos aços utilizados	91
Figura 5.1 – Esquema do aparato de medição do desalinhamento da tocha	95
Figura 5.2 – Esquema de medição do desalinhamento.....	96
Figura 5.3 – Média dos desalinhamentos na face do cordão de solda (valor de d em relação a dt).....	98
Figura 5.4 - Média dos desalinhamentos na raiz do cordão de solda (valor de d’ em relação a dt).....	98
Figura 5.5 – Efeito da DEP sobre o desalinhamento medido na face.....	99
Figura 5.6 – Efeito da DEP sobre o desalinhamento medido na raiz.....	100

Figura 5.7 – Efeito do desalinhamento da tocha e do parâmetro “a” sobre o desalinhamento medido na face do cordão.....	101
Figura 5.8 – Esquema do arco com o desalinhamento da tocha para “a” = 6,0 mm.....	101
Figura 5.9 – Destaque da poça de solda na soldagem A-TIG. a) poça na região sem fluxo, entrando na região com fluxo; b) poça sobre o fluxo; c) poça saindo do fluxo. As setas indicam a ação de repulsão sofrida na poça (VILARINHO, 2009)	102
Figura 5.10 – Efeito dos parâmetros “a” sobre o desalinhamento medido na face para as duas DEP para corrente de soldagem de 200 A.....	103
Figura 5.11 - Efeito do desalinhamento da tocha e do parâmetro “a” sobre o desalinhamento medido na raiz do cordão de solda	104
Figura 5.12 - Efeito dos parâmetros “a” sobre o desalinhamento medido na raiz para as duas DEP e corrente de soldagem de 200 A	105
Figura 5.13 – Efeito dos parâmetros “a” sobre o desalinhamento medido na raiz para as duas DEP e corrente de soldagem de 300 A.....	105
Figura 5.14 – Efeito do parâmetro “a” sobre a largura para uma DEP = 2 mm e corrente de 200 A	106
Figura 5.15 – Efeito do parâmetro “a” sobre a largura para uma DEP de 4 mm e corrente de 200 A	106
Figura 5.16 – Efeito do parâmetro “a” sobre a largura para uma DEP de 2,0 mm e corrente de 300 A	107
Figura 5.17 – Efeito do parâmetro “a” sobre a largura para uma DEP de 4 mm e corrente de 300 A	108
Figura 5.18 – Efeito do parâmetro “a” sobre a penetração do cordão de solda para uma DEP de 2,0 mm e corrente de 200 A.....	109
Figura 5.19 – Efeito do parâmetro “a” sobre a penetração do cordão de solda para uma DEP de 4,0 mm e corrente de 200 A.....	109
Figura 5.20 - Efeito do parâmetro “a” sobre a penetração do cordão de solda para uma DEP de 2,0 mm e corrente de 300 A.....	110
Figura 5.21 - Efeito do parâmetro “a” sobre a penetração do cordão de solda para uma DEP de 4,0 mm e corrente de 300 A.....	110
Figura 5.22 - Efeito da corrente de 200A, do parâmetro “a” e do desalinhamento da tocha sobre a área fundida do cordão de solda para uma DEP de 2,0 mm...	111
Figura 5.23 - Efeito da corrente de 200A, do parâmetro “a” e do desalinhamento da tocha sobre a área fundida do cordão de solda para uma DEP de 4,0 mm...	112
Figura 5.24 - Efeito da corrente de 300A, do parâmetro “a” e do desalinhamento da	

tocha sobre a área fundida do cordão de solda para uma DEP de 2,0 mm...	112
Figura 5.25 - Efeito da corrente de 300A, do parâmetro "a" e do desalinhamento da tocha sobre a área fundida do cordão de solda para uma DEP de 4,0 mm...	113
Figura 6.1. Aspecto visual dos cordões de solda. a) Fluxo A – TiO ₂ ; b) Fluxo B – FASTIG SS7; c) Fluxo C – PATIG; d) Fluxo d – GREEN; e) Fluxo E – Brown; f) Fluxo F - WHITE	117
Figura 6.2. Perfil do cordão de solda do corpo de prova sem fluxo ativo.....	119
Figura 6.3. Perfil dos cordões de solda empregando os diferentes tipos de fluxo apresentados na Tabela 6.1	119
Figura 6.4 – Macrografia do cordão de solda do ensaio soldados com fluxo PATIG	120
Figura 6.5. Microestrutura: (a) do metal de base – microestrutura ferrítica e (b) da zona fundida – microestrutura ferrita + martensita.....	120
Figura 6.6 - Microestruturas dos cordões de solda na zona fundida de cada corpo de prova.....	121
Figura 6.7 - Variação da microdureza com o tipo de fluxo do processo A-TIG.....	122
Figura 6.8 – Resultado do ensaio Charpy realizado no aço inoxidável ferrítico ASTM 410D sem soldar.....	124
Figura 6.9 – Resultados do ensaio Charpy com diferentes tipos de fluxo com os valores médios e desvio padrão. TCD = Técnica da Construção Controlada	126
Figura 6.10 – a) Micrografia da zona fundida do ensaio 1 – sem fluxo; b) Detalhe ampliado. Vilella's	128
Figura 6.11 – Micrografia da zona fundida do ensaio 2 – TiO ₂ . b) Detalhe ampliado. Vilella's	129
Figura 6.12 – a) Micrografia da zona fundida do ensaio 3 – FASTIG SS7. b) Detalhe ampliado. Ataque: Vilella's.....	130
Figura 6.13 - Micrografia da zona fundida do ensaio 4 – PATIG. Ataque: Vilella's.....	130
Figura 6.14 – Aspecto de fratura frágil com planos de clivagem. Visualizada através de microscopia eletrônica de varredura com a técnica de elétrons retroespalhados. Ensaio sem fluxo ativo.....	131
Figura 6.15 - Topografia da fratura - fluxo A (TiO ₂), A-TIG. a) Destaque da inclusão; b) EDX identificando a presença de manganês e cromo na inclusão	131
Figura 6.16 - Topografia - fluxo A (TiO ₂), TCC. a) Destaque da inclusão; b) EDX identificando a presença de cromo na inclusão.....	132
Figura 6.17 - Topografia da fratura - fluxo B (FASTIG SS7), A-TIG. a) Destaque da inclusão de óxido de enxofre e titânio; b) EDX identificando a presença	

de enxofre e silício na inclusão	133
Figura 6.18 - Topografia da fratura - fluxo B (FASTIG SS7), TCC. a) e c) Destaque da inclusão; b) e d) EDX: Presença de silício em (a); presença de enxofre e titânio em (c).....	133
Figura 6.19 – Topografia da fratura - fluxo C (PATIG), A-TIG. a) e c) Destaque da inclusão; b) e d) EDX: Presença de silício em (a); presença de alumínio, enxofre e cromo em (c).....	134
Figura 6.20 – Topografia da fratura - fluxo C (PATIG), TCC. a) e c) Destaque da inclusão; b) e d) EDX: Presença de silício e titânio em (a); presença de enxofre, titânio e cromo em (b)	135
Figura 6.21 - Análise comparativa do percentual de martensita, com valores médio e desvio padrão: (a) e ferrita (b) no cordão de solda para os ensaios com e sem fluxo ativo.....	136
Figura 6.22 – Quantificação de fases para os ensaios com o fluxo TiO ₂ . (a) micrografia; (b) medidas empregando o SRVNA.....	137
6.23 – Análise comparativa percentual de inclusões para os três fluxos empregados, com os valores médio e desvio padrão.....	138
Figura 6.24 – Macrografia da junta soldada e do corpo de prova Charpy-V ensaiado. Ensaio 5 – PATIG (TCC).....	139
Figura 6.25 – Esquema de medição da microdureza no Charpy.....	140
Figura 6.26 – Micrografia da Amostra 2, com fluxo TiO ₂ . Apresenta martensita com dureza média de 357HV. a) aumento de 50X; b) aumento de 200x.....	141
Figura 6.27 - Amostra 1, sem fluxo. Microdureza de 208HV. a) aumento de 50X; b) aumento de 200x.....	141
Figura 6.28 – Resultado das médias de microdureza com desvio padrão para os diferentes fluxos empregados	142
Figura 6.29 – Micrografia do corpo de prova sem fluxo: próximo a região do entalhe do corpo de prova Charpy após o impacto. Microscópio óptico. 50x.....	143
Figura 6.30 - Micrografia do Charpy ensaiado (TiO ₂ - TCC). a) Próximo ao entalhe presença de ferrita em matriz martensítica; b) Detalhe ampliado mostrando martensita	143
Figura 6.31 - Micrografia do Charpy ensaiado (TiO ₂ – A-TIG. a) Próximo ao entalhe; b) Centro do corpo de prova, ainda na zona fundida. Presença de ferrita em matriz martensítica.....	144
Figura 6.32 – Micrografia do Charpy ensaiado (FASTIG SS7-A-TIG). a) Próximo ao entalhe; b) Detalhe ampliado. Presença de ferrita em matriz martensítica.	

Amostra 6	144
Figura 6.33 - Micrografia do Charpy ensaiado (FASTIG SS7 - TCC). a) Próximo ao entalhe; b) Detalhe ampliado. Presença de ferrita em matriz martensítica. Amostra 7	144
Figura 6.34 - Micrografia do Charpy ensaiado (PATIG – A-TIG). a) Próximo ao entalhe; b) Centro do corpo de prova, ainda na zona fundida. Presença de ferrita em matriz martensítica. Amostra 4.....	145
Figura 6.35 - Micrografia do Charpy ensaiado (PATIG – TCC). a) Próximo ao entalhe; b) Detalhe ampliado mostrando impressão de microdureza em uma ferrita. Amostra 5	145
Figura 7.1 Fluxo Brown. a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – dados extraídos do MedeArco.....	150
Figura 7.2 – Fluxo Green. a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – Fluxo GREEN – dados extraídos do MedeArco.....	151
Figura 7.3 –Fluxo PATIG. a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – dados extraídos do MedeArco.....	152
Figura 7.4 – Fluxo FASTIG SS7. a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – dados extraídos do MedeArco.....	153
Figura 7.5 –Fluxo TiO ₂ . a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – dados extraídos do MedeArco.....	154
Figura 7.6 – Fluxo White. a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – dados extraídos do MedeArco.....	155
Figura 7.7 – Gráfico da medida da largura dos arcos na região de saturação da intensidade de luz.....	156
Figura 7.8 – Comparativo entre a largura do arco medida pelo MedeArco e a largura do cordão de solda	157
Figura 7.9 – Gráfico da luminosidade para os fluxos na soldagem do aço inoxidável ferrítico ASTM 410D obtida pelo sensor de luminosidade	158
Figura 7.10 – (a) Largura do arco medido pelo programa MedeArco; (b) Luminosidade do arco, medida pelo sensor de luminosidade	159
Figura 7.11 - Gráfico do perfil de luminosidade do arco – fluxo Brown – dados extraídos do MedeArco.....	161
Figura 7.12 – Gráfico da medida da largura dos arcos na região saturada (raiz do arco)...	161
Figura 7.13 – Gráfico de luminosidade medido através do sensor de luminosidade	163
Figura 7.14 – Comparação entre a luminosidade medida pelo sensor para os dois aços empregados.....	164

Índice das Tabelas

Tabela 2.1 – Propriedade mecânicas de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos.....	24
Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas do ASTM 410D (ACELOR, 2005)	45
Tabela 3.3 – Propriedades mecânicas para o aço inoxidável ferrítico ASTM 410D.....	48
Tabela 4.1 – Parâmetros para a Soldagem TIG para junta de topo de 4 mm.....	66
Tabela 4.2 – Medidas geométricas do Teste 8.....	68
Tabela 4.3 – Parâmetros de soldagem para o processo A-TIG, chapas de 4,0mm.....	68
Tabela 4.4 – Resultados das soldagens em chapas de 4,0 mm.....	69
Tabela 4.5 – Resultados das medidas geométricas dos cordões de solda	70
Tabela 4.6 – Valores utilizados para os parâmetros “a” e “d _t ”	73
Tabela 4.8 – Testes para avaliar a influência do cobre-junta	76
Tabela 4.9 – Parâmetros de soldagem	77
Tabela 4.10 – Variação da DEP e da largura do parâmetro “a”.....	78
Tabela 4.11 – Medidas geométricas dos testes da Tabela 4.10.....	80
Tabela 4.12 – Parâmetros de soldagem para testes com diferentes estruturas de TiO ₂	84
Tabela 4.13 – Resultados para os testes com I = 200 A e V _s = 20 cm/min.....	84
Tabela 4.14 – Resultados para os testes realizados com I = 300 A e V _s = 30 cm/mim	86
Tabela 4.15– Parâmetros de soldagem para o aço AISI 304L	88
Tabela 4.16 – Parâmetros de soldagem para o AISI 304L para I = 100 A.....	89
Tabela 4.17 - Parâmetros de soldagem para AISI 304L para I = 200 A	89
Tabela 4.18- Parâmetros de soldagem para AISI 304L para I = 300 A	90
Tabela 5.1– Parâmetros de soldagem para I = 200 A. Velocidade de 20 cm/min.....	94
Tabela 5.2 - Parâmetros de soldagem para I = 300 A. Velocidade de 30 cm/min	94
Tabela 5.3– Medidas geométricas para I = 200 A e V _s = 20 cm/min	97
Tabela 5.4 – Medidas geométricas para I = 300A e V _s = 20 cm/min	97
Tabela 6.1 - Medidas geométricas - soldagem com processo A-TIG	118
Tabela 6.2 - Medidas de microdureza da zona fundida em Vickers (HV)	122
Tabela 6.3 – Apresentação dos ensaios empregando técnicas de soldagem diferentes....	124
Tabela 6.4 - Medida de penetração do cordão de solda - TCC	125
Tabela 6.5 – Parâmetros de soldagem em junta de topo. Para ensaio Charpy	125
Tabela 6.6 – Resultado do Ensaio Charpy-V realizados a temperatura de 26°C.....	126
Tabela 6.7 – Resultado da análise de quantificação de fases.....	136
Tabela 6.8 - Resultado da análise de quantificação de inclusões	138
Tabela 6.9 – Médias das Medições de Microdureza	140

Tabela 7.1 – Medidas da largura dos arcos – início, meio e fim das peças de ensaio.....	149
Tabela 7.2 – Medidas geométricas do cordão de solda	149
Tabela 7.3 – Valores médios da intensidade luminosa obtida pelo sensor.....	157
Tabela 7.4 – Medidas da largura dos arcos – início, meio e fim.....	160
Tabela 7.5 – Valores médios da intensidade luminosa obtida pelo sensor.....	163

Lista de símbolos

α	Ferrita primária,
α'	Fase ferrítica rica em cromo
"a"	Parâmetro de abertura do caminho sem fluxo
A	Área do cordão de solda
AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
A-TIG	Soldagem TIG com fluxo ativo
AWS	American Welding Society
CCC	Cúbico de corpo centrado
DEP	Distância eletrodo peça
d	Distância centro à borda
Dt	Desalinhamento da tocha
DP	Desvio Padrão
E	Energia Potencial
E_1	Energia potencial inicial
E_2	Energia potencial final
EDX	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
F	Ferrita
g	grama
I	Corrente
K_{Ic}	Índice de tenacidade a fratura
L	Largura do cordão de solda
M	Martensita
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
P	Penetração
P/L	Relação entre penetração e largura
P_f	Penetração com fluxo ativo
P_{sf}	Penetração sem fluxo ativo
TCC	Técnica da Constrrição Controlada
T_g	Tamanho médio do grão
U	Tensão
V_s	Velocidade de soldagem
ZAC	Zona Afetada Pelo Calor
ZAC-GF	ZAC de grãos finos
ZAC-GG	ZAC de grãos grossos
ZF	Zona Fundida
ZL	Zona de Ligação
σ_y	Limite de escoamento
δ	Ferrita Delta

Sumário

ÍNDICE DAS FIGURAS	IX
ÍNDICE DAS TABELAS	XVI
LISTA DE SÍMBOLOS	XVIII
CAPÍTULO I	4
1 INTRODUÇÃO	4
CAPÍTULO II	8
2 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	8
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS.....	8
2.1.1 <i>Aços inoxidáveis ferríticos</i>	11
2.1.2 <i>Soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos.....</i>	14
2.1.3 <i>Microestrutura dos aços inoxidáveis</i>	20
2.1.4 <i>Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Ferríticos.....</i>	23
2.2 PROCESSO TIG	27
2.2.1 <i>Processo A-TIG.....</i>	27
2.2.2 <i>Teorias envolvendo o processo A-TIG.....</i>	28
2.3 FLUXOS ATIVOS.....	35
2.4 TÉCNICA DA CONSTRIÇÃO CONTROLADA	36
2.5 MATERIAIS SOLDADOS COM O PROCESSO A-TIG	40
CAPÍTULO III	44
3 EQUIPAMENTOS, MATERIAIS E DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL....	44
3.1 MATERIAL DE BASE	44
3.2 EQUIPAMENTOS.....	48
3.3 METODOLOGIA	49
3.3.1 <i>Etapa I – Testes preliminares</i>	51
3.3.2 <i>Ensaios de Soldagem.....</i>	55
3.3.3 <i>Caracterização Microestrutural</i>	57
3.3.4 <i>Propriedades mecânicas</i>	58
3.3.5 <i>Filmagem.....</i>	61
CAPÍTULO IV	65
4 RESULTADOS PRELIMINARES	65
4.1 ENSAIOS COM CHAPAS DE ESPESSURA DE 4,0 MM	65
4.2 TESTES COM FLUXO ATIVO NA JUNTA.....	68
4.3 TÉCNICA DA CONSTRIÇÃO CONTROLADA EM JUNTA DE 4 MM	71
4.4 APLICAÇÃO DA TÉCNICA A-TIG EM CHAPA DE ESPESSURA DE 6,4 MM.....	74
4.4.1 <i>Influência do cobre-junta de cobre.....</i>	76
4.5 INFLUÊNCIA DA DEP E DO PARÂMETRO “A”	77

4.6	APLICAÇÃO DE OUTROS TIPOS DE ESTRUTURA DO FLUXO ATIVO DE TiO ₂	83
4.7	AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L.....	88
4.8	COMENTÁRIOS FINAIS.....	91
CAPÍTULO V		93
5	APLICAÇÃO DA TÉCNICA DA CONSTRIÇÃO CONTROLADA	93
5.1	VARIAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM DO AÇO ASTM 410D.....	93
5.2	RESULTADOS OBTIDOS	96
5.2.1	<i>Análise dos resultados na face do cordão</i>	<i>100</i>
5.2.2	<i>Análise dos resultados na raiz do cordão – d'.....</i>	<i>103</i>
5.3	EFEITOS DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM SOBRE A GEOMETRIA DO CORDÃO ..	105
5.3.1	<i>Efeito dos parâmetros de soldagem sobre a largura.....</i>	<i>106</i>
5.3.2	<i>Efeitos dos parâmetros sobre a penetração</i>	<i>108</i>
5.3.3	<i>Efeito dos parâmetros de soldagem sobre a área fundida.....</i>	<i>111</i>
5.4	COMENTÁRIOS FINAIS.....	113
CAPITULO VI.....		116
6	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL, ENSAIO CHARPY E MICRODUREZA	116
6.1	SOLDAGEM COM DIFERENTES FLUXOS ATIVOS – A-TIG.....	116
6.1.1	<i>Aspecto dos Cordões de Solda</i>	<i>117</i>
6.1.2	<i>Perfil dos Cordões de Solda</i>	<i>118</i>
6.1.3	<i>Microestrutura da zona fundida no cordão de solda.....</i>	<i>119</i>
6.1.4	<i>Microdureza na zona fundida do cordão de solda.....</i>	<i>121</i>
6.2	SOLDAGEM COM DIFERENTES FLUXOS – A-TIG E TCC (PARA O ENSAIO CHARPY)	123
6.2.1	<i>Avaliação microestrutural.....</i>	<i>127</i>
6.2.2	<i>Análise fractográfica</i>	<i>130</i>
6.2.3	<i>Quantificação de fases</i>	<i>135</i>
6.2.4	<i>Microdureza nos corpos de prova Charpy</i>	<i>139</i>
6.3	COMENTÁRIOS FINAIS	145
CAPÍTULO VII.....		148
7	FILMAGENS DO ARCO ELÉTRICO.....	148
7.1	FILMAGENS NO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO	148
7.2	LUMINOSIDADE DO ARCO.....	157
7.3	FILMAGEM NO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO.....	160
7.4	COMENTÁRIOS FINAIS.....	164
CAPÍTULO VIII		166
8	CONCLUSÕES	166
CAPÍTULO IX.....		168
9	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	168
CAPÍTULO X.....		170
10	REFERÊNCIAS	170

11 APÊNDICE 177
11.1 PROGRAMA MEDEARCO 177

Capítulo I

1 INTRODUÇÃO

No processo de soldagem TIG, um arco elétrico é formado entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a peça de trabalho. A proteção da poça de fusão é realizada por um gás ou uma mistura de gases inertes. O arco elétrico é bastante suave produzindo soldas de boa aparência, exigindo pouca ou nenhuma limpeza após a operação. A capacidade de controlar a quantidade de calor cedido à peça faz com que este processo seja ideal para soldagem de peças de pequenas espessuras e que exijam alta precisão e controle, comprometendo um pouco a produtividade (AWS, 1991).

Uma forma de aumentar a produtividade do processo TIG é utilizando-se a técnica da camada de fluxo ativo, desenvolvida pelo Panton Welding Institute na década de 60, tornando-se conhecida como A-TIG (“Active Flux TIG Welding”). Ela consiste no depósito de uma fina camada de fluxo em forma de pó sobre a superfície da peça a ser soldada. Os fluxos podem ser formados por óxidos ou fluoretos, sendo geralmente preparados através de sua mistura com uma solução volátil, normalmente acetona ou álcool. A mistura apresenta uma forma líquida que pode ser passada sobre a peça com o auxílio de um pincel ou por spray, formando uma fina camada que, após a evaporação do líquido, adere-se à peça na forma de pó. Os resultados obtidos na época mostraram-se favoráveis à aplicação da técnica, apresentando um aumento de penetração cerca de 3 vezes maior do que a do TIG convencional (PATON, 1996; MARYA, 2002).

Os equipamentos e os consumíveis são os mesmos da soldagem TIG convencional. O calor do arco funde e vaporiza a camada de fluxo que produz alterações na poça de fusão e no arco elétrico produzindo um aumento na penetração em juntas de até 10 mm de espessura e sem preparação, equivalendo-se em penetração ao processo a plasma com “keyhole” (MODENESI, 1999; RICHETTI, 2003; MARYA, 2004). Na soldagem com fluxo ativo, recomenda-se que a camada apresente uma espessura uniforme para assegurar repetibilidade dos resultados, além de uma boa aderência ao material de base para suportar

a força do arco durante a soldagem (MARYA, 2002). A principal desvantagem desta técnica reside principalmente na propensão à formação de escória sobre a superfície da solda, podendo também acarretar uma piora no seu acabamento superficial.

Para poder tirar proveito desta técnica, Richetti (2003) propôs outra forma de aplicação dessa camada de fluxo, que permita obter soldas com bom acabamento superficial e reduzir a quantidade de escória formada. Neste caso, o fluxo é aplicado em uma chapa para soldagem “bead on plate”. Ao invés de uma camada que cobre toda a superfície da chapa são feitas duas faixas de fluxo separadas por uma distância predeterminada. Desta forma, a camada de fluxo isola eletricamente as regiões da superfície da peça, direcionando a região de incidência do arco. Esta técnica foi chamada de Técnica da Constrição Controlada.

Nesta técnica, iniciando o arco sobre o metal de base, percebe-se que, à medida que o arco se aproxima do trajeto preparado de fluxo, começa a existir uma constrição da raiz do arco devido à maior resistividade elétrica do fluxo adjacente, forçando-o a incidir com maior intensidade sobre o metal de base. Simultaneamente, a redução da quantidade de fluxo na poça de fusão em relação ao A-TIG tradicional permite que o acabamento superficial do cordão de solda não seja tão prejudicado, ficando próximo ao observado no TIG convencional.

Marya (2004) utilizando uma técnica semelhante a do Richetti (2003), verificou a influência desta no aquecimento do arco e na penetração obtida no cordão de solda. Marya (2004) chamou esta técnica de FBTIG (Flux Bounded TIG ou TIG com fluxo limitado) e afirma que o arco mostra-se mais quente na região central tanto no A-TIG como no FBTIG, proporcionando penetrações elevadas.

Ainda que o potencial da tecnologia da soldagem A-TIG para a aplicação industrial seja geralmente reconhecido, os fluxos comerciais disponíveis no mercado não apresentam a sua composição, o que dificulta a compreensão de sua influência sobre o mecanismo da física do arco e do comportamento da poça. Sabe-se que existem diferentes fluxos comerciais para cada tipo de material de base utilizado (JOHNSON et al, 2001), porém os tipos de modificações metalúrgicas e mecânicas que podem ser causadas na poça pelo fluxo não são totalmente conhecidas.

A técnica de soldagem A-TIG pode ser aplicada em diferentes tipos de materiais, sendo mais usual na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos, ligas de titânio, aços carbono e alumínio.

Os aços inoxidáveis ferríticos têm recebido considerável atenção em função de sua excelente resistência à corrosão sob tensão e o seu reduzido custo se comparado aos aços inoxidáveis austeníticos. De um modo geral, os aços inoxidáveis ferríticos são usados em

aplicações envolvendo o ácido nítrico, na fabricação de eletrodomésticos, cubas e utensílios para cozinha e laboratórios, balcões frigoríficos, em aplicações a temperatura elevada, sistemas de exaustão em automóveis, sistema de carga ferroviária como vagões e containeres, equipamentos industriais como guindastes e transportadores, equipamentos para construção e câmaras de incineração, Indústria petroquímica e sucroalcooleira. As ligas de baixos teores de cromo, tais como as ligas 405 e 409, são utilizadas em situações que requerem baixa resistência à corrosão. Os aços com teores de Cr entre 16% e 19% possuem uma boa resistência à corrosão atmosférica, sendo utilizados em ambientes agressivos e também em aplicações estéticas. Os aços de alto teor de cromo (AISI 442 e AISI 446) são utilizados em temperaturas elevadas em função de sua resistência à oxidação (LULA, 1986).

Devido ao desenvolvimento de processos de fabricação que permitem um maior controle microestrutural foi desenvolvida uma terceira geração dos aços inoxidáveis ferríticos. Este controle garante melhorias nas propriedades mecânicas e na soldabilidade dessas ligas (ASM, 2004a). Dentre os materiais já inseridos atualmente no mercado, podem ser citados os seguintes aços de nomes comerciais: 3CR12, F12N, UNS S41003, todos de composição similar (0,03%C; 10,0 – 12,0%Cr; 0,5 – 2,0%Mn; 1,0%Si; 0,3 - 1,5%Ni).

Foi desenvolvido pela empresa AcelorMittal um aço inoxidável ferrítico de classe similar aos citados anteriormente, o ASTM 410 D. Este material é produzido de duas formas quanto ao tratamento térmico, mantendo a mesma composição química: em forno do tipo caixa (Box) e em forno Contínuo. No processo em forno tipo box, consegue-se um maior controle do tratamento térmico do produto, minimizando as heterogeneidades do material, proporcionando uma estrutura mais equiaxial, reduzindo-se os indícios da laminação. No processo em forno contínuo tem-se a vantagem de menor custo de fabricação, porém o controle não é tão efetivo, podendo, em alguns casos, haver resquícios da estrutura de laminação. Esse aço foi produzido visando atender a indústria de transporte de carga, como é o caso dos containeres, transportador industrial, guindaste e em especial a estrutura veicular, podendo ter sua aplicação estendida para a indústria de álcool e petroquímica. Sua aplicação depende fundamentalmente das pesquisas que são desenvolvidas dentro da engenharia de soldagem.

Desse modo, o objetivo desta pesquisa é verificar e analisar a influência do uso do processo A-TIG, principalmente da Técnica da Construção Controlada na soldagem do aço inoxidável ferrítico ASTM 410D, identificar e quantificar os principais fenômenos envolvidos como, aumento da penetração, alterações no arco voltaico, modificações nas propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço ferrítico e verificar a possibilidade de utilizar esta técnica como ferramenta para o aumento da velocidade de soldagem desses processos.

Devido a demora de entrega dos fluxos comerciais utilizados no processo A-TIG os primeiros ensaios foram realizados utilizando apenas o fluxo TiO_2 . Por essa razão foi adotada, nesta pesquisa, a ordem cronológica de apresentação e discussão dos resultados.

Inicialmente foi realizado um levantamento bibliográfico sobre os aspectos metalúrgicos acerca da soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos, apontando suas principais características na condição como recebido e na condição soldado. Aprofundou-se a revisão nas possíveis transformações e interações metalúrgicas observadas na zona fundida. Estudou-se as principais características operacionais da técnica de soldagem A-TIG, identificando os principais fenômenos envolvidos, como por exemplo, modificações na aparência do arco, aquecimento acentuado e contaminação da poça de fusão.

No capítulo 3 foi abordada a metodologia de estudo, onde se apresentou os processos, as técnicas e os equipamentos utilizados neste trabalho. Para determinação de um procedimento adequado para os ensaios aplicando a técnica de soldagem A-TIG realizou-se os testes preliminares onde os resultados estão apresentados no Capítulo 4 desta tese.

O Capítulo 5 estuda a aplicação da Técnica da Construção Controlada (TCC) em juntas de aço inoxidável ferrítico, desalinhada com a tocha de soldagem, como forma de viabilizar a utilização desta técnica como uma ferramenta para o aumento da velocidade de soldagem do processo. No Capítulo 6 foram realizadas soldagens em juntas de topo empregando a técnica de soldagem com fluxo ativo (A-TIG) e a técnica da Construção Controlada (TCC), utilizando seis tipos de fluxo ativo diferentes, com o objetivo de verificar uma possível influência da técnica empregada e/ou do fluxo sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas do material. Selecionou-se três fluxos para aplicação das técnicas A-TIG e TCC para caracterização da zona fundida. Foram retirados os corpos de prova para realização do ensaio de impacto Charpy-V, para análise microestrutural e de microdureza na zona fundida.

Esses ensaios foram filmados com o intuito de se observar o comportamento do arco quando empregado o fluxo ativo. Com o auxílio do programa MedeArco, foram determinadas as larguras do arco. Foi também utilizado um sistema de luminosidade (sensor de luz), desenvolvido no Laprosolda/UFU, para determinar a intensidade luminosa do arco de soldagem e comparar com os resultados da filmagem. A análise das filmagens encontra-se no Capítulo 7. Os capítulos consecutivos dizem respeito às conclusões e motivações para trabalhos futuros.

Capítulo II

2 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Esta revisão bibliográfica foi realizada através de um amplo estudo de artigos disponíveis na literatura abrangendo os aspectos teóricos e práticos do processo de soldagem TIG com fluxo ativo (A-TIG). Sua finalidade é servir de suporte técnico e científico para o entendimento dos princípios básicos do processo, assim como dos fenômenos envolvidos. Apesar dos tópicos apresentados serem generalizados, estas informações serão utilizadas nos capítulos subseqüentes para a análise do processo na soldagem A-TIG em aço inoxidável ferrítico.

Neste capítulo será mostrada a classificação dos aços inoxidáveis, dando ênfase aos aços inoxidáveis ferríticos. Destes, serão abordados os aspectos relacionados à composição química, às propriedades mecânicas e à soldabilidade. Será enfatizada a técnica de soldagem A-TIG, bem como os tipos de fluxos ativo aplicados nesta pesquisa.

2.1 Aços inoxidáveis

Os aços-inoxidáveis são definidos pela literatura como ligas de Fe-Cr que contêm um mínimo de 11% de cromo além de outros elementos de liga, o que lhe confere uma elevada resistência à corrosão devido a uma fina camada protetora de óxido de cromo que impede o contato do metal base com a atmosfera. Os elementos de liga adicionados nesses aços podem ser divididos em dois grupos: os gamagênicos, que ampliam o campo austenítico e são formados pelo C, N, Mn e Ni; e os alfa-gênicos, que ampliam o campo ferrítico e são formados pelo Cr, Mo, V, Ti e Nb (HONEYCOMBE, 1996; ASM, 2004b).

Os aços inoxidáveis, de acordo com a microestrutura que apresentam à temperatura ambiente e com a possibilidade de endurecimento por precipitação, podem ser classificados

em cinco grupos principais, facilitando a seleção do material e a sua aplicação adequada, os quais são denominados de martensíticos, austeníticos, duplêx, endurecíveis por precipitação e ferríticos (BRESCIANNI FILHO, 1988).

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas Fe-Cr-C que possuem uma estrutura cristalina martensítica. O teor de cromo situa-se entre 11 e 18% com carbono abaixo de 1,2% em peso. Os teores de carbono e cromo são balanceados para garantir uma estrutura martensítica. Alguns elementos como nióbio, silício, tungstênio e vanádio são, às vezes, adicionados para modificar o comportamento do aço durante o revenimento, melhorando as propriedades mecânicas do aço. Pequenas quantidades de níquel são adicionadas com o objetivo de obter melhorias na resistência à corrosão. Da mesma maneira, enxofre e selênio podem ser adicionados para melhorar a usinabilidade (ASM, 2004b).

Em função da estrutura martensítica, esses aços apresentam elevada resistência mecânica e dureza, porém a resistência à corrosão é relativamente baixa quando comparada aos aços tipo ferríticos e austeníticos. Dessa forma, esses aços são utilizados quando a aplicação requer elevada resistência à tração, à fluência e à fadiga, combinadas com requisitos moderados de resistência à corrosão (AWS, 1993). Entre as suas aplicações estão turbinas a vapor, motores a jato e turbinas a gás. Alguns desses aços encontram aplicações, também, como tubulações de vapor, reaquecedores de geradores a vapor e tubulações superaquecidas utilizadas em refinarias de combustíveis fósseis, cutelaria, peças de válvulas, engrenagens, eixos, cilindros laminadores, instrumentos cirúrgicos e odontológicos, molas, cames e esferas de rolamentos (MODENESI, 2001).

Os aços inoxidáveis austeníticos constituem a maior família de aços inoxidáveis, tanto em variedade de tipos quanto em utilização. Apresentam uma microestrutura predominantemente austenítica a qual é estabilizada pelos elementos gamagênicos, como o níquel, o manganês, o nitrogênio e o carbono. Esses aços apresentam uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) mesmo à temperatura ambiente, pois a presença do elemento níquel, impede a transformação da estrutura cristalina CFC em CCC no resfriamento. São não-magnéticos na condição recozida. Normalmente, possuem excelentes propriedades criogênicas e excelente resistência mecânica e à corrosão em altas temperaturas (VERHOEVEN, 2005).

Os aços inoxidáveis austeníticos são considerados mais resistentes à corrosão do que os inoxidáveis ferríticos e os martensíticos. Eles possuem um teor de cromo entre 16 e 30% para garantir a resistência à corrosão, e para estabilizar a estrutura austenítica o níquel fica entre 6 e 26% e a porcentagem de carbono fica entre 0,02 e 0,08%. Podem, em função dos elementos de liga presentes na sua composição, resistir à corrosão atmosférica, em várias soluções aquosas, na presença de alimentos, em ácidos oxidantes (como o nítrico),

fosfóricos e acéticos, em soluções diluídas contendo cloretos e em ácidos sulfurosos (VERHOEVEN, 2005).

Os aços inoxidáveis austeníticos resistentes ao calor possuem uma maior porcentagem de carbono para permitir uma maior resistência à fluência. Para garantir uma maior resistência à oxidação, além de níquel podem ser adicionados: molibdênio, cobre, silício, alumínio, titânio e nióbio, evitando a corrosão intergranular (CHIAVERINI, 2002). Devido ao baixo teor de carbono e elevados teores de elementos estabilizantes da austenita, podem apresentar propriedades criogênicas, garantindo uma estrutura totalmente austenítica em temperaturas muito baixas (AWS, 1993).

Os aços inoxidáveis duplex são ligas ternárias baseadas no sistema Fe-Cr-Ni. Estes aços possuem, aproximadamente, a mesma proporção das fases ferrita e austenita a temperatura ambiente. São caracterizados pelo seu baixo teor de carbono (<0,03%) e por adições de níquel, molibdênio, nitrogênio, tungstênio e cobre. Os teores típicos de cromo e níquel variam entre 18 e 30% e 3,5 e 8%, respectivamente. A vantagem dos aços duplex sobre os austeníticos da série 300 e sobre os ferríticos está na resistência mecânica (aproximadamente o dobro), maiores tenacidade e ductilidade (em relação aos ferríticos) e uma maior resistência à corrosão por cloretos (MODENESI, 2001). As peças podem ser fabricadas empregando menores espessuras das chapas graças à sua elevada resistência mecânica. Uma desvantagem é que esses aços não podem ser empregados em temperaturas acima de 300°C, sob pena de perder algumas de suas características mecânicas, sobretudo a tenacidade. É bastante utilizado nas indústrias de gás, petróleo, petroquímica, polpa e papel, principalmente na presença de meios aquosos contendo cloretos (HONEYCOMBE, 1996).

Aços endurecíveis por precipitação são ligas cromo-níquel que podem ser endurecidas por tratamento de envelhecimento. Podem ser austeníticos, semi-austeníticos ou martensíticos, sendo que a classificação é feita de acordo com a sua microestrutura na condição recozida. Para viabilizar a reação de envelhecimento, muitas vezes se utiliza o trabalho a frio, e a adição de elementos de liga como alumínio, titânio, nióbio e cobre. Os endurecíveis por precipitação possuem resistência mecânica, tenacidade e ductilidade elevadas. Sua resistência à corrosão é de moderada a boa. Suas características lhe garantem aplicação nas indústrias aeroespacial e de alta-tecnologia (MODENESI, 2001).

Por ser o objetivo deste trabalho, será feito uma revisão mais abrangente sobre as características principais dos aços inoxidáveis ferríticos, os problemas mais comuns em soldagem e o tipo de solidificação observada.

2.1.1 Aços inoxidáveis ferríticos

São ligas de Fe-Cr, de estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Estão compreendidos numa faixa de composição de cromo correspondente a fase α , com cerca de 11 a 30% desse elemento, possuindo um teor máximo de carbono de 0,20%. São ferromagnéticos, possuem boa ductilidade e conformabilidade, mas suas características de resistência em altas temperaturas são ruins se comparadas às dos austeníticos. Sua tenacidade também pode ser limitada em baixas temperaturas e juntas espessas. Os aços inoxidáveis ferríticos não são temperáveis e a sua granulação só pode ser refinada através de uma combinação adequada de trabalho mecânico e recozimento. Quando expostos por tempo prolongado a uma temperatura em torno de 500°C, estes aços podem sofrer fragilização pela precipitação de intermetálicos. No estado recozido sua tenacidade e ductilidade a temperatura ambiente são geralmente satisfatórias (MODENESI, 2001). Possuem um vasto campo de atuação, entre eles, destacam-se desde utensílios e equipamentos para a cozinha, até móveis e itens decorativos para interiores, guarnições automotivas, tubos para super aquecedores e re-aquecedores, queimadores, dutos de ar condicionado, grelhas para churrasqueiras, sistemas de exaustão de automóveis e tambores de máquinas de lavar roupas (ISSF, 2007).

Dependendo da composição química (principalmente da quantidade de cromo) os aços inoxidáveis ferríticos apresentam um campo de formação de austenita reduzido. Isso ocorre devido ao cromo ser um elemento alfa-gênico, estabilizador da ferrita. Devido a esta característica, para teores de cromo acima de 7% ocorre uma redução do campo austenítico e acima de 13% a austenita não se forma mais (MODENESI, 2001), conforme pode ser observado no Diagrama Binário Fe-Cr da Figura 2.1.

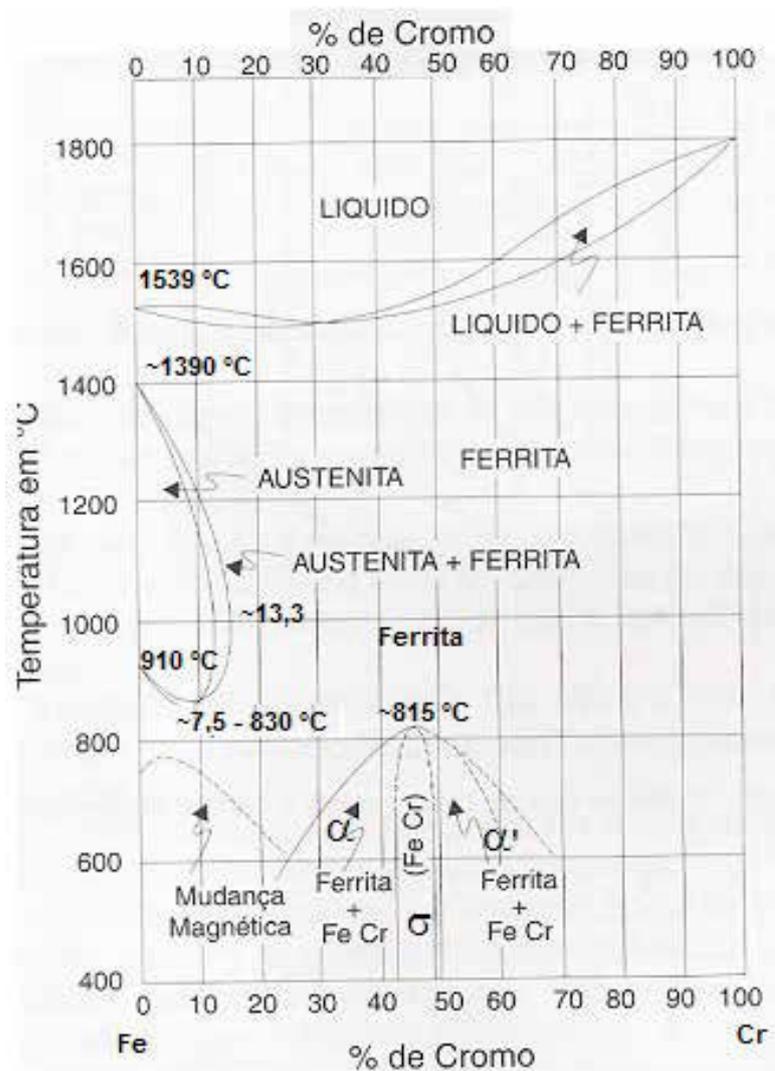


Figura 2.1 – Diagrama Fe-Cr (MODENESI, 2001)

Para teores de cromo entre cerca de 12 e 13% ocorre a transformação parcial da ferrita, permanecendo um campo bifásico ($\alpha + \gamma$) entre as temperaturas de 830 e 1390°C. Essas considerações somente são válidas para as ligas binárias Fe-Cr (Figura 2.1). A presença de elementos gamagênicos expande o campo austenítico para maiores teores de cromo, como pode ser observado na Figura 2.2 (ASM, 1986; MODENESI, 2001). Sob condições normais, devido à alta temperabilidade da austenita, quando o material for resfriado rapidamente poderá formar martensita a temperatura ambiente, provocando perda de ductilidade e de tenacidade no material (THOMAS, 1985).

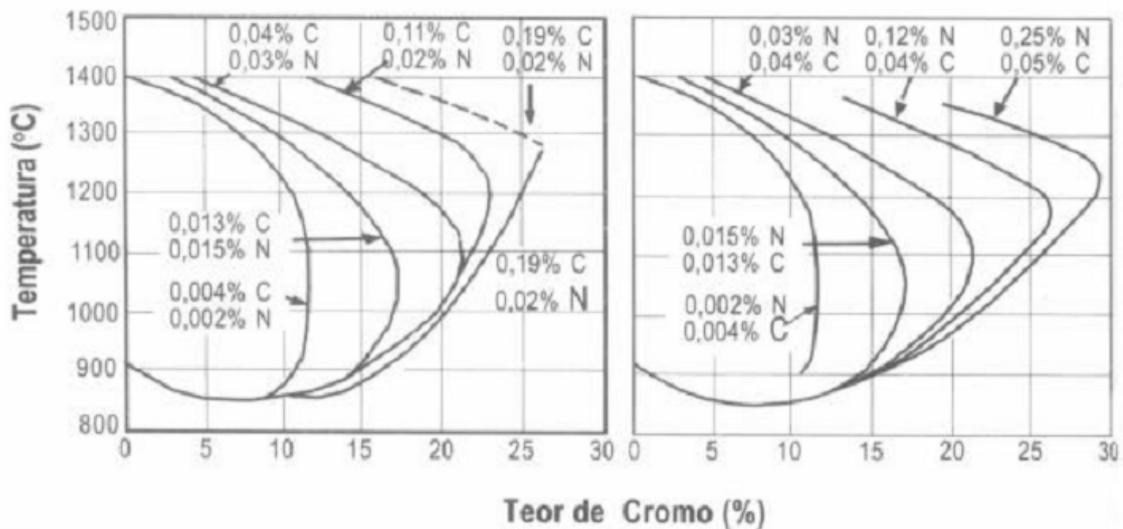


Figura 2.2 – Deslocamento da linha de separação dos campos γ e $(\alpha + \gamma)$ no sistema Fe-Cr através de adições de carbono e nitrogênio (MODENESI, 2001 apud PECKNER, 1977)

A probabilidade de se obter austenita durante o aquecimento diminui quando se aumenta os teores de cromo e de elementos com afinidade pelo C e pelo N, e reduz-se o teor de intersticiais (MODENESI, 2001).

Além do cromo existem outros elementos formadores de ferrita normalmente adicionados aos aços inoxidáveis ferríticos como o silício, o titânio, o nióbio, o molibdênio e o alumínio. Titânio e nióbio podem ser utilizados em pequenas concentrações devido a sua alta afinidade tanto por carbono como por nitrogênio (maior que a do cromo), tendendo a formar carbonetos e carbonitreto mantendo a área adjacente aos contornos de grão com o mesmo teor de cromo que o restante do material, evitando, desta forma, o problema de corrosão intergranular (LIPPOLD, 2005). A adição de alumínio aumenta a resistência à oxidação em elevadas temperaturas. O silício melhora a resistência a formação de carepa e a carburização a alta temperatura (FOLKHARD, 1988). O molibdênio tem o efeito de aumentar os limites de escoamento e de resistência à corrosão por pites dos aços inoxidáveis. Isso ocorre devido ao endurecimento por solução sólida provocada por este elemento (PATON, 1996).

Elementos gamagênicos, como o manganês e o níquel são adicionados em pequenas quantidades, com o objetivo de melhorar as características de trabalho a quente e a tenacidade ao entalhe, respectivamente. Nitrogênio e carbono também são formadores de austenita, a presença desses elementos, seja por adição intencional ou como impurezas altera significativamente a extensão do campo austenítico, influenciando na microestrutura do aço inoxidável ferrítico. Assim, para promover a formação da ferrita deve-se manter o

nível desses elementos extremamente baixo e garantir uma microestrutura primariamente ferrítica em aços baixo e médio cromo (LIPPOLD, 2005).

Na Figura 2.3 observa-se a microestrutura típica dos aços inoxidáveis ferríticos com grãos equiaxiais de ferrita.

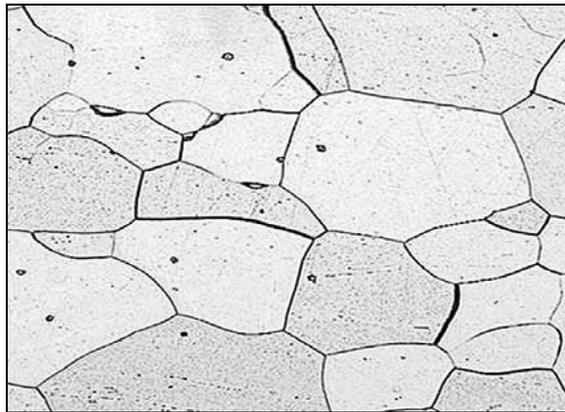


Figura 2.3 – Microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico (LIPPOLD, 2005)

2.1.2 Soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos

O conceito de soldabilidade pode ser definido como a capacidade de uma junta soldada preencher os requisitos de projeto. A soldabilidade de aços inoxidáveis varia em função do tipo do aço. Cada um dos grupos apresenta características próprias em relação à soldabilidade. A soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos é menor do que a dos austeníticos devido a apresentar soldas com baixa ductilidade e tenacidade, além da sensibilidade à corrosão intergranular. Trincas de solidificação também podem ocorrer na zona fundida (MODENESI, 2001).

Lippold (2005) comenta que a fragilização em solda de aços inoxidáveis ferríticos é mais acentuada em ligas com maiores teores de cromo e com a presença de elementos intersticiais (carbono e nitrogênio), pois são elementos gamagêneos que expande o campo austenítico em temperaturas elevadas, podendo levar ao aparecimento de martensita durante o resfriamento. Quando possuem um elevado teor de enxofre, esses aços podem também sofrer trinca de solidificação, pois esse elemento tende a formar um eutético de baixo ponto de fusão que se precipita nos contornos de grãos e nos espaços interdendríticos.

2.1.2.1 Corrosão intergranular

Em virtude das irregularidades de estrutura e composição, os contornos de grãos podem se tornar susceptíveis a ataques corrosivos localizados. Esta corrosão nos limites de grãos pode ser observada em todos os metais policristalinos e principalmente nos aços inoxidáveis. Os aços inoxidáveis ferríticos estão sujeitos a corrosão intergranular que é causada pela migração do carbono da matriz e do cromo das regiões periféricas aos contornos de grãos o que ocasiona na formação de carbonetos de cromo nestes locais. A região próxima ao contorno de grão sofre uma diminuição de cromo localizada o que conduz a uma perda da camada de passivação. Devido a essa perda, as regiões dos contornos de grão se tornam susceptíveis à corrosão, situação em que se diz que o aço está sensibilizado. Portanto, caso uma junta soldada sensibilizada seja colocada em um meio corrosivo, a degradação das regiões intergranulares ocorrerá pelo mecanismo normal de corrosão superficial. (ASM, 1992; SEDRIKS, 1996).

Os aços inoxidáveis podem sofrer corrosão intergranular em meios corrosivos devido à formação dessa zona empobrecida em cromo ao longo dos contornos de grão (LIPPOLD, 2005). Caso o teor de cromo dessa região fique abaixo de 11% ela será preferencialmente corroída. Esse tipo de problema ocorre quando o material fica exposto a um meio ambiente propício à corrosão, na faixa de temperatura de 600 a 925°C por um tempo suficiente para que ocorra a precipitação (FOLKHARD, 1988).

Esse fenômeno observado nos aços inoxidáveis austeníticos em temperatura em torno de 650°C, também ocorre nos ferríticos, porém de forma diferenciada. A temperatura de sensibilização do aço inoxidável ferrítico fica acima de 925°C, pois são necessárias maiores temperaturas para solubilizar os elementos intersticiais quando a microestrutura é ferrítica (LIPPOLD, 2005). Isso ocorre devido à diferença de solubilidade dos carbonetos na ferrita e na austenita. Na ferrita, a solubilidade do carbono até 650°C é baixa, já a 925°C a solubilidade é grande o suficiente para colocar bastante carbono em solução. Durante o resfriamento, a partir dessa temperatura, ocorre a precipitação de carbonetos com alto teor de cromo, onde a região vizinha a estes precipitados ficará empobrecida em cromo (sensibilizada) e, portanto, sujeita à corrosão intergranular (PAREDES, 1999).

Devido a sua alta temperatura de sensibilização o declínio, ou seja, a região empobrecida em cromo, para o aço inoxidável ferrítico ocorre tanto no metal de solda como na região da ZAC imediatamente adjacente ao metal de solda, ao invés de ocorrer somente na ZAC, como no aço inoxidável austenítico. Durante a soldagem os elementos intersticiais (C + N) encontram-se totalmente dissolvidos na zona fundida e nas regiões da ZAC aquecidas em torno de 1000°C. Sob resfriamento, eles se precipitam em forma de carbonetos e nitretos ricos em cromo (KOU, 2003).

Nos aços inoxidáveis austeníticos a sensibilização pode ser minimizada com a

redução dos teores de carbono e nitrogênio e a utilização de elementos estabilizantes, como titânio ou nióbio, devido à elevada afinidade desses elementos pelo carbono (KOU, 2003). Porém, para ser efetivo nos aços inoxidáveis ferríticos é necessário que os teores de intersticiais (carbono e nitrogênio) sejam extremamente baixos. Ainda pode ser realizado tratamento térmico por um intervalo de tempo de 2 a 3 horas a uma temperatura entre 700 e 950°C, com o objetivo de promover a difusão do cromo da matriz (interior do grão) para a região empobrecida, restaurando a resistência à corrosão desses aços (HONEYCOMBE, 1996).

2.1.2.2 Trincas de Solidificação

A trinca de solidificação pode ocorrer na solda durante o estágio final da solidificação devido ao efeito combinado da segregação dos elementos de liga, das impurezas (nos contornos de grãos, nos espaços interdendríticos ou intergranular) e das tensões geradas pela contração da solda (LIPPOLD, 2005).

Lancaster (1993) afirma que quando a fase primária de solidificação é a ferrita, a susceptibilidade a trincas de solidificação também diminui devido a uma maior solubilidade do enxofre nessa estrutura. Como os aços inoxidáveis ferríticos solidificam-se como ferrita, esse tipo de trinca é relativamente raro na maioria das ligas ferríticas.

2.1.2.3 Fragilização a 475°C

Ligas de Fe-Cr contendo entre 15 e 70% de Cr podem ser fortemente fragilizadas quando aquecidas numa faixa de temperatura entre 425 a 550°C, por um período de tempo longo para a ocorrência das reações de precipitação. Esse fenômeno é chamado de fragilização a 475°C e produz um aumento na resistência à tração e na dureza e uma diminuição da ductilidade, na resistência ao impacto e na resistência a corrosão. A base metalúrgica para fragilização nesta faixa é ainda controversa. A teoria predominante associa o início da fragilização com a formação de precipitados em temperaturas abaixo de 550°C. O grau de fragilidade está relacionado com a porcentagem de cromo, aumentando a probabilidade de ocorrência com o aumento da concentração desse elemento na liga (LIPPOLD, 2005).

Segundo Krauss (2005), essa fragilização é atribuída à decomposição espinodal da ferrita em uma fase rica em cromo (α') e outra rica em ferro (α), conforme pode ser observado na Figura 2.1, sendo relacionada ao aparecimento espontâneo de pequenas

zonas com diferentes composições. Essas zonas ou espinóides têm dimensões nanométricas e só podem ser observadas através de microscópios eletrônicos de transmissão (MET). Como não existe uma interface bem definida entre as zonas, esta se apresenta de forma difusa. Essa transformação acontece com o decréscimo contínuo da energia livre e não apresenta barreira energética para a nucleação, também não se formam preferencialmente em defeitos cristalinos (PADILHA, 1994).

A formação da fase α' em temperaturas em torno de 475 ° C provoca alterações significativas nas propriedades mecânicas de aços inoxidáveis ferríticos, como o aumento da temperatura de transição dúctil-frágil, identificados pela mudança na aparência da fratura. Dureza e resistência a tração também mostram um aumento significativo enquanto o alongamento diminui com a precipitação da fase α' .

Segundo Angeliu et al. (2003), os aços inoxidáveis ferríticos com teor de cromo em torno de 12% possibilitariam a decomposição periférica de α e α' . Esses pesquisadores atribuem a fragilização (perda de tenacidade) desse material à formação da ferrita primária e sua posterior decomposição, aliada a microsegregações nas interfaces dos grãos. Esta fase precipitada tem a tendência de manter uma maior concentração de cromo e fragilizar o material que a contém (MATEO et al., 1997).

Devido ao tempo longo necessário para a precipitação da fase α' (acima de 1 hora, dependendo da composição do aço), essa fragilização não é geralmente considerada como um problema para a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos (MORGENFELD, 1983).

2.1.2.4 Fases Sigma (σ) e Chi (χ)

Os aços inoxidáveis ferríticos são altamente ligados e podem formar uma série de fases intermetálicas frágeis quando exposto à faixa de temperatura entre 500 e 1000°C ou condições operacionais de processamento. A formação dessas fases é influenciada pela composição química da liga. Na Figura 2.4, estão representadas as fases intermetálicas que podem se precipitar em um aço inoxidável ferrítico 25Cr-3Mo-4Ni.

A fase frágil σ é um composto intermetálico e não magnético presente entre teores de 42 % a 48 % Cr (Figura 2.1). Uma fase extremamente dura e quebradiça que promove uma redução na tenacidade com um aumento na sensibilidade ao entalhe. A fase sigma se forma mais facilmente a partir da ferrita, fazendo com que os aços inoxidáveis ferríticos sejam mais susceptíveis à formação da fase sigma do que os inoxidáveis austeníticos (ASM, 2004b).

A adição de elementos de liga como molibdênio, níquel, silício e manganês, em pequenas quantidades, tende a deslocar a curva de formação da fase sigma para faixas de

temperaturas mais elevadas, baixas concentrações de cromo e menor tempo de permanência na faixa de temperatura. (LIPPOLD, 2005). Grandes quantidades de níquel e manganês, elementos estabilizadores da austenita, retardam a formação da fase sigma. A adição de carbono também retarda a formação da fase sigma, pois forma carbonetos de cromo, reduzindo, assim, a quantidade de cromo na solução sólida (ASM, 2004b).

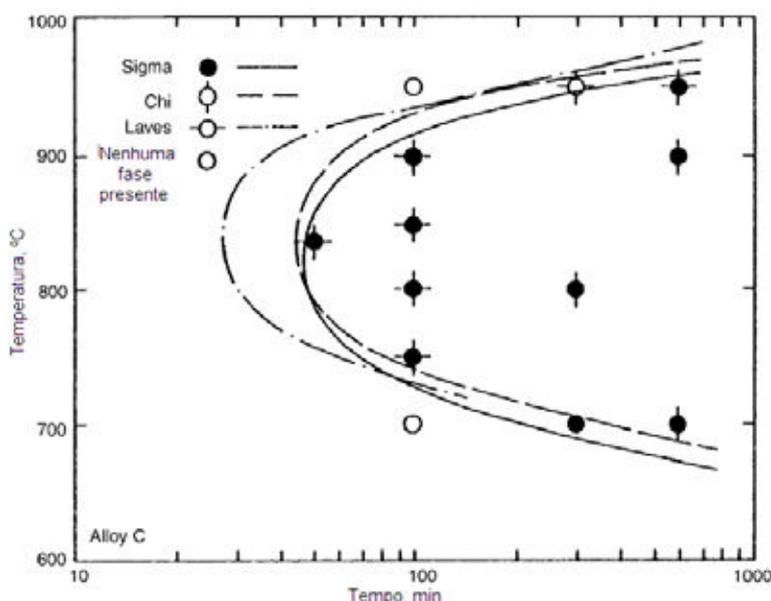


Figura 2.4 – Curva de transformação de fases temperatura-tempo para o aço inoxidável ferrítico 25Cr-3Mo-4Ni (KRAUSS, 2005)

O efeito nocivo da fase sigma pode ser eliminado através de aquecimento em temperaturas acima de 800°C por um curto período de tempo e resfriamento rápido, evitando a difusão de ferro e de cromo e mantendo a fase ferrita metaestável a temperatura ambiente (VERHOEVEN, 2005).

De acordo com a literatura em trabalhos realizados em aços inoxidáveis, a fase σ se forma principalmente nas interfaces α/γ e no interior da ferrita. Em ligas contendo elevado teor de cromo e de molibdênio é possível encontrar, juntamente com a fase sigma, a fase Chi (χ) muitas vezes descrita como $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}$ ou Fe_3CrMo . A fase σ apresenta morfologia parecida com a fase χ , que é considerada como sua precursora, porém com maior tamanho. Essa é considerada uma fase metaestável, agindo como facilitadora para a formação da fase sigma e decompondo-se completamente nela após longos tempos de exposição. A precipitação da fase χ está relacionada com a presença de Mo, e esta possui maior teor deste elemento do que a fase σ . Essa fase intermetálica é uma fase frágil e indesejável num aço inoxidável por comprometer tanto a resistência à corrosão como a tenacidade. Sua presença está diretamente ligada à presença da fase σ , particularmente no envelhecimento

entre 600°C e 700°C por períodos de 6 a 10 horas (GIRALDO, 2001; LIPPOLD, 2005).

2.1.2.5 Crescimento de Grão

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem uma elevada mobilidade atômica devido à estrutura cristalina CCC e a ausência de outras fases (OHASHI et al., 1980). Em temperaturas de fusão, acima de 1200°C, esses aços tendem a apresentar uma estrutura monofásica completamente ferrítica, nestas condições, a elevada mobilidade atômica e a ausência de partículas capazes de ancorar os contornos de grão possibilitam um crescimento de grão extremamente rápido (MODENESI, 2001). Já na presença de austenita e/ou de partículas de segunda fase [Ti(CN) ou Nb(CN)] ocorre um retardamento do crescimento de grão (PLUMTREE, GULLBERG, 1980).

Do ponto de vista metalúrgico a zona afetada pelo calor pode ser dividida em três partes: zona supercrítica, subcrítica e intercrítica. A zona supercrítica, localizada na região adjacente à linha de fusão, ainda pode ser dividida em duas partes: região de crescimento de grãos e região de grãos refinados. É na região de crescimento do grão que a temperatura do ciclo térmico de soldagem (acima de 1200°C) excede a temperatura de crescimento de grão (ASM, 2004b). Essa região é caracterizada por um intenso crescimento de grãos e pela dissolução e posterior re-precipitação dos carbonetos e nitretos presentes. Durante o resfriamento esta região atravessa o campo bifásico, sendo a austenita formada preferencialmente nos contornos de grãos ferríticos, que se precipitam em martensita a temperatura ambiente (LANCASTER, 1993).

Uma microestrutura de grãos grosseiros pode reduzir a tenacidade ao impacto dos aços inoxidáveis ferríticos. Esse crescimento de grãos pode ser observado nesses aços durante a soldagem o que limita a sua aplicação para fins que possuam um limite mínimo de tenacidade (LANCASTER, 1993). Uma forma de reduzir esse problema é adicionando-se elementos estabilizantes, como Al, Ti, Nb, Mo e V, que se combina com os intersticiais formando carbonetos ou nitretos estáveis, produzindo o refino do grão e impedindo o crescimento do grão austenítico durante o ciclo térmico de soldagem (FOLKHARD, 1988).

Em um aço inoxidável ferrítico, que não pode ser recozido ou normalizado como um aço carbono, a granulação grosseira resultante só poderá ser refinada por deformação plástica seguida por tratamento térmico de recristalização, o que nem sempre é possível em uma peça acabada (ASM, 2004). Durante a soldagem desses aços, o tamanho de grão final da ZAC é uma função da energia de soldagem imposta, devido ao tempo de permanência a altas temperaturas depender dessa energia (MODENESI, 2001).

2.1.3 Microestrutura dos aços inoxidáveis

A microestrutura do aço inoxidável quando soldado depende da velocidade de resfriamento, da razão Cr/Ni e do efeito que outros elementos de liga causam sobre a estabilidade relativa das fases. Para classificar os seus efeitos foi feita uma divisão entre os elementos formadores da ferrita (Cr, Mo, Si, Nb e Al) e os formadores da austenita (Ni, C, N e Mn). O efeito relativo de cada um desses elementos em geral é expresso em termos de cromo equivalente e níquel equivalente e sua influência combinada pode ser apresentada em diagramas constitucionais empíricos, que permitem prever a microestrutura na zona fundida após a soldagem com base em sua composição química. Para utilizá-los calculam-se os valores de cromo e níquel equivalentes através da composição química da solda. A microestrutura final pode ser encontrada, em um diagrama, através da coordenada (Cr_{eq} , Ni_{eq}) (LANCASTER, 1993).

Entre os diagramas utilizados, o mais conhecido é o diagrama de Schaeffler adaptado para a soldagem, apresentado na Figura 2.5, indicando as áreas típicas de problemas encontrados nos aços inoxidáveis e o tipo de microestrutura. Esse diagrama utiliza a composição química do material a ser soldado para ajudar na especificação do consumível mais adequado para evitar problemas na zona fundida. Conforme pode ser observado na Figura 2.5, através dos valores de Cr e Ni equivalentes, que estão representados nos seus eixos, abscissa e ordenada, respectivamente, pode-se estimar a microestrutura do metal de solda. A posição do ponto que representa o metal de solda no segmento dependerá da diluição da solda, ficando mais próximo do metal de adição para soldas de pequena diluição (LIPPOLD, 2005).

Através da Figura 2.5 percebe-se que a Região 1 corresponde aos aços ferríticos e representa a área onde estes aços são susceptíveis ao crescimento de grão (MODENESI, 2001). Essa região corresponde a porções do metal de base que são aquecidas acima de sua temperatura de recristalização – em geral em torno de 1200°C – tendo sua microestrutura caracterizada pelo seu elevado tamanho de grão austenítico e sua microestrutura final resultante da decomposição da austenita (KOU, 2003).

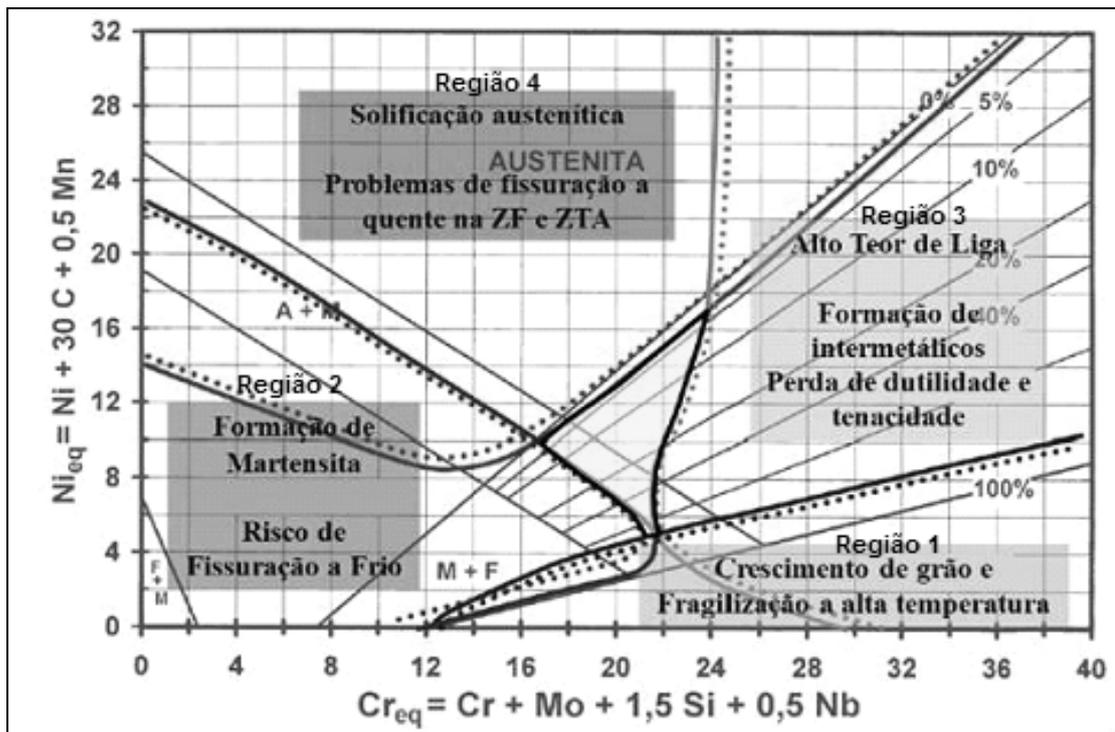


Figura 2.5 – Diagrama de Schaeffler adaptado para a soldagem (MODENESI, 2001)

A Região 2 corresponde aos aços martensíticos e apresenta a susceptibilidade a trincas a frio induzidas pelo hidrogênio. A Região 3 representa os aços ferrítico-austenítico e permite analisar a precipitação de fases intermetálicas que podem ocasionar perdas de ductilidade e tenacidade. A Região 4 é a maior de todas e representa os aços austeníticos, mostrando a susceptibilidade destes a trincas de solidificação quando soldados. Na parte central do diagrama, pode-se observar uma região triangular que não é afetada por nenhum dos problemas indicados. Procura-se utilizar consumíveis austeníticos que, após a diluição com o metal de base, forneçam uma solda cuja composição química caia nesta região. (MODENESI, 2001).

DeLong (1974) propôs um diagrama voltado principalmente para os aços inoxidáveis austeníticos da série 300. Ele difere do Diagrama de Schaeffler devido à adição do teor de nitrogênio à equação de níquel equivalente, levando em consideração o efeito do nitrogênio como formador de austenita. Ele acrescentou as linhas para prever ferrita delta na microestrutura do aço inoxidável soldado.

Em 2000, Balmforth e Lippold propuseram outro diagrama, agora para prever a microestrutura dos aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos. A Figura 2.6 apresenta esse diagrama, com alguns aços inoxidáveis ferríticos representados sobre ele.

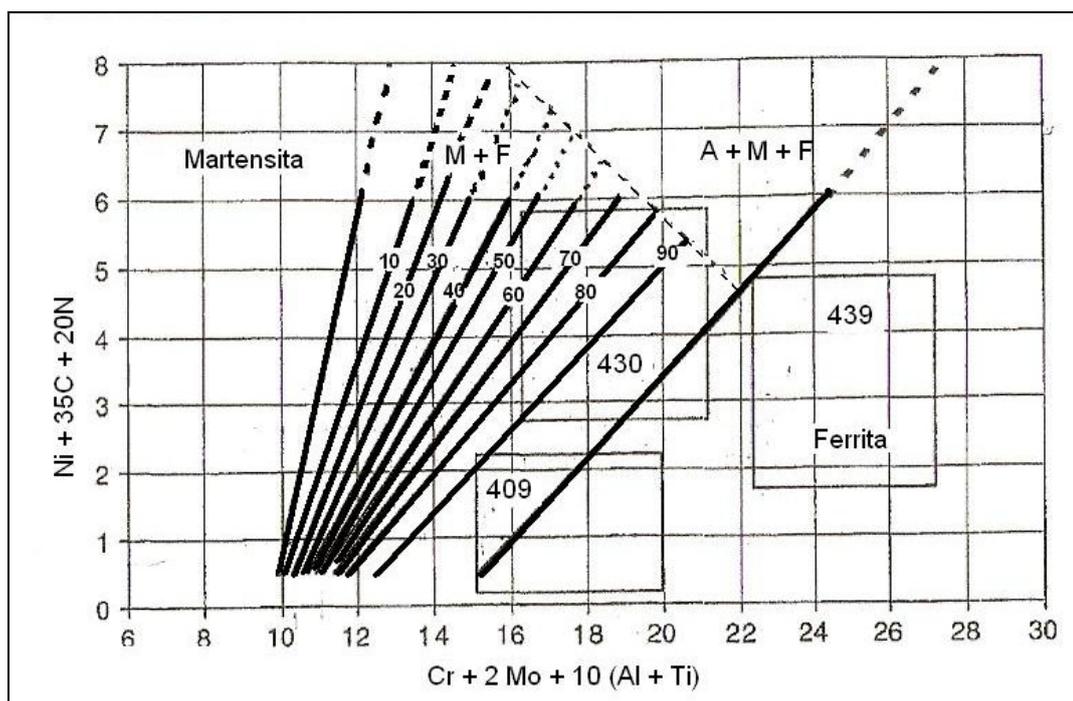


Figura 2.6 – Diagrama de Balmforth e Lippold com aços ferríticos sobrepostos (LIPPOLD, 2005)

Pode-se observar pela Figura 2.6, que de acordo com os valores de cromo e níquel equivalente o aço pode apresentar uma microestrutura ferrítica, martensítica ou mista. Neste diagrama estão representados alguns aços ferríticos (AISI 409, AISI 430 e AISI 439), sobreposto nas regiões de provável microestrutura após a soldagem. Um aço estabilizado ao titânio, elemento que amplia o campo ferrítico, poderá apresentar uma microestrutura totalmente ferrítica, localizando-se no canto inferior direito do diagrama, podendo citar como exemplo o aço 439 (LIPPOLD, 2005).

Balmforth e Lippold (2000) afirmam que a adição de nióbio e/ou titânio reduz a formação de uma estrutura austenítica à alta temperatura, que poderia após o resfriamento tornar-se martensítica, mantendo uma estrutura ferrítica a qualquer temperatura quando adequadamente estabilizado.

Ferraresi et al (2008) estudaram a influência da composição do gás de proteção (argônio puro e misturas com oxigênio ou dióxido de carbono) na composição química e microestrutura do cordão de solda do aço inoxidável ferrítico UNS 43932, empregando o processo GMAW. Foram utilizados dois arames eletrodos de aço inoxidável ferrítico estabilizados (ER430Ti e ER430LNb) e um arame eletrodo não estabilizado (ER430). As Figuras 2.7(a) a 2.7(c) apresentam a microestrutura da zona fundida no centro do cordão de solda dos corpos de prova onde foi utilizado o eletrodo ER430 e argônio como gás de proteção.

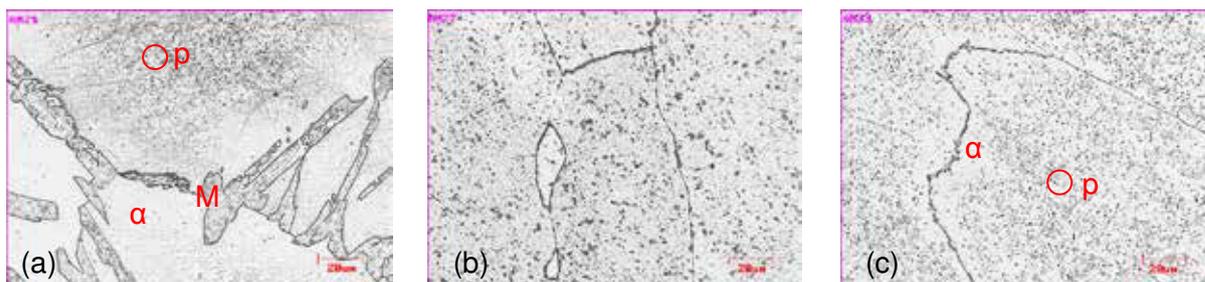


Figura 2.7 - Microestrutura da zona fundida com Ar como gás de proteção (a) ER430; (b) ER430Ti e (c) ER430LNb (FERRARESI et al, 2008)

Analisando as Figuras 2.7(a) a 2.7(c) eles observaram a presença de grãos colunares em uma matriz ferrítica com precipitações de martensita nos contornos de grãos, assinalados nas figuras. Observaram, também que o arame eletrodo ER430LNb não apresentou a formação de martensita e manteve uma microestrutura ferrítica a temperatura ambiente, confirmando o que afirmaram Balmforth e Lippold (2000).

Já o aço ferrítico AISI 409, dependendo do seu teor de carbono, pode apresentar uma microestrutura totalmente ferrítica ou mista (ferrita + martensita). Isso ocorre, pois o carbono é um elemento gamagênico, desta forma, durante um processo de soldagem, parte da austenita irá se transformar em martensita a temperatura ambiente. Neste caso, é necessário cuidados na soldagem destes aços, pois podem formar martensita tanto na zona fundida como na zona afetada pelo calor, próximo a linha de ligação, o que pode causar fragilidade do material ao impacto (LIPPOLD, 2005).

2.1.4 Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Ferríticos

Quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos, os aços inoxidáveis ferríticos apresentam menor tenacidade e ductilidade, maiores susceptibilidade à fragilização quando aquecidos em certas faixas de temperatura, menor resistência ao entalhe e baixa soldabilidade. Contudo, exibem alta resistência à corrosão sob tensão em meios que contenham cloretos e sulfetos, um maior limite de escoamento e um menor encruamento (DEMO, 1977; LULA, 1986).

A Tabela 2.1 apresenta valores de limite de escoamento e de resistência, alongamento e dureza para alguns aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. Os valores apresentados correspondem aos aços na condição recozida (ASSDA, 2009).

Através dos dados da Tabela 2.1 percebe-se que os aços inoxidáveis ferríticos representados, quando comparados com os austeníticos, apresentam um maior limite de escoamento, porém observa-se um menor alongamento, menor limite de resistência e

menor dureza (ASSDA, 2009). Os limites de escoamento e de resistência dos aços inoxidáveis ferríticos a altas temperaturas são melhorados com o aumento do teor de Cr e Mo, isto é devido ao endurecimento por solução sólida promovida pela adição desses elementos (LULA, 1986).

Tabela 2.1 – Propriedade mecânicas de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos.

Tipo	Aço (AISI)	Le (MPa 0,2%)	Lr (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HRB)
Austenítico	301	205	515	40	100
	304	205	515	40	92
	316	205	515	40	95
	316L	170	485	40	95
Ferrítico	409	205	380	22	88
	430	205	450	22	88
	444	275	415	20	96
	446	280	480	20	N.D.

Semchysheva et al (1971) realizaram dois tipos de ensaios em aços inoxidáveis ferríticos do tipo 18Cr-2Mo, variando a porcentagem de molibdênio. Um com teores de intersticiais (carbono e nitrogênio) menores de que 0,020% e outro com esses teores acima de 0,060%. Tanto para os aços com baixos teores de intersticiais como para altos teores, a adição de molibdênio até 2%, não provocou alterações na temperatura de transição dúctil-frágil. Mesmo observando um aumento na temperatura de transição para teores acima de 0,060% de Mo, eles afirmaram que esse efeito deveu-se a precipitação de carbonitretos e não à adição de molibdênio.

A temperatura de transição dúctil-frágil é bem definida nos aços inoxidáveis ferríticos, sendo esta mais elevada do que nos aços carbono. Isso é devido ao efeito do cromo dissolvido na matriz ferrítica (TOWERS, 1983). Vários outros fatores afetam essa temperatura, como a espessura do material, o tamanho de grão e a presença e quantidade de certos elementos de liga. O tamanho de grão é importante na determinação da temperatura de transição dúctil-frágil, com grãos de tamanho menor favorecendo a valores mais baixos dessa temperatura (SEDRIKS, 1996).

A temperatura de transição dúctil-frágil para os aços inoxidáveis ferríticos aumenta com o tamanho de grão do material (LULA, 1986). As baixas temperaturas de transição dúctil-frágil em seções mais finas têm sido as principais vantagens para aumentar a utilização de alguns super-ferríticos em função da capacidade de trabalhar mais facilmente o tamanho de grão nessas seções. Esses aços possuem melhores características de ductilidade, de soldabilidade e de resistência à corrosão. Possuem teores de intersticiais muito baixos (inferiores a 0,04%), são estabilizados com Nb e Ti e, ainda, possuem uma quantidade de molibdênio suficiente para melhorar a sua resistência a corrosão. Os

elementos químicos níquel e cobre, reduzem a temperatura de transição dúctil-frágil para uma dada espessura. A adição de níquel, além de diminuir a temperatura de transição dúctil-frágil, aumenta a resistência à corrosão de super-ferríticos em meios ácidos redutores. Contudo, o níquel também possibilita o aparecimento de corrosão sob tensão em cloreto de magnésio e promove a formação de fases sigma e Chi (SEDRICKS, 1996).

Para se verificar essa faixa de transição dúctil-frágil pode se empregar o ensaio de impacto Charpy. Nesse ensaio as amostras rompidas podem apresentar aspectos de fraturas dúcteis e frágeis. A fratura dúctil pode ser caracterizada pela formação de uma superfície com cavidades hemisféricas ou parabólicas conhecidas como “dimples” ou “alvéolos”. Esse aspecto pode ser observado na Figura 2.8 (a). A fratura frágil se propaga continuamente ao longo dos planos paralelos que se unem, os quais tendem a convergir no sentido da propagação local da trinca, produzindo um aspecto característico de facetas de clivagem, como pode ser observado na Figura 2.8 (b) (KRAUUS, 2005).

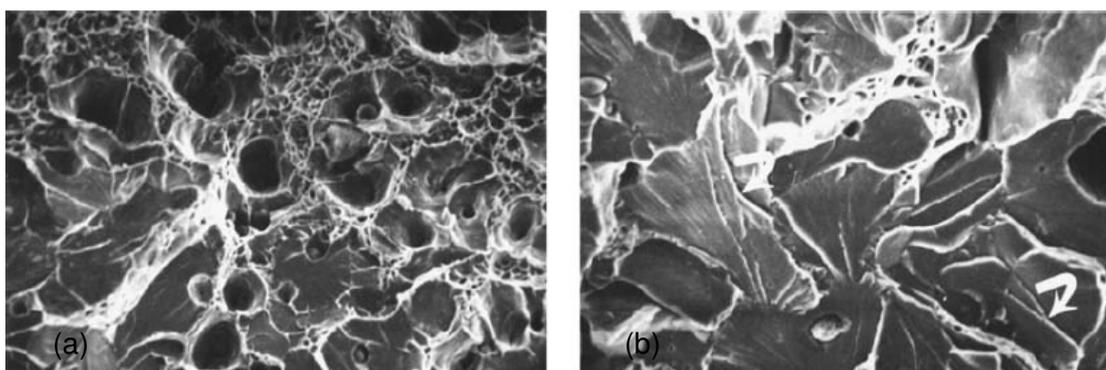


Figura 2.8 – Micrografia pelo MEV de superfícies de fraturas. a) Estrutura dúctil; b) Estrutura frágil (clivagens) (KRAUUS, 2005)

A energia absorvida no ensaio Charpy – V de seção reduzida tende a ter valores diferentes de amostras de seção normal. Para o caso dos aços inoxidáveis ferríticos, a redução da espessura acarreta em um aumento da temperatura de transição (TOWERS, 1983). A utilização de corpos de prova reduzidos com “side groove” (entalhe lateral) tende a manter a temperatura de transição constante, se comparada a dos testes realizados com os corpos de prova convencional. Este resultado é consistente com os cálculos realizados por elementos finitos, o qual demonstra que o corpo de prova reduzido (2:1) com “side groove” produz uma região com estado plano de deformação ao longo do entalhe (MANAHAN, 1995). Smallman e Bishop (1999), afirmam que mesmo sem mudanças microestruturais ou nas propriedades do material é possível produzir uma grande diferença na resistência à fratura apenas pela mudança na seção do material. A Figura 2.9 apresenta um gráfico que relaciona a resistência à fratura com a espessura do material a ser ensaiado, onde K_C é o

parâmetro de tenacidade a fratura e K_{IC} é parâmetro inicial de formação da trinca.

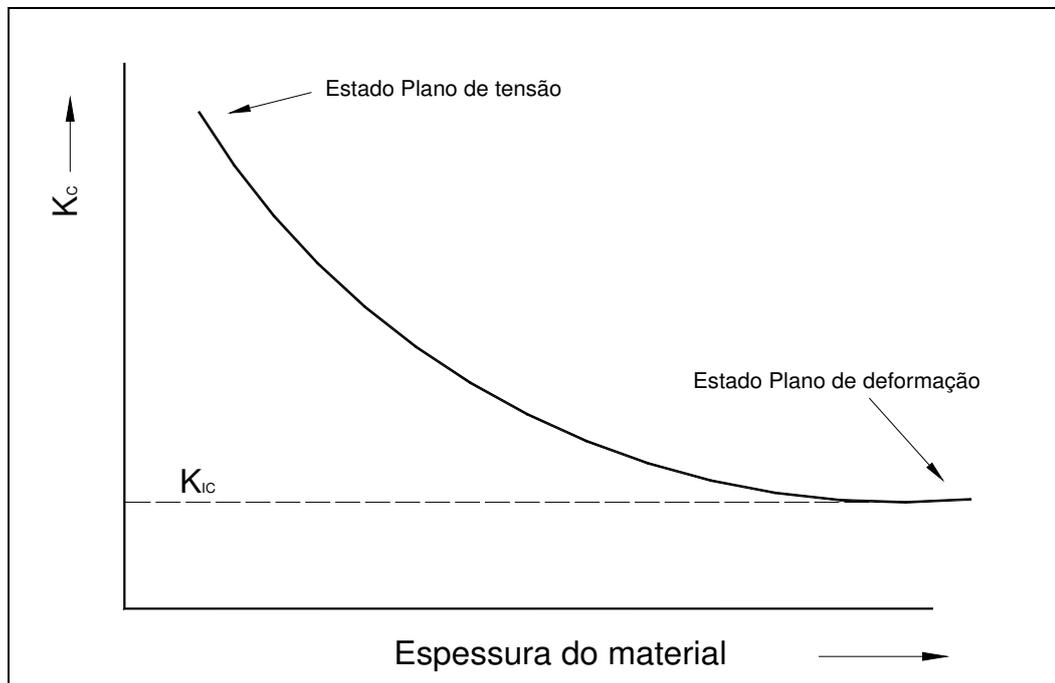


Figura 2.9 – Variação na resistência à fratura com espessura do material (SMALLMAN e BISHOP, 1999)

Na Figura 2.9 percebe-se que para espessuras menores o que prevalece é o estado plano de tensões e para espessuras maiores é o estado plano de deformações. A resistência à fratura de um material é dependente da condição elástico-plástica do campo à frente da trinca, considerando-se que neste instante atua o estado plano de tensão ou o estado plano de deformação. Em chapas finas o estado plano de tensão prevalece e a tensão na frente da trinca gera uma fratura de aspecto frágil. Quando essa espessura é maior, opera, nesse instante, na frente da trinca, o estado plano de deformação, o qual aumenta a ductilidade nessa região, gerando assim uma fratura de aspecto dúctil (SMALLMAN e BISHOP, 1999).

Um controle mais efetivo dos elementos na matriz das ligas ferríticas tem levado ao desenvolvimento de aços inoxidáveis ferríticos com características satisfatórias ao uso em engenharia com custos menores que os aços de grade austeníticas. Exemplo disso é o que se mostra com os aços comerciais 3CR12 e FN12. Tais aços proporcionam boas características mecânicas, se comparado com os de sua classe como, por exemplo, o AISI 409 (ACELOR, 2005).

Observa-se que esses aços citados anteriormente, mesmo em sua condição soldada, na qual a tendência é de elevação do tamanho de grão e minimização da tenacidade na ZAC, apresentam uma resistência ao impacto similar ao do metal base.

Comercialmente, aços de mesma grade sugerem um mínimo de tenacidade ao impacto, à temperatura ambiente, na ordem de 40 J/cm² (www.askzn.co.za, 2009).

2.2 Processo TIG

Os processos de soldagem a arco elétrico são os mais comumente aplicados nos aços inoxidáveis ferríticos. O processo de soldagem a arco com proteção gasosa e eletrodo não consumível, chamado de GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), também conhecido como TIG, é um dos processos mais empregados na soldagem dos aços inoxidáveis quando se deseja obter um bom aspecto da junta combinado com baixas tensões internas e pequenas deformações (AWS, 1991).

Neste processo a união das peças metálicas é realizada pelo aquecimento e fusão destas através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça a unir. A proteção da poça de fusão e do arco contra a contaminação do meio é feita através de uma camada de gás inerte ou uma mistura de gases inertes. Este processo é utilizado em operações de soldagem que requerem considerável precisão e um alto nível de qualidade. O processo é aplicado manualmente ou de forma mecanizada e é considerado um dos processos de soldagem a arco de melhor controle (AWS, 1991).

Algumas das desvantagens desse processo estão relacionadas com a baixa produtividade e baixa penetração alcançada pelo cordão de solda, o que limita a espessura das juntas a serem soldadas, principalmente quando se deseja que sejam executadas em um único passe.

2.2.1 Processo A-TIG

O processo de soldagem A-TIG foi desenvolvido pelo E.O. Panton Electric Welding Institute em Kiev, Ucrânia, com o intuito de realizar a soldagem vertical, utilizando o processo TIG, em ligas de titânio. Os estudos mostraram que a adição de fluxos ativos na poça fundida permitia o aumento da penetração do cordão de solda. O processo A-TIG é uma variante do processo TIG e não requer nenhum equipamento especial. A principal característica deste processo é uma cobertura de fluxo que é aplicada sobre a junta a ser soldada. A aplicação de uma pequena camada é suficiente para afetar o arco (TWI, 1995).

O fluxo ativo consiste em óxidos e/ou halogênios, em forma de pó fino misturado, em geral, com acetona formando uma pasta. A pasta pode ser aplicada usando um pincel. Alguns fabricantes preparam a mistura de óxidos e já comercializam em forma de spray, o

que facilita ainda mais a sua aplicação. A acetona evapora em poucos segundos deixando uma camada de fluxo na superfície. O fluxo em pó fica suficientemente aderido na superfície do aço, permitindo o uso de A-TIG em diversas posições (TWI, 1995).

A falta de informações técnicas sobre o fluxo ativo fornecida pelo fabricante dificulta a escolha do mesmo para a aplicação em diferentes tipos de materiais. Isso também dificulta a obtenção de dados qualitativos ou quantitativos a respeito do efeito dos fluxos sobre a composição química da solda, ou sobre suas propriedades mecânicas (LUCAS e HOWSE, 1996).

Algumas fórmulas têm sido reportadas como sendo efetivas para o uso como fluxo ativo em materiais específicos. Lucas e Howse (1996) utilizaram um revestimento a base de óxidos de ferro, cromo, silício, titânio, manganês, níquel, cobalto, molibdênio e cálcio (misturados ou não) para melhorar a soldabilidade e aumentar a velocidade de soldagem em aços inoxidáveis. Eles constaram que halogênios e fluoretos de cálcio e de alumínio são atuantes na constrição do arco, permitindo aumentar a profundidade de penetração em ligas de titânio.

2.2.2 Teorias envolvendo o processo A-TIG

Diversos autores tentam explicar os mecanismos de constrição e aumento da penetração observados no processo de soldagem A-TIG. Entre esses mecanismos, os dois mais citados para justificar o aumento na penetração são: **a constrição do arco** a partir de reações entre o arco e o fluxo, causando um aumento na densidade de corrente e **a inversão no sentido do fluxo de convecção**, chamado de corrente de Marangoni onde ocorrem de reações químicas com a poça de fusão provocando uma variação na tensão de superfície da poça (PERRY et al., 1998; WALSH et al., 1998; FAN et al., 2001 e MARYA, 2002).

2.2.2.1 Mecanismo de constrição do arco

No processo de soldagem A-TIG, o fluxo causa uma ação de constrição no arco elétrico similar à causada pelo bocal constritor no processo de soldagem a plasma. Esse efeito é mostrado esquematicamente na Figura 2.10.

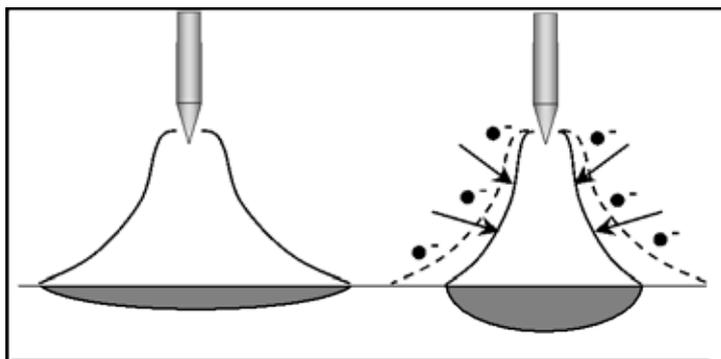


Figura 2.10 - Mecanismo de constrição do arco com fluxo ativo (PERRY ET AL., 1998)

A maioria dos pesquisadores acredita que esta constrição ocorre devido ao fato de que as moléculas do fluxo dissociadas pelo intenso calor gerado são capazes de capturar elétrons nas regiões periféricas do arco (mais frias), formando ali íons negativos (representado na Figura 2.11 pelos pontos pretos fora do arco). A captura de elétrons por parte destes elementos reduz a densidade periférica de elétrons livres no arco e, desta forma, o principal canal condutor de eletricidade é reduzido, resultando em um efeito de constrição (redução do diâmetro da coluna do arco) (PERRY et al., 1998).

Segundo Middel e Den Ouden (1998) esta constrição leva a uma maior tensão do arco na soldagem com fluxo ativo em relação ao processo convencional. Ao mesmo tempo, o efeito de constrição induz um aumento na temperatura e na pressão do arco, permitindo aumentar significativamente a profundidade de penetração da solda.

Lucas e Howse(1996) interpretam a constrição, também chamada de constrição anódica, como o resultado de uma forte interação entre o fluxo e os fenômenos do anodo. A constrição do arco resultaria da formação, na periferia do arco, de moléculas neutras e estáveis, provenientes da decomposição do fluxo, sendo semelhante ao que é realizado fisicamente dentro da estrutura de uma tocha de plasma. Para esclarecer a constrição observada do arco e o aumento da penetração na poça de solda, deduziram que esta constrição leva a um aumento na densidade de corrente, proporcionando um arco mais forte sobre a poça fundida, em consequência, a movimentação da poça fundida é alterada, causando uma maior profundidade da penetração. Apesar do efeito da constrição do arco ser um dos mecanismos utilizados para explicar o aumento da produtividade do processo, Perry et al. (1998) analisaram imagens do arco e não conseguiram comprovar a existência deste fenômeno. Contudo, esta impressão pode estar provavelmente relacionada ao aumento do brilho (intensidade) do arco.

Fan et al. (2001) sugerem, ainda, três fatores para explicar o mecanismo de constrição do arco. Em um deles, concordando com os demais autores citados, a constrição pode ser causada devido a átomos dissociados na periferia do arco que absorvem elétrons

para formar partículas carregadas (íons), causando uma diminuição na quantidade de elétrons livres e, conseqüentemente, diminuindo a habilidade de condução e causando uma constrição do arco. Outra explicação seria devido às reações endotérmicas de dissociação das moléculas componentes do fluxo que absorvem calor das regiões externas do arco, causando um efeito de constrição. E ainda, devido ao fato da condutividade elétrica do fluxo ser geralmente menor do que a dos vapores metálicos produzidos pelo material de base pode ocorrer uma redução na área do ponto anódico (região de incidência do arco), causando uma constrição da raiz do arco.

Ostrovskii (1977) propôs uma teoria baseada na força eletromagnética de Lorentz. Sabe-se que as forças de origem magnética aumentam com a corrente elétrica, portanto os seus efeitos tendem a se tornar mais intensos na soldagem com correntes elevadas. A ação dessas forças magnéticas provoca uma compressão sobre o arco elétrico e devido ao formato cônico deste, onde o raio é menor na ponta do eletrodo e maior na peça, induz um fluxo intenso de gás do eletrodo para a peça (jato de plasma). Desta forma, Ostrovskii (1977) observou que se o raio do anodo na soldagem com um fluxo ativo fosse menor do que na soldagem convencional do TIG, a componente axial da força eletromagnética tende a aumentar, resultando em um fluxo interno mais forte da superfície ao fundo da poça da solda, ocasionando em um considerável aumento da penetração.

Perry (2000) cita que esta força atua no sentido de aumentar a penetração do cordão de solda. O campo magnético induzido pelo arco elétrico estimula as forças eletromagnéticas que intervêm dentro do metal fundido. O campo magnético e a força de Lorentz são proporcionais à intensidade de corrente, portanto quanto maior for a corrente, tanto maior será o jato de plasma, promovendo assim uma maior penetração do cordão de solda.

2.2.2.2 Inversão no sentido do fluxo de convecção - Correntes de Marangoni

Quem primeiro observou o efeito dessas correntes foi G.C.M.MARANGONI no final do século XIX. Ele observou o deslocamento de gotas de vinho sobre uma superfície de água e conectou estes movimentos com a existência de um gradiente de tensão superficial em um fluido. Isolando-se uma partícula na superfície de um líquido, ela estará sujeita às forças eletrostáticas devido às moléculas do líquido e das moléculas do gás do meio atmosférico. Entretanto, como as distâncias intermoleculares são maiores no gás do que no líquido, as forças exercidas pelas moléculas do gás são de intensidade mais fraca do que aquelas exercidas pelas moléculas do líquido. A resultante total das forças exercidas na partícula é dirigida então para o interior do líquido. Esta força caracteriza a tensão de

superfície do líquido (N/m). A tensão superficial depende da temperatura e da concentração da solução líquida, desta forma as correntes de convecção de Marangoni variam com o gradiente de temperatura na superfície e com um gradiente de concentração de impurezas em um líquido (PERRY, 2000).

Na soldagem existe o gradiente térmico, onde a temperatura é mais elevada no centro da poça fundida do que nas bordas. Colocando-se esse gradiente em função da tensão superficial obtém-se um gradiente térmico de tensão superficial ($\partial\gamma/\partial T$), onde as correntes induzidas que afetam a geometria da poça fundida podem ser centrípetas quando $\partial\gamma/\partial T > 0$ ou centrífugas quando $\partial\gamma/\partial T < 0$ (LANCASTER, 1993).

Outro fator que pode modificar o gradiente de tensão superficial da solda é a adição de elementos tenso-ativos à poça fundida. Na Figura 2.12 está apresentado um esquema explicando a movimentação das correntes de convecção na poça fundida, com e sem adição de elementos tenso-ativos. A Figura 2.11 (a), na parte superior, apresenta o gráfico de tensão superficial em função da temperatura com a presença de elementos tenso-ativos e, na parte inferior, a morfologia do cordão de solda sob o efeito desses elementos. Na Figura 2.11 (b), na parte superior, está representado o gráfico de tensão superficial em função da temperatura para um metal puro ou com adição de enxofre e, na parte inferior, a morfologia do cordão de solda para esse caso.

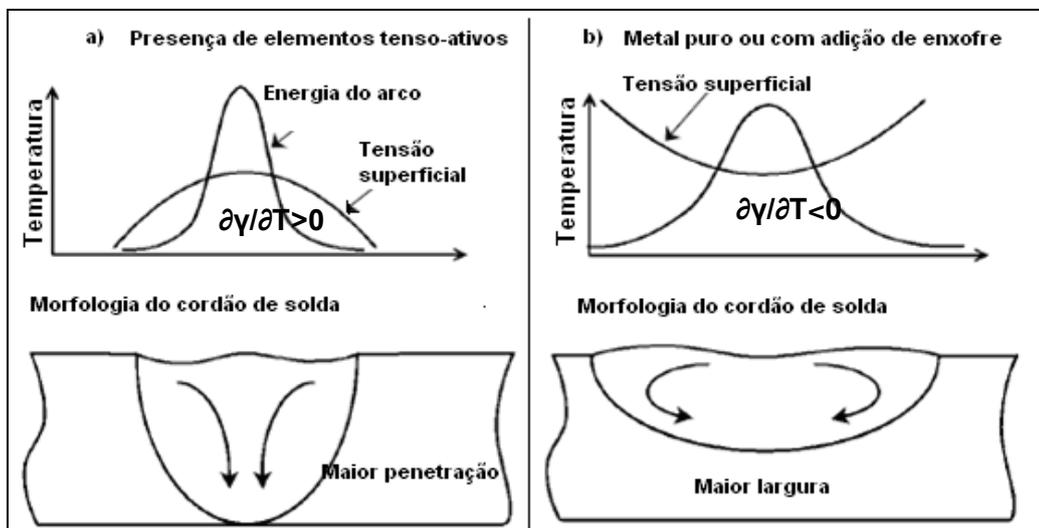


Figura 2.11 – Tensão de superfície e correntes de convecção. a) Gráfico com a presença de elementos tenso-ativos e a morfologia do cordão; b) Metal puro ou com adição de enxofre e a morfologia do cordão (PERRY, 2000)

Pode-se perceber através da Figura 2.11 (a) que a migração dos elementos tenso-ativos para a superfície provoca um abaixamento do valor da tensão superficial, o que torna o gradiente de tensão superficial positivo, gerando, desta forma, uma corrente de convecção

de Marangoni centrípeta. O gradiente de tensão superficial diminui com o aumento da temperatura até um ponto inicial, que varia de acordo com a concentração de elementos tenso-ativos na superfície da poça fundida. Existe uma concentração de elementos tenso-ativos e uma temperatura crítica que modifica o gradiente de tensão superficial, invertendo o sentido das convecções do fluxo de Marangoni e aumentando a penetração. Caso o gradiente seja negativo ocorre o inverso, ou seja, cordão mais largo e com pouca penetração como pode ser observado na Figura 2.11 (b) (PERRY, 2000).

Katayama et al (2001) em seu trabalho também observou que quando a concentração dos elementos tenso ativos, como S, Se ou O, for elevada na poça da solda, ocorrerá um coeficiente positivo da tensão superficial. O efeito do gradiente da tensão superficial se combina com as forças de Lorentz produzindo um fluxo interno mais intenso que resultará num aumento da penetração. Caso essa concentração de elementos ativos seja insignificante, o gradiente da tensão superficial será então negativo, produzindo uma movimentação do fluxo de dentro para fora, ocasionando penetrações menores.

Baseado na teoria da tensão superficial, Lu et al (2002) mostraram a importância do oxigênio sobre o aumento da penetração no cordão de solda. Eles analisaram a relação existente entre a porcentagem de oxigênio e a razão profundidade-largura na solda. Encontraram que a porcentagem de oxigênio aumenta com a utilização de um único fluxo óxido, tal como Cu_2O , NiO e SiO_2 e TiO_2 . Observaram, ainda, que existe uma influência da quantidade de oxigênio na solda com relação à razão penetração/largura (P/L) do cordão de solda, encontrando uma relação P/L cerca de 1,5 a 2 vezes maior quanto a quantidade de oxigênio se encontrava acima de 70 e abaixo de 300 ppm. Porém, para quantidades de oxigênio na solda muito altas (cerca de 300 ppm) ou muito baixas (cerca de 70 ppm), encontrou-se uma relação P/L menor que 1,5 vezes. Para medir a porcentagem de oxigênio no metal de solda eles utilizaram um analisador de oxigênio/nitrogênio (Horiba –EMGA-520).

Marya e Sire (2001) afirmam que os fluxos ativos atuam na constrição do arco através do efeito eletromagnético de alguns de seus elementos vaporizados e, presumivelmente, devido a uma elevada resistência elétrica dos ingredientes do fluxo, tais como óxidos ou fluoretos. Em adição à teoria de constrição do arco, eles consideram também a modificação da tensão de superfície como um fator favorável que determina o fluxo interno, e então uma penetração mais profunda.

Heiple e Roper (1982) observaram que as mudanças substanciais na forma da zona da fusão foram produzidas pela adição de pequenas quantidades de determinados elementos, incluindo S, Se, Al e O. A movimentação do fluxo na superfície, de dentro para fora da poça, pôde ser identificada no aço inoxidável com elevada porcentagem de Al, e a movimentação interna do fluxo, de fora para dentro da poça, foi observada quando o aço

inoxidável era rico em S, mostrando que alguns elementos de liga quando adicionados ao metal fundido podem modificar a movimentação da poça de solda e conseqüentemente o seu formato.

Relativo ao fluxo interno na poça da solda A-TIG, TANAKA et al. (2002) o explicaram através de uma combinação entre os efeitos do gradiente da tensão superficial, da constrição do anodo e da força de Lorentz. Devido à presença do oxigênio no fluxo, o coeficiente da tensão superficial muda de negativo para positivo, o que causa um fluxo interno direcionado para baixo na poça da solda. A transferência de calor correspondente da superfície à raiz da solda faz com que o arco se localize no centro da poça da solda. Forma-se uma raiz constringida do anodo e uma densidade de corrente mais elevada promove o fluxo interno dirigido pela força de Lorentz. Conseqüentemente, o efeito multiplicado da força de Lorentz e da convecção de Marangoni parece causar um fluxo interno mais forte que leva a um aumento na penetração da solda.

Alguns autores afirmam que a constrição do arco e o aumento da penetração do cordão de solda levam a uma maior intensidade de calor no centro do arco. Marya (2004), por exemplo, verificou este fato através da filmagem do arco representada na Figura 2.12.

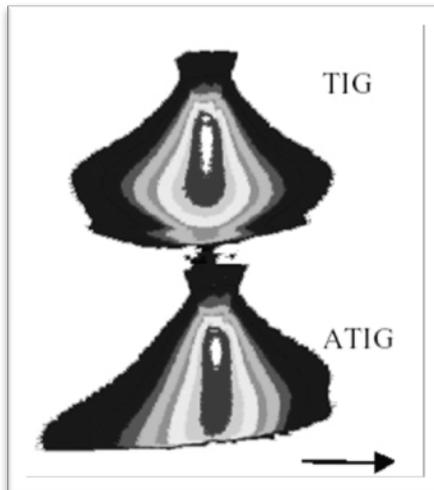


Figura 2.12 - Aquecimento do arco. Vista lateral (MARYA, 2004)

Para analisar o arco representado na da Figura 2.12, foi realizada uma filmagem da soldagem onde metade do corpo de prova estava com aplicação de fluxo e a outra metade não, dessa forma pode-se verificar a influência do calor no arco para os dois processos de soldagem. Através de suas análises, Marya (2004) sugere que o arco na soldagem de aços inoxidáveis é comparativamente mais quente no A-TIG do que no TIG. A região central do arco, mostrada na Figura 2.12 é caracterizada como a mais quente. No A-TIG esta região é atraída para o metal sendo o arco distorcido na direção da soldagem. Esta distorção é

explicada devido à resistividade elétrica do fluxo ser mais elevada na parte dianteira, pois o mesmo tem que ser fundido antes do avanço do arco..

Isto pode ser observado na Figura 2.13. As seqüências da Figura 2.13 de (a) até (d) mostram a mudança do formato do cordão de solda, em corte, de TIG para A-TIG e as figuras (e) e (f) mostram o esquema do formato do cordão de solda para o TIG e o A-TIG, respectivamente. Observa-se, através dessas figuras que o cordão tende a ficar mais estreito e apresentar uma maior depressão no centro, causando um aumento da penetração, quando se utiliza o processo A-TIG.

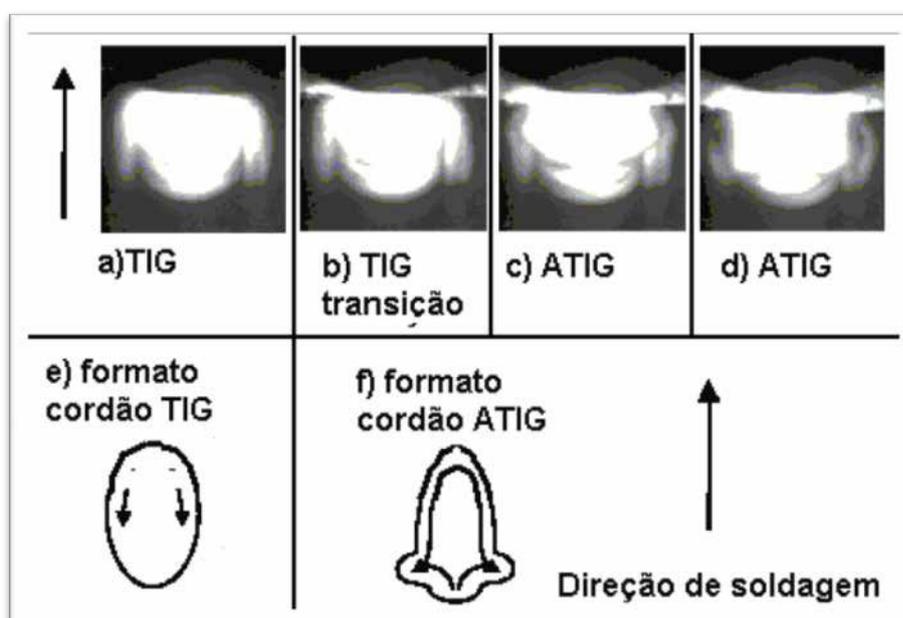


Figura 2.13 – Seqüência mostrando a transição do formato da poça fundida do TIG para o A-TIG (MARYA, 2004)

Dong e Katayama (2004) observaram que além da constrição da largura do cordão ocorre uma constrição do arco voltaico quando se utiliza o fluxo ativo. Eles filmaram a poça de solda durante a soldagem verificando uma região brilhante situada abaixo do eletrodo. Essa região foi identificada como a raiz do anodo e segundo observação dos autores ocorria, ainda, uma constrição dessa raiz. Essa constrição do anodo favorece a passagem da corrente de soldagem, proporcionando um aumento na penetração. Esse efeito pode ser explicado também através da força eletromagnética de Lorentz, onde, na raiz do anodo, ocorre um aumento do componente axial da força eletromagnética resultando num fluxo interno mais forte em direção ao fundo da poça de solda, aumentando assim a penetração do cordão.

2.3 Fluxos ativos

Somente nos anos 90 começaram a aparecer os primeiros fluxos comerciais para a aplicação na soldagem A-TIG. Como a fórmula dos fluxos comerciais normalmente é mantida em segredo pelos fabricantes o estudo do efeito do fluxo sobre a geometria do cordão de solda torna-se difícil. Para driblar essa dificuldade alguns autores utilizaram misturas de óxidos e fluoretos, como fluxo ativo na soldagem A-TIG. Perry et al. (1998) citam que diferentes revestimentos a base de óxidos, sais alcalinos, halogênios, ou fluoretos já foram utilizados como fluxo ativo, apresentando um efeito favorável sobre a penetração da solda. Muitos destes revestimentos têm sido utilizados de forma efetiva para o uso em materiais específicos. Por exemplo, um revestimento a base de óxido de ferro, óxido de cromo, óxido de silício, óxido de titânio, manganês, níquel, cobalto, molibdênio e cálcio (misturados ou não) são usados para melhorar a soldabilidade e aumentar a velocidade de soldagem em aços inoxidáveis. Halogênios e fluoretos de cálcio e de alumínio têm sido reportados como atuadores na constrição do arco, permitindo aumentar a profundidade de penetração nas ligas de titânio. Misturas de óxidos e fluoretos também são utilizadas na soldagem dos aços carbono (LUCAS e HOWSE, 1996).

Modenesi (1999) conseguiu alcançar penetração total em chapas aço inoxidável austenítico de 5,0mm de espessura utilizando óxidos de silício, de titânio, de cromo e fluoreto de alumínio, separadamente, como fluxo ativo. Ele observou, ainda, alterações na tensão do arco, mas não encontrou relação dessa alteração com a penetração do cordão de solda. Dong e Katayama (2004) também utilizaram TiO_2 , CrO_3 e ainda empregaram uma mistura entre SiO_2 e TiO_2 , CrO_3 e AlF_3 para preparar dois tipos de fluxos. Conseguiram encontrar penetrações similares às observadas nos testes com fluxo comercial, em chapas de aço inoxidável austenítico.

Leconte et al (2006) estudaram o efeito de diferentes óxidos sobre a geometria do cordão de solda. Eles observaram que as propriedades químicas e físicas dos óxidos estudados que mais influenciaram sobre o formato do cordão de solda foram: a temperatura de fusão do óxido (T_f), a faixa de líquido, ou seja, a faixa de temperatura em que o óxido permanece líquido antes de evaporar (temperatura de bolha = temperatura de fusão), o grau de oxidação e a quantidade de oxigênio que pode ser liberada pelo óxido. Eles afirmaram que essas propriedades interferem sobre a movimentação da poça de fusão, invertendo o movimento de convecção e aumentando a penetração do cordão de solda (Efeito Marangoni).

Vilarinho (2009) observou uma queda de tensão devido à presença de elementos de menor ionização na formulação do fluxo. Ele conseguiu verificar, através de filmagens, uma

perturbação na poça de solda devido ao efeito isolante da camada de fluxo. Ele afirma que o fluxo age bloqueando a movimentação frontal da poça, empurrando o metal fundido para trás. Esse fato pode ser observado na Figura 2.14, onde está representada uma sequência de imagens da filmagem de um ensaio de soldagem TIG empregando fluxo ativo. Nesta sequência, iniciada na imagem 870 e finalizada na imagem 936, destaca-se a região de transição do ensaio sem fluxo para a região com fluxo ativo. No quadro 870 observa-se a poça de solda na região sem fluxo, conforme a poça se aproxima da região com fluxo percebe-se uma repulsão na poça, que pode ser acompanhada a partir do quadro 900 até o quadro 936.

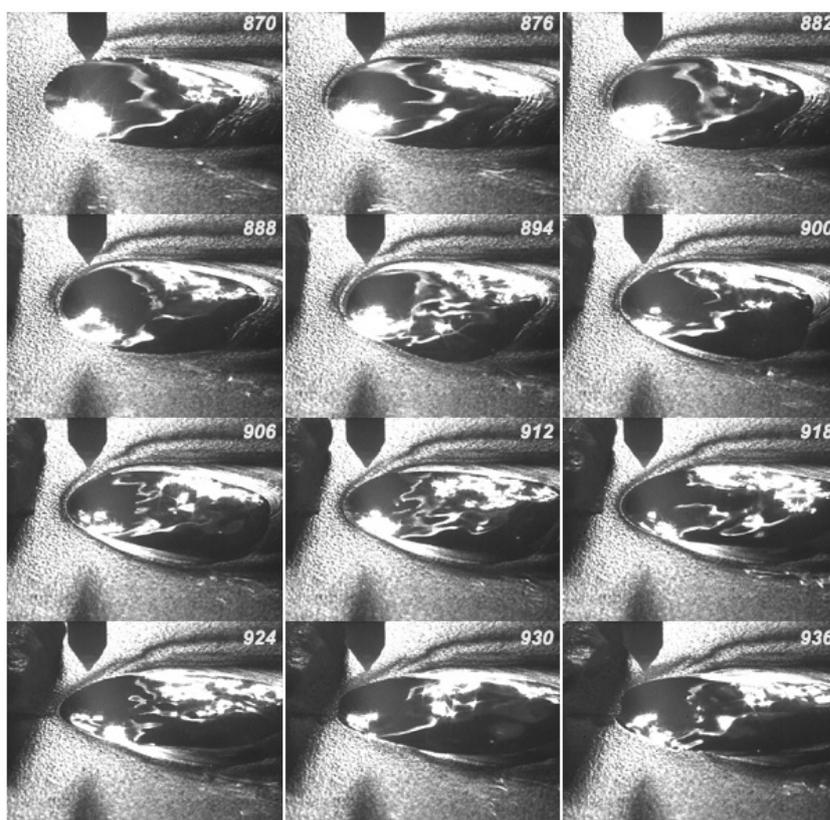


Figura 2.14 – Sequência de imagens mostrando a influência do fluxo sobre o formato da poça de solda. Os números indicam a sequência dos quadros de filmagem, com um intervalo de 48 ms entre um quadro e outro (VILARINHO, 2009)

2.4 Técnica da Construção Controlada

Esta técnica foi proposta por Richetti (2003), onde a idéia é utilizar o fluxo como uma camada que isole eletricamente certas regiões da superfície da peça de forma que se possa direcionar a região de incidência do arco. Este procedimento é ilustrado esquematicamente na Figura 2.15.

Neste caso, a energia do arco é direcionada para uma região mais estreita da peça através do parâmetro “a”, representado na Figura 2.15, visando estimular um efeito de constrição. Este efeito foi considerado devido ao fato de que a resistividade elétrica do fluxo em pó é maior do que a do material de base metálico.

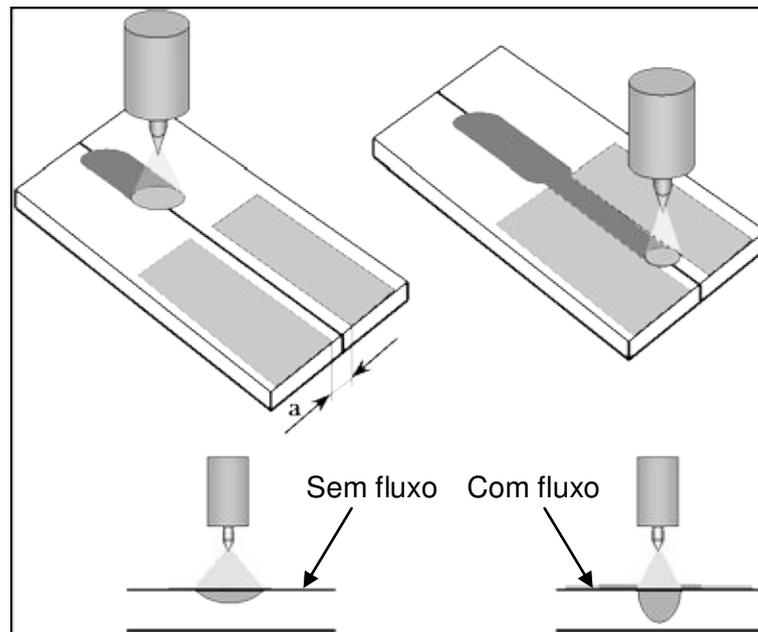


Figura 2.15 - Procedimento para aplicação da camada de fluxo ativo (RICHETTI, 2003)

Nessa técnica, o arco é iniciado sobre o metal de base. À medida que o arco se aproxima do trajeto preparado de fluxo, começa a existir uma constrição da raiz do arco devido à maior resistividade elétrica do fluxo adjacente, forçando-o a incidir apenas sobre o metal de base. Simultaneamente, a redução da diluição do fluxo na poça de fusão em relação ao A-TIG tradicional permite que o acabamento superficial e as propriedades mecânicas do cordão de solda não sejam tão prejudicados e se mantenham a níveis satisfatórios.

Na soldagem A-TIG a presença do fluxo muda a distribuição de energia do arco, que fica mais quente na região central, como apresentado na seção anterior. Essa região torna-se mais condutora, atraindo o fluxo atual do arco, que se torna mais constringido, proporcionando maiores penetrações na solda. O arco seletivo canalizado na região central do corpo de prova é a base para o desenvolvimento da técnica da constrição controlada. Marya (2004) empregou uma técnica semelhante a essa em aços inoxidáveis austeníticos, alumínio e ligas de titânio e chamou de FBTIG (flux bounded TIG). Ele observou que se obtêm arcos mais quentes com a redução do parâmetro “a” e conseqüentemente penetrações mais próximas dos valores alcançados com o A-TIG convencional.

Richetti (2003) afirma que o arco tem a tendência de seguir o caminho por sobre o metal, que possui menor resistividade elétrica do que a parte isolada com o fluxo. Desta forma, além da constrição controlada do cordão, há a possibilidade de fazer o arco seguir trajetos com ligeiros desvios de linearidade. Por exemplo, juntas preparadas com pequenos desalinhamentos em relação ao trajeto da tocha de soldagem, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 2.16, poderiam ser soldadas satisfatoriamente com esta nova técnica de aplicação da camada de fluxo.



Figura 2.16 - Exemplo de desalinhamento que pode ser corrigido com a técnica do direcionamento do arco com um trajeto de fluxo (RICHETTI, 2003)

Para comprovar esta tendência, ele realizou um teste utilizando um trajeto em zig-zag feito com fluxo de TiO_2 . A Figura 2.17 apresenta o aspecto do cordão de solda para o teste realizado.

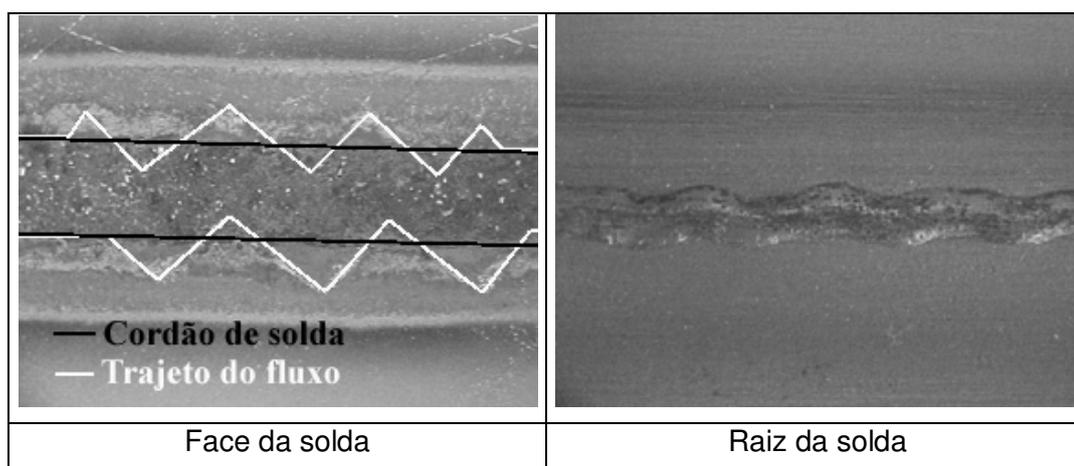


Figura 2.17 - Teste realizado com trajeto de fluxo em zig-zag (RICHETTI, 2003)

Ele verificou que o cordão de solda não seguiu o trajeto na superfície da peça, atravessando a camada de fluxo. Entretanto, o perfil da raiz da solda seguiu o padrão

geométrico do trajeto da camada de fluxo, sugerindo que a presença do fluxo causa uma redistribuição da energia sobre a poça de fusão, que se manifesta no perfil geométrico da raiz da solda, conforme apresentado na Figura 2.17. Ele considera este um resultado satisfatório, pois mesmo o arco não seguindo o trajeto delimitado, a raiz da solda tende a seguir possibilitando a correção de problemas de desalinhamentos na junta.

Marya (2004) em sua técnica verificou o efeito da corrente sobre a penetração para ligas de titânio, mudando a corrente de 200 para 300 A. A penetração tende a aumentar para os testes realizados com a corrente de 200 A, empregando TiO_2 como fluxo ativo. Para os testes realizados com corrente de 300 A não foi possível observar um aumento na penetração, esta permanecendo quase constante. Seria esperada uma maior relação de penetração com o aumento da corrente. Apesar do arco com corrente mais alta apresentar uma maior depressão no centro do mesmo, ele tende a escorregar pelas laterais. Esta depressão está relacionada a uma solda mais profunda, porém as saídas laterais do arco distribuem o seu calor sobre a superfície da solda resultando em um alargamento da poça e numa redução da penetração. A Figura 2.18 apresenta as imagens deste efeito.

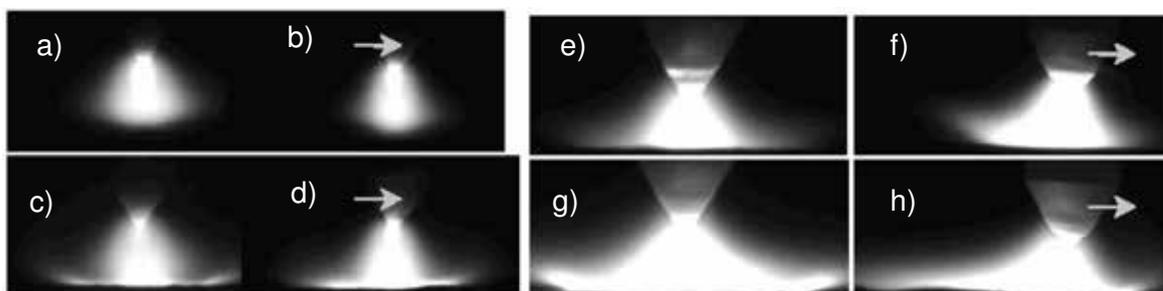


Figura 2.18 – Arco de soldagem. a) vista frontal e b) lateral, ambos 100 A, sem fluxo; c) vista frontal e d) lateral, ambos 100 A, com fluxo; e) vista frontal e f) lateral, ambos 200 A, sem fluxo; g) vista frontal e h) vista frontal, ambos 200 A, com fluxo (MARYA, 2004)

Na Figura 2.18 estão representados os arcos de soldagem sem fluxo (a, b, e, f) e com fluxo (c, d, g, h), para as correntes de 100 e 300 A e mesma energia de soldagem. Ele observou que o arco tende a espalhar-se lateralmente sobre o cordão de solda quando se aumenta a corrente de 100 A para 300 A, com aplicação do fluxo ativo. É como se ocorresse uma atração do arco pelo fluxo de soldagem, fazendo com que a poça fique mais larga e menos profunda. Isso pode ser observado na Figuras 2.18 sequências c, d e g, h, para as correntes de 100 e 300 A, respectivamente (MARYA, 2004). Aplicando esta técnica, Rückert et al (2004) observaram que os parâmetros “a” (apresentado na Figura 2.15) entre 2,0 e 4,0 mm foram os que apresentaram melhores resultados de penetração para chapas de aço inoxidável austenítico e espessuras de camada de fluxo entre 50 e 70 μm .

2.5 Materiais soldados com o processo A-TIG

O processo de soldagem A-TIG tem sido aplicado em ligas de aços inoxidáveis austenítico, super austeníticos, aços duplex, ligas de titânio, aços carbono de baixa liga alcançando aumentos consideráveis na penetração do cordão de solda quando comparados com o processo TIG, para os mesmos parâmetros de soldagem.

Dong e Katayama (2004) realizaram um estudo comparativo sobre o efeito do material quando um mesmo fluxo fosse aplicado na soldagem A-TIG. Eles avaliaram o efeito do mesmo fluxo ativo em quatro materiais diferentes. Empregaram ligas de aço inoxidável austenítico 304 com baixo e com elevado teor de enxofre, um aço com baixo teor de carbono, KD32 e uma liga ao Ni, CM247LC. Em dois deles eles variaram a quantidade de enxofre presente na liga. As condições de soldagem empregadas, o aspecto do cordão de solda e a relação entre a penetração e a largura do cordão de solda estão mostrados na Figura 2.19.

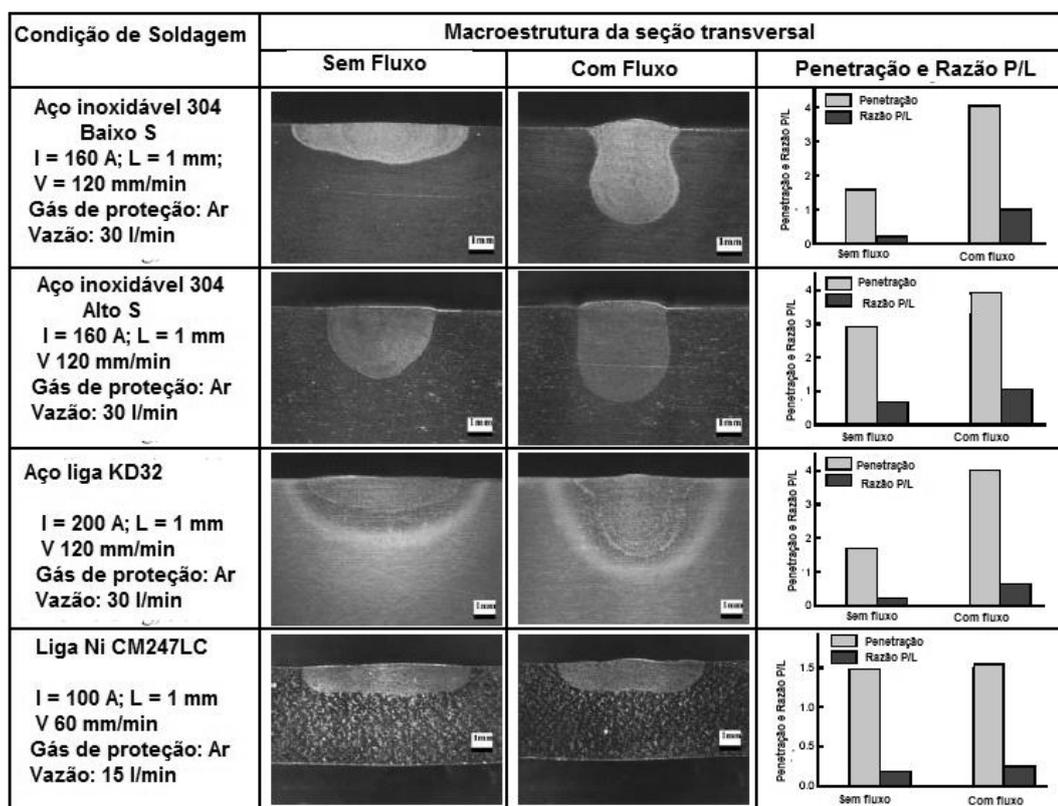


Figura 2.19 – Resultados dos processos de soldagem A-TIG para diferentes materiais empregando o mesmo fluxo ativo (DONG e KATAYAMA, 2004)

Dong e Katayama (2004) perceberam que a alteração do teor de enxofre afeta o formato do cordão de solda quando realizada a soldagem TIG, mas que a adição do fluxo,

para essas duas ligas, não interfere significativamente, mostrando que o efeito do enxofre não se soma com o efeito do fluxo, com relação à penetração do cordão de solda. Entre os quatro materiais apresentados na Figura 2.19, somente a liga de níquel não apresentou mudanças significativas na penetração e no formato da solda. Eles chegaram à conclusão de que esse fato estaria relacionado com a não compatibilidade do fluxo com esse material. Afirmam que a eficácia do fluxo está relacionada com a composição química do material a ser soldado. Perceberam, também, que, neste caso, a constrição do arco não pôde conduzir a uma profundidade mais elevada.

Kunrath (2005) utilizou como fluxo ativo os revestimentos de eletrodos revestidos para a aplicação do A-TIG em aço inoxidável austenítico. Ele observou modificações no formato do cordão de solda e uma microestrutura com grãos mais refinados do que os encontrados na zona fundida dos corpos de prova soldados sem fluxo. Ele acredita que o fluxo aplicado provocou essas alterações. Ele afirma que os resultados são compatíveis com os obtidos por Ames (2002), que em seu trabalho realizou a soldagem A-TIG usando um fluxo comercial, em um aço inoxidável austenítico, um super austenítico e um duplex. Ames (2002) não observou grandes influências nas microestruturas dos aços austeníticos e super austeníticos, garantindo que as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão desses aços mantiveram-se as mesmas. Já o aço duplex, quando se utilizou um fluxo à base de óxidos, obteve uma redução do tamanho de grão e uma redução da ferrita delta primária. Na Figura 2.20 está apresentada a microestrutura desse aço soldado com fluxo e sem fluxo, onde se percebe uma redução do tamanho de grão com a aplicação do fluxo ativo.

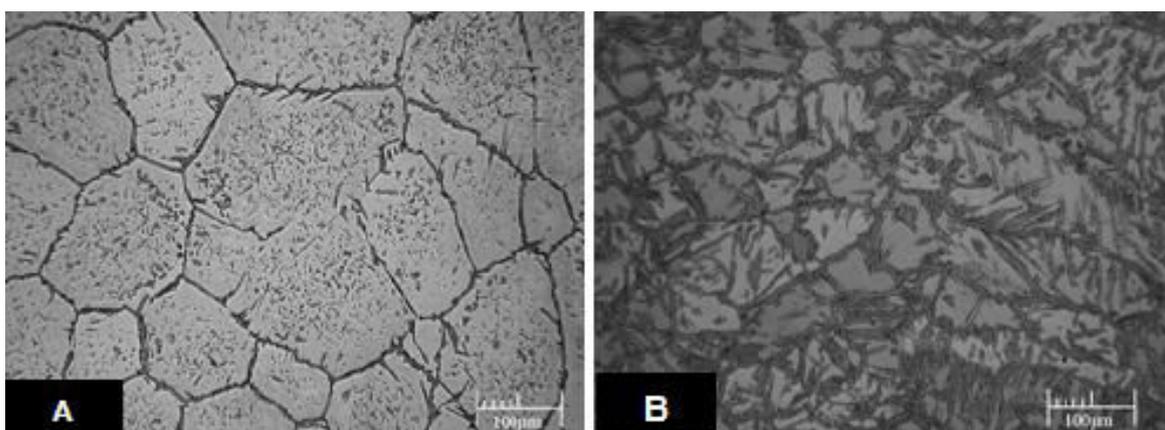


Figura 2.20 – Microestrutura da zona fundida do aço duplex SAF 2507: (A) sem fluxo; (B) com fluxo óxido (AMES,2002)

Ames (2002) justifica essa redução do tamanho de grão devido à nucleação da ferrita em inclusões da frente de solidificação, onde a ponta dendrítica se quebra devido às turbulências provocadas na poça de fusão, fixando os grãos primários de ferrita delta, ou

aumentando a estabilidade da austenita em altas temperaturas, encolhendo o campo de fase ferrítico.

Modenesi (2000) analisou a influência do processo de soldagem A-TIG em chapas de aço inoxidável austenítico AISI 304L, com espessuras de 5,0 a 8,0 mm. Comparou as mudanças na geometria do cordão de solda com as alterações nos sinais elétricos do arco e do formato do arco. Analisou, também, o efeito do fluxo sobre a microestrutura do aço. Para os ensaios empregou-se uma corrente de soldagem variando de 200 a 300 A e uma velocidade de soldagem de 20 cm/min. Durante a filmagem das soldagens com os diferentes tipos de fluxos não observou alterações no formato do arco, exceto quando utilizou NaF como fluxo ativo, que apresentou uma constrição do arco. Observou que alguns fluxos testados, como SiO_2 , TiO_2 , Cr_2O_3 e AlF_3 , provocaram maiores penetrações do que outros. Com relação aos sinais elétricos, não foi observado nenhuma relação entre as modificações geométricas e a tensão do arco. Também não foi observado alterações na microestrutura com a adição de fluxo.

CAPÍTULO III

3 EQUIPAMENTOS, MATERIAIS E DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo serão apresentados os materiais e equipamentos necessários para desenvolvimento dos ensaios realizados no presente trabalho. Para um melhor entendimento ele foi dividido em: apresentação do material de base empregado; equipamentos e softwares utilizados e metodologia aplicada em cada etapa.

3.1 Material de Base

O aço inoxidável ferrítico ASTM 410D utilizado neste trabalho é um aço similar ao AISI 410S, e sua classificação pela norma DIN é 1.4003. Ele é uma modificação do AISI 409, apresentando uma boa resistência à corrosão sob tensão em meios tanto alcalinos como ácidos. Foi produzido com o objetivo de ser empregado em transportes ferroviários, ônibus e em equipamentos industriais, como mesas alimentadoras e difusores de usinas de açúcar por apresentar boa resistência à abrasão úmida. (ACELOR, 2005).

A Tabela 3.1 mostra a composição química deste aço, segundo o fabricante e a Tabela 3.2 apresenta as suas principais propriedades mecânicas.

Através da composição química desse aço, apresentada na Tabela 3.1, calculou-se o cromo equivalente e o níquel equivalente para verificar sua localização no Diagrama de Balmforth. Foram empregadas as fórmulas do Diagrama de Balmforth (Equações 3.1 e 3.2).

$$Ni_{eq} = Ni + 35C + 20N$$

$$Ni_{eq} = 0,9$$

3.1

$$Cr_{eq} = Cr + 2Mo + 10(Al + Ti)$$

$$Cr_{eq} = 11,2$$

3.2

Tabela 3.1- Composição química do aço inoxidável ferrítico ASTM 410 D (informações fornecidas pelo fabricante – ACELOR, 2005)

Elementos	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
(% massa)	0.015	0.59	0.47	11.02	0.35	0.021	0.001
Elementos	Mo	V	Al	Co	Nb	Ti	Cu
(% massa)	0.017	0.025	0.002	0.02	0.015	0.011	0.024

O₂ – 24 ppm; N₂ – 144 ppm

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas do ASTM 410D (ACELOR, 2005)

Propriedades	Referências	DIN WS 1.4003	Valores observados
Limite de Resistência (Mpa)		450 – 650	510
Limite de escoamento (Mpa)		≥ 280	380
Alongamento (%)		≥ 20	28
Dureza Rockwell-B		70 – 85	83
E (Gpa)		225 – 236	-

A Figura 3.1 mostra o ponto de localização calculado no Diagrama de Balmforth.

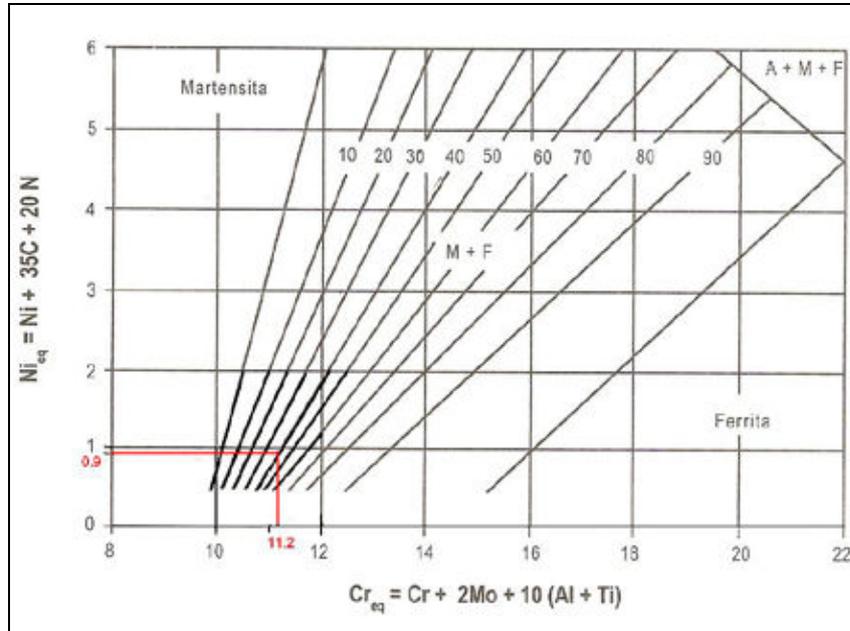


Figura 3.1– Diagrama de Balmforth para aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos soldados (LIPPOLD, 2005)

Analisando o diagrama da Figura 3.1, percebe-se que o aço em estudo, quando soldado com o processo TIG e sem metal de adição, encontra-se na faixa com precipitação de duas fases, ferrita e martensita, podendo apresentar na zona fundida uma microestrutura

com aproximadamente 40 % de ferrita.

Foi empregado nesse trabalho chapas de aço inoxidável ferrítico ASTM 410D com duas espessuras, de 4,0 mm e de 6,4 mm, laminadas a quente e tratados em forno tipo Box. Segundo a empresa fornecedora desse aço, o material tratado em forno Box apresenta um melhor controle microestrutural, ou seja, com um tamanho de grão menor e homogêneo.

A análise microestrutural foi realizada na empresa AcelorMittal. Tomou-se como referência de direção de laminação, a direção mostrada pelos grãos, como pode ser observado na Figura 3.2. Nessa figura é possível observar a microestrutura no sentido longitudinal à laminação (Figura 3.2a e 3.2c) e no sentido transversal a esta (Figura 3.2b e 3.2d).

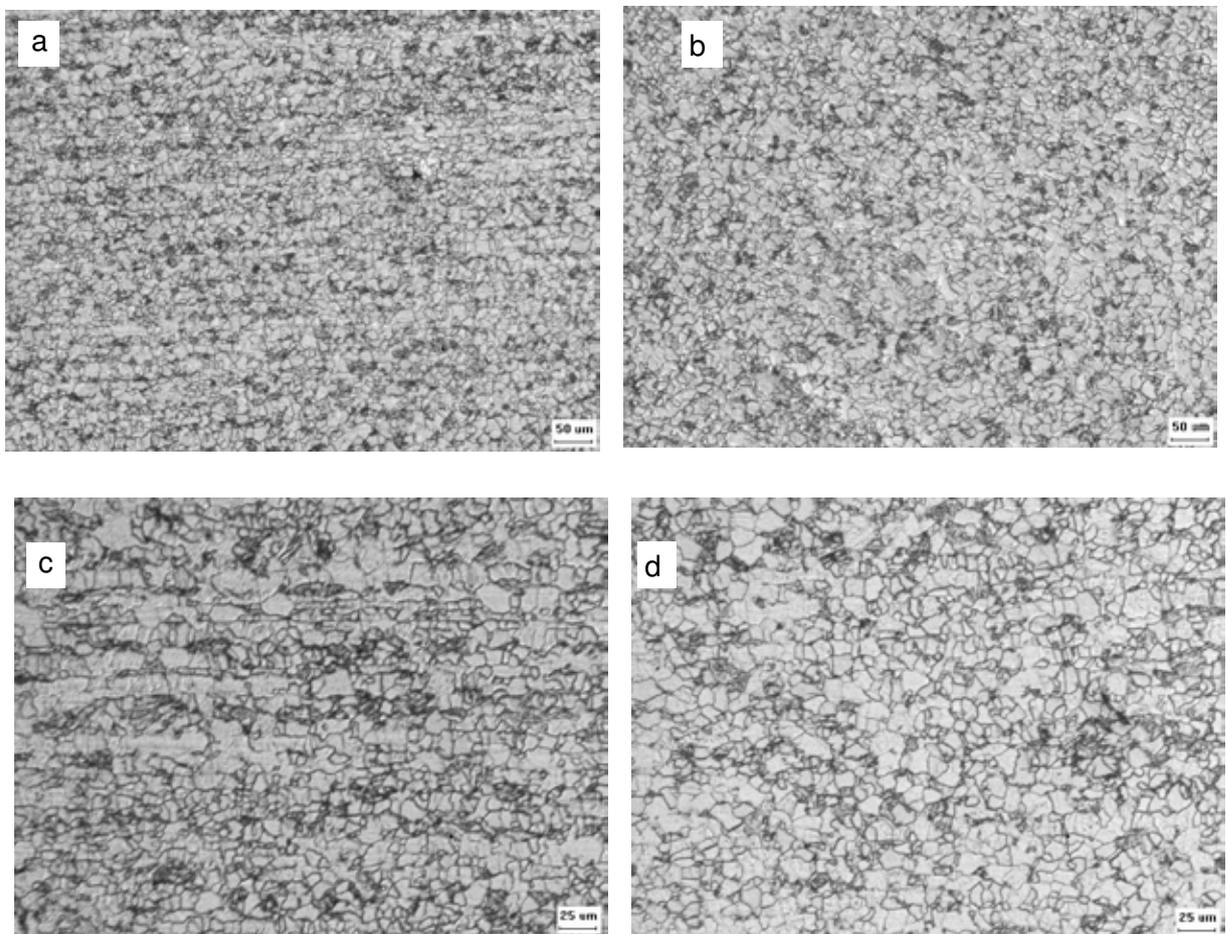


Figura 3.2 – Microestrutura do material tratado em forno tipo BOX, como recebido. (a) e (c) sentido longitudinal à laminação; (b) e (d) sentido transversal à laminação

Observando a Figura 3.2 percebe-se uma microestrutura totalmente ferrítica caracterizada pela cor clara quando atacado por Vilellas. Para determinar o tamanho de grão empregou-se a norma NBR 11568 NB 1323 (ABNT, 1990), encontrando um tamanho

de grão médio ASTM 12.

Foi observada também a presença de alguns precipitados nos contornos de grão. É possível verificar esse fato na Figura 3.3, obtida através de MEV e de microscopia óptica.

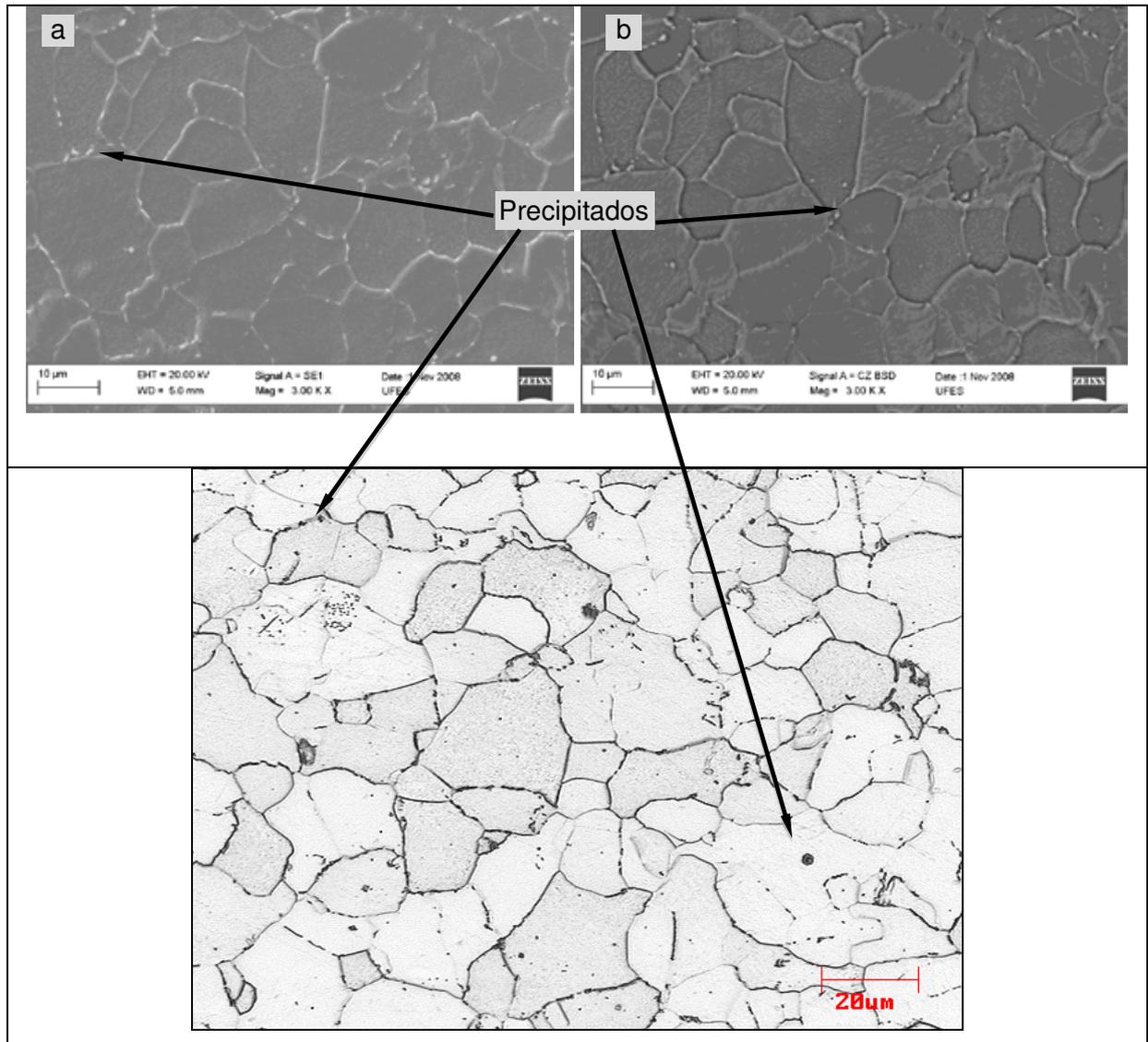


Figura 3.3 – Microestrutura óptica do material tratado em forno tipo Box mostrando a presença de precipitados nos contornos e no interior dos grãos. (a e b) MEV

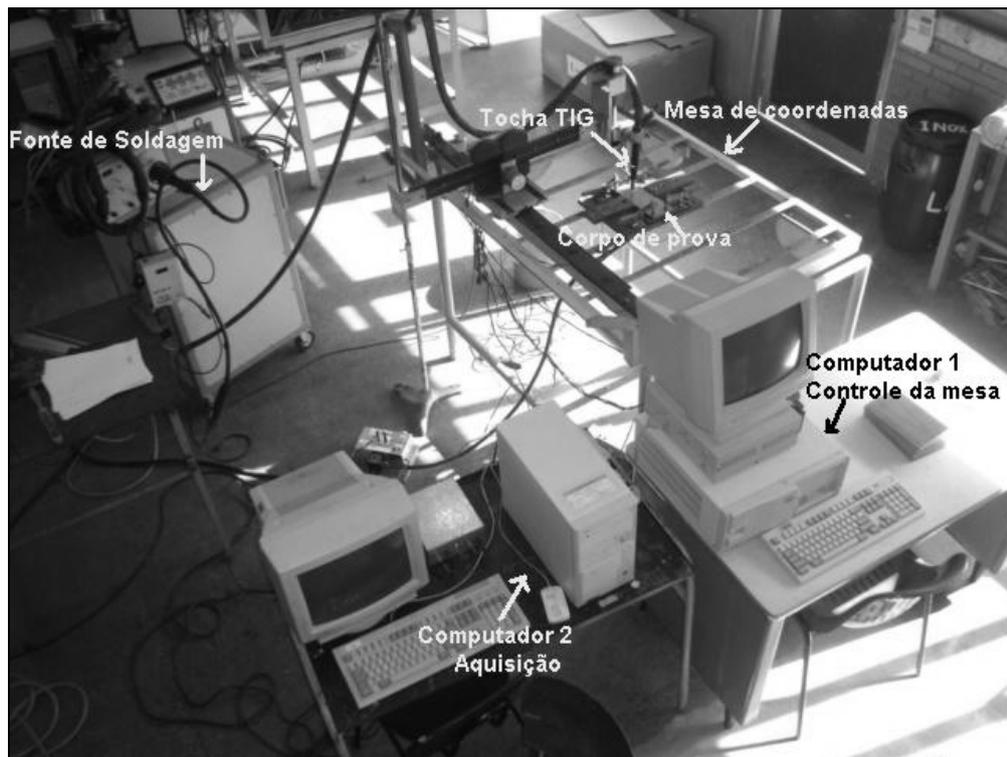
A análise das propriedades mecânicas do material em estudo foi realizada pela AcelorMittal. Os resultados medidos dos limites de escoamento, de resistência, alongamentos e a dureza do material, dadas em Vickers, estão apresentados na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Propriedades mecânicas para o aço inoxidável ferrítico ASTM 410D

Material	Espessura. (mm)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza
ASTM 410D	6,43	332,7	480,9	37,6	140 HV (83 HRB)
	6,42	332,6	481,4	34,6	
	6,43	326,5	478,1	38,9	
Média	6,43	330,6	480,1	37,0	

3.2 Equipamentos

Foi utilizada uma fonte de soldagem eletrônica multi-processo Inversal 450, que trabalha com uma corrente nominal de até 450 A, na polaridade negativa (CC-). Para o processo de soldagem empregou-se uma tocha TIG foi refrigerada a água. A Figura 3.4 mostra a bancada experimental utilizada neste trabalho.

**Figura 3.4 – Esquema da bancada experimental**

Para a realização das soldas de forma automatizada, foi utilizada uma mesa de coordenadas computadorizada, desenvolvida no LAPROSOLDA/UFU, identificada na Figura 3.4. Esta mesa é uma máquina de comando numérico de dois eixos (XY), onde o controle de movimentos é executado através de um componente eletrônico, que recebe como

entrada as coordenadas dos pontos de deslocamento desejados e gera como saída os respectivos pulsos aos motores de passo empregados para acionamento dos eixos (VILELA, 1999). Através desse sistema é possível determinar a velocidade de soldagem, onde quem se movimenta é a tocha que está fixada ao eixo móvel, conforme indicado na Figura 3.4.

Durante a soldagem, os sinais elétricos de tensão e corrente foram adquiridos utilizando um sistema de aquisição e tratamento de dados a uma frequência de 10 kHz e resolução de 8 bit diretamente na fonte de soldagem via placa de aquisição e, posteriormente, os dados foram analisados em um programa de tratamento de sinais. A placa de aquisição de dados pode operar em 8, ou 12 bit e com frequência de aquisição variável. Esta placa apresenta um conversor analógico/digital com 16 canais e opera na faixa de +10 a -10 V.

3.3 Metodologia

Neste trabalho foi utilizado o processo de soldagem TIG empregando a técnica com fluxo ativo (A-TIG) e a técnica da constrição controlada (TCC). A metodologia empregada no presente trabalho consistiu de quatro etapas, conforme fluxograma da Figura 3.5, as quais são detalhadas a seguir.

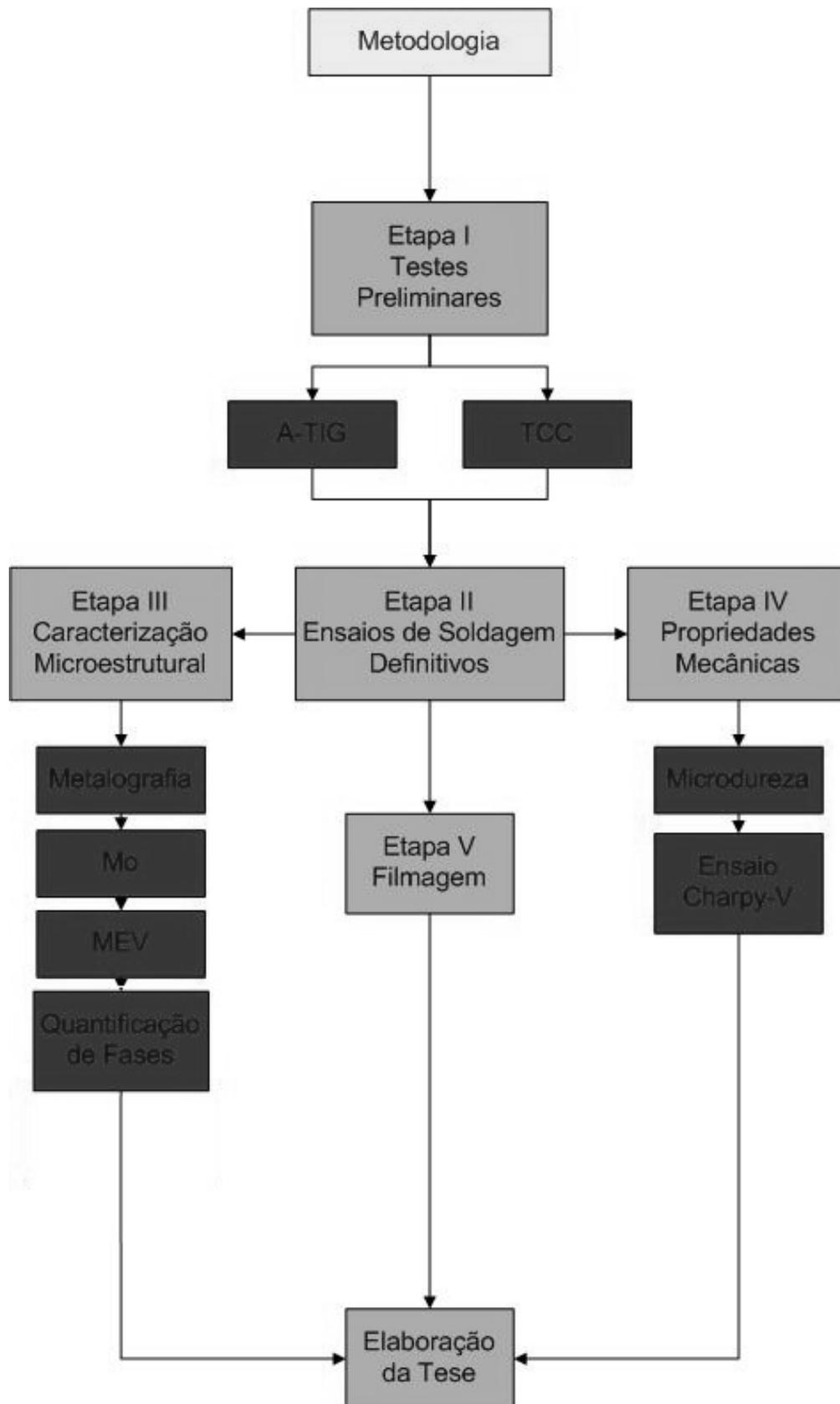


Figura 3.5 – Fluxograma das etapas para realização do trabalho

3.3.1 Etapa I – Testes preliminares

Os testes preliminares foram realizados visando estabelecer um procedimento adequado para os ensaios aplicando a soldagem TIG com fluxo ativo (A-TIG). Primeiramente os testes foram realizados em juntas de topo em um único passe em chapas com 4,0 mm de espessura, empregando TIG convencional. Estes parâmetros foram empregados na técnica A-TIG de chapas de 4,0 mm de espessura.

Utilizou-se argônio como gás de proteção (14 l/min). Foi utilizado eletrodo de EWTh-2, ϕ 3,2 mm, e ângulo de apontamento de 30°, DEP (Distância Eletrodo Peça) de 4,5 mm e com a tocha de soldagem a 90° em relação ao cordão de solda. Com o intuito de se obter uma raiz do cordão mais limpa se empregou argônio como gás de purga (2 l/min).

Todas as soldas foram feitas de forma automatizada, com a velocidade de soldagem e o movimento da tocha controlados através da mesa de coordenadas apresentadas no item 3.2, Figura 3.4.

Para evitar deformações ou a abertura da junta durante a soldagem se utilizou presilhas. A Figura 3.6 apresenta o suporte dos corpos-de-prova utilizado neste trabalho para juntas com espessuras de 4,0 mm.

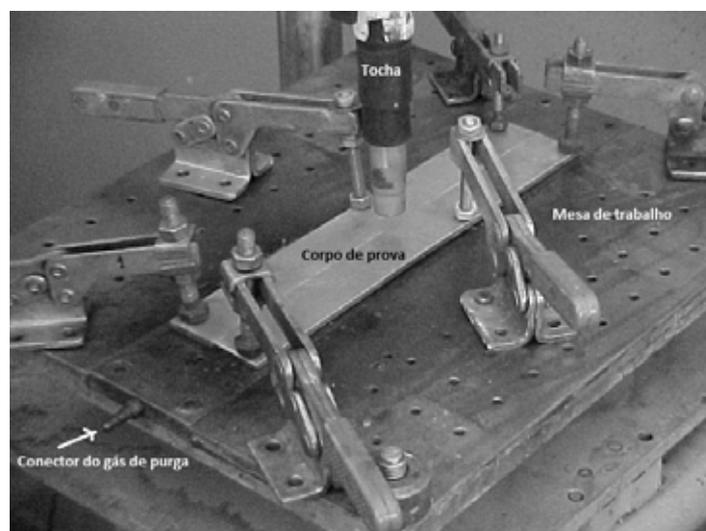


Figura 3.6 – Suporte de soldagem dos corpos de prova de 4,0 mm

Posteriormente, adequou-se os parâmetros para chapas de 6,4 mm. Determinados os parâmetros iniciais foi selecionada uma faixa de trabalho que garantisse a aplicação da Técnica da Constrição Controlada em junta de topo.

Para evitar deformações ou a abertura da junta durante a soldagem, foram feitas soldas de ponteamto e se utilizou blocos e presilhas para impedir a abertura lateral da

junta, fixados à mesa de trabalho, conforme pode ser observado na Figura 3.7.

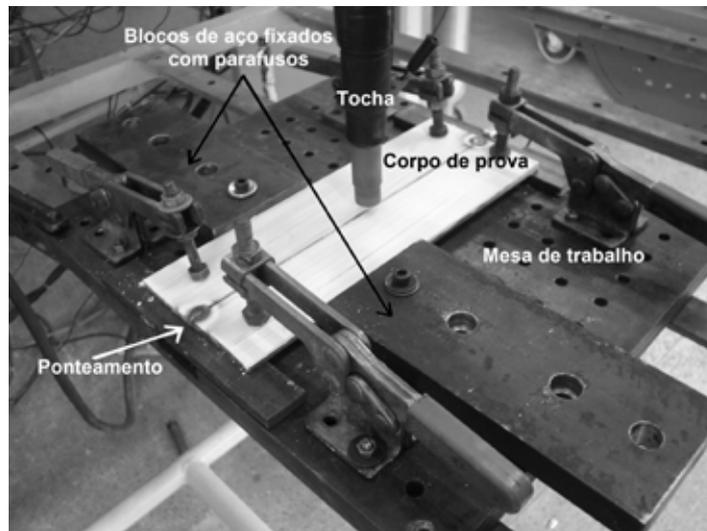


Figura 3.7 – Suporte de soldagem dos corpos de prova de 6,4mm

As chapas foram aplainadas nas duas laterais para melhorar o ajuste entre as juntas. Antes da soldagem, as chapas foram lavadas com água e detergente para a retirada do fluido de corte e demais resíduos. Depois, foram secas com jato de ar para evitar contaminação na poça de soldagem.

Durante os ensaios foram adquiridos os sinais de corrente e tensão de soldagem através do sistema de aquisição de dados. Encerrada a soldagem, o corpo de prova era retirado do suporte para a execução do próximo teste.

Para aplicar a técnica de soldagem A-TIG e TCC em aço inoxidável ferrítico ASTM 410D foi utilizado, nesta etapa, dióxido de titânio (TiO_2) como fluxo ativo. Com o objetivo de verificar as variações na geometria do cordão de solda foram realizadas macrografias da seção transversal dos corpos de prova soldados onde se mediu a largura, a penetração e a área do cordão de solda. O método de preparação das amostras está apresentado no Item 3.3.3.1.

Não foi encontrada na literatura uma forma padronizada de preparação do fluxo, apenas informa-se que são diluídos em acetona e passados sobre a junta a ser soldada, mas não determinam qual a fração de cada um e nem qual a espessura da camada seria a mais adequada, apesar de alguns autores afirmarem que essa última influencia sobre a geometria do cordão de solda.

Como os fluxos utilizados neste trabalho apresentam diferentes granulometrias, sendo em alguns casos em forma de spray, foram realizados testes variando-se a espessura da camada de fluxo para determinar qual a quantidade de fluxo mais adequada para ser aplicada nos testes com fluxo ativo. O parâmetro empregado para análise foi

aspecto do cordão de solda. Primeiramente seguiram-se as recomendações sugeridas pelos fabricantes dos fluxos comerciais e depois se variou a forma de diluição do fluxo, mudando a concentração de fluxo e acetona, e a quantidade de fluxo sobre a chapa, onde se passou o pincel, de uma a três vezes. Soldaram-se e analisaram-se os efeitos sobre os cordões de solda visualmente. Nos ensaios realizados percebeu-se que a variação da camada de fluxo realmente afeta visualmente as características dos cordões de solda, sendo que camadas muito espessas apresentaram cordões de solda mais irregulares, como relatado na literatura (RÜCKERT, 2004; LOWKE AT AL., 2004).

A relação volume de acetona por fluxo (ml/g) que se mostrou mais adequada nestes ensaios foi a adotada pelos fabricantes que determina uma relação de 2 ml de acetona para cada 1 g de fluxo, sendo passado duas vezes o pincel por sobre a chapa, garantindo uma espessura uniforme da camada. Este foi o procedimento adotado para todos os ensaios empregando o fluxo ativo. A seguir será relatada a forma de aplicação do fluxo de soldagem nas duas técnicas empregadas neste trabalho.

3.3.1.1 Metodologia de aplicação do fluxo na soldagem A-TIG

A Figura 3.8 mostra uma das formas de aplicação do fluxo ativo sobre os corpos de prova. Nesta fase de teste o fluxo foi passado em apenas metade da chapa. O arco é iniciado sobre o metal de base (região sem fluxo), de forma a observar e comparar a região do cordão de solda com e sem fluxo. Nesta etapa a soldagem foi realizada “bead on plate”.

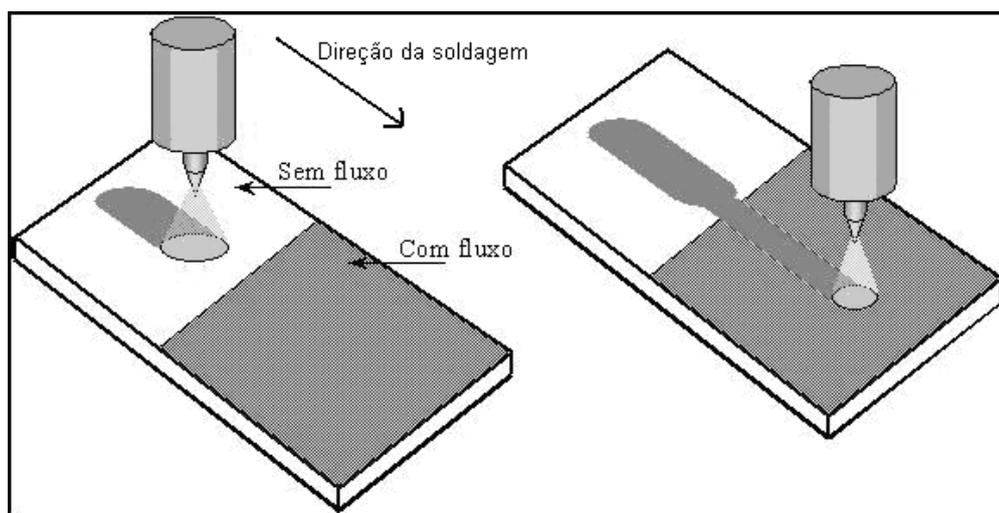


Figura 3.8 – Esquema de soldagem com fluxo ativo (RICHETTI, 2003)

Para aplicar a técnica de soldagem A-TIG em aço inoxidável ferrítico ASTM 410D foram utilizados seis fluxos ativos, sendo um elaborado em laboratório (TiO_2) e os demais,

fluxos comerciais. Desses, cinco são em forma de pó, sendo denominados neste trabalho por: White, Green, Brown (relacionados a cor do fluxo), FASTIG SS7 (nome comercial) e um em spray chamado comercialmente por PATIG. A aplicação de diferentes fluxos teve o objetivo de verificar as variações na geometria do cordão e nas características metalúrgicas da zona fundida.

Para a preparação do fluxo a ser empregado nos ensaios A-TIG foram utilizados os seguintes equipamentos:

- Balança de precisão: $\pm 0,001\text{g}$
- Medidor de espessura DIGI-DERM modelo 979-745, Mitutoyo: $\pm 3,0\ \mu\text{m}$
- Becker graduado
- Pincel

Primeiro pesou-se o fluxo e as chapas na balança de precisão. Mediu-se a quantidade de acetona com o auxílio do Becker. A acetona foi misturada com o fluxo, separadamente, até se obter uma mistura homogênea, em forma de pasta líquida. Com o auxílio de um pincel passaram-se duas camadas da mistura sobre a metade de cada corpo-de-prova e esperou-se secar. Após a evaporação da acetona ficou somente a camada de fluxo sobre as chapas a serem soldadas. Pesou-se cada chapa, agora com a camada de fluxo, sendo que a diferença de peso entre a chapa sem fluxo e a chapa com fluxo determina a quantidade de fluxo depositada. Para o fluxo em spray (PATIG) só foi realizada a pesagem da chapa antes e depois do fluxo, pois o mesmo já vem preparado.

Como cada fluxo em pó apresentou uma granulação diferente e o fluxo PATIG é em spray, observaram-se diferentes espessuras de camada. Utilizou-se, então, o medidor de espessura da Mitutoyo para determinar a espessura média de cada camada de fluxo aplicada. Foram realizadas 3 medidas na chapa sem fluxo e três na parte com fluxo, obtendo-se a média. A diferença entre a média sem fluxo e a média com fluxo determinou a espessura média de cada camada.

3.3.1.2 Metodologia para aplicação do fluxo na soldagem TCC

Esta técnica consiste em duas faixas de fluxo afastadas a uma distância “a” que variou de 1,0 a 9,0 mm, passadas sobre a junta. Esta distância será chamada neste trabalho de parâmetro “a”. O fluxo foi diluído conforme procedimento explicado no Item 3.3.1.

Para garantir que o parâmetro “a” tivesse a medida desejada, utilizou-se um traçador de linhas montado sobre um desempenho. As chapas foram colocadas com as bordas aplainadas sobre o desempenho, garantindo uma referência de perpendicularidade. Após a marcação, utilizou-se uma fita nas dimensões determinadas para cada largura. Essa fita, de

fácil remoção, aderiu à chapa sem permitir que o fluxo passasse e sem deixar o resíduo de cola interferir na soldagem. Passou-se o fluxo sobre a junta e esperou-se secar, após a secagem, a fita foi retirada, ficando um caminho sem fluxo de distância “a” e a soldagem foi realizada. A Figura 3.9 apresenta a sequencia adotada nessa metodologia.

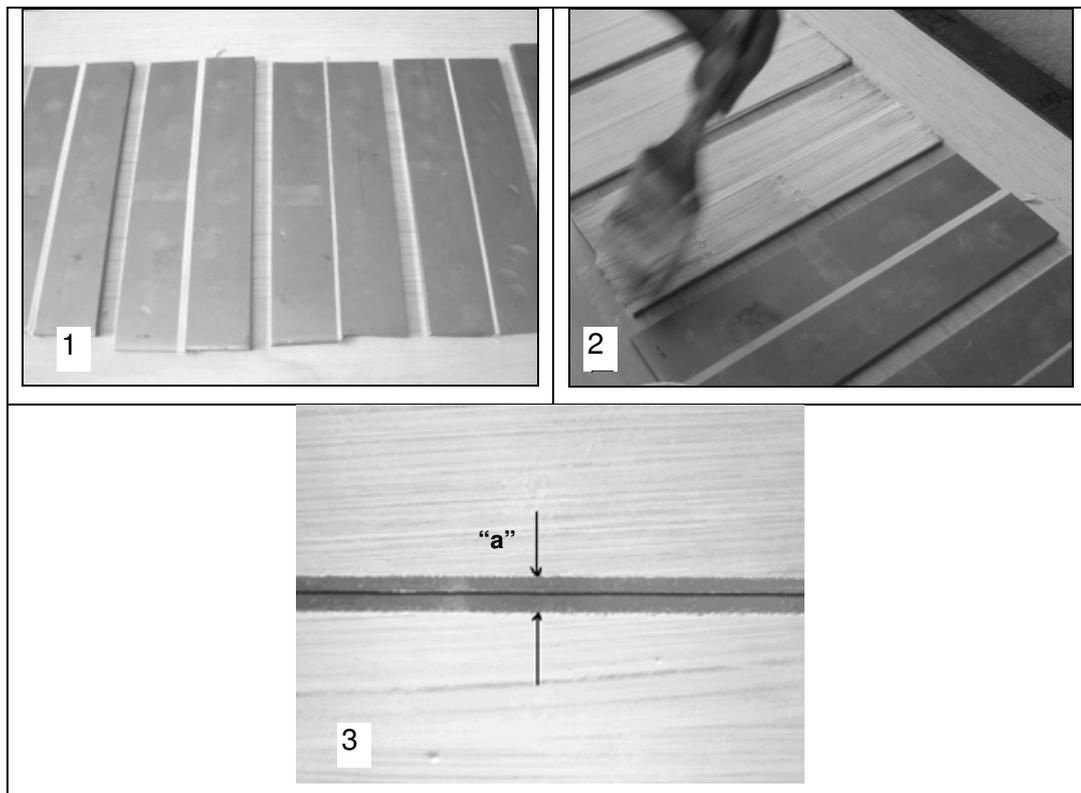


Figura 3.9 – Metodologia para realização da faixa e aplicação do fluxo. 1) Colocação da faixa; 2) Aplicação do fluxo; 3) Retirada da faixa, ficando o caminho sem fluxo (parâmetro “a”)

Para aplicar a técnica de soldagem TCC em aço inoxidável ferrítico ASTM 410D foram utilizados três dos seis tipos de fluxos ativo usados no A-TIG: TiO_2 , FASTIG SS7 e o PATIG. E seleção desses fluxos foi devido ao primeiro ser bastante citado na literatura e os dois últimos por serem comercialmente indicados para a soldagem A-TIG de aços inoxidáveis.

3.3.2 Ensaio de Soldagem

Tendo como base os parâmetros determinados nos testes preliminares realizaram-se as soldagens TCC com o objetivo de ajustá-los para obter uma condição de soldagem adequada para as chapas de aço inoxidável ASTM 410D com espessura de 6,4 mm. Foram verificados os efeitos desses parâmetros sobre a geometria do cordão de solda. A seguir

serão detalhadas cada fase desta etapa.

3.3.2.1 Características geométricas dos cordões de solda

A Figura 3.10 mostra a foto de um corpo de prova com a marcação para a retirada da amostra.

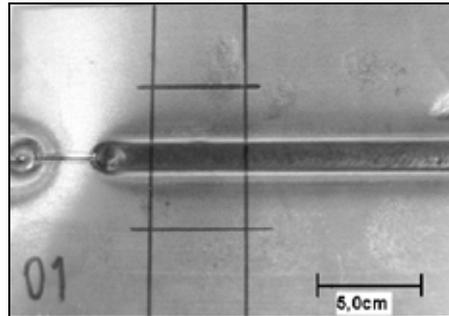


Figura 3.10 – Corte para análise macrográfica

Para cada teste, foi feita um corte na seção transversal na parte final do cordão de solda. Este corte foi realizado a 50,0 mm do ponteamto para dentro da junta soldada. A amostra considerada para análise está representada entre as linhas vermelhas mostradas na Figura 3.10.

A amostra obtida obteve uma de suas faces lixada até lixa 600 e foi atacada com uma solução de Vilellas (1g de ácido pícrico, 5ml de ácido clorídrico e 100 ml de etanol) para a obtenção da macrografia do perfil do cordão de solda. As medidas geométricas das soldas foram feitas através das imagens das amostras obtidas do sistema de aquisição e tratamento de imagens. O sistema é composto por um computador com processador AMD K6 450 MHz, uma placa de aquisição Vizion-EZ DT-55 e dois “softwares” para a aquisição e o tratamento das imagens, o GLOBAL LAB Acquire e o GLOBAL LAB Image, respectivamente. A placa de aquisição foi conectada a uma câmera de vídeo Hitachi CCD, modelo KP-110 através de qual se obteve as imagens.

A análise dos resultados foi baseada no aspecto visual e nas medidas geométricas dos cordões de solda. Foram medidas a penetração, a largura e a área fundida de cada corpo-de-prova através do tratamento de imagens.

O esquema das medidas realizadas em cada amostra está representado na Figura 3.11, onde L_1 é a medida da largura, L_2 é a medida da largura da raiz e P é a penetração do cordão de solda.

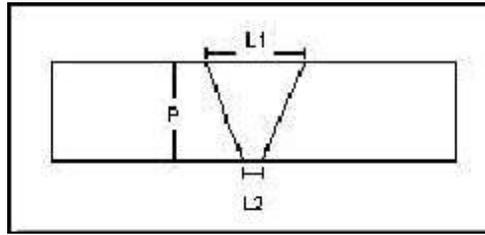


Figura 3.11 – Esquema das medidas geométricas realizadas

3.3.3 Caracterização Microestrutural

O procedimento de macrografia para determinação das características geométricas dos cordões de solda das etapas de Testes Preliminares e Ensaios de Soldagem Definitivos consistiu de lixamento utilizando uma lixadeira rotativa e lixas com granulação de 220, 320, 400, 600. Para destacar o cordão de solda procedeu-se um ataque químico com Vilella's.

A caracterização microestrutural foi realizada somente para a etapa de Ensaios de Soldagem Definitivos. As amostras foram extraídas das chapas soldadas "bead on plate" e das chapas soldadas em juntas de topo para a realização dos ensaios de impacto Charpy-V, sendo a análise realizada na seção transversal para ambos ensaios e nos corpos de prova Charpy ensaiados também na seção longitudinal, para verificar o aspecto da microestrutura nas proximidades da fratura.

Após os ensaios de impacto os corpos de prova fraturados foram analisados utilizando-se o microscópio eletrônico de varredura (MEV), do Laboratório de Caracterização de Materiais da Universidade Federal do Ceará (LACAM).

3.3.3.1 Preparação metalográfica

O procedimento de micrografia para determinação das características microestruturais da zona fundida dos corpos de prova da etapa de Ensaios de Soldagem consistiu de lixamento utilizando uma lixadeira rotativa e lixas com granulação de 220, 320, 400 e 600, seguido de polimento mecânico com pasta de diamante de 3 μm e posteriormente foi empregado polimento eletrolítico com solução de ácido perclórico. Para destacar o cordão de solda procedeu-se um ataque químico por imersão com o reagente Vilella's.

3.3.3.2 Microscopia ótica

A caracterização por microscopia ótica (MO) utilizou um microscópio Jenaplan/Karl

Zeiss com câmera digital acoplada e sistema de aquisição de imagem. Tanto o sistema digital como óptico, foram calibrados preliminarmente, utilizando padrões fornecidos pelo fabricante do equipamento.

Nessa etapa utilizaram-se os corpos de prova preparados conforme explicado no Item 3.3.3.1 – Preparação Metalográfica.

3.3.3.3 Microscópio eletrônico de Varredura

Para as análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizou-se um equipamento Phillips XL 30 acoplado com sistema de análise de energia dispersiva de raio-X EDAX e sistema de difração de elétrons retroespalhados (elétrons back-scattering diffraction – EBSD) Oxford Instruments. Essas análises foram realizadas no LACAM-UFC.

Foram analisados os corpos de prova Charpy-V, verificando a topografia da fratura e a presença de inclusões por EDX. Esta técnica é utilizada em conjunto com o MEV, na qual se utiliza de um feixe de elétrons sobre a superfície a ser analisada. Com energia de feixe na ordem de 10-20 keV, há a geração de raios-X a partir do ponto de incidência, onde a energia do raio-X dependerá do material que contém aquele ponto. Essa ferramenta possibilitou a análise composicional dessas inclusões observadas em alguns pontos específicos permitindo verificar suas composições químicas aparentes.

3.3.3.4 Quantificação de fases

Análises quantitativas foram realizadas a partir das micrografias obtidas por MO para determinação das fases martensítica e ferrítica e do percentual de precipitados no metal de solda. Essas análises foram feitas utilizando-se o programa de análise de imagens Segmentação Via Rede Neural Artificial – SVRNA desenvolvido por Albuquerque et al (2007), que utiliza sistemas de Visão Artificial o qual apresentam grandes vantagens em relação ao método de segmentação manual tradicionalmente usado em programas de análise de imagem. Estas vantagens proporcionam uma maior precisão das medidas, menor interferência do operador e maior rapidez nas análises.

3.3.4 Propriedades mecânicas

Os ensaios mecânicos realizados, para a caracterização do metal de base em estudo e de sua respectiva zona fundidos (ZF), foram os de microdureza e de impacto

Charpy-V. O procedimento adotado para cada um desses ensaios será relatado nos itens que se seguem.

3.3.4.1 Microdureza

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado no metal de base e na zona fundida, sendo executado com uma carga de $0,1 \text{ kgf/cm}^2$, de acordo com a norma ABNT NBR NM 188-1 (ABNT, 1999). O objetivo desse ensaio foi mapear a ZF e o metal de base em função da distância da zona de ligação e verificar a diferença de dureza na ZF devido à precipitação de alguma fase.

Neste procedimento o perfil de microdureza foi levantado ao longo da zona central do cordão de solda, conforme apresentado na Figura 3.12. Foram realizadas 10 medições espaçadas de $0,2 \text{ mm}$ cada, das quais se obteve a média das durezas.

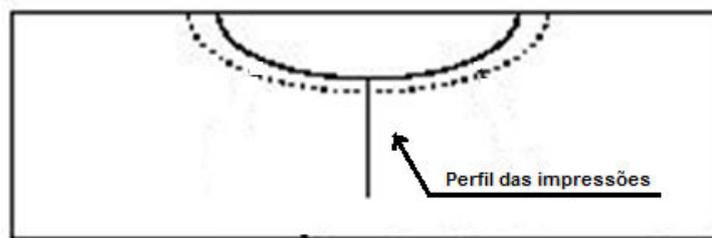


Figura 3.12 – Desenho esquemático dos pontos das impressões de microdureza

3.3.4.2 Charpy-V

Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente (25°C), em material como recebido e pós-soldagem, para verificar se ocorreu modificação na resistência ao impacto ao utilizar o processo de soldagem proposto. O ensaio foi realizado na zona fundida dos corpos de prova soldados.

Devido à espessura das chapas foram usinados corpos de prova para Charpy-V reduzido. A norma adotada para a confecção desses corpos de prova Charpy-V foi a ASTM E23-04 (ASTM, 2004).

Foi realizada soldagem autógena em junta de topo com as dimensões de $300,0 \times 60,0 \times 6,4 \text{ mm}$. A junta foi soldada dos dois lados, garantindo assim que a zona fundida apresentasse fusão total. A Figura 3.13 apresenta o esquema para a retirada dos corpos de prova charpy das chapas soldadas e do corpo de prova utilizado para análise metalográfica.

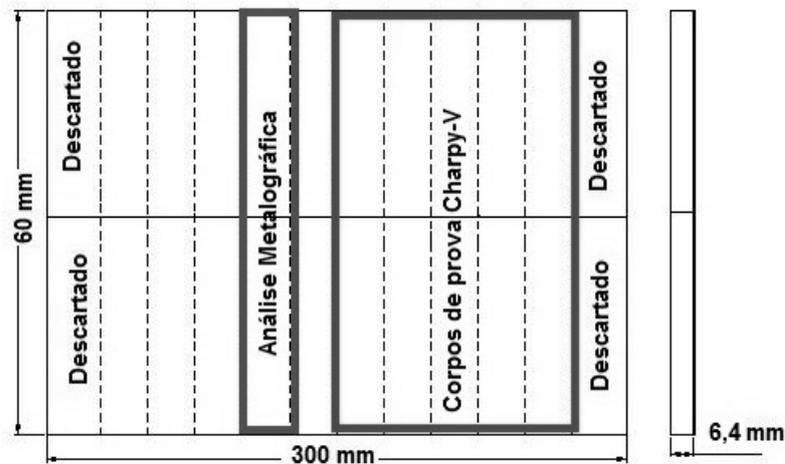


Figura 3.13 – Esquema de retirada dos corpos de prova Charpy

Os processos de usinagem empregados para a confecção dos corpos de prova Charpy foram: fresagem, para desbastá-los até às dimensões finais e retificação, para alcançar as dimensões especificadas pela norma ASTM E23-04. A Figura 3.14 apresenta as dimensões do corpo de prova Charpy reduzido. Manteve-se o cordão de solda no centro do corpo de prova Charpy garantindo, assim, que o entalhe fosse realizado sobre a zona fundida, na face de 5,0 mm de espessura.

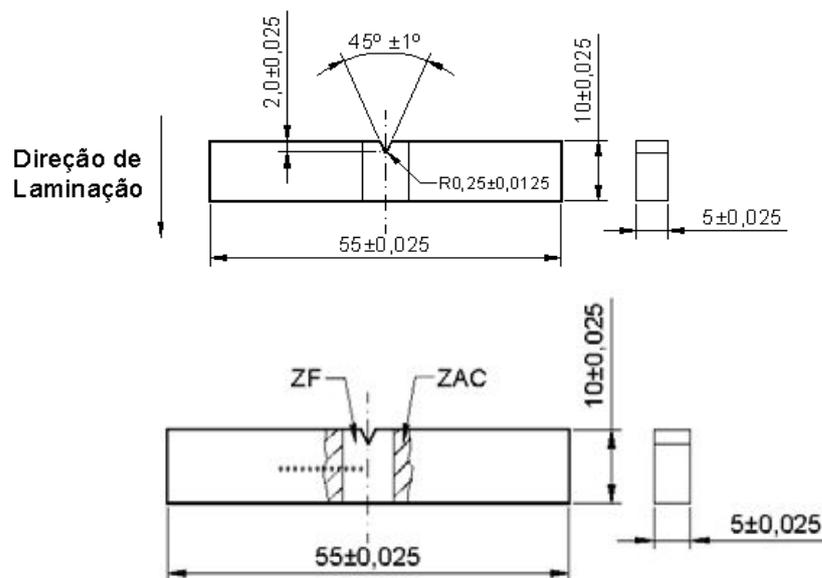


Figura 3.14 – Dimensões do corpo de prova Charpy e posicionamento do entalhe na zona fundida

Para garantir que os corpos de prova atendessem às exigências da norma ASTM E23-04 (ASTM, 2004), cada um deles foi avaliado utilizando um microscópio ferramenta

com resolução de 0,0001 mm, do Laboratório de Metrologia da Universidade Federal do Ceará (LAMETRO). Os corpos de prova que não estavam em conformidade com as especificações da norma não foram ensaiados.

Todas as amostras selecionadas foram submetidas aos mesmos procedimentos de preparação metalográfica, como citado anteriormente. O posicionamento do entalhe foi realizado visualmente, tomando como referência o centro da zona fundida, observada através da macro gerada pelo ataque com Villela's.

3.3.5 Filmagem

Alguns autores afirmam que ocorrem mudanças no formato do arco voltaico quando se emprega fluxo ativo na soldagem (DONG, 2004; MARYA, 2004). Então, com o objetivo de verificar as possíveis variações no arco voltaico foram realizadas as filmagens das soldagens utilizando-se uma Câmera de vídeo Hitachi CCD, modelo KP 110. Para a análise e medição dos arcos voltaicos utilizou-se um software comercial e o programa denominado MedeArco.

Com o auxílio do programa MedeArco foram realizadas as medições do cone central do arco. A região medida está representada na Figura 3.15. A linha horizontal indica o local onde foram realizadas as medições adotadas no programa.

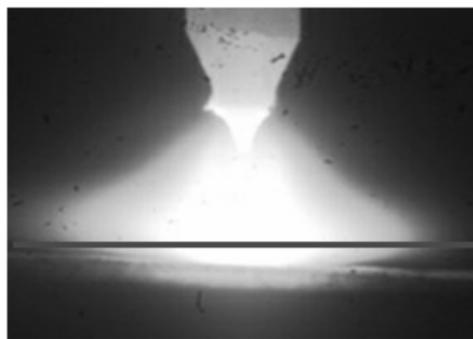


Figura 3.15 – Região medida no arco

Esse programa traça o perfil de cor de uma imagem RGB, traçando um gráfico com o valor da intensidade de pixel em cada posição no arco, sendo possível obter os dados em formato de texto. No ponto de saturação (255) obtêm-se os valores dos canais azul, vermelho, verde e cinza. Para realizar a medida da largura do arco selecionaram-se três imagens de cada parte da soldagem (início, meio e fim das peças de ensaio soldadas), tanto da parte sem fluxo como da parte com fluxo. Calculou-se a média e o desvio padrão para a montagem dos gráficos com o perfil dos arcos. Os dados são lançados em um software

comercial para aquisição de gráficos. O gráfico representa, no eixo das abscissas, a posição da intensidade luminosa no arco e no eixo das ordenadas a intensidade de cores em RGB. O patamar, representado pelo ponto de maior intensidade luminosa Figuras 3.16, indica a região central do arco voltaico.

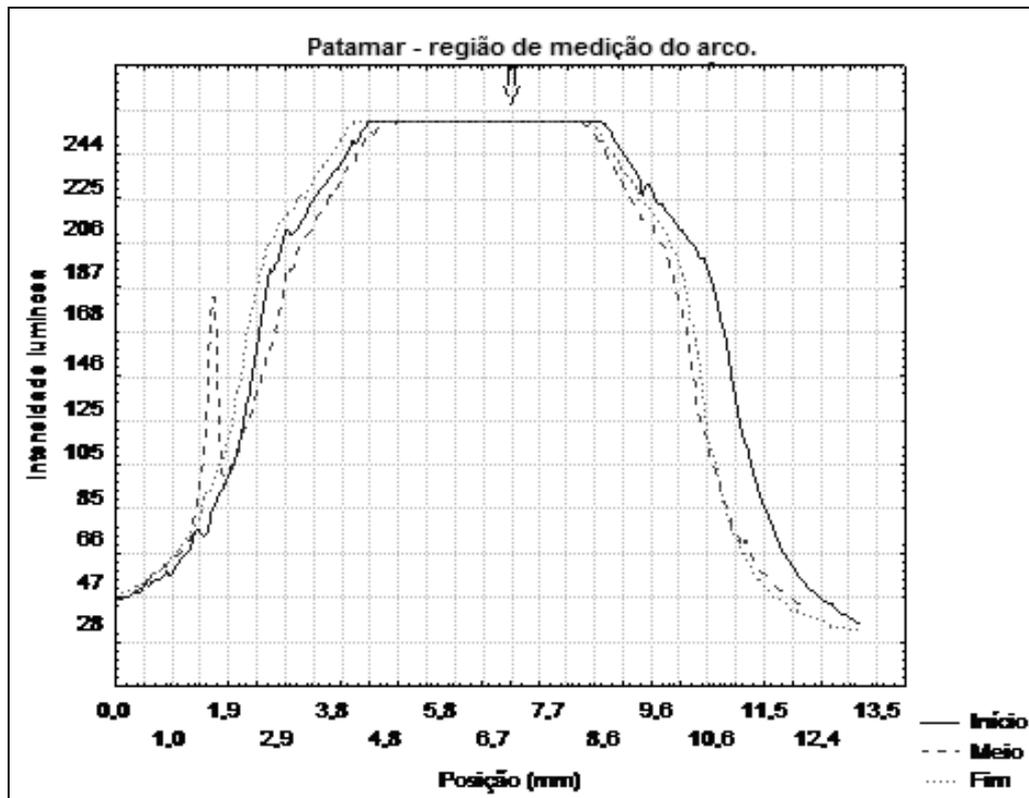


Figura 3.16 – Exemplo de montagem do gráfico

Para as filmagens, foi utilizado um sistema automatizado de posicionamento e movimentação da tocha de soldagem, conforme é mostrado na Figura 3.17. Esse sistema consta de um motor elétrico acoplado a um conjunto redutor para a relação de velocidade bem como do aumento do torque do sistema. Esse sistema mecânico possui um controle eletrônico de velocidade, o qual determina a velocidade de translação da mesa em função da velocidade do conjunto redutor utilizado.

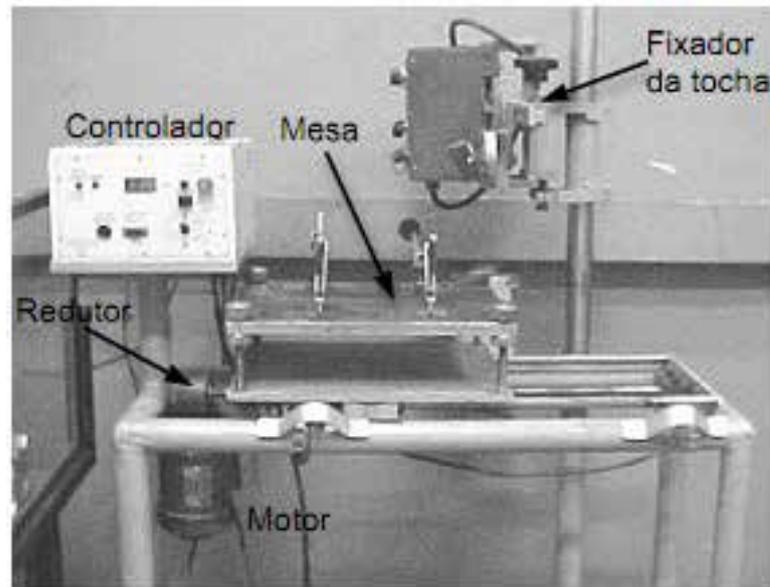


Figura 3.17 – Sistema automático de soldagem com movimentação do corpo de prova

A mesa desliza por sobre o fuso, em função de um conjunto de guias, mantendo assim o curso constante. A mesa ainda é dotada de um regulador de altura bem como de aparatos para o controle do nivelamento da mesma.

A câmera foi posicionada à frente da mesa de soldagem, sendo possível a obtenção de uma imagem frontal do arco, facilitando a observação de possíveis alterações no formato do mesmo.

A soldagem foi iniciada sobre a parte sem fluxo, obtendo-se para o mesmo ensaio uma filmagem sem fluxo e com fluxo, sem alterações nos parâmetros de soldagem. A filmagem iniciou-se alguns segundos antes da transição sem/com fluxo.

Ainda com o objetivo de verificar a constrição do arco foi utilizado um sensor óptico preso na lateral da tocha TIG, direcionado em duas posições. A Figura 3.18 apresenta o esquema de posicionamento do sensor nas duas posições, onde na posição 1 o sensor está apontado para a base do arco com o objetivo de identificar uma variação na luminosidade do arco, como uma forma de determinar a constrição do mesmo e na posição 2 está apontado para o centro do arco, com o objetivo de verificar alterações na intensidade luminosa, relacionando essa intensidade com a quantidade de calor nessa região.

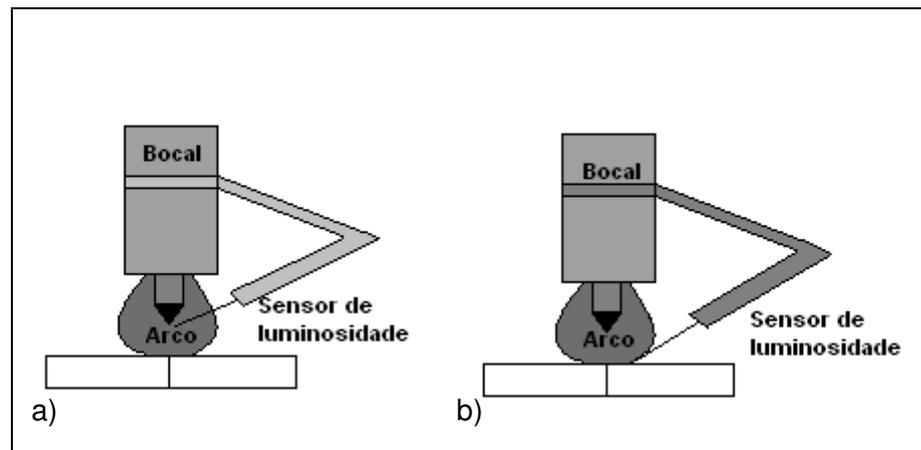


Figura 3.18 - Posicionamento do sensor. a) posição 1; b) posição 2

O software de aquisição de luminosidade foi calibrado para realizar duas aquisições, tanto na parte sem fluxo como na parte com fluxo. Realizou-se a média para cada parte e registrou-se o valor.

CAPÍTULO IV

4 RESULTADOS PRELIMINARES

Visando estabelecer um procedimento adequado para os ensaios aplicando a soldagem TIG com fluxo ativo (A-TIG) foram feitos testes preliminares para determinar os parâmetros de soldagem. Inicialmente os testes foram realizados em chapas com 4,0 mm de espessura e posteriormente adequou-se os parâmetros para chapas de 6,4 mm, ambas empregando a soldagem TIG convencional. Tendo como base esses parâmetros realizaram-se as soldagens A-TIG com o objetivo de ajustá-los para obter uma condição de soldagem adequada para o metal de base empregado, verificando os efeitos desses parâmetros sobre a geometria do cordão de solda.

Determinados os parâmetros iniciais foi selecionada uma faixa de trabalho que garantisse a aplicação da Técnica da Construção Controlada (TCC) em junta de aço inoxidável ferrítico, desalinhada com a tocha de soldagem, como forma de viabilizar a utilização desta técnica como uma ferramenta para o aumento da velocidade de soldagem do processo.

4.1 Ensaios com chapas de espessura de 4,0 mm

Para determinar a região de trabalho realizaram-se diversas soldagens TIG, com união em junta de topo em um único passe, variando-se os valores de corrente e velocidade de soldagem. O critério adotado para determinação dos parâmetros de soldagem adequado para as chapas de 4,0 mm foi o aspecto visual do cordão e a penetração total na junta de topo.

Em todos os testes utilizou-se cobre-junta de cobre e argônio como gás de purga (2 l/min) com o intuito de se obter uma raiz do cordão mais limpa. Observou-se que os pontos de saída do gás de purga ficaram marcados em alguns ensaios. Isso pode ter ocorrido devido a uma oxidação da raiz localizada sob Esses pontos. A Figura 4.1 apresenta um esquema do perfil do cobre junta. Para melhor acomodação do perfil da raiz do cordão de solda existe um abaulamento na região de saída do gás de purga.

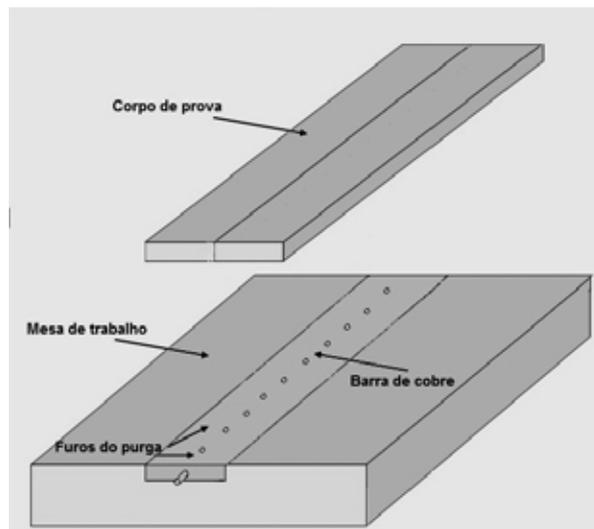


Figura 4.1 – Esquema da mesa de trabalho indicando os pontos de saída do gás de purga

As condições de soldagem e os resultados observados estão apresentados na Tabela 4.1. Nesta tabela a coluna “Resultados observados” indica como a solda foi avaliada, sendo o critério desejado a condição com penetração total e o bom aspecto da raiz do cordão de solda. Esta condição foi adotada pois, um dos objetivos foi o aumento da velocidade de soldagem com a aplicação do fluxo ativo com garantia de penetração total.

Foi utilizado eletrodo de EWTh-2, ϕ 3,2 mm, e ângulo de apontamento de 30° , vazão do gás de proteção de 14 l/min, DEP (Distância Eletrodo Peça) de 4,5 mm e com a tocha de soldagem a 90° em relação ao cordão de solda.

Tabela 4.1 – Parâmetros para a Soldagem TIG para junta de topo de 4 mm

Teste	Corrente (A)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Resultados observados
1	200	20	Furou a chapa.
2	200	30	Sem penetração total.
3	200	40	Sem penetração total.
4	250	40	Sem penetração total.
5	250	30	Penetração total, raiz estreita.
6	250	20	Penetração total, raiz larga.
7	300	20	Penetração excessiva, raiz larga.
8	300	30	Penetração total, raiz boa.
9	300	40	Sem penetração total.

Conforme pode ser observado na Tabela 4.1, as condições que melhor atenderam ao critério adotado foram observadas para as correntes de 250 e 300 A com as velocidades de 20 e 30 cm/min (testes 5, 6, 7 e 8).

Apesar de apresentar penetração total quando se empregou a corrente de 300 A e velocidade de 20 cm/min (teste 7 da Tabela 4.1), ocorreu penetração excessiva, tornando a raiz do cordão muito larga, conforme pode ser observado na Figura 4.2.

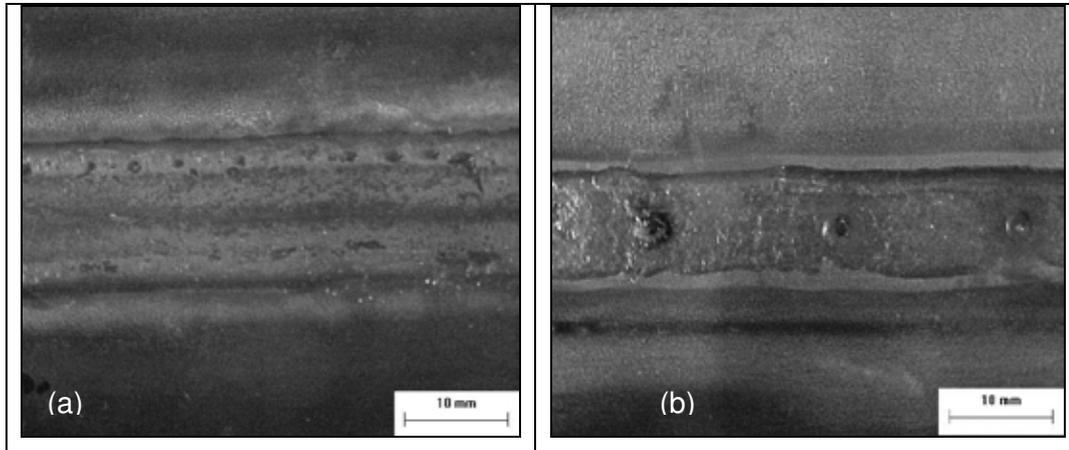


Figura 4.2 – Teste 7 com condição de $I = 300$ A e $V_s = 20$ cm/min. (a) superfície do cordão de solda; (b) raiz do cordão de solda

Com a condição de soldagem de $I = 300$ A e $V_s = 30$ cm/min (Teste 8) também conseguiu-se penetração total porém sem que apresentasse uma raiz muito larga, conforme pode ser observado na Figura 4.3.

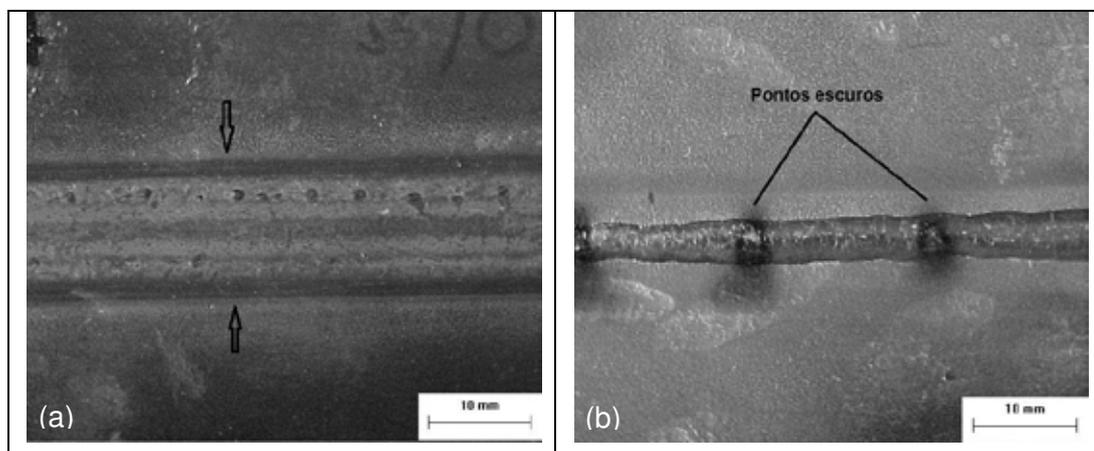


Figura 4.3 – Teste 8: com condição $I = 300$ A e $V_s = 30$ cm/min. (a) superfície do cordão de solda; (b) raiz do cordão de solda

Observando a Figura 4.3 percebe-se que a superfície adjacente ao cordão de solda apresenta uma região escura, isso também foi observado nos demais ensaios. Na soldagem de aços inoxidáveis, as superfícies aquecidas se oxidam devido ao contato com o oxigênio do ar, formando uma faixa de cor azul anil nas proximidades do cordão de solda mesmo empregando gás de proteção adequado.

A aplicação do gás de purga melhorou o aspecto da raiz, porém em alguns ensaios

foram observados pontos escurecidos, como pode ser observado na Figura 4.3 (b).

A condição de soldagem empregando corrente de 300 A e velocidade de soldagem igual a 30 cm/min foi a que melhor atendeu ao critério adotado, ou seja, penetração total e bom aspecto da raiz do cordão de solda, sendo selecionada como o parâmetro inicial para os testes com fluxo ativo. Foi realizado o corte transversal na junta soldada com esses parâmetros (Teste 8 da Tabela 4.1) para a realização das medidas geométricas do cordão de solda. A Figura 4.4 mostra o perfil desse corte e a Tabela 4.2 apresenta os valores medidos.

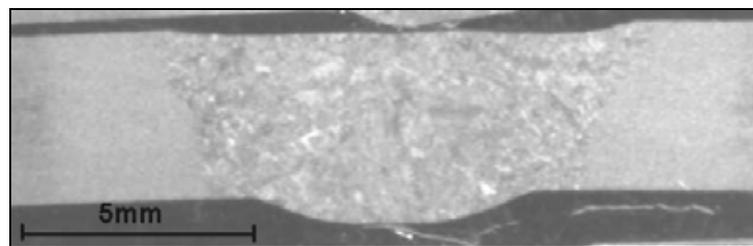


Figura 4.4 – Corte transversal do cordão de solda mostrando o perfil do cordão de solda do teste 8 da Tabela 3.3. $I = 300$ A e $V_s = 30$ cm/min

Tabela 4.2 – Medidas geométricas do Teste 8

Largura da face (mm)	Largura da raiz (mm)	Reforço da raiz (mm)	Área fundida (mm ²)
11,2	6,0	0,7	39,0

Os dados da Tabela 4.2 serão tomados como padrões para comparação entre os resultados obtidos nos próximos testes. Os parâmetros básicos de soldagem adotados nos testes seguintes estão representados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Parâmetros de soldagem para o processo A-TIG, chapas de 4,0mm

Corrente de soldagem	300 A
Velocidade de soldagem	30 cm/min
Gás de proteção (Ar)	14,0 l/min
Gás de purga (Ar)	2,0 l/min
Eletrodo (tipo, diâmetro, ângulo de afiação)	EWTh-2, ϕ 3,2 mm, 30°
Ângulo da tocha	90° com a horizontal
Distância eletrodo peça (DEP)	4,5 mm

4.2 Testes com fluxo ativo na junta

Nesta etapa foram realizados 4 testes em junta de topo de chapas planas de aço inoxidável ferrítico ASTM 410D, com 4,0 mm de espessura, com e sem fluxo ativo. Utilizou-

se dióxido de titânio como fluxo ativo adotando as condições de soldagem apresentadas na Tabela 4.3. O objetivo desta fase é analisar a influência do fluxo ativo sobre o aspecto do cordão de solda e se é possível obter um aumento na velocidade de soldagem.

A adição de fluxo seguiu o procedimento apresentado no Item 3.3.1 do Capítulo 3. A Tabela 4.4 apresenta a variação nos parâmetros de soldagem empregados, onde está indicado o número do teste (1 a 4), se foi com fluxo ativo (Sim) ou sem (Não), a corrente de soldagem e a velocidade de soldagem.

Tabela 4.4 – Resultados das soldagens em chapas de 4,0 mm

Testes	Fluxo ativo	Corrente de soldagem (A)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Resultados observados
1	Não	300	30	Penetração total.
2	Sim	300	30	Penetração total.
3	Não	300	32	Sem penetração total.
4	Sim	300	32	Sem penetração total.

Não foi possível alcançar resultados satisfatórios com essas condições de soldagem (maiores velocidades de soldagem para a mesma condição de junta). Esse fato pode estar relacionado difusão do calor na junta soldada. Mantendo-se todos os parâmetros de soldagem constantes e aumentando-se a velocidade de soldagem é possível reduzir a extensão das isothermas provenientes do ciclo térmico. Essa redução da isoterma leva a uma redução da repartição térmica o que pode ocasionar numa menor extensão da ZAC e menor penetração do cordão de solda (MACHADO, 2000). Comparando o aspecto dos cordões de solda dos testes realizados na Tabela 4.3 com o do corpo de prova sem fluxo ativo (Figura 4.2), os cordões de solda continuaram com o mesmo aspecto escuro, conforme pode ser observado na Figura 4.5.

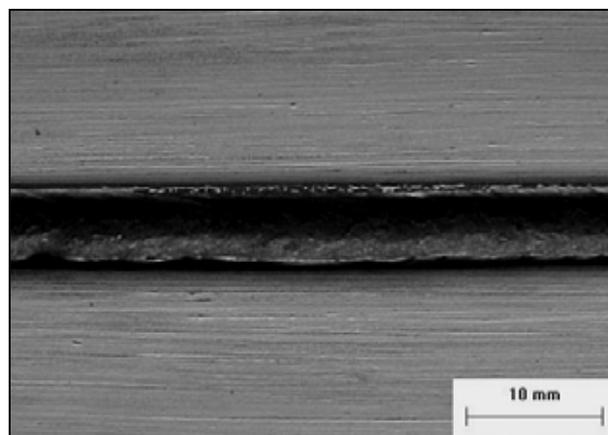


Figura 4.5 – Aspecto do cordão de solda do teste 2 da Tabela 4.4

Esse aspecto do cordão de solda com fluxo ativo foi também verificado por Richetti (2003) quando utilizou TiO_2 e TiO_2+SiO_2 como fluxo ativo para a soldagem de chapas de aço inoxidável AISI 304L, comprovando que a técnica A-TIG, apesar de proporcionar aumento na penetração não garante um bom aspecto do cordão de solda. Esse aspecto escurecido do cordão de solda se refere a uma oxidação da chapa, o que geralmente ocorre quando se realiza a soldagem de aços inoxidáveis. Possivelmente o fluxo possua dióxidos que acabam acentuando o escurecimento do cordão. Para recuperar o brilho característico dos aços inoxidáveis, pode se utilizar uma limpeza química apropriada.

Na Tabela 4.5 estão apresentadas as medidas geométricas dos cordões para os testes da Tabela 4.4. As medidas foram realizadas conforme procedimento explicado no Item 3.3.2.1 do Capítulo 3. Nesta tabela está indicado se no teste empregou-se ou não o fluxo ativo, bem como as medidas de largura, de penetração e a área fundida para cada teste.

Tabela 4.5 – Resultados das medidas geométricas dos cordões de solda

Testes	Fluxo ativo	Largura do cordão (mm)	Penetração (mm)	Largura da raiz (mm)	Área fundida (mm ²)
1	Não	11,2	4,0	6,0	39,0
2	Sim	9,6	4,0	4,4	29,5
3	Não	11,1	3,9	---	36,2
4	Sim	10,0	3,7	---	32,9

A adição do fluxo ativo provocou uma redução na largura do cordão de solda com ambas as velocidades, porém, o aumento da velocidade de 30 para 32 cm/min não permitiu obter penetração total. Por essa razão não foram medidas as larguras da raiz dos testes 3 e 4 da Tabela 4.5. Em um regime de extração de calor bidimensional o cordão de solda apresenta penetração completa, sendo o calor extraído em duas dimensões e as isothermas aproximadamente paralelas à linha de fusão. Porém, um aumento na velocidade de soldagem ou na espessura da chapa provoca uma redução da largura das isothermas, ocasionando, conseqüentemente, em alterações na geometria do cordão de solda (MACHADO, 2000). Isso confirma o observado nesse caso, onde um pequeno aumento da velocidade de soldagem proporcionou um aumento da largura do cordão com pequena alteração da penetração, sem alcançar a penetração total esperada.

Um fato que deve ser levado em consideração é se o tipo de fluxo aplicado é adequado para o material em estudo. Dong e Katayma (2004) relataram que a eficácia do fluxo está relacionada com a composição química do material, podendo não apresentar resultados favoráveis com relação ao aumento da penetração do cordão de solda. Marya (2004), trabalhando com uma técnica similar a TCC, chamada de FBTIG (flux bounded TIG), afirma

que o emprego desta técnica provoca um aumento na penetração do cordão de solda, obtendo pouca influência do fluxo na poça de solda, diminuindo o grau de oxidação do cordão de solda. Desta forma, se resolveu empregar a Técnica da Constrição Direcionada em chapas de 4,0 mm de espessura visando verificar se uma menor quantidade de fluxo na poça proporcionaria um aumento na penetração, de forma que o efeito isolante da camada de fluxo induzisse a um maior aumento na penetração do cordão de solda.

4.3 Técnica da Constrição Controlada em junta de 4 mm

Nesta etapa foi realizada a Técnica da constrição controlada proposta por Richetti (2003). Foram utilizadas juntas de topo com 4,0 mm de espessura. Como fluxo ativo empregou-se o dióxido de titânio. Nesta técnica o fluxo é passado sobre a junta deixando um caminho sem fluxo de largura constante, chamado de parâmetro “a”. Esse caminho reduz a diluição do fluxo na poça de fusão em relação ao A-TIG tradicional permitindo que o acabamento superficial e possivelmente as propriedades mecânicas do cordão de solda não sejam afetados pela presença do fluxo no cordão de solda. A forma de aplicação do fluxo está apresentada no Item 3.4.1 do Capítulo 3. A Figura 4.6 apresenta um esquema do corpo de prova empregando a técnica da constrição controlada.

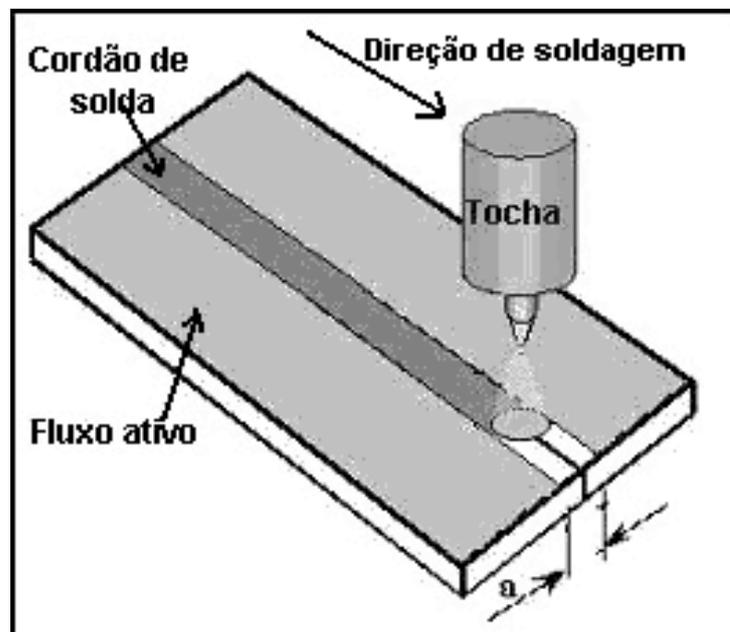


Figura 4.6 – Esquema da peça de ensaio empregando a técnica da constrição controlada

Com esta técnica, a parte central do arco fica sobre a região sem fluxo, podendo obter um cordão de solda com melhor acabamento e com a constrição do arco ocorrendo de

forma semelhante ao observado no processo A-TIG convencional. Somente a parte externa do arco fica sobre a camada de fluxo. O arco tende a ser direcionado por esse caminho (região sem a presença de fluxo). Com isso, acredita-se que um pequeno desalinhamento da tocha em relação ao centro da junta não afetará de forma significativa o aspecto geométrico do cordão de solda, tanto na face como na raiz.

A utilização desta técnica poderá contribuir para a redução dos problemas encontrados numa linha de fabricação automatizada, onde são utilizados gabaritos para garantir um alinhamento adequado entre a tocha e a junta soldada. Richetti (2003) em seu trabalho realizou testes em chapas de aço inoxidável empregando diferentes tipos de fluxo e sugeriu que era possível induzir o arco pelo caminho sem fluxo.

O objetivo dos ensaios foi encontrar a melhor relação entre o parâmetro “a” e o grau de desalinhamento da tocha (dt) em relação à linha central da junta soldada que permita boas características geométricas e um bom aspecto do cordão de solda para o aço inoxidável ferrítico. A Figura 4.7 apresenta um esquema identificando o desalinhamento realizado na junta para os testes dessa etapa. Espera-se que o arco siga o caminho induzido pelo fluxo mesmo estando desalinhado com relação à junta.

Foram realizados 7 testes variando-se os parâmetros “a” e “dt”, mantendo constante a corrente de soldagem em 300 A e a velocidade de soldagem em 30 cm/min. Não foi utilizado cobre junta nem gás de purga.



dt = desalinhamento entre
ponta do eletrodo e junta

Figura 4.7 – Esquema mostrando o desalinhamento (“dt”) da tocha em relação ao centro da junta

A Tabela 4.6 apresenta os parâmetros de soldagem empregados em cada teste. Nesta fase a análise foi feita apenas considerando-se o aspecto visual e o alinhamento do cordão de solda em relação à junta, principalmente na raiz. Todos os testes realizados com “dt” igual a 0,0 mm (testes 1 e 6 da Tabela 4.6) apresentaram bom alinhamento do cordão de solda e penetração total.

Como teste comparativo, soldou-se um corpo de prova sem a adição de fluxo e empregou-se “dt” igual a 2,0 mm (teste 4 da Tabela 4.6).

Tabela 4.6 – Valores utilizados para os parâmetros “a” e “d_t”

Teste	A (mm)	d _t (mm)
1	5,0	0,0
2	5,0	1,0
3	5,0	2,0
4	Sem fluxo	2,0
5	6,0	2,0
6	8,0	0,0
7	8,0	2,0

A Figura 4.8 apresenta o aspecto do cordão de solda desse teste. Observa-se que o mesmo desalinhamento utilizado na junta em relação à tocha apresenta-se também na raiz do cordão, não permitindo uma fusão uniforme da mesma.

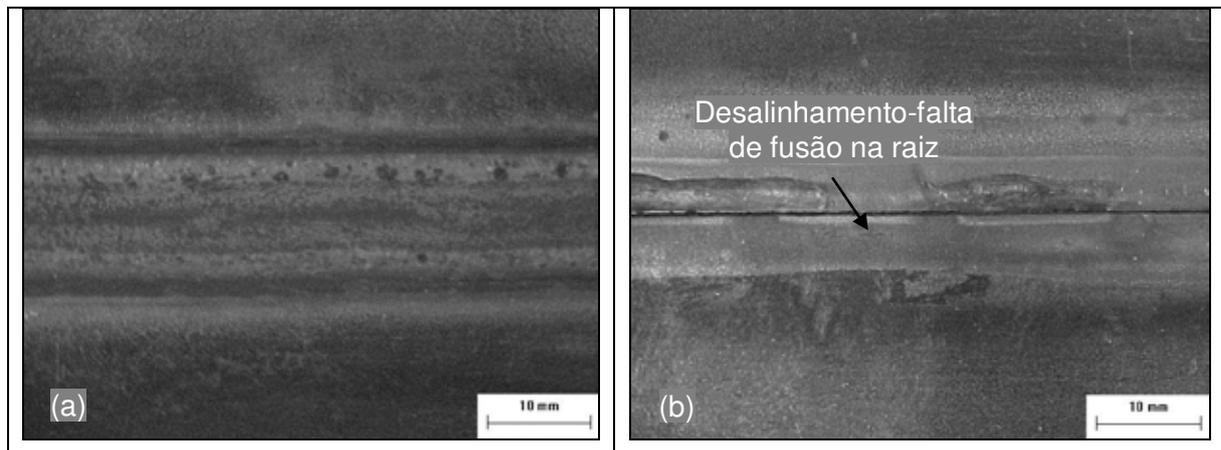


Figura 4.8 – Teste 4 da Tabela 4.6: a) face do cordão; b) raiz do cordão

Quando se realizou o desalinhamento (d_t) de 1,0 e de 2,0 mm, para os testes empregando fluxo ativo com “a” igual a 5,0 mm, testes 2 e 3 da Tabela 4.6, respectivamente, o arco mostrou-se alinhado em relação à raiz da junta. O aspecto da raiz dos testes 2 e 3 pode ser observado, respectivamente, nas Figuras (4.9a.) e (4.9b).

Esses testes permitiram observar que a utilização da Técnica da Constrição Controlada permite uma maior tolerância desalinhamento da tocha com relação à junta para a aplicação em questão, garantindo uma raiz com penetração total e alinhada, comprovando o observado por Richetti (2003). Como não foi aplicado gás de purga nesses ensaios o aspecto oxidado da raiz foi observado para todos os ensaios.

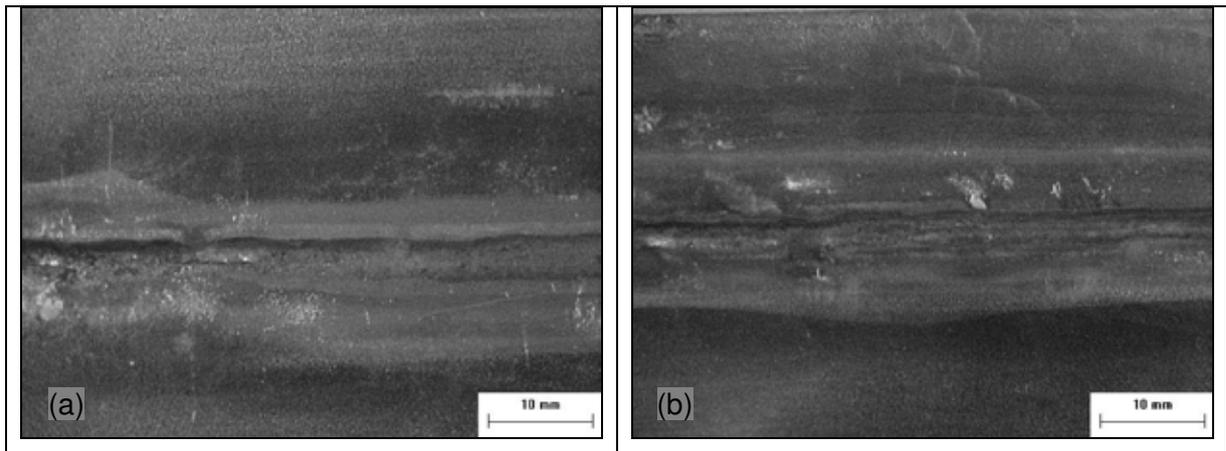


Figura 4.9 – Raiz do cordão de solda: a) Teste 2; b) Teste 3

Para um melhor entendimento e avaliação da Técnica da Constrição Controlada e do desalinhamento da tocha será utilizada uma chapa de maior espessura (6,4 mm), apresentada a seguir.

4.4 Aplicação da técnica A-TIG em Chapa de espessura de 6,4 mm

Para melhor analisar a influência do fluxo ativo no perfil do cordão de solda utilizou-se uma chapa com 6,4 mm de espessura com junta de topo. Como se pretende entender melhor o que ocorre ao empregar-se essa técnica será mantido os mesmos parâmetros de soldagem dos testes realizados nas chapas de 4,0 mm.

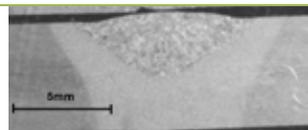
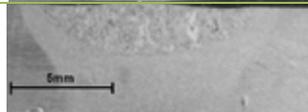
Inicialmente foram realizados dois testes “bead on plate”, um com fluxo ativo (TiO_2) sobre toda a chapa e outro sem fluxo ativo. utilizando correntes de soldagem de 300 A, velocidade de soldagem de 30 cm/min, vazão do gás de proteção de 14 l/min e DEP de 4,5 mm. Empregou-se a mesma tocha e mesmas especificações do eletrodo dos testes anteriores e o cobre junta de cobre foi mantido.

Após a soldagem as peças de ensaio foram cortadas para realização das medidas geométricas dos cordões de solda, sendo os resultados apresentados na Tabela 4.7. Foram medidas: a largura (L), a penetração (P), a área fundida e analisada a relação de penetração por largura (P/L), para verificar o efeito do fluxo sobre a geometria do cordão de solda.

Como pode ser observado na Tabela 4.7, o ensaio realizado com fluxo ativo (Teste 1) apresentou um cordão mais estreito e com maior penetração do que o ensaio realizado com os mesmos parâmetros e sem fluxo (Teste 2). A relação P/L foi de 0,30 para o Teste 1, com fluxo, e de 0,23 para o Teste 2, sem fluxo ativo. Isso demonstra que a utilização do fluxo tem influência sobre a largura do cordão de solda bem como na sua penetração, apesar desta relação ainda ser pequena. Comparando-se os valores de penetração obtidos

na Tabela 4.7 com os obtidos nos Testes 1 e 2 da Tabela 4.5, para as chapas de 4,0 mm, observa-se mais uma vez a influência do ciclo térmico, onde o aumento da espessura da chapa para os mesmos parâmetros de soldagem utilizados proporcionou alterações na geometria do cordão de solda, mudando a forma de extração de calor de 2D para 3D.

Tabela 4.7 – Medidas geométricas para chapa de 6,0mm. I = 300A e $V_s = 30\text{cm/min}$

Teste	Fluxo ativo	Largura (L) (mm)	Penetração (P) (mm)	Relação P/L	Área fundida (mm^2)	Macrografia
1	Sim	10,3	3,1	0,30	22,2	
2	Não	11,8	2,7	0,23	24,5	

Dong e Katayama (2004) encontraram relações de P/L em uma escala de 0,7 a 0,9 com a utilização do TiO_2 como fluxo ativo para a soldagem de aço inoxidável austenítico, com a corrente de soldagem de 160 A e velocidade de soldagem de 12 cm/min, em chapas com espessura maior do que 5,0 mm. Esses resultados são praticamente o dobro dos encontrados nesse trabalho. Eles realizaram, ainda, outro experimento empregando fluxo ativo contendo TiO_2 , CrO_3 e AlF_3 , em diferentes tipos de materiais: aço inoxidável 304 com mudanças no teor de enxofre; aço liga KD32 e liga de níquel CM247LC. Observaram a mesma relação de P/L quando empregado no aço inoxidável austenítico com baixo índice de enxofre. Eles esperavam obter uma maior relação para o aço inoxidável 304 com maior índice de enxofre, quando aplicado o fluxo ativo, porém, a relação permaneceu a mesma, mostrando que o efeito do enxofre não se somou com o efeito do fluxo. Quando aplicado numa liga de níquel, não foram observadas alterações geométricas no cordão de solda, sugerindo que o fluxo não é adequado para a aplicação da técnica nesse tipo de material, e que para cada material existe um tipo de fluxo apropriado. Isso poderia explicar o fato de termos observado uma pequena variação na geometria do cordão de solda com a aplicação do TiO_2 como fluxo, mesmo sendo adequado para a soldagem de aços inoxidáveis, como apresentado por Dong e Katayama (2004), quando a composição química pareceu influenciar sobre o resultado final.

Outro fator que poderia explicar essa baixa relação de penetração/largura poderia ser o fato de as soldas terem sido realizadas sobre uma barra de cobre que retiraria calor da junta, interferindo na ação do fluxo sobre o aumento da penetração do cordão de solda. O fato de tanto a corrente de soldagem como a DEP, empregados nos testes realizados neste

capítulo, serem maior do que a empregada por Dong e Katayama (2004), também pode ter influenciado nos resultados.

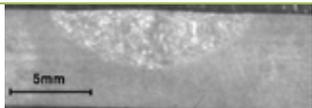
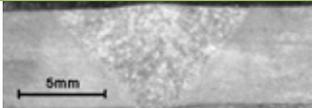
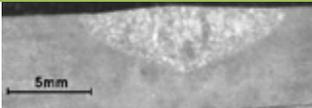
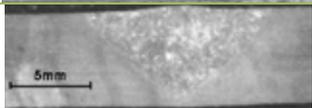
4.4.1 Influência do cobre-junta de cobre

Para verificar se ocorre influência na geometria do cordão quando se utiliza a chapa de cobre que foi posicionada embaixo dos corpos de prova a soldar, empregou-se a mesma tocha e os mesmos parâmetros do eletrodo dos testes anteriores. Com o intuito de ampliar as diferenças nos aspectos dos cordões foram modificados os seguintes parâmetros:

- Reduziu-se a velocidade de soldagem para 20 cm/min;
- Reduziu-se a DEP para 3,0 mm;

Nestes testes o fluxo foi passado sobre metade da chapa, obtendo um teste com fluxo e outro sem e a soldagem foi realizada “bead on plate”, conforme pode ser observado na Figura 3.8 apresentada no Capítulo 3. As medidas geométricas dos cordões estão representadas na Tabela 4.8. Foram realizados dois testes utilizando uma chapa de cobre por baixo da chapa de aço inoxidável ferrítico e dois testes sem a chapa de cobre, com e sem fluxo ativo, com chapas de espessura de 6,4 mm.

Tabela 4.8 – Testes para avaliar a influência do cobre-junta

Teste	Fluxo ativo	Chapa de Cobre	P_F/P_{SF} (mm)	P (mm)	L (mm)	P/L	Área fundida (mm ²)	Macrografia
1	Não	Não	---	4,0	13,0	0,31	36,4	
2	Sim	Não	1,6	6,4 (total)	12,0	0,50	48,3	
3	Não	Sim	---	4,0	13,0	0,31	34,6	
4	Sim	Sim	1,4	5,7	12,4	0,46	42,2	

* P_F/P_{SF} = relação de penetração com fluxo ativo sobre penetração sem fluxo ativo.

Fazendo-se uma análise entre a penetração do cordão de solda com aplicação do fluxo (P_F) e a penetração sem aplicação do fluxo (P_{SF}), apresentados na Tabela 4.8, observa-se que a relação (P_F/P_{SF}) sem a chapa de cobre ficou em torno de 1,6 e a relação com a chapa de cobre ficou em 1,4. Quanto maior for esta relação maior será a influência do

fluxo na penetração. Esse resultado demonstra que a utilização da chapa de cobre, apesar de retirar calor da junta, interfere pouco sobre a profundidade de penetração do cordão de solda, o que também pode ser comprovado através da coluna P/L, na Tabela 4.8, que relaciona a penetração e a largura do cordão de solda, onde a variação dessa relação com e sem a chapa de cobre praticamente não se altera.

Foi empregada uma energia de soldagem maior (~15 kJ/cm) nesses testes da Tabela 4.8, do que nos testes da Tabela 4.7 (~10 kJ/cm), por isso foi observada uma maior relação de penetração do cordão de solda.

4.5 Influência da DEP e do Parâmetro “a”

Para analisar a influência do dióxido de titânio sobre a geometria do cordão de solda, foram realizados outros ensaios alterando os parâmetros empregados nos testes aplicados com a Constrição Controlada. Além de verificar a influência do Parâmetro “a”, foi avaliado a ocorrência de um melhor aspecto do cordão de solda variando-se a distância eletrodo/peça entre 3,0 e 4,5 mm. Foram realizados 12 testes, em chapas de 6,4 mm de espessura, “bead on plate”, sem utilização da chapa de cobre. Os parâmetros de soldagem estão apresentados na Tabela 4.9:

Tabela 4.9 – Parâmetros de soldagem

Corrente de soldagem	300 A
Velocidade de soldagem	30 cm/min
Gás de proteção (Ar)	14 l/min
Eletrodo (tipo, diâmetro, ângulo de afiação)	EWTh-2, ϕ 3,2 mm, 60°
Ângulo da tocha	90° com a horizontal

Para esses teste modificou-se, também, o ângulo de afiação do eletrodo. O ângulo de afiação apresenta um efeito sobre o comprimento e a pressão do arco sobre a poça de fusão. Quando se aumenta o ângulo de ponta do eletrodo na soldagem TIG tende-se a aumentar a penetração e diminuir a largura do cordão de solda, sugerindo a manutenção de um arco relativamente menor (Campbell, 1995; ASM, 2004). Por essa razão alterou-se o ângulo de afiação para 60 graus, objetivando-se conseguir uma maior penetração no cordão de solda.

Nesta fase do trabalho foram realizadas as aquisições de corrente e de tensão durante a soldagem para verificar se ocorre alteração nos sinais com a mudança de parâmetros de soldagem. Os resultados encontram-se na Tabela 4.10, sendo que os testes realizados sem fluxo, apresentados nesta tabela, servem de parâmetros de comparação.

Tabela 4.10 – Variação da DEP e da largura do parâmetro “a”

Teste	I média (A)	U média (V)	a (mm)	DEP (mm)
1	-294	14,7	Sem fluxo	4,5
2	-295	13,3	0,0	
3	-294	15,2	3,0	
4	-294	15,2	5,0	
5	-294	14,5	7,0	
6	-294	15,3	9,0	
7	-294	14,4	Sem fluxo	3,0
8	-294	13,8	0,0	
9	-294	14,2	3,0	
10	-293	13,9	5,0	
11	-294	13,6	7,0	
12	-295	13,9	9,0	

Através dos resultados apresentados na Tabela 4.10 observou-se que a tensão média, quando comparada aos testes realizados sem fluxo ativo, tende a ser menor nos testes realizados com fluxo na chapa toda ($a = 0$). Para facilitar a observação desse fato, montou-se um gráfico comparativo entre a variação de tensão e o parâmetro “a”, para ambas DEP. A Figura 4.10 apresenta esse gráfico.

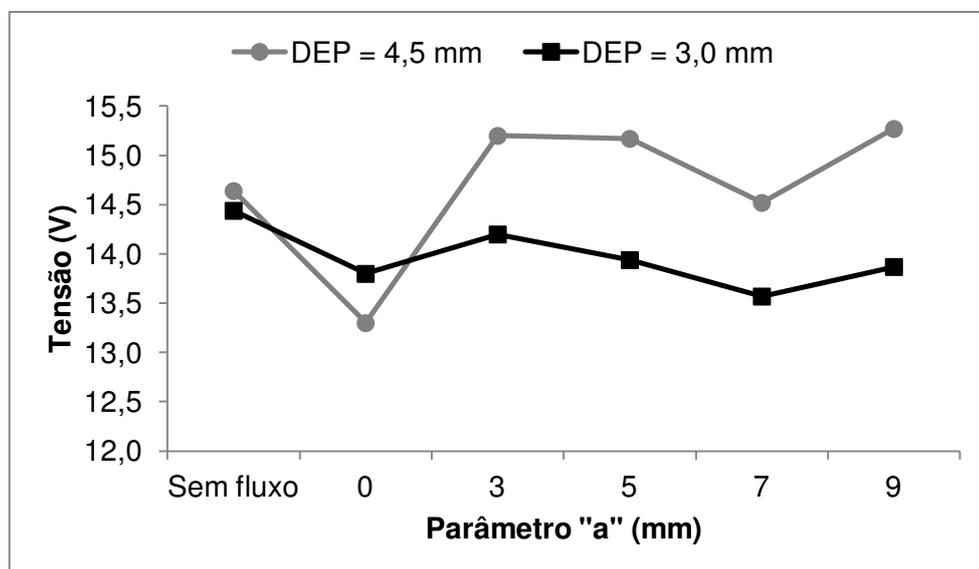


Figura 4.10- Comparativo entre a variação de tensão e o parâmetro “a”

Observando a Figura 4.10, percebe-se que a aplicação do fluxo de maneira convencional (“a” = 0), provoca uma redução na tensão, para ambas DEP quando comparado com o sem fluxo. A variação do parâmetro “a” para os DEP utilizados não provoca mudanças acentuadas no valor médio da tensão do arco. Lowke (2004) afirma que o efeito da camada de fluxo provoca um aumento na tensão do arco devido a uma maior

densidade de corrente no centro da poça de solda provocada pela constrição do arco. Rückert et al.(2004) verificaram que a tensão está relacionada com a espessura da camada de fluxo e com a corrente de soldagem. Essa camada forma uma película isolante sobre a superfície da chapa, dificultando a condução de elétrons. Quanto mais espessa ela for, maior será a barreira, para uma mesma corrente e velocidade de soldagem, e provocando um aumento na tensão do arco.

Com relação ao aspecto do cordão de solda, os testes realizados com maior parâmetro “a” (7,0 e 9,0 mm) apresentaram melhor aspecto visual do cordão de solda devido a menor diluição do fluxo ativo na poça de fusão. As Figuras 4.11 e 4.12 mostram o aspecto visual dos cordões desses testes.

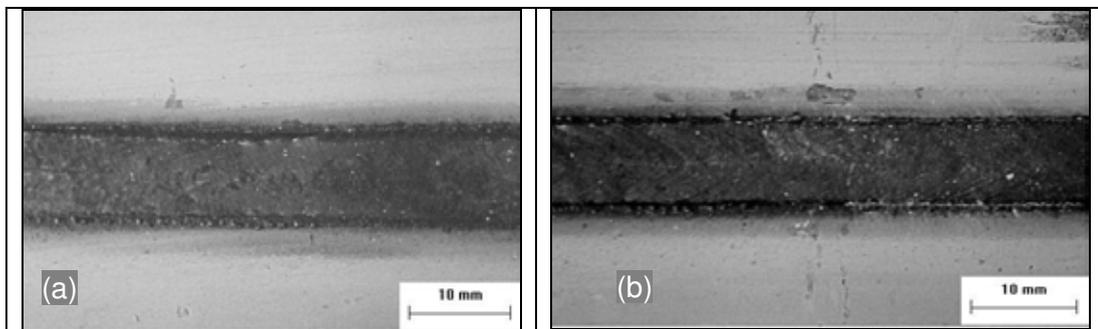


Figura 4.11– Aspecto cordão de solda, “a” = 7,0 mm a) Teste 5 - DEP = 4,5 mm; b) Teste 11 – DEP = 3,0 mm

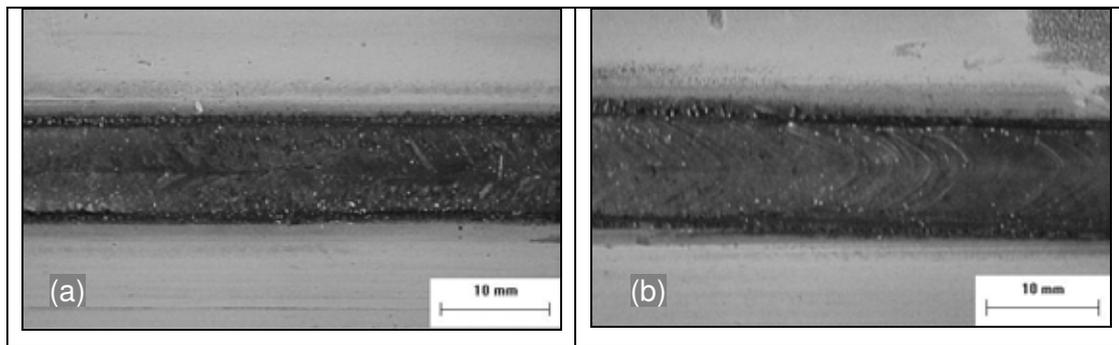


Figura 4.12– Aspecto cordão de solda, “a” = 9,0 mm: a) Teste 6 – DEP = 4,5 mm; b) Teste 12 – DEP = 3,0 mm

Para visualizar melhor as influências dos parâmetros sobre a penetração foram realizadas as medidas geométricas de cada cordão e os resultados estão representados na Tabela 4.11.

Tabela 4.11 – Medidas geométricas dos testes da Tabela 4.10

Teste	Fluxo ativo	U média (V)	a (mm)	DEP (mm)	Largura (mm)	Penetração (mm)	P_F/P_{SF}	P/L	Área fundida (mm ²)
1	Não	14,6	---	4,5	10,2	3,5	-	0,3	22,1
2	Sim	13,3	0,0		9,4	4,1	1,2	0,4	24,8
3	Sim	15,2	3,0		10,5	3,7	1,1	0,4	20,9
4	Sim	15,2	5,0		10,0	3,6	1,0	0,4	19,6
5	Sim	14,5	7,0		10,0	3,9	1,1	0,4	23,2
6	Sim	15,3	9,0		10,3	3,6	1,1	0,4	22,8
7	Não	14,4	---	3,0	11,0	3,4	-	0,3	22,9
8	Sim	13,8	0,0		9,5	4,1	1,2	0,4	22,5
9	Sim	14,2	3,0		10,3	3,7	1,1	0,4	23,1
10	Sim	13,9	5,0		9,7	3,6	1,1	0,4	20,7
11	Sim	13,6	7,0		9,9	3,8	1,1	0,4	22,9
12	Sim	13,9	9,0		10,6	3,4	1,0	0,3	21,3

* P_F/P_{SF} = relação de penetração com fluxo ativo sobre penetração sem fluxo ativo.

Percebe-se, pela Tabela 4.11 que tanto para DEP igual a 3,0 mm como igual a 4,5 mm, variando o parâmetro “a”, a relação (P_F/P_{SF}) praticamente não se altera, mostrando que a DEP não apresenta influência significativa sobre o aumento de penetração com os parâmetros empregados.

Como forma de melhor visualizar a influência do parâmetro “a” analisou-se a sua relação com a largura, com a penetração e a relação (P_F/P_{SF}). Os gráficos estão representados nas Figuras 4.13, 4.14 e 4.15, respectivamente.

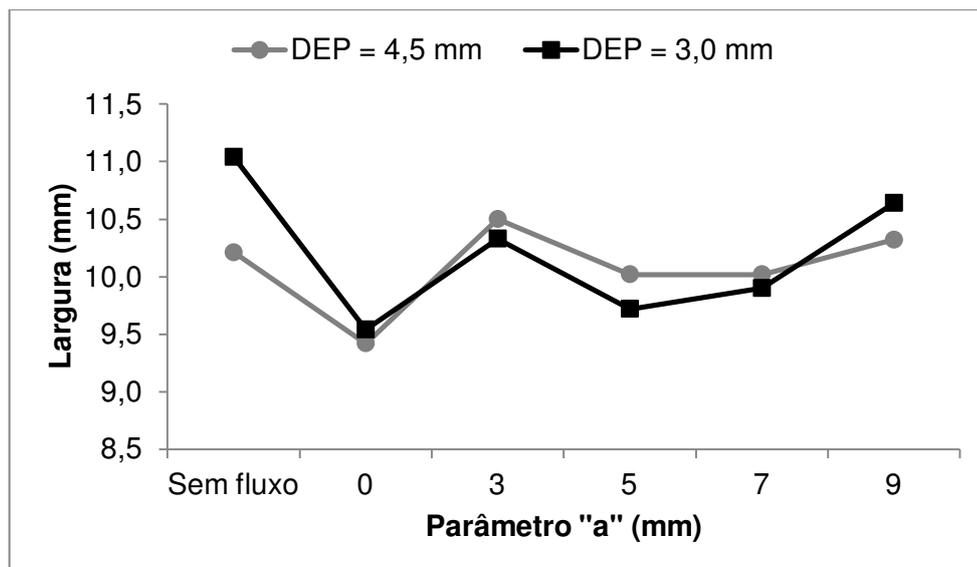


Figura 4.13 – Comparativo entre a abertura (“a”) e a largura do cordão de solda para as duas DEP empregadas

Pelo gráfico da Figura 4.13 percebe-se, para a DEP igual a 3,0 mm, uma leve

tendência no aumento da largura com o aumento do parâmetro “a”, para valores acima de 5 mm, comparado com o ensaio “a” igual a zero (A-TIG), devido a uma diminuição da quantidade de fluxo na poça de fusão. Quando empregado DEP igual a 4,5 mm observa-se uma redução da largura com o processo A-TIG. Com a aplicação da TCC empregando “a” igual a 3,0 e a 9,0 mm, ocorre um aumento na largura do cordão, maior do que sem a aplicação do fluxo. O mesmo fato não foi observado para os parâmetros de 5,0 e 7,0 mm, que apresentaram a mesma redução de largura. Essa variação pode estar relacionada ao fato de DEP maiores permitirem uma maior oscilação do arco, sendo mais facilmente influenciado pelo efeito de repulsão da poça, conforme relatado por Vilarinho (2009).

O gráfico da Figura 4.14 mostra a influência do parâmetro “a” sobre a penetração, comparada com o teste realizado com fluxo na chapa em toda a junta (parâmetro “a” igual a zero), para ambas DEP.

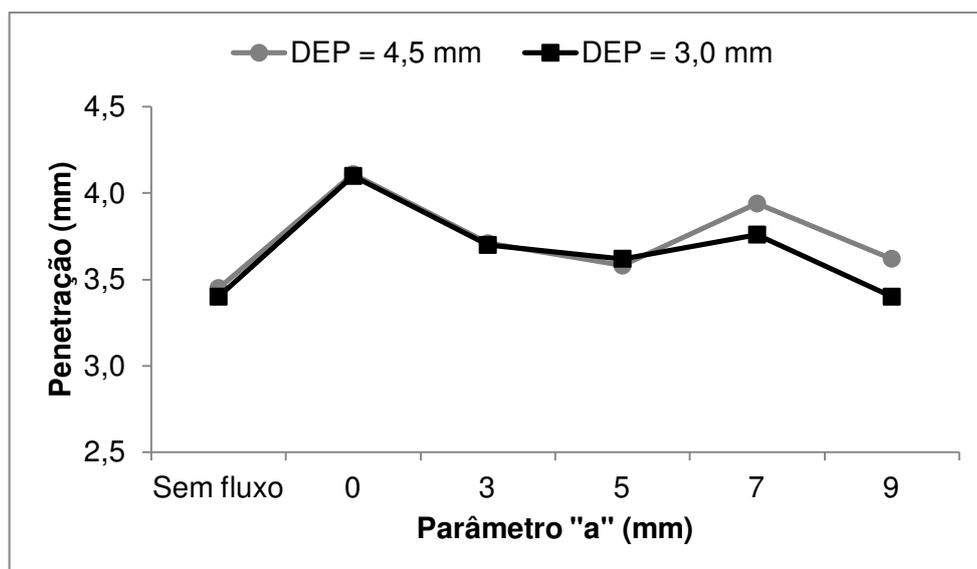


Figura 4.14- Comparativo entre o parâmetro (“a”) e a penetração do cordão de solda para as duas DEP empregadas

Como se percebe pelo gráfico da Figura 4.14, o uso dos ensaios realizados com TCC proporcionou um aumento na penetração do cordão quando se empregou os parâmetros de 3,0 a 7,0 mm, comparados com o TIG (sem fluxo), para DEP igual a 3,0 mm. Quando se utilizou “a” igual a 9,0 mm não se observou alteração na penetração, provavelmente a pouca quantidade de fluxo diluída não tenha sido suficiente para ocasionar um aumento na penetração, apesar de ter proporcionado uma redução da largura do cordão. Com a DEP igual a 4,5 mm foi observado o efeito de aumento de penetração para todos os parâmetros utilizados na TCC, provavelmente devido ao fato dessa DEP proporcionar um arco maior, garantindo uma maior diluição do fluxo na poça o que permite a observação do fenômeno

de aumento de penetração relatado na literatura.

Outra forma de analisar o efeito do fluxo em função do parâmetro “a”, é através da relação de penetração do cordão com fluxo (P_f) sobre a penetração do cordão sem fluxo (P_{sf}), representada na Figura 4.15.

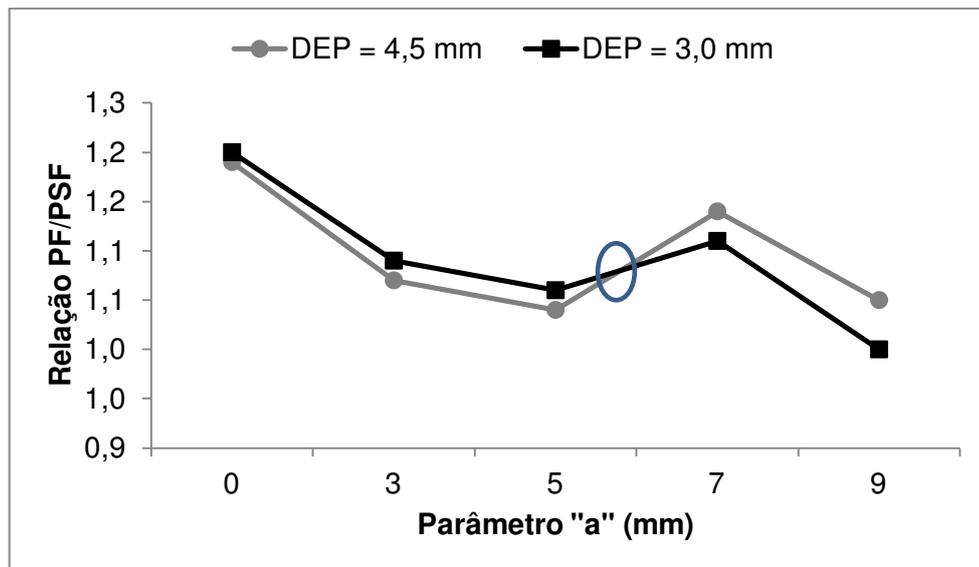


Figura 4.15– Comparativo entre a abertura (“a”) e a relação P_f/P_{sf} apresentada na Tabela 4.11

Observa-se que uma tendência no aumento da relação P_f/P_{sf} quando se utiliza o “a” igual a zero, mostrando que uma maior diluição do fluxo na poça fundida apresenta maiores penetrações. Observa-se ainda uma tendência de redução dessa relação para valores de “a” até 5,0 mm. Em seguida determina-se um ponto de inversão, em destaque, aumentando-se essa relação até “a” igual a 7,0 mm, a partir deste parâmetro ocorre novamente uma redução da relação P_f/P_{sf} . Este ponto de inversão representa o parâmetro “a” mínimo que garanta boa penetração aliada com o bom acabamento do cordão de solda, ou seja, a diluição apropriada de fluxo na poça para garantir alcançar o objetivo desse trabalho.

Através dos dados da Tabela 4.11 observou-se uma pequena variação entre a relação de penetração e largura para os testes realizados. Para verificar a influência do parâmetro “a” sobre esta relação P/L montou-se o gráfico da Figura 4.16, para ambas as DEP.

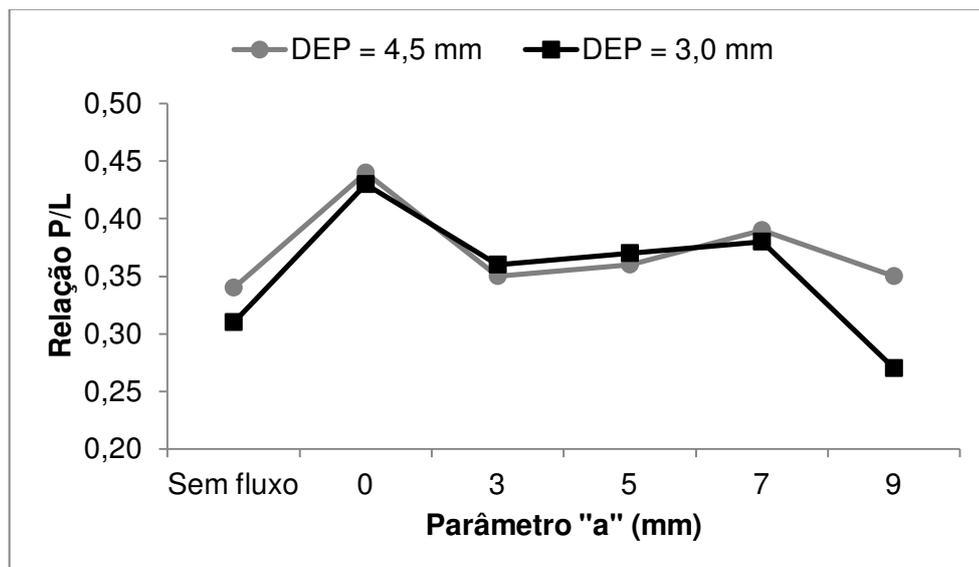


Figura 4.16– Comparativo entre a abertura (“a”) e a relação P/L apresentada na Tabela 4.11

A maior relação também é observada para o teste com “a” igual a zero. Essa relação tende a permanecer praticamente constante quando se utiliza a técnica da constrição controlada, para ambas DEP.

Os resultados até aqui apresentados mostraram que a aplicação do fluxo ativo no aço em estudo influencia no aumento da penetração e na constrição da largura do cordão. Porém não foram observadas relações de P/L tão significativas quantos as relatadas na literatura para outros materiais de base. Fica então algumas dúvidas do porque não ocorreu um aumento significativo da penetração com a aplicação do fluxo ativo, tais como: O efeito está relacionado à composição química do aço em estudo? Alguns autores aplicaram a técnica do fluxo ativo em diversos materiais e alcançaram valores representativos, como citado anteriormente (Dong, 2004; Marya 2004; Heiple, 1982; Modenesi, 2000). Ou o efeito está relacionado ao tipo e/ou qualidade do fluxo utilizado até o momento?

Para tirar a dúvida do tipo de fluxo foram realizados novos testes com o mesmo fluxo, porém com tipo de estrutura diferente e procedência de diferentes fornecedores.

4.6 Aplicação de outros tipos de estrutura do fluxo ativo de TiO₂

Até agora foi empregado TiO₂ como fluxo ativo. O TiO₂ é um material polimorfo que possui três tipos de estruturas cristalinas que são: anatase, rutilo e brookita. A anatase possui estrutura tetragonal, mas se comporta como uma estrutura octaédrica, o rutilo possui estrutura tetragonal e se comporta como prismático, e a brookita possui estrutura ortorrômbica. O rutilo é a forma mais estável do dióxido de titânio e é produzido em

temperaturas elevadas. A brookita e a anatase são estruturas mais raras e se formam em temperaturas mais baixas do que o rutilo (BRANDÃO, 2008). Nesta etapa foram empregados os seguintes tipos de estruturas: anatase, rutilo, uma mistura entre anatase e rutilo, além do já utilizado até agora, que foi identificado como anatase. Para diferenciar os tipos de estruturas chamou-se o fluxo empregado nos testes realizados até o momento de anatase 1 e o de outro fornecedor de anatase 2. Os dois restantes foram identificados por rutilo e por mistura (composto de 70% anatase e 30% rutilo, já obtido com essa porcentagem do fabricante).

Modenesi (1999) cita que existe a necessidade de colocar o fluxo em estufa antes de sua preparação com acetona para minimizar o efeito da umidade sobre os resultados. Desta forma, pretende-se estudar se realmente existe influência na utilização ou não do fluxo seco sobre a penetração do cordão de solda. Utilizou-se nesta etapa fluxo sem secar e fluxos secos. Para a secagem os fluxos foram colocados em estufa pré-aquecida a 100°C por uma hora antes da preparação com acetona. As soldas foram realizadas em juntas de topo, com fluxo passado na chapa toda. Os parâmetros utilizados estão apresentados na Tabela 4.12:

Tabela 4.12 – Parâmetros de soldagem para testes com diferentes estruturas de TiO₂

Corrente de soldagem	200 A	300 A
Velocidade de soldagem	20 cm/min	30 cm/min
Gás de proteção (Ar)	14 l/min	14 l/min
Eletrodo	EWTh-2, ϕ 3,2 mm, 60°	EWTh-2, ϕ 3,2 mm, 60°
Ângulo da tocha	90° com a horizontal	90° com a horizontal
DEP	2,0 mm	2,0 mm

A Tabela 4.13 apresenta os resultados dos testes realizados com corrente de soldagem de 200 A. O fluxo sem secagem está identificado com asterisco (*). A secagem ou não do fluxo, bem como os tipos de estrutura não apresentaram diferenças significativas relacionadas com o aumento da penetração.

Tabela 4.13 – Resultados para os testes com I = 200 A e V_s = 20 cm/min

Testes	Fluxo	Largura (mm)	Penetração (mm)	P/L	Área fundida (mm ²)
1	Não	9,2	2,1	0,23	15,6
2	Anatase 1	8,6	3,3	0,38	18,2
3	(*) Anatase 1	8,5	3,5	0,41	17,6
4	Anatase 2	8,8	3,0	0,34	17,0
5	Rutilo	8,9	3,2	0,36	18,4
6	Mistura	8,6	3,5	0,41	19,4

(*) Fluxo sem secar.

Conseguiu-se um aumento na penetração de cerca de 1,5 vezes a obtida na soldagem sem fluxo ativo (Teste 1), como já era esperado. A redução na largura também segue o observado anteriormente segundo as teorias sobre constrição do arco.

Com relação ao aspecto visual do cordão de solda, a soldagem utilizando a “mistura” como fluxo foi a que apresentou melhor resultado, pois o cordão mostrou-se mais limpo, sendo também o fluxo que melhor se aderiu à superfície. Pela Figura 4.17 pode-se observar o aspecto dos cordões de solda com as respectivas estruturas do fluxo ativo.

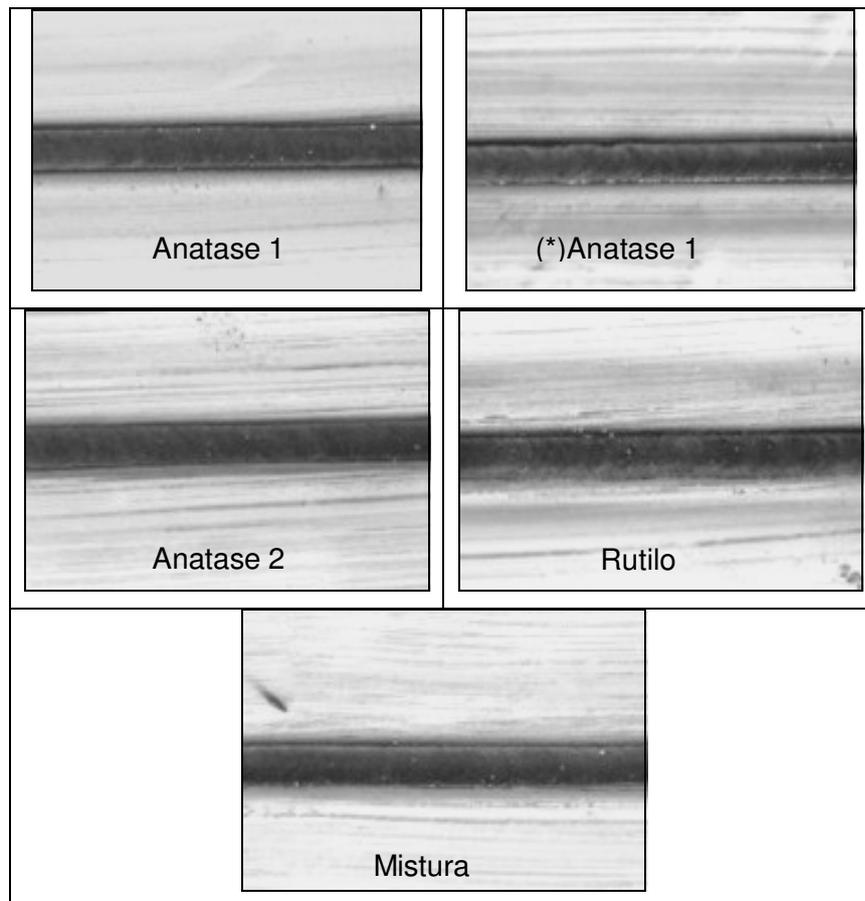


Figura 4.17 – Aspecto do cordão de solda dos testes da Tabela 4.13

A Tabela 4.14 apresenta as medidas geométricas obtidas nos testes realizados com corrente de soldagem de 300 A e velocidade de soldagem de 30 cm/min. Não se observou nenhuma relação entre a secagem do fluxo, ou o tipo de estrutura sobre o aumento da penetração. Os valores obtidos foram semelhantes aos já observados anteriormente nos testes.

A Figura 4.18 mostra os gráficos relacionando as correntes de soldagem com as larguras observadas, para os fluxos empregados. Vale ressaltar que foram realizados testes com corrente e velocidades diferentes, mas mantendo constante os demais parâmetros de

soldagem, ver Tabela 4.12.

Tabela 4.14 – Resultados para os testes realizados com $I = 300\text{ A}$ e $V_s = 30\text{ cm/mim}$

Teste	Fluxo	Largura (mm)	Penetração (mm)	P/L	Área fundida (mm ²)
7	Não	10,5	3,7	0,35	26,9
8	Anatase 1	9,4	3,7	0,39	24,2
9	(*)Anatase 1	8,7	3,6	0,51	26,8
10	Anatase 2	9,4	3,5	0,38	21,5
11	Rutilo	9,5	3,7	0,39	21,1
12	Mistura	9,4	3,3	0,35	23,0

(*) Fluxo sem secar.

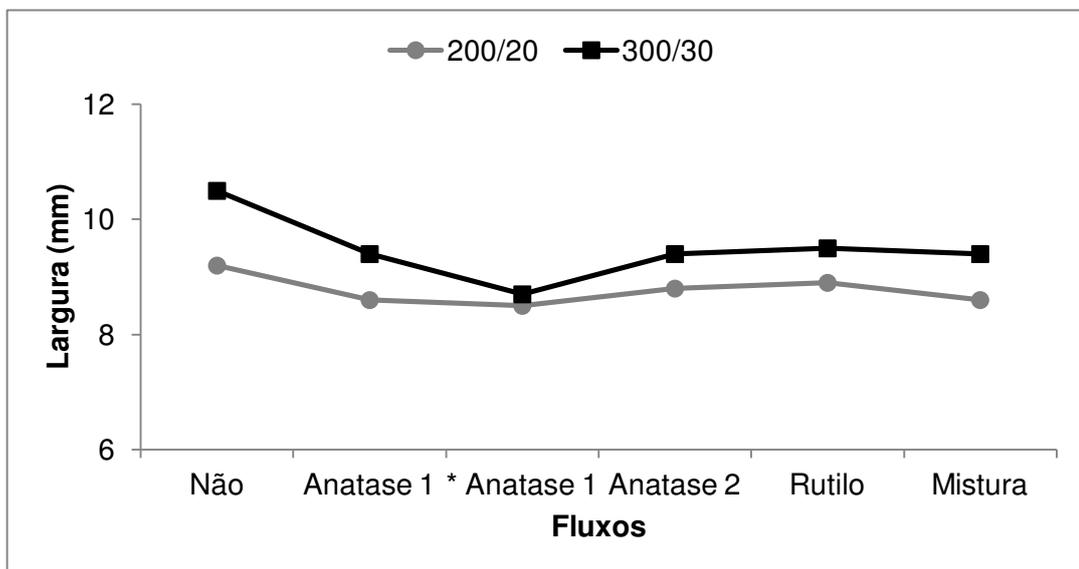


Figura 4.18 – Influência do tipo de fluxo sobre a largura dos cordões de solda para as duas relações de energia empregadas

Fazendo uma análise comparativa entre as duas curvas da Figura 4.18, onde se relaciona a corrente com a largura, pode-se observar uma tendência em reduzir a largura tanto para os testes realizados com 200 como para 300 A se comparados aos testes sem fluxo, quando se aplicam as diferentes estruturas de TiO_2 , confirmando o observado na literatura sobre a redução da largura do cordão de solda quando se utiliza fluxo ativo. Entretanto, não se pode afirmar que a diferença entre a estrutura e/ou a secagem do fluxo apresente efeitos significativos sobre a largura do cordão de solda, pois não foram observadas variações significativas nos valores da largura com a mudança de estrutura do TiO_2 e nem relacionados ao grau de umidade.

Na Figura 4.19 é possível observar o gráfico relacionando as correntes de soldagem com as penetrações medidas.

Observando agora o efeito da penetração sobre a mudança de corrente, percebe-se que a penetração tende a aumentar para os testes realizados com a corrente de 200 A independente da estrutura empregada e da secagem ou não do fluxo. Para os testes realizados com corrente de 300 A não foi observado um aumento significativo na penetração com a aplicação do fluxo, esta permanecendo quase constante.

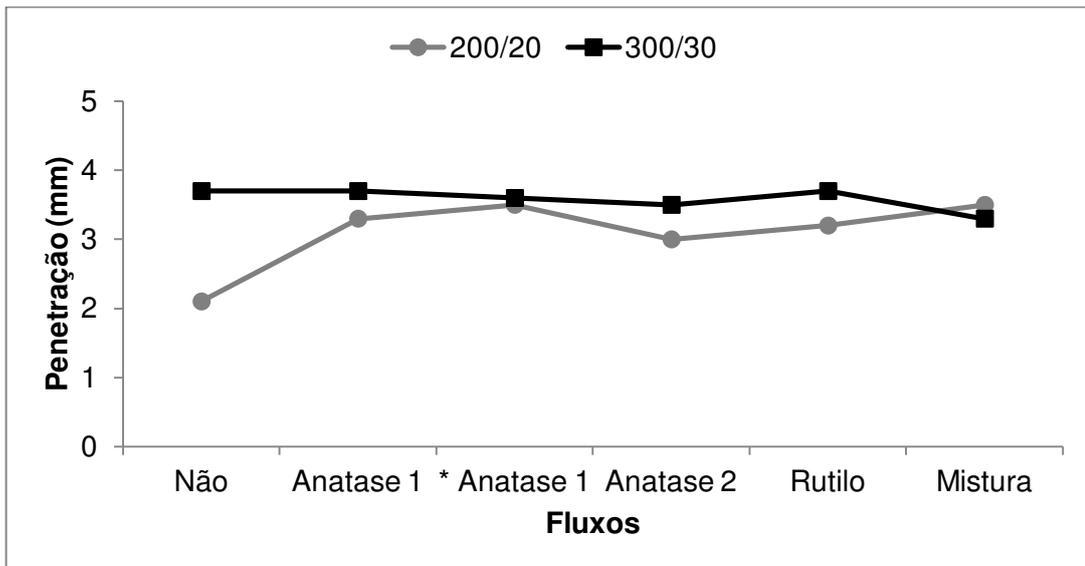


Figura 4.19 - Influência do tipo de fluxo sobre a penetração dos cordões de solda para as duas relações de energia empregadas

O gráfico da Figura 4.20 apresenta o efeito da corrente de soldagem sobre a relação de penetração e largura (P/L).

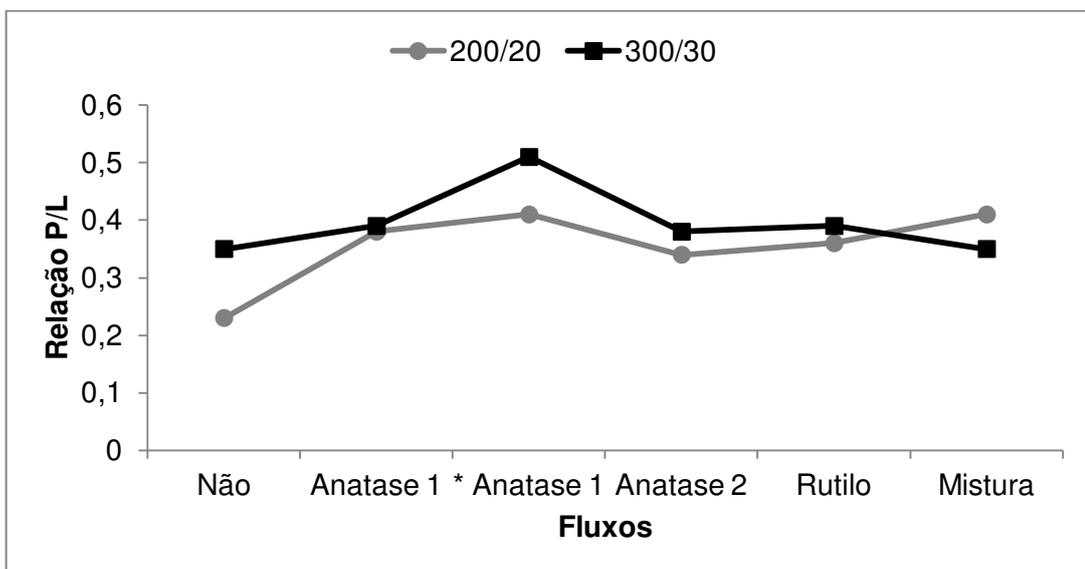


Figura 4.20 – Influência do tipo de fluxo sobre a relação penetração/largura dos cordões de solda para as duas relações de energia empregadas

Analisando o efeito da corrente de soldagem com a relação de penetração e largura (P/L), podemos observar que, após a aplicação do fluxo ativo, independente do tipo de estrutura, a curva se mantém praticamente constante para a corrente de 200 A. Para a corrente de 300 A, com exceção do teste realizado com anatase 1 sem secar, os valores da relação P/L não variam mesmo sem a adição do fluxo ativo, ou seja, a mudança de estrutura do dióxido de titânio não apresentou influência sobre a relação P/L.

4.7 Aço inoxidável austenítico AISI 304L

Na literatura o processo de soldagem TIG com fluxo ativo é bastante empregado em aço inoxidável austenítico. Como forma de comparação da técnica empregada no aço inoxidável ASTM 410D realizou-se a soldagem utilizando o aço inoxidável austenítico AISI 304L, utilizando-se o dióxido de titânio como fluxo ativo para ambos aços.

Os ensaios para o AISI 304L foram realizados “bead on plate” em chapas de 250 x 50 x 6,4 mm, empregando-se 3 valores de correntes e de velocidades de soldagem diferentes para cada teste realizado. Os parâmetros encontram-se na Tabela 4.15.

Tabela 4.15– Parâmetros de soldagem para o aço AISI 304L

Corrente de soldagem (A)	Velocidade de soldagem	Gás de proteção	Eletrodo	Ângulo da tocha	DEP
100	10, 20 e 30 cm/mim	Argônio 14 l/min	EWTh-2, ϕ 3,2 mm, 60°	90° com a horizontal	2,0mm
200					
300					

Foram realizados 2 ensaios para cada velocidade de soldagem, sendo um com fluxo (dióxido de titânio) e outro sem fluxo ativo. Foram retirados de cada ensaio uma amostra para a análise da macrografia conforme procedimento explicado no Item 3.3.1 do Capítulo 3. Foram feitas as medidas da penetração e da largura do cordão de solda. Analisou-se as relações penetração/largura e penetração com fluxo (P_f) sobre penetração sem fluxo (P_{sf}) para cada teste.

Os resultados encontrados para os ensaios realizados com a velocidade de soldagem de 100 A encontram-se na Tabela 4.16.

O ensaio 6, sem fluxo, realizado com a corrente de 100 A e a velocidade de 30 cm/min não possibilitou a visualização do perfil de seu cordão devido a energia de soldagem imposta ser muito baixa, por essa razão não foram realizadas as medidas do perfil do cordão de solda.

Tabela 4.16 – Parâmetros de soldagem para o AISI 304L para I = 100 A

Ensaio	I (A)	V (cm/min)	Fluxo ativo	P (mm)	L (mm)	P/L	P_f/P_{sf}	Área (mm ²)
1	100	10	Não	1,5	5,3	0,28	1,5	6,1
2	100	10	Sim	2,3	5	0,46		6,6
3	100	20	Não	0,9	4,8	0,19	1,7	3,3
4	100	20	Sim	1,5	4,2	0,36		3,4
5	100	30	Sim	0,7	3,7	0,19	1,0	1,8
6	100	30	Não	Não foi possível realizar medidas.				

* P_f/P_{sf} – relação de penetração com fluxo sobre penetração sem fluxo.

Através dos dados da Tabela 4.16 conseguiu-se observar um aumento considerável na penetração dos cordões de solda quando se empregou o fluxo, para todos os ensaios realizados com o aço inoxidável austenítico. Apesar da baixa energia, foi possível conseguir cerca de 50% de aumento na penetração, quando se aplicou a camada de fluxo, para essa corrente.

A Tabela 4.17 apresenta o resultado dos ensaios realizados com a corrente de soldagem de 200 A.

Tabela 4.17 - Parâmetros de soldagem para AISI 304L para I = 200 A

Ensaio	I (A)	V (cm/min)	Fluxo ativo	P (mm)	L (mm)	P/L	P_f/P_{sf}	Área (mm ²)
7	200	10	Não	2,4	12	0,2	2,5	24,7
8	200	10	Sim	6,0	7,9	0,76		39,0
9	200	20	Não	2,3	9,9	0,23	1,6	12,8
10	200	20	Sim	3,6	7,3	0,49		16,9
11	200	30	Não	2,8	6,1	0,46	1,0	9,5
12	200	30	Sim	2,8	6,7	0,37		11,0

* P_f/P_{sf} – relação de penetração com fluxo sobre penetração sem fluxo.

Devido a uma maior relação de energia quando se empregou a corrente de 200 A e a velocidade de soldagem de 10 cm/min, foi possível obter um aumento de penetração de 2,5 vezes com a utilização do fluxo ativo, que pode ser observado na Tabela 7.6, na coluna P_f/P_{sf} . Para a velocidade de 20 cm/min alcançou-se um aumento de até 50% na penetração e para 30 cm/min não foi observada nenhuma alteração devido à baixa energia imposta ao cordão de solda, o que não possibilita uma fusão adequada do mesmo.

A Tabela 4.16 apresenta os resultados dos ensaios realizados com a corrente de 300A.

Tabela 4.18- Parâmetros de soldagem para AISI 304L para I = 300 A

Ensaio	I (A)	V (cm/min)	Fluxo ativo	P (mm)	L (mm)	P/L	P_f/P_{sf}	Área (mm ²)
13	300	20	Não	4,4	12,7	0,35	1,2	35,1
14	300	20	Sim	5,2	9	0,58		30
15	300	30	Não	3,5	8,6	0,48	1,1	20
16	300	30	Sim	3,8	8,5	0,48		19,6

* P_f/P_{sf} – relação de penetração com fluxo sobre penetração sem fluxo.

Com a corrente de soldagem de 300 A consegue-se um aumento da penetração quando se aplica o fluxo ativo, porém a limitação da velocidade de soldagem é considerável, pois quando esta é muito baixa (10 cm/min) chega a furar a chapa e quando é aumentada para 30 cm/min a variação na penetração é mínima.

Para analisar melhor os três níveis de corrente, para cada velocidade de soldagem empregada, montou-se um gráfico comparativo entre os testes. Utilizou-se a relação entre as medidas das penetrações dos ensaios realizados com fluxo (P_f) e sem fluxo (P_{sf}) com a corrente de soldagem (Figura 4.21).

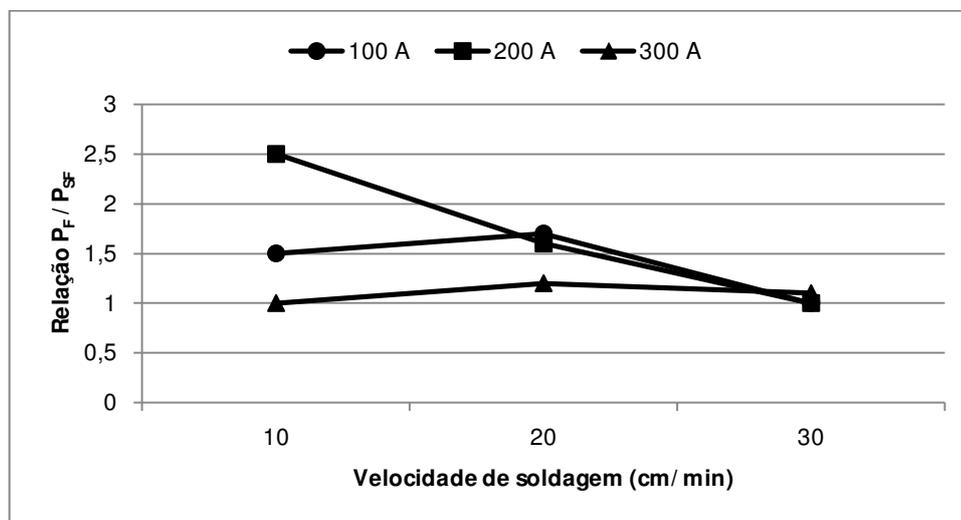


Figura 4.21 – Comparativo entre as velocidades de soldagem com relação à penetração em função da corrente de soldagem

Pela Figura 4.21, percebe-se que o valor da corrente de soldagem é um dos parâmetros que interfere na relação de penetração. Verifica-se que os ensaios empregando a corrente igual a 300 A apresentaram uma menor relação de penetração, mantendo uma variação praticamente constante independente da velocidade de soldagem utilizada. A aplicação do fluxo não altera significativamente o valor da penetração para estes ensaios. Para a corrente de 100 A ocorreu um aumento da relação de penetração para todas as

velocidades utilizadas, onde a penetração, com a aplicação de fluxo, aumentou aproximadamente 1,5 vezes. Para a corrente de 200 A verifica-se que ocorreu uma influência significativa da velocidade de soldagem, isto é, menores velocidades apresentaram melhores resultados, aumentando a penetração em aproximadamente 2,5 vezes. Estes resultados demonstram que tanto a velocidade quanto a corrente de soldagem (a energia de soldagem) interfere na penetração com a utilização do fluxo ativo.

Comparou-se os resultados obtidos para os aços inoxidáveis austenítico AISI 304L com os do aço inoxidável ferrítico ASTM 410D empregando as mesmas condições de soldagem realizadas para as correntes de 200 e 300 A com velocidade de 20 e 30 cm/min, respectivamente, utilizando dióxido de titânio como fluxo ativo. Como os testes realizados no aço inoxidável ferrítico com corrente de soldagem de 100 A não apresentaram resultados satisfatórios, não se realizou ensaios comparativos nessa faixa de corrente. A Figura 4.22 mostra os resultados comparativos.

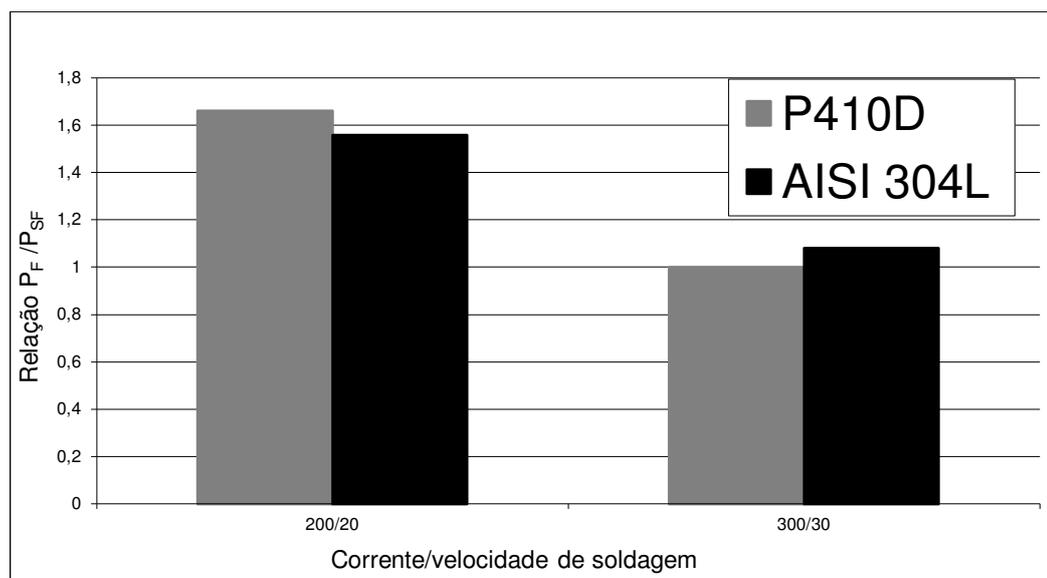


Figura 4.22 – Gráfico comparativo entre os resultados dos aços utilizados

Os resultados mostram que para a mesma energia de soldagem, apesar de ocorrer um aumento na penetração em ambos os aços empregados quando se aplica o dióxido de titânio, este tipo de fluxo não altera os valores de penetração.

4.8 Comentários Finais

Nesse capítulo determinaram-se os parâmetros de soldagem que serão utilizados nos demais ensaios realizados com fluxo ativo. Determinou-se, também, o critério de

escolha como sendo penetração total e bom aspecto visual do cordão de solda e ainda um aumento da velocidade de soldagem.

Os parâmetros determinados permitiram um cordão com penetração total quando se aplicou o fluxo ativo, porém não foi possível alcançar maiores velocidades de soldagem para a mesma condição de junta. O aspecto escurecido observado nos cordões foi devido à oxidação da chapa.

Empregou-se a técnica da constrição controlada para conseguir uma maior rigidez no ajuste entre a tocha e a junta. Aplicando essa técnica em juntas de 4,0 mm de espessura alcançou-se um resultado satisfatório, conseguindo uma maior tolerância no ajuste de alinhamento da tocha com relação à junta obtendo-se penetração total com uma raiz uniforme e contínua.

Os testes realizados com as chapas de 6,4 mm não facilitaram a análise da influência do fluxo ativo sobre o aumento de penetração do cordão de solda. Questionou-se sobre a influência da chapa de cobre, que foi empregada embaixo dos corpos de prova, que retiraria calor da junta interferindo na ação do fluxo ativo sobre a penetração. Nos testes realizados constatou-se que, apesar de retirar calor da junta, a barra de cobre interfere pouco sobre a penetração do cordão de solda.

Verificou-se, ainda nesse capítulo, que a espessura do parâmetro “a” influencia sobre as características geométricas do cordão de solda, principalmente com relação ao acabamento do cordão de solda.

Com a realização de testes com diferentes tipos de estruturas do dióxido de titânio pode-se afirmar que o tipo de estrutura do fluxo não apresenta influência sobre os resultados apresentados. O mesmo pode-se dizer quanto à secagem do fluxo para a aplicação utilizada. É claro que se deve evitar a aplicação de um fluxo com alta umidade para evitar a ocorrência de porosidades na poça fundida. Porém, o que se pode perceber é que o dióxido de titânio absorve pouca umidade do ar, sendo aceitável a sua utilização sem a secagem.

Percebeu-se que a corrente de soldagem e a velocidade de soldagem são parâmetros que interferem no resultado da penetração. Para correntes mais baixas e menores velocidades de soldagens obtêm-se maiores relações P_F/P_{SF} .

CAPÍTULO V

5 APLICAÇÃO DA TÉCNICA DA CONSTRIÇÃO CONTROLADA

Nesta técnica, à medida que o arco se aproxima do caminho sem fluxo, determinado pelo parâmetro “a”, ocorre uma constrição da raiz do arco devido à maior resistividade elétrica do fluxo adjacente, forçando-o a incidir apenas sobre o metal de base. Simultaneamente, a redução da diluição do fluxo na poça de fusão em relação ao A-TIG permite um melhor acabamento superficial do cordão de solda. Richetti (2003) sugere ainda que o arco tende a seguir o caminho por sobre o metal, que possui menor resistividade elétrica do que a parte isolada com o fluxo, e além da contração do cordão, é possível fazer o arco seguir trajetos com ligeiros desvios de linearidade.

Para verificar essa tendência partiu-se dos resultados obtidos nos testes preliminares, apresentados no Capítulo 4. Foram realizados 24 testes com fluxo e 4 sem fluxo como referência de comparação. Analisaram-se as seguintes variáveis: distância eletrodo peça (DEP), largura do parâmetro “a”, desalinhamento da tocha em relação ao centro da junta e intensidade de corrente. Os ensaios foram feitos em chapas de aço inoxidável ferrítico ASTM 410D de 250,0 mm x 100,0 mm X 6,4 mm de espessura. A DEP foi variada para verificar a influência desse parâmetro sobre a largura e a penetração do cordão de solda quando se aplicou o fluxo ativo. O parâmetro “a” foi variado para verificar qual valor apresentou maiores penetrações aliada a um bom acabamento superficial do cordão. Com o desalinhamento da tocha pretendeu-se observar se havia uma tendência do arco seguir o trajeto feito pelo parâmetro “a”, permitindo, dessa forma, uma maior flexibilidade no alinhamento da junta com relação à tocha de soldagem. Com a variação da intensidade de corrente se pretendeu analisar a sua influência, associada à velocidade de soldagem, sobre o formato do cordão. O fluxo foi aplicado de acordo com a metodologia determinada no Item 3.3.1.2 do Capítulo 3.

5.1 Variação dos parâmetros de soldagem do aço ASTM 410D

Para esses testes foram mantidos constantes: ângulo de inclinação da tocha de 90º,

eletrodo EWTh-2 com 3,2 mm de diâmetro, ângulo de afiação de 60° e utilizou-se argônio como gás de proteção a 14 l/min. Variou-se a corrente de soldagem, 200 e 300 A, a velocidade soldagem, 20 e 30 cm/min, o parâmetro “a” com valores de 3,0 e 6,0 mm e o desalinhamento da tocha com relação ao centro da junta, 0, 1 e 2 mm. Como fluxo ativo empregou-se TiO₂. Os parâmetros de soldagem dos testes realizados com 200 e 300 A estão apresentados nas Tabelas 5.1 e 5.2, respectivamente.

Tabela 5.1– Parâmetros de soldagem para I = 200 A. Velocidade de 20 cm/min

Teste	Deslinhamento (dt) (mm)	DEP (mm)	a (mm)
1	0,0	2,0	Sem fluxo
2	0,0		3,0
3	0,0		6,0
4	1,0		3,0
5	1,0		6,0
6	2,0		3,0
7	2,0		6,0
8	0,0	4,0	Sem fluxo
9	0,0		3,0
10	0,0		6,0
11	1,0		3,0
12	1,0		6,0
13	2,0		3,0
14	2,0		6,0

Tabela 5.2 - Parâmetros de soldagem para I = 300 A. Velocidade de 30 cm/min

Teste	Desalinhamento da tocha (dt) (mm)	DEP (mm)	a (mm)
15	0,0	2,0	Sem fluxo
16	0,0		3,0
17	0,0		6,0
18	1,0		3,0
19	1,0		6,0
20	2,0		3,0
21	2,0		6,0
22	0,0	4,0	Sem fluxo
23	0,0		3,0
24	0,0		6,0
25	1,0		3,0
26	1,0		6,0
27	2,0		3,0
28	2,0		6,0

Para realizar o desalinhamento da tocha, tomou-se como referência uma régua graduada presa ao braço da mesa de coordenadas, o qual movimenta a tocha. O braço se movimenta juntamente com a tocha, de tal forma que a graduação da régua serviu para orientar a variação no desalinhamento da tocha (dt) com relação ao centro da junta, conforme esquematizado na Figura 5.1.

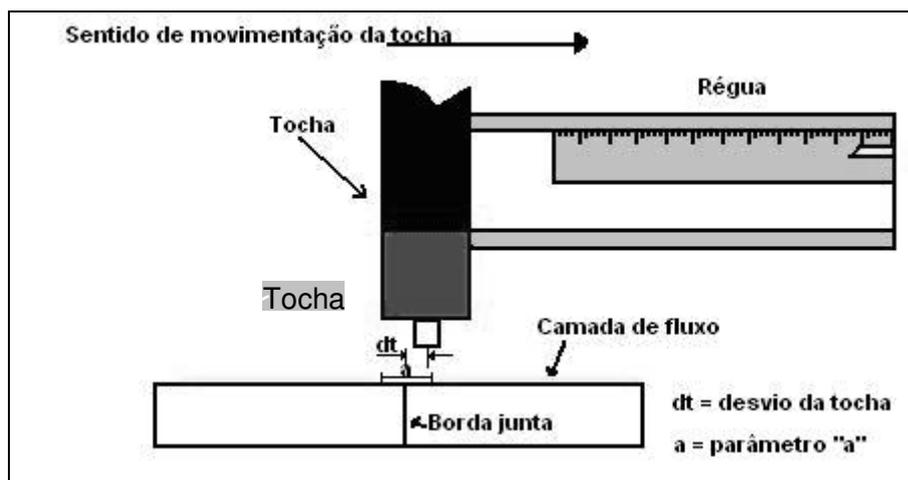


Figura 5.1 – Esquema do aparato de medição do desalinhamento da tocha

Na Figura 5.1 está representada a tocha TIG, o braço da mesa de coordenada que segura a tocha, a régua graduada presa a esse braço, o corpo de prova, a camada de fluxo e o desalinhamento da tocha (dt). O desalinhamento da tocha é realizado da seguinte maneira: a ponta do eletrodo é posicionada no centro da junta, que é determinado pela junção das duas bordas, determinando-se o valor lido na régua como sendo a posição zero do desalinhamento. A partir deste ponto desalinhamentou-se a tocha, 1,0 e 2,0 mm, para a direita, seguindo a graduação da régua. Para cada teste foi determinado a posição zero, ou seja, foi posicionado o eletrodo no centro da junta e depois movimentada a tocha, antes de cada soldagem.

Foram feitos cordões de solda de aproximadamente 200,0 mm de comprimento, em corpos de prova com dimensões de 250 x 100 x 6,4 mm. Para medição da geometria do cordão e posterior análise metalográfica foram retirados corpos de prova conforme apresentado no Item 3.3.2.1 do Capítulo III.

Os corpos de prova foram lixados e atacados com Vilellas por 5 minutos, obtendo uma face para as medições geométricas do cordão. Foram realizadas as medidas de largura, penetração, área fundida e de excentricidade do cordão quando se variou o desalinhamento da tocha.

A medida da excentricidade da poça foi realizada utilizando-se um software de desenho tendo-se a borda da junta como referência de ponto central, conforme apresentado

na Figura 5.2. Determinou-se a largura (L) do cordão através das medidas das extremidades. Marcou-se o centro do cordão e mediu-se a distância desse até a borda, encontrando-se o desalinhamento observado na face do cordão (d). Para a medida do desalinhamento na raiz do cordão, determinou-se o ponto mais profundo do cordão de solda (P) como referência e mediu-se a sua distância até a borda da junta. O desalinhamento na raiz está representado na Figura 5.2 como (d'). Quando a medida de d' (na raiz) for igual a “zero” indica que ocorreu uma simetria perfeita entre o centro medido e a borda da junta. Quanto maior o d' maior será o deslocamento da poça de fusão para fora do centro da junta.

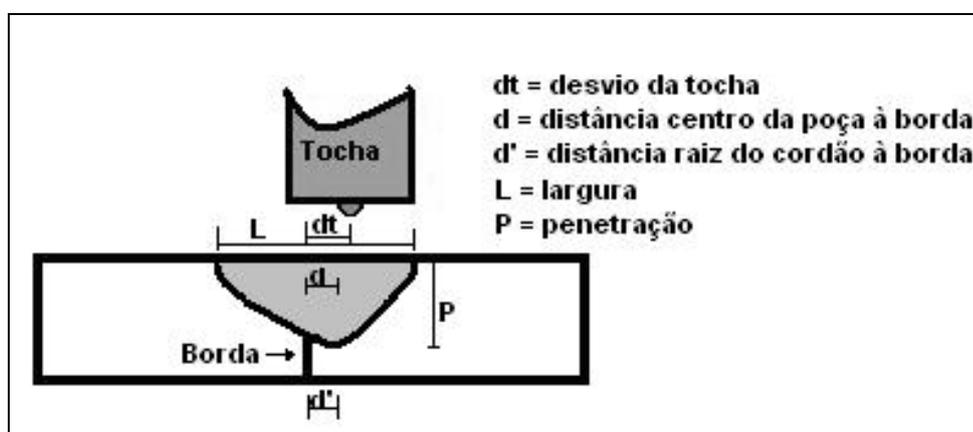


Figura 5.2 – Esquema de medição do desalinhamento

5.2 Resultados obtidos

As Tabelas 5.3 e 5.4 mostram os valores geométricos obtidos para os testes realizados, referentes às Tabelas 5.1 e 5.2, respectivamente. Estão representadas tensão média (U), as medidas de penetração do cordão de solda (P), largura da face (L) e a relação entre a penetração e a largura (P/L). Para analisar a influência do fluxo ativo sobre a penetração do cordão de solda, observou-se a razão entre a penetração com aplicação de fluxo (P_f) e a penetração sem fluxo ativo (P_{sf}).

Observa-se pelas Tabelas 5.3 e 5.4 que não foi alcançado uma simetria igual a zero do cordão (a poça deveria ficar no centro da junta, isto é, d e d' deveriam ir para o valor zero), como foi sugerido por Richetti (2003). Observa-se, ainda, que para a corrente de soldagem igual a 300 A d' é negativo, esse sinal negativo indica que a poça desvia-se para esquerda, contrário ao desalinhamento efetuado na tocha. Para verificar a tendência dos resultados montaram-se dois gráficos relacionando o desalinhamento realizado na tocha com a média dos desalinhamentos medidos na face e na raiz do cordão de solda para as correntes de soldagem de 200 e 300 A, respectivamente. Os gráficos estão representados

nas Figuras 5.3 e 5.4, respectivamente.

Tabela 5.3– Medidas geométricas para $I = 200\text{ A}$ e $V_s = 20\text{ cm/min}$

Teste	U média (V)	L (mm)	P (mm)	P/L	P_f/P_{sf}	Área fundida (mm ²)	d (mm)	d' (mm)
1	12,0	9,3	2,1	0,23	---	15,1	0,0	0,0
2	10,8	8,3	3,3	0,40	1,6	16,9	0,0	0,0
3	10,3	7,9	3,0	0,38	1,4	16,6	0,0	0,0
4	10,7	8,3	3,6	0,43	1,7	18,1	1,8	1,4
5	10,5	8,0	3,1	0,39	1,5	16,5	0,6	0,3
6	10,6	8,3	3,2	0,39	1,5	16,8	1,7	1,8
7	10,4	8,0	2,9	0,36	1,4	15,8	1,8	1,8
8	13,3	9,0	2,1	0,23	---	14,9	0,0	0,0
9	12,2	9,1	2,5	0,27	1,2	14,9	0,0	0,0
10	12,2	9,0	2,9	0,32	1,4	14,9	0,0	0,0
11	12,4	8,9	2,5	0,25	1,2	15,1	1,3	1,2
12	13,1	8,7	2,7	0,31	1,3	14,8	0,8	0,8
13	13,0	8,5	2,9	0,34	1,4	17,4	2,2	2,0
14	12,9	8,8	2,5	0,28	1,2	15,3	0,9	0,3

Tabela 5.4 – Medidas geométricas para $I = 300\text{ A}$ e $V_s = 20\text{ cm/min}$

Teste	U média (V)	L (mm)	P (mm)	P/L	P_f/P_{fs}	Área fundida (mm ²)	d (mm)	d' (mm)
15	12,8	13,0	4,0	0,31	---	36,4	0,0	0,0
16	11,4	11,8	4,9	0,42	1,1	38,2	0,0	-0,3
17	11,8	11,7	6,0	0,51	1,4	42,3	0,0	-0,6
18	12,1	11,8	5,7	0,48	1,3	37,8	1,7	0,7
19	12,0	11,3	5,5	0,49	1,2	38,2	0,8	0,0
20	12,1	11,3	4,6	0,41	1,0	33,2	2,4	1,7
21	12,6	11,9	5,9	0,50	1,4	42,7	1,6	0,4
22	14,0	12,7	4,4	0,35	---	35,1	0,0	0,0
23	12,8	12,7	4,8	0,38	1,1	35,3	0,0	-0,6
24	12,5	11,9	5,4	0,45	1,2	39,7	0,0	-0,9
25	11,2	12,1	3,7	0,31	0,8	28,5	1,0	0,0
26	12,6	11,9	5,9	0,50	1,3	41,9	0,9	0,4
27	13,8	12,2	4,4	0,36	1,0	35,9	2,6	2,0
28	12,3	11,9	3,8	0,32	0,8	32,1	2,0	0,7

Analisando a Figura 5.4 percebe-se que o desalinhamento realizado na tocha (dt) foi praticamente o mesmo valor (em média) observado na face do cordão de solda (d), ou seja, a aplicação da Técnica da Constrição Direcionada não apresentou influência sobre a face do cordão de solda, não ocorrendo um direcionamento da face do cordão para o caminho sem fluxo. Nos ensaios realizados por Richetti (2003), ele também observou que o cordão de

solda não segue o trajeto traçado na superfície (face do cordão de solda).

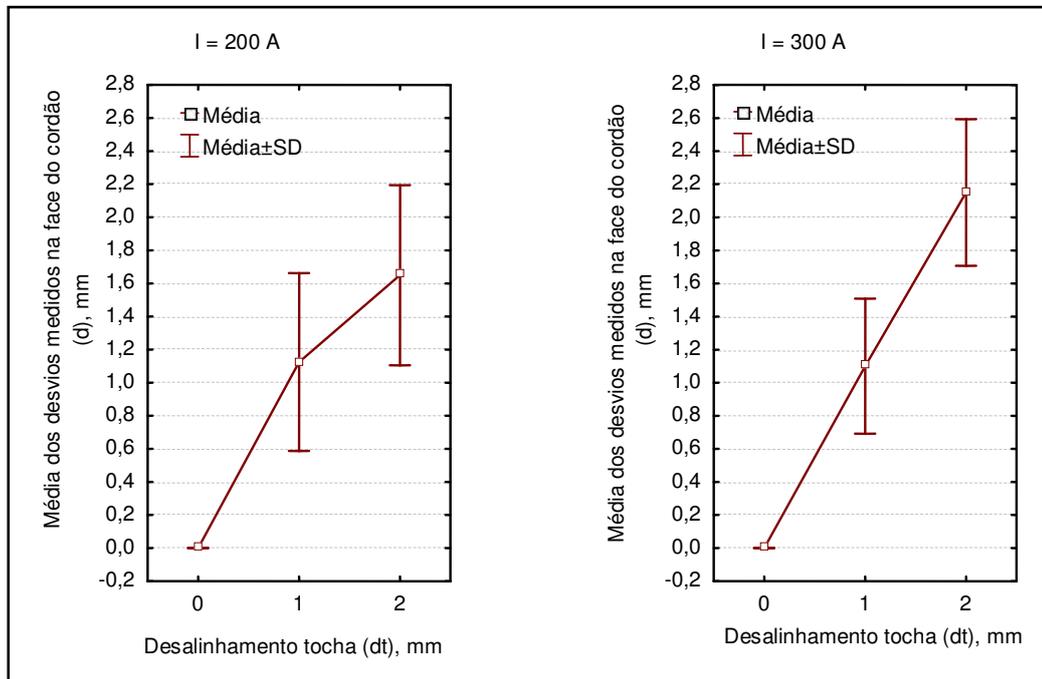


Figura 5.3 – Média dos desalinhamentos na face do cordão de solda (valor de d em relação a dt)

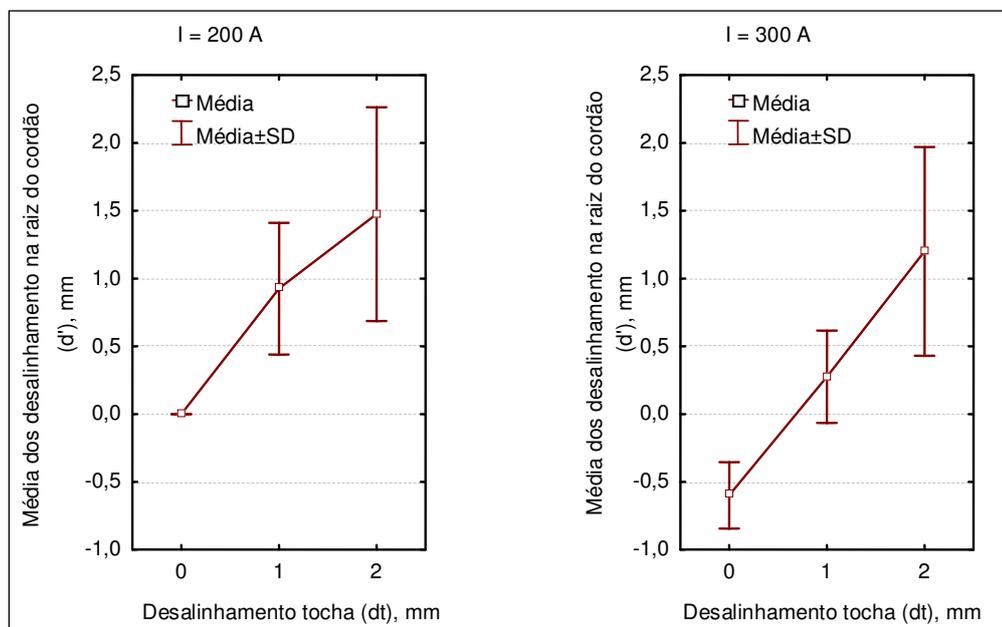


Figura 5.4 - Média dos desalinhamentos na raiz do cordão de solda (valor de d' em relação a dt)

Observando a Figura 5.4 verifica-se uma tendência da raiz se aproximar da borda da junta, ou seja, ocorre um leve desalinhamento na raiz do cordão de solda em direção a

borda da junta. Porém não sendo alcançada a simetria perfeita esperada ($d' = 0$) como quando a mesma técnica foi aplicada para as chapas de 4,0 mm, como apresentado no Capítulo 4. Richetti (2003) mostrou em seu trabalho, cuja técnica foi aplicada em chapas de aço inoxidável austenítico de 4,0 mm de espessura, que o perfil da raiz da solda segue o padrão geométrico do trajeto em zig-zag proposto pela camada de fluxo. É provável que o fato de ter-se aplicado a técnica em chapas mais espessas, como no aço em estudo, tenha dificultado a observação desse efeito, devido a influência do ciclo térmico de soldagem, como constatado no Capítulo IV, não sendo possível um resultado mais evidente.

Não foi observada influência significativa sobre as medidas dos desalinhamentos tanto na face quanto na raiz do cordão de solda quando se variou a DEP de 2,0 para 4,0 mm, para ambas correntes empregadas, conforme pode ser observado nas Figuras 5.5 e 5.6.

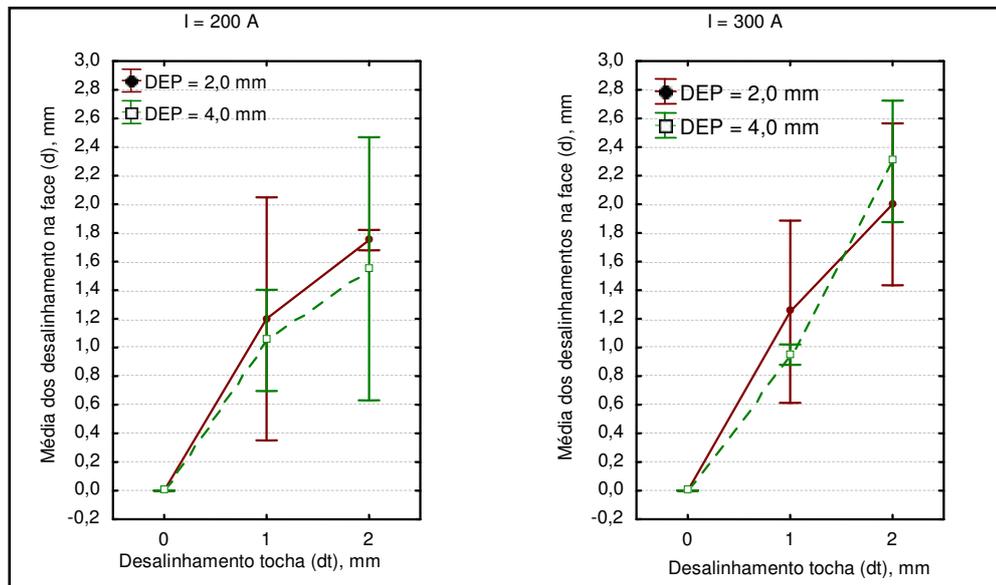


Figura 5.5 – Efeito da DEP sobre o desalinhamento medido na face

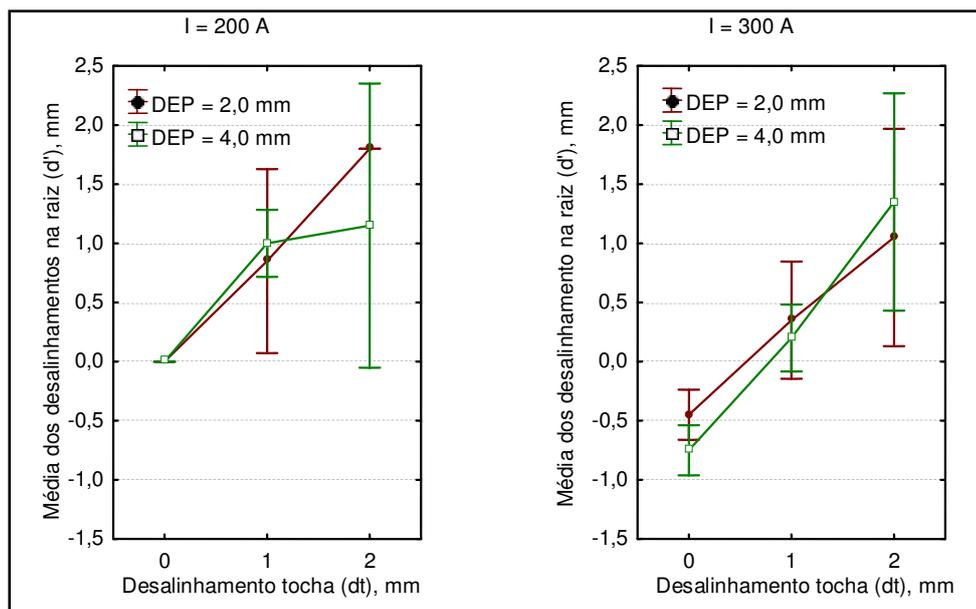


Figura 5.6 – Efeito da DEP sobre o desalinhamento medido na raiz

Para facilitar a interpretação dos resultados será realizada uma estratificação dos mesmos, de forma a verificar os efeitos das médias dos desalinhamentos sobre a face e sobre a raiz do cordão de solda. Será feita uma relação entre o desalinhamento realizado na tocha, a média dos desalinhamentos e a variação do parâmetro “a” para os dois valores de correntes e para as duas DEP empregadas.

5.2.1 Análise dos resultados na face do cordão

Para analisar a tendência de influência do parâmetro “a” e do desalinhamento da tocha sobre o desalinhamento medido na face do cordão montou-se um gráfico relacionando esses dois parâmetros com a média dos desalinhamentos medidos na face do cordão. A Figura 5.7 representa os gráficos do efeito do desalinhamento da tocha para 200 e 300 A. Quanto mais próximo de zero é a média dos desvios medido na face do cordão maior é o efeito esperado pelo parâmetro “a”.

Analisando a Figura 5.7 percebe-se que para o parâmetro “a” igual a 6,0 mm, existe uma tendência de desalinhamento da face do cordão maior do que o observado quando se emprega “a” igual a 3,0 mm, para a corrente de 200 A e desalinhamentos iguais a 0,0 e 1,0 mm. Isto demonstra que para valores de “a” igual 3,0 mm, para os valores de correntes e DEP utilizados nesse trabalho o arco envolve todo o parâmetro “a”, isto é, o arco incidindo sobre uma largura bem maior do que os 3,0 mm do parâmetro “a”. Desta forma, esse fica totalmente sobre a região com fluxo ativo. Esse fato faz com que o efeito esperado com o

desalinhamento da tocha não aconteça. Para “a” igual a 6,0 mm, com o desalinhamento da tocha, parte do arco ficou sobre uma área sem fluxo (do parâmetro “a”) e a outra parte sobre o fluxo, conforme pode ser visto no esquema da Figura 5.8.

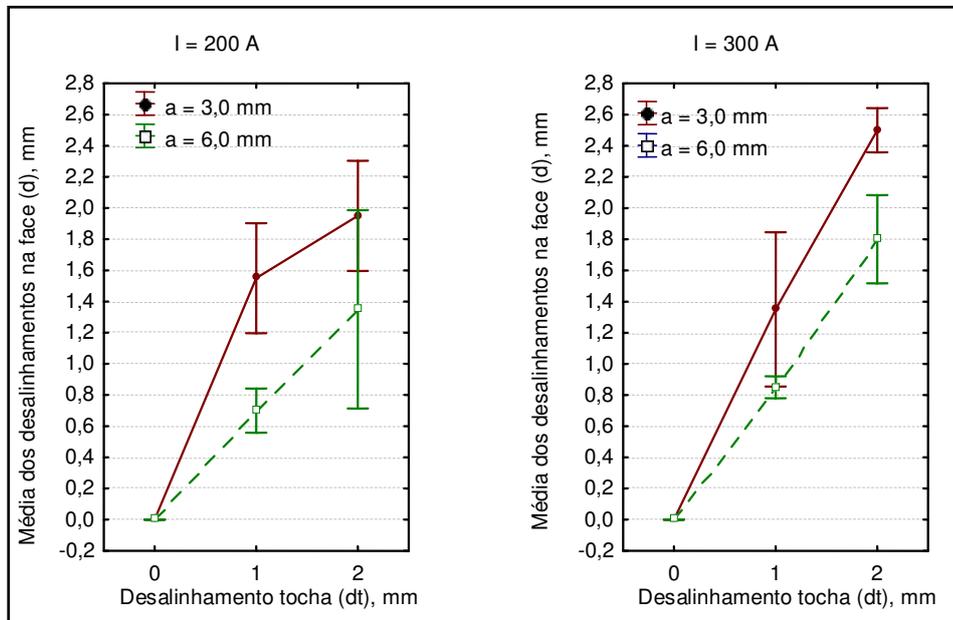


Figura 5.7 – Efeito do desalinhamento da tocha e do parâmetro “a” sobre o desalinhamento medido na face do cordão

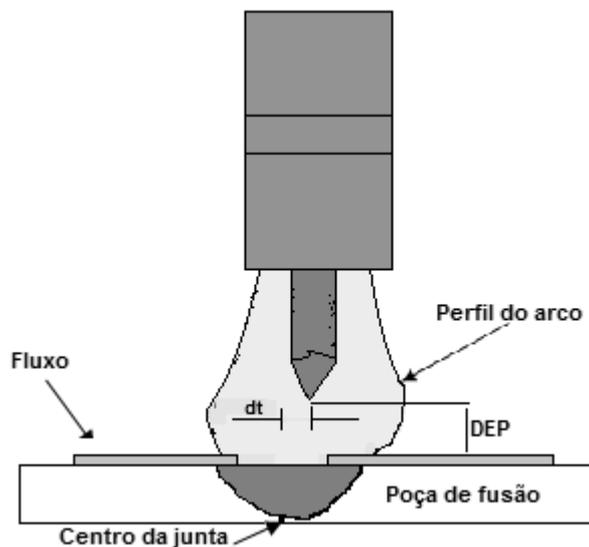


Figura 5.8 – Esquema do arco com o desalinhamento da tocha para “a” = 6,0 mm

Observando o esquema montado na Figura 5.8, verifica-se que o fenômeno esperado (desalinhamento da poça/arco) para o centro da junta passa a ocorrer. Esse fato é provavelmente o fenômeno de repulsão da poça de solda observado por Vilarinho (2009),

como mostrado na Figura 5.9. Nesse experimento ele utilizou faixas de fluxo passadas sobre a chapa transversal a direção de soldagem (semelhante da Figura 3.8 do Cap. 3) de tal forma que foi possível filmar a entrada e saída do cordão de solda pelo fluxo ativo.

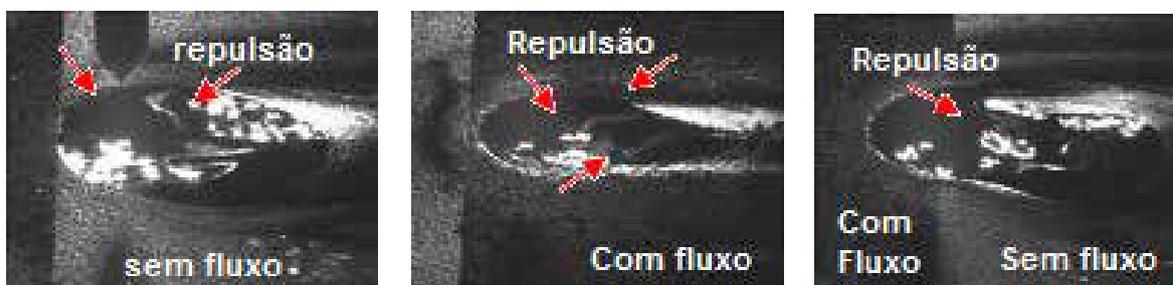


Figura 5.9 – Destaque da poça de solda na soldagem A-TIG. a) poça na região sem fluxo, entrando na região com fluxo; b) poça sobre o fluxo; c) poça saindo do fluxo. As setas indicam a ação de repulsão sofrida na poça (VILARINHO, 2009)

Foi observado por Vilarinho (2009) que conforme a poça se aproxima da região com fluxo ocorre uma repulsão da poça fundida no sentido de ficar sobre a região sem fluxo. Quando o arco está na região sobre o fluxo e passa para a região sem fluxo ocorre essa repulsão no sentido inverso, isto é, a poça é “empurrada” para fora da região com fluxo. Este fenômeno é chamado de “insulation Mechanism”, onde quando o arco está fora do fluxo ele tem a tendência de ficar, por isso a repulsão da poça. Uma vez dentro do fluxo, ele tem a tendência e permanecer, o que explica a contração da poça, conforme observado no quadro do meio.

É possível que esse efeito de repulsão da poça sobre o fluxo tenha influenciado sobre o desalinhamento do cordão de solda para “a” igual a 6,0 mm. A parte do cordão que ficou sobre a região com fluxo ativo (Figura 5.8) possibilitou um desalinhamento da poça fundida em direção ao centro da junta, “empurrando” a poça na direção contrária ao desalinhamento da tocha.

Ainda analisando a Figura 5.7, observou-se que ocorre um desvio padrão elevado quando se realiza o desalinhamento da tocha de 2,0 mm e se emprega uma corrente de 200 A, na face do cordão de solda. Para melhor visualizar esse fato analisou-se a influência da DEP com a corrente de 200 A para cada parâmetro “a” empregado, conforme apresentado na Figura 5.10.

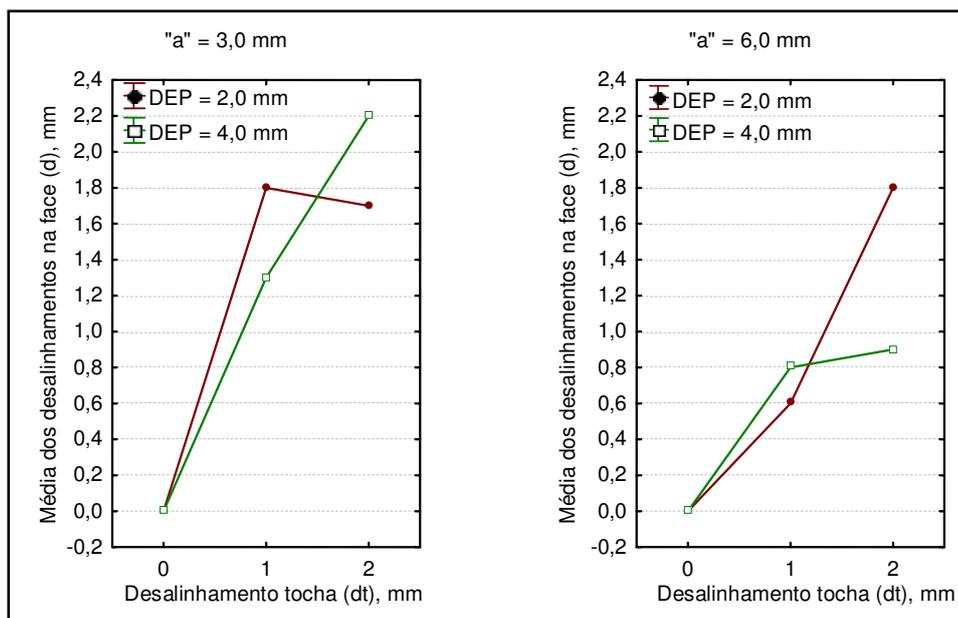


Figura 5.10 – Efeito dos parâmetros “a” sobre o desalinhamento medido na face para as duas DEP para corrente de soldagem de 200 A

Pela Figura 5.10 percebe-se que a DEP igual a 4,0 mm e o parâmetro “a” igual a 6,0 mm tendeu a resultados mais próximos do desejado (desalinhamento igual a zero) quando se realizou um desalinhamento igual a 2,0 mm. Uma possibilidade seria o fato de um arco mais longo estar mais susceptível a ação do fluxo ativo, facilitando a repulsão da poça de fusão.

Considerando esta hipótese como a ocorrida de fato nesse trabalho, fica para trabalhos futuros analisar o efeito da técnica TCC e desalinhamento da tocha para maiores valores de “a” e correntes de soldagem mais baixas, mantendo os mesmos parâmetros de soldagem desse trabalho. Além disso, se poderá realizar uma filmagem da poça de fusão durante a realização da soldagem, comprovando o comentado acima.

5.2.2 Análise dos resultados na raiz do cordão – d’.

Para analisar a tendência da influência do parâmetro “a” e do desalinhamento da tocha sobre o desalinhamento na raiz do cordão de solda (d’), montou-se um gráfico relacionando esse parâmetro com a média dos desalinhamentos medidos. A Figura 5.11 representa os gráficos do efeito do desalinhamento da tocha sobre a raiz dos cordões, para 200 e 300 A.

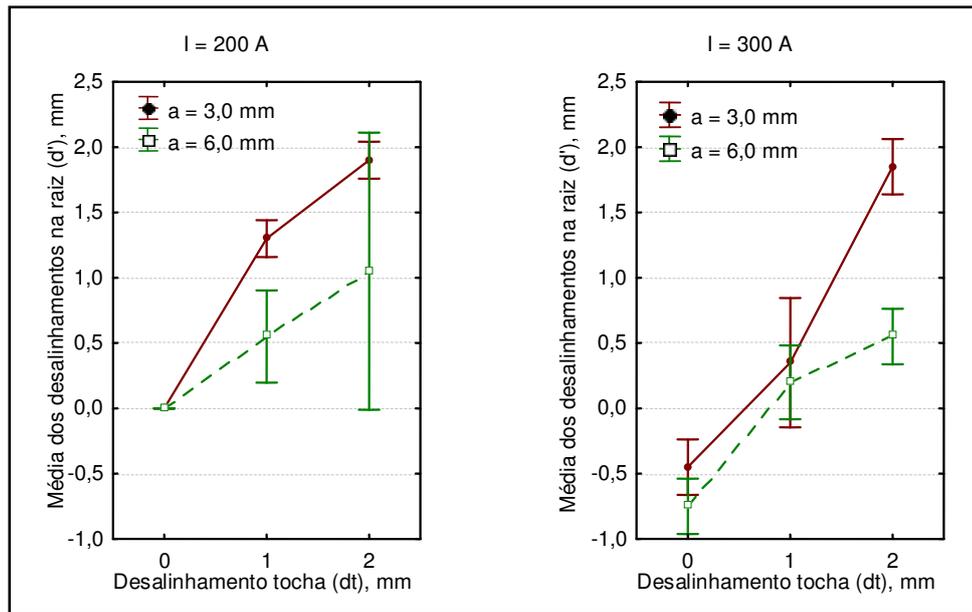


Figura 5.11 - Efeito do desalinhamento da tocha e do parâmetro “a” sobre o desalinhamento medido na raiz do cordão de solda

Verifica-se pela Figura 5.11, que o desalinhamento da tocha sofreu influência do fluxo ocasionando o desalinhamento na raiz da poça fundida apresentando melhor resultado para “a” igual a 6,0 mm. Analisando, ainda, a influência da DEP para os dois parâmetros “a” (Figura 5.12), confirma-se o que foi abordado para o desalinhamento da face do cordão de solda quando se empregou uma corrente de 200 A. Com a corrente mais baixa o fluxo consegue distorcer o arco mais facilmente, pois menor é a sua rigidez.

Percebe-se ainda que quando se aumenta a corrente de 200 para 300 A ocorre uma tendência da média dos resultados medidos na raiz se aproximarem do zero quando se aplica o parâmetro “a” igual a 6,0 mm. Esse fato deve estar relacionado à ação da maior densidade de corrente (300 A) e a ação do desalinhamento da poça na face do cordão com o fluxo ativo, alcançando-se maiores penetrações e tornando a distância da raiz à borda do cordão (d') menor. Isto pode ser verificado na Figura 5.13.

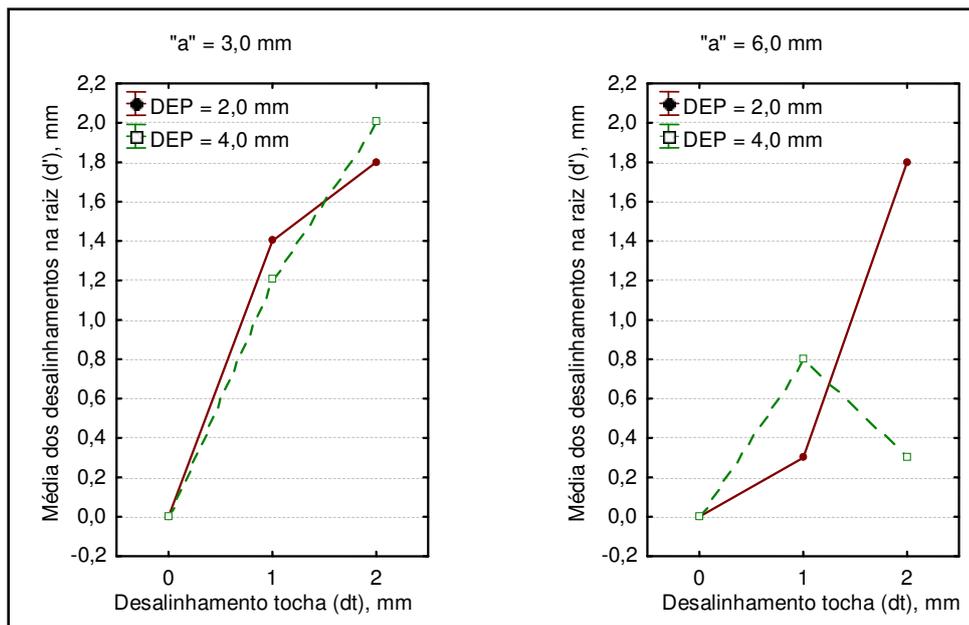


Figura 5.12 - Efeito dos parâmetros “a” sobre o desalinhamento medido na raiz para as duas DEP e corrente de soldagem de 200 A

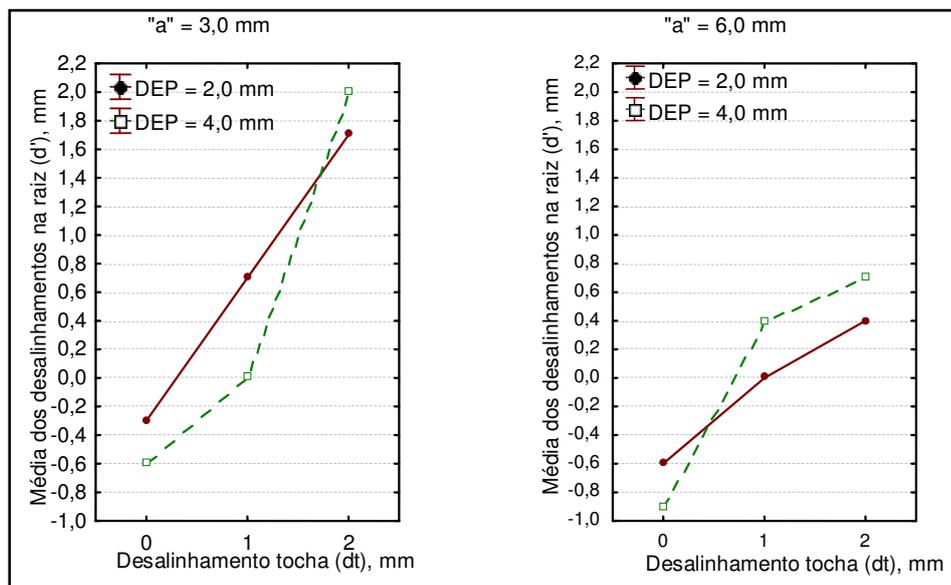


Figura 5.13 – Efeito dos parâmetros “a” sobre o desalinhamento medido na raiz para as duas DEP e corrente de soldagem de 300 A

5.3 Efeitos dos parâmetros de soldagem sobre a geometria do cordão

Com o intuito de gerar informações sobre o efeito dos parâmetros de soldagem sobre a geometria do cordão de solda foi proposto um estudo do efeito das principais variáveis, que foram a corrente de soldagem, o parâmetro "a", DEP e desalinhamento da tocha, todos eles analisados com relação: a largura, a penetração e a área fundida de cada

teste. Os resultados encontram-se nos itens a seguir.

5.3.1 Efeito dos parâmetros de soldagem sobre a largura

Nas Figuras 5.14 e 5.15 é analisado o efeito do parâmetro “a” sobre a largura, para uma corrente de 200 A e uma DEP igual a 2,0 e 4,0 mm, respectivamente. O eixo das abscissas representa o desalinhamento da tocha e o das ordenadas a largura, ambas em mm.

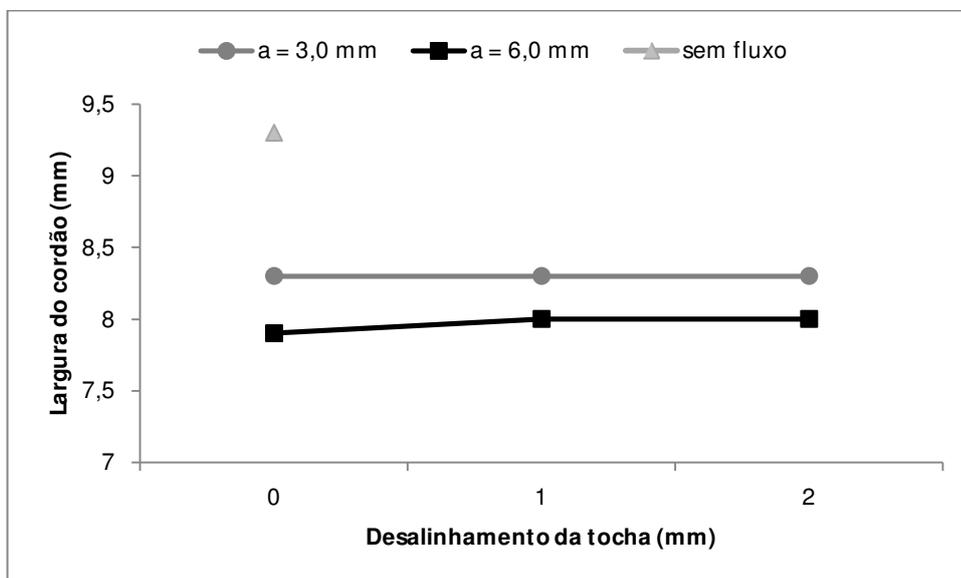


Figura 5.14 – Efeito do parâmetro “a” sobre a largura para uma DEP = 2 mm e corrente de 200 A

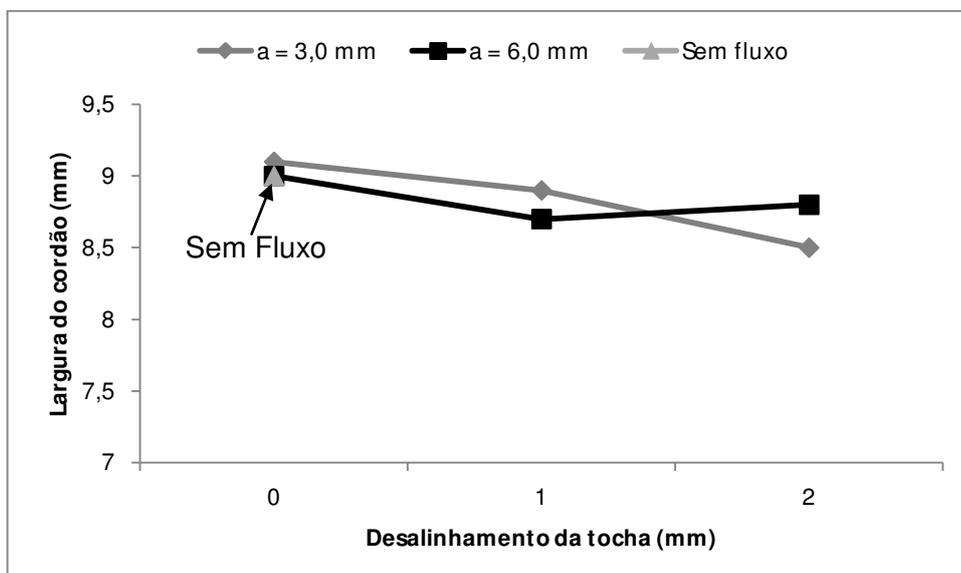


Figura 5.15 – Efeito do parâmetro “a” sobre a largura para uma DEP de 4 mm e corrente de 200 A

Analisando a Figura 5.14, comprova-se que a Técnica da Constrição Controlada reduziu a largura do cordão de solda tanto para “a” = 3,0 mm quanto para “a” = 6,0 mm quando foi utilizada uma DEP igual a 2,0 mm. Porém, quando se aumentou a DEP de 2,0 para 4,0 mm (Figura 5.15), essa redução não foi observada. O aumento da DEP proporcionou cordões de solda mais largos, fazendo com que o efeito da DEP se sobrepusesse ao efeito da Técnica TCC. A largura do ensaio realizado sem fluxo foi semelhante à medição das larguras dos ensaios com “a” igual a 3,0 e a 6,0 mm, por essa razão os pontos aparecem sobrepostos na Figura 5.15.

O efeito do parâmetro “a” sobre a largura e a penetração, para uma DEP de 2,0 e 4,0 mm, respectivamente e uma corrente de soldagem com intensidade igual a 300 A foram analisadas nas Figuras 5.16 e 5.17.

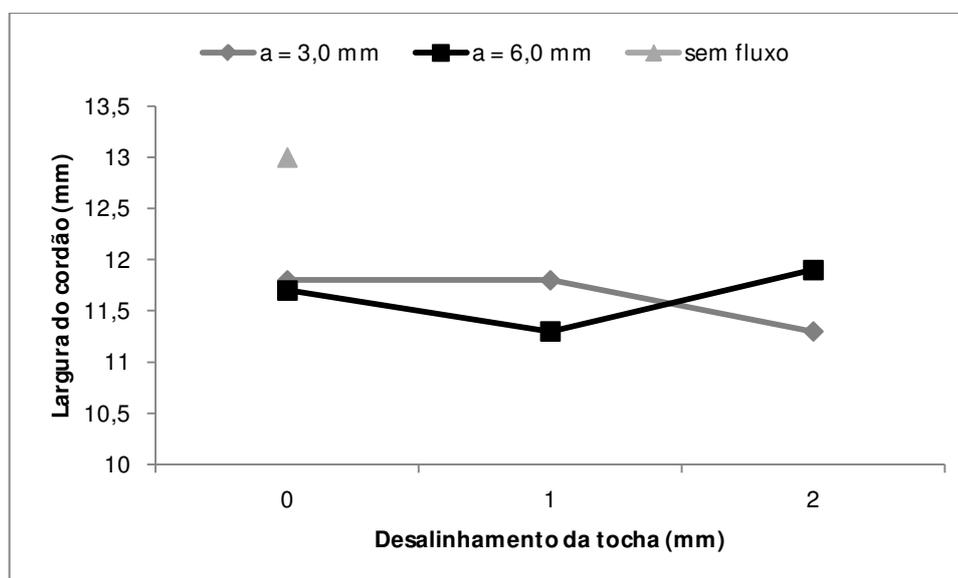


Figura 5.16 – Efeito do parâmetro “a” sobre a largura para uma DEP de 2,0 mm e corrente de 300 A

Observando a Figura 5.16 percebe-se que, para a corrente de soldagem de 300 A, a Técnica da Constrição Controlada também apresenta uma redução na largura do cordão quando se utiliza uma DEP igual a 2,0 mm, para ambos os parâmetros “a” empregados.

Na Figura 5.17, para uma DEP igual a 4,0 mm, essa redução foi menos influente, não sendo observada quando se emprega “a” igual a 3,0 mm e desalinhamento zero. Como uma DEP menor permite cordões mais estreitos, a ação de constrição do fluxo, aliada com essa característica, induz a cordões mais estreitos do que quando se emprega uma DEP maior. Desta forma, a ação de constrição do fluxo não apresentou influência sobre a redução da largura para a DEP igual a 4,0 mm quando se empregou uma corrente de 300 A. Novamente, a largura do ensaio sem fluxo foi igual à medição da largura do ensaio com “a”

igual a 3,0 mm, o que fez com que os dois pontos ficassem sobrepostos.

A largura também não sofreu influência do parâmetro "a", para nenhum dos desalinhamentos da tocha adotados nesse trabalho.

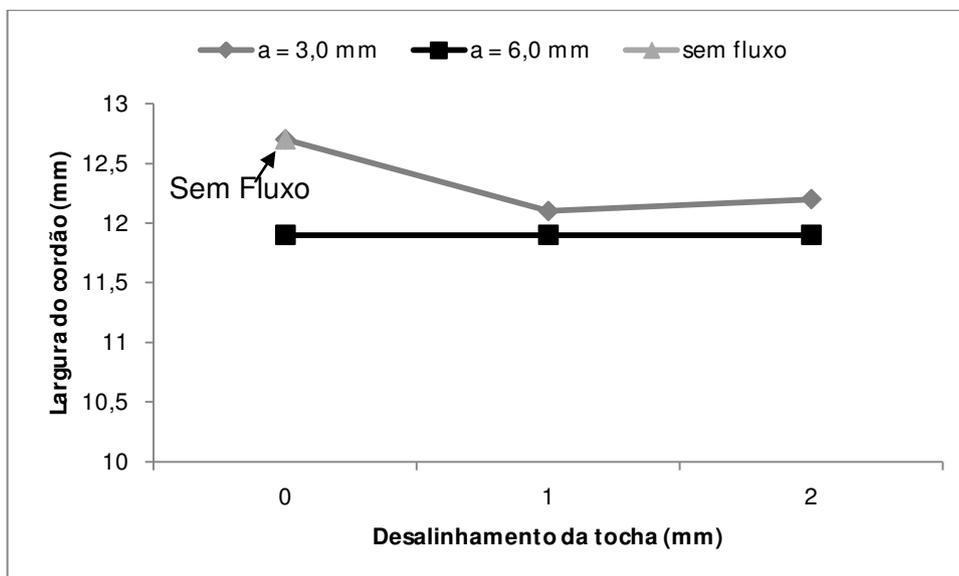


Figura 5.17 – Efeito do parâmetro “a” sobre a largura para uma DEP de 4 mm e corrente de 300 A

5.3.2 Efeitos dos parâmetros sobre a penetração

Nas Figuras 5.18 e 5.19 estão representados os gráficos do efeito do parâmetro “a” e da DEP sobre a penetração do cordão de solda para cada desalinhamento empregado, para uma corrente de soldagem de 200 A. O eixo das ordenadas representa a penetração, em mm.

Observando as Figuras 5.18 e 5.19, percebe-se que a aplicação do fluxo de soldagem proporcionou maiores penetrações do cordão de solda, tanto para “a” = 3,0 mm quanto para “a” = 6,0 mm, nas duas DEP aplicadas. Esse fato confirma a literatura corrente (FAN ET AL, 2001; DONG, 2004), que relaciona a constrição do arco com o aumento da penetração no processo A-TIG.

Comparando-se o efeito da DEP sobre a penetração, quando se empregou a técnica TCC, percebe-se que com a DEP igual a 4,0 mm foi observado um aumento menor do que quando se utilizou a DEP igual a 2,0 mm. Nesse caso, isso também está relacionado ao fato de a DEP de 4,0 mm proporciona cordões mais largos, o que tende a reduzir a penetração.

Com relação ao desalinhamento da tocha, esse não alterou de forma significativa a penetração do cordão de solda para a corrente de 200 A.

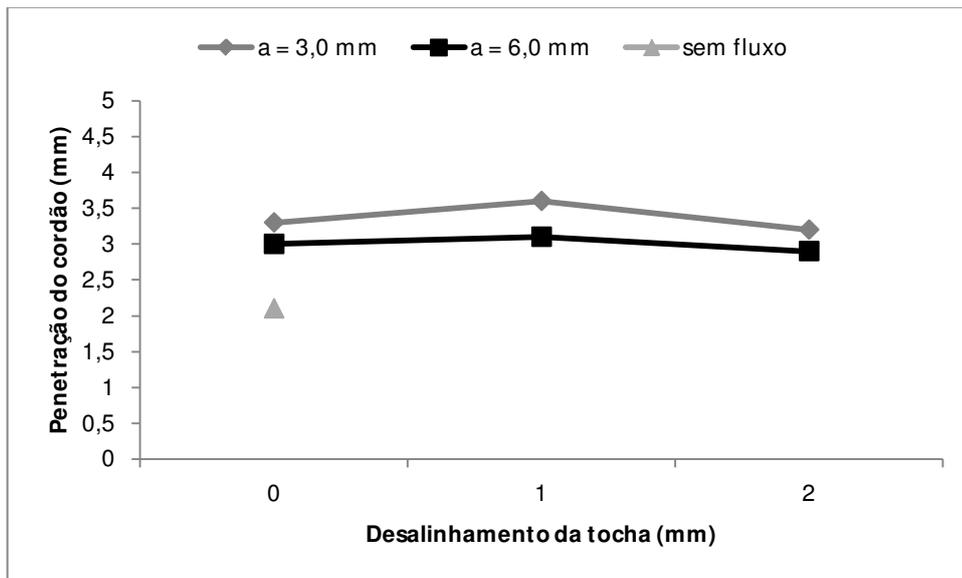


Figura 5.18 – Efeito do parâmetro “a” sobre a penetração do cordão de solda para uma DEP de 2,0 mm e corrente de 200 A

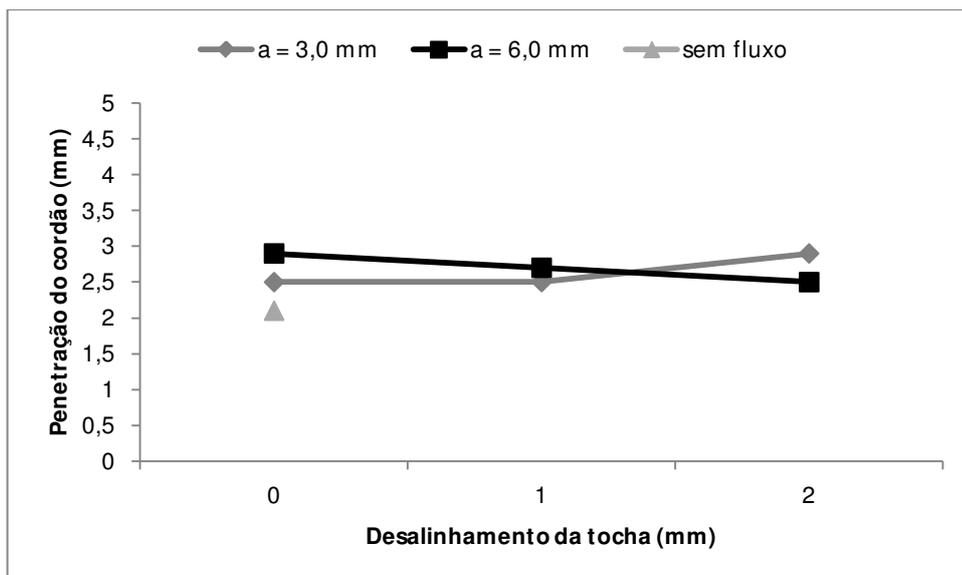


Figura 5.19 – Efeito do parâmetro “a” sobre a penetração do cordão de solda para uma DEP de 4,0 mm e corrente de 200 A

As Figuras 5.20 e 5.21 apresentam os gráficos do efeito do parâmetro “a” e da DEP sobre a penetração do cordão de solda para cada desalinhamento empregado, para uma corrente de soldagem de 300 A.

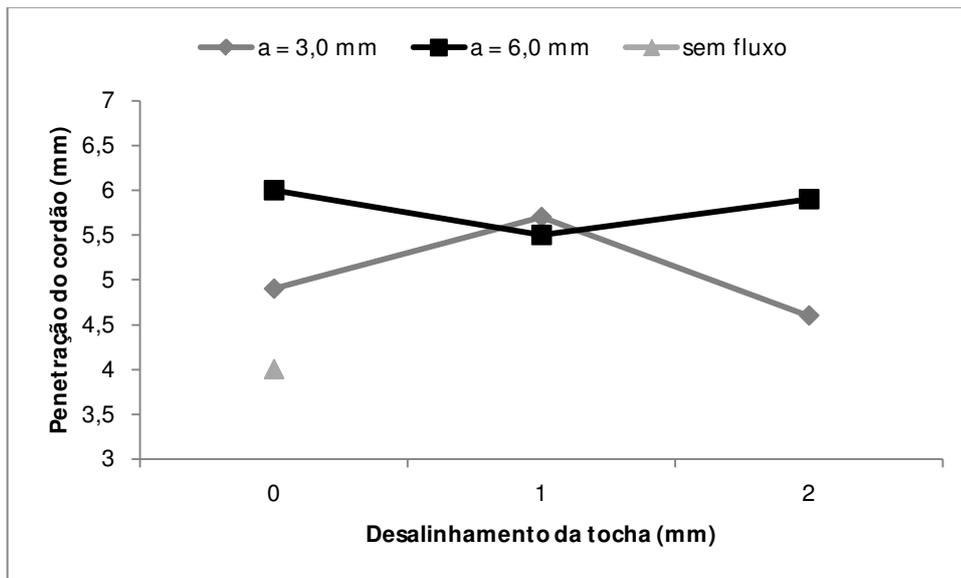


Figura 5.20 - Efeito do parâmetro "a" sobre a penetração do cordão de solda para uma DEP de 2,0 mm e corrente de 300 A

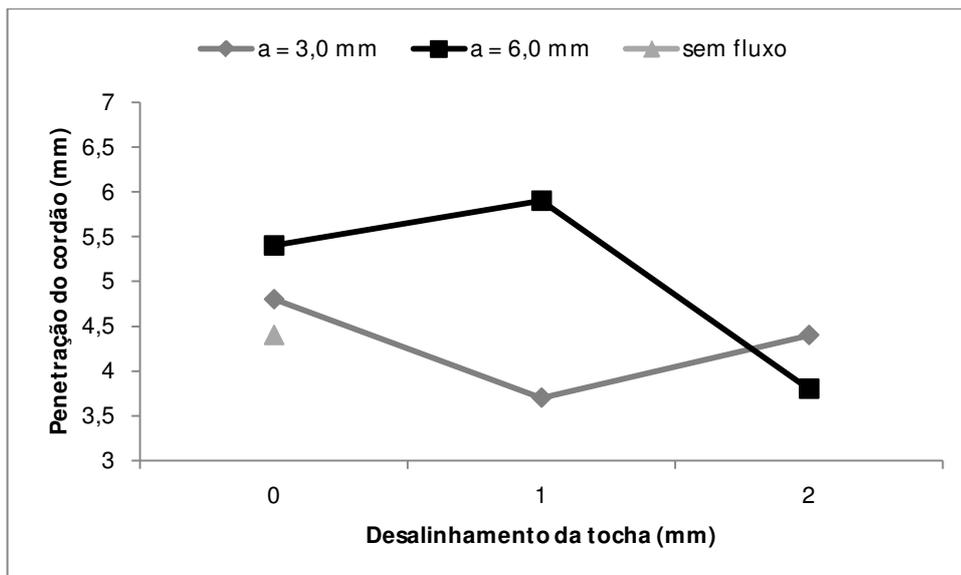


Figura 5.21 - Efeito do parâmetro "a" sobre a penetração do cordão de solda para uma DEP de 4,0 mm e corrente de 300 A

Conforme relatado no Item 5.2.2, o aumento da intensidade de corrente, de 200 para 300 A, juntamente com o aumento da energia de soldagem proporciona maiores penetrações, o que pôde ser observado nas Figuras 5.20 e 5.21. O aumento da corrente produz um aumento no volume total de metal fundido, que é observado na geometria do cordão de solda. Esse efeito se deve principalmente ao aumento da temperatura e da pressão do arco sobre a poça de fusão, aumentando a profundidade de penetração do cordão de solda (AWS, 1991).

5.3.3 Efeito dos parâmetros de soldagem sobre a área fundida

As Figuras 5.22 e 5.23 apresentam o efeito da corrente de soldagem de 200 A, de “a” e do desalinhamento da tocha sobre a área fundida, para a DEP igual a 2,0 e 4,0 mm, respectivamente. O eixo das ordenadas representa a área fundida em mm².

Nem a variação do parâmetro “a” e nem a mudança da DEP apresentaram influência sobre o aumento da área para os testes realizados com a corrente de 200 A, como pôde ser observado nas Figuras 5.22 e 5.23. A adição do fluxo ativo não modificou a área fundida. Isso já era esperado, pois a área fundida é uma função da penetração e da largura do cordão, provavelmente o aumento da penetração foi compensado pela redução da largura do cordão.

As Figuras 5.24 e 5.25 mostram a mesma análise, agora para a corrente de 300 A.

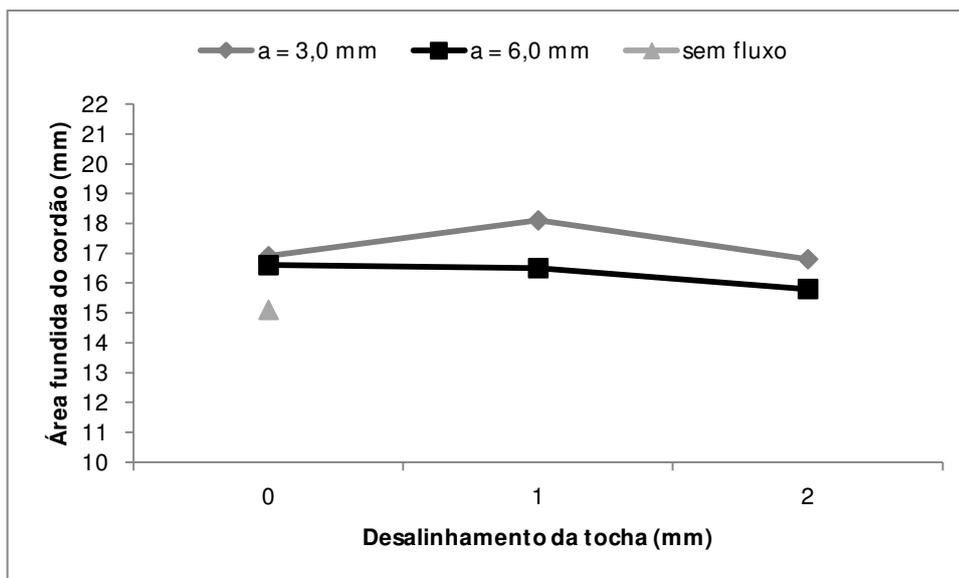


Figura 5.22 - Efeito da corrente de 200A, do parâmetro “a” e do desalinhamento da tocha sobre a área fundida do cordão de solda para uma DEP de 2,0 mm

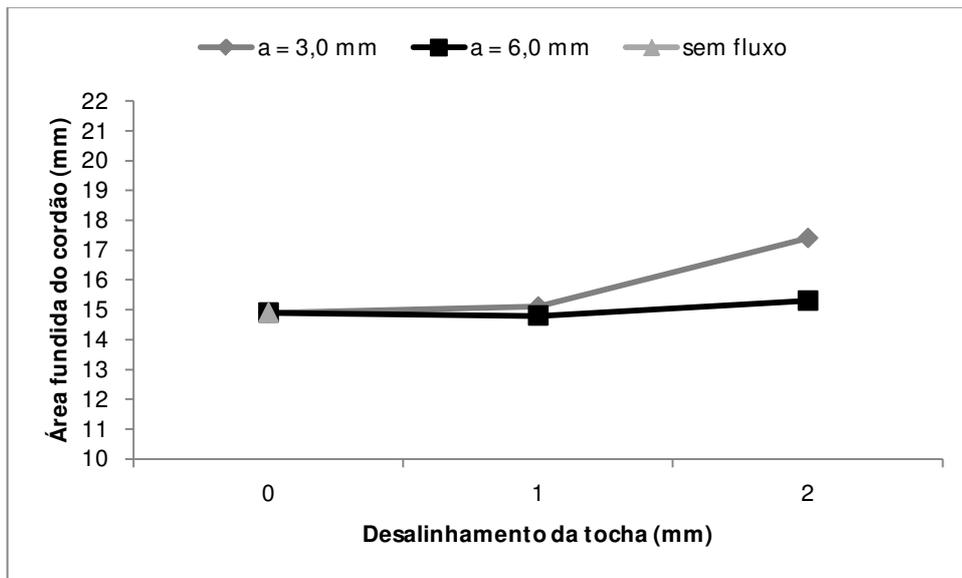


Figura 5.23 - Efeito da corrente de 200A, do parâmetro "a" e do desalinhamento da tocha sobre a área fundida do cordão de solda para uma DEP de 4,0 mm

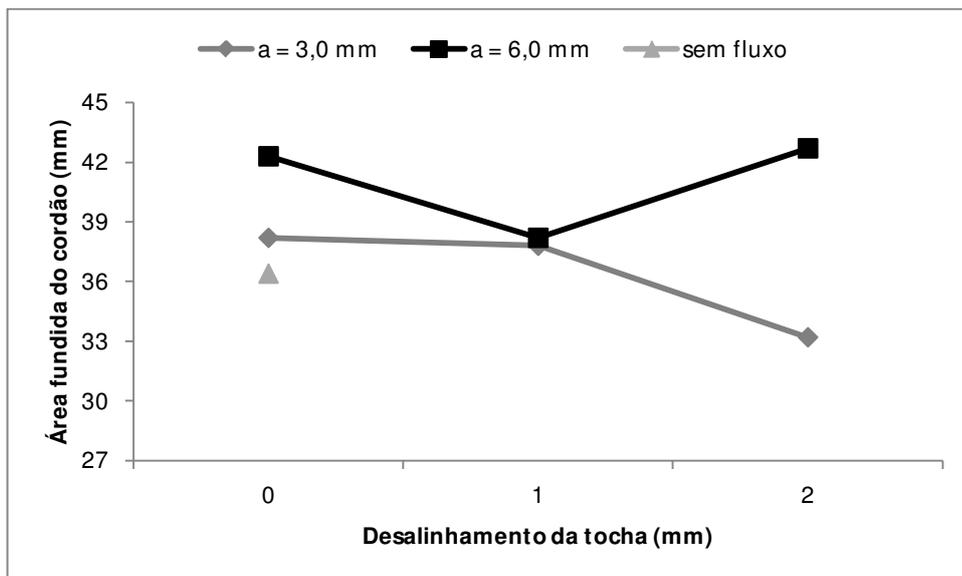


Figura 5.24 - Efeito da corrente de 300A, do parâmetro "a" e do desalinhamento da tocha sobre a área fundida do cordão de solda para uma DEP de 2,0 mm

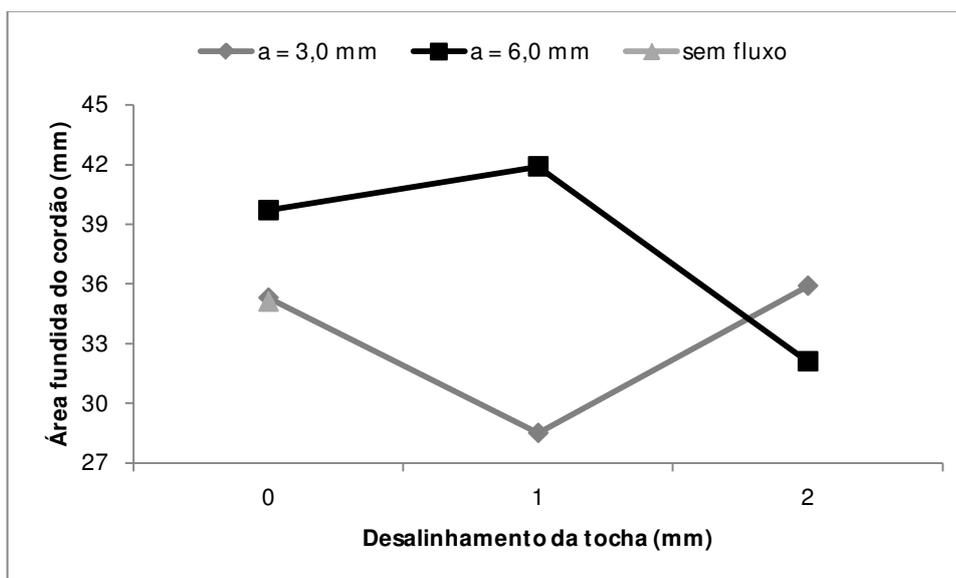


Figura 5.25 - Efeito da corrente de 300A, do parâmetro "a" e do desalinhamento da tocha sobre a área fundida do cordão de solda para uma DEP de 4,0 mm

Com a corrente de 300 A obteve-se áreas fundidas maiores, conforme pode ser observado nas Figuras 5.24 e 5.25. A variação nos resultados para a área fundida acompanha a variação observada para a penetração quando se aumenta a corrente de 200 para 300 A, conforme explicado no Item 5.2.2.

5.4 Comentários Finais

Buscou-se nesse capítulo verificar a influência do processo A-TIG com a técnica TCC variando-se alguns parâmetros de soldagem (DEP, parâmetro "a", desalinhamento da tocha de soldagem e corrente) sobre o desalinhamento da poça de fusão em relação ao centro da junta, sobre o perfil do cordão de solda (largura e penetração) e sobre a área fundida do cordão de solda.

Com relação linearidade da junta (desalinhamento da poça fundida):

- a) Foi possível conseguir resultados de desalinhamentos, ou seja, direcioná-lo para a borda da junta, porém não foi atingido o objetivo de se conseguir uma simetria igual à zero, o que garantiria uma maior robustez durante a soldagem numa linha de produção.
- b) Percebeu-se que quando se aumenta a corrente de 200 para 300 A ocorre uma maior interferência nos resultados medidos na raiz, devido a uma maior penetração do cordão de solda.
 - i. Para 200 A: quando não empregado desalinhamento na tocha não se observou desalinhamento no cordão de solda com a aplicação do fluxo;

quando empregado desalinhamento na tocha de 1,0 mm foi observado uma variação de 0,3 a 1,4 mm, na raiz do cordão, na direção da tocha (positivo, ou seja, na direção da tocha); quando empregado um desalinhamento na tocha de 2,0 mm se observou uma variação de 0,3 a 2,0 mm (positivo) na raiz do cordão.

- ii. Para 300 A: quando não empregado desalinhamento na tocha se observou desalinhamento na raiz do cordão de solda com a aplicação do fluxo, variando de $-0,3$ a $-0,9$ mm (negativo, ou seja, na direção contrária da tocha); quando empregado desalinhamento na tocha de 1,0 mm foi observado uma variação de 0,0 a 0,7 mm na direção da tocha (positivo); quando empregado um desalinhamento na tocha de 2,0 mm variou de 0,4 a 2,0 mm na direção da tocha (positivo).
 - iii. Essa variação observada no desalinhamento na raiz dos cordões de solda é devido ao efeito de repulsão da poça. Quanto menor a intensidade de corrente mais o fluxo consegue distorcer o arco/poça. Isso ocorre devido a menor rigidez do arco com correntes mais baixas.
- c) O parâmetro “a” igual a 6,0 mm apresentou melhores resultados de desalinhamento sobre os valores medidos na raiz com relação “a” igual a 3,0 mm.
- i. Com relação à largura: ocorre uma redução da largura do cordão de solda para “a” = 6,0 mm e DEP = 2,0 mm. Não foi observada redução na largura do cordão de solda para a DEP = 4,0 mm, provavelmente devido ao fato de DEP maior proporcionar cordões mais largos, promovendo uma sobreposição do efeito da DEP sobre a técnica TCC.
 - ii. Com relação à penetração: observou-se aumento na penetração do cordão de solda tanto para “a” = 3,0 mm quanto para “a” = 6,0 mm, nas duas DEP aplicadas. Maiores penetrações foram observadas para a corrente de 300 A, sendo explicado pelo aumento do “jato de plasma” sobre a poça fundida, produzindo um aumento de profundidade de penetração no cordão de solda.
 - iii. Com relação à área fundida: Nem a variação do parâmetro “a” e nem a mudança da DEP apresentaram influência sobre o aumento da área para os testes realizados com a corrente de 200 A. Com a corrente de 300 A, alcançaram-se maiores áreas fundidas. A variação nos resultados para a área fundida acompanha a variação observada para a penetração.

Existem algumas hipóteses que poderiam explicar o porquê de não se ter

alcançado os resultados desejados com o emprego dessa técnica, para os parâmetros empregados:

- A aderência do fluxo a junta soldada – o gás de proteção poderia ter retirado parte do fluxo do caminho da tocha. A princípio isso pode ser observado visualmente. Uma forma de verificação seria através de uma filmagem de alta velocidade;
- Tipo de fluxo – pode ser que o fluxo empregado até agora não seja o mais indicado para a soldagem de aço inoxidável, apesar de na Técnica de Construção Controlada o fluxo ser utilizado apenas como uma camada isolante com o intuito de direcionar o arco ou a poça de solda para o trajeto. Em todo caso, seria interessante fazer uma comparação empregando outros tipos de fluxo ativo;
- Intensidade de corrente – a maioria das pesquisas feitas com A-TIG emprega uma intensidade de corrente baixa. O efeito da corrente de soldagem está relacionado com a força do jato de plasma, que pode opor-se ao efeito do fluxo ativo, não sendo possível obter o controle desejado pela Técnica de Construção Controlada.
- O fluxo repele a poça fundida empurrando-a. Para correntes mais baixas e “a” maiores, essa repulsão auxilia na obtenção de um cordão de solda linear mesmo com o desalinhamento da tocha.

CAPITULO VI

6 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL, ENSAIO CHARPY E MICRODUREZA

Nesta etapa as soldagens foram realizadas em juntas de topo empregando a técnica de soldagem com fluxo ativo (A-TIG) e a técnica da Constrição Controlada (TCC), empregando seis tipos de fluxo ativo diferentes. O objetivo é verificar uma possível influência da técnica empregada e/ou do fluxo ativo sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas do material.

Primeiramente foram realizadas a soldagens A-TIG “bead on plate” empregando os seis tipos de fluxo ativo com o objetivo de verificar possíveis modificações na geometria do cordão e na microestrutura da zona fundida. Depois se selecionou os parâmetros adequados para realização da soldagem TCC em junta de topo, soldadas nos dois lados da junta, para garantir penetração total. Foram retirados os corpos de prova para realização do ensaio de impacto Charpy-V, para análise microestrutural e de microdureza na zona fundida.

6.1 Soldagem com diferentes fluxos ativos – A-TIG

Os fluxos foram aplicados somente na metade de cada chapa, obtendo-se desta forma, uma parte do cordão de solda com o processo TIG convencional e uma parte com a aplicação da técnica A-TIG. Pelos resultados apresentados no Capítulo IV, a corrente de soldagem igual a 200 A permitiu uma maior influência do efeito do fluxo ativo com aplicação da TCC, dessa forma os parâmetros de soldagem empregados para todos os ensaios foram: intensidade de corrente de 200 A e a velocidade de soldagem foi de 20 cm/min. Foi utilizado eletrodo de tungstênio com 2% de tório de classificação AWS Th-2, diâmetro de 3,2 mm e ângulo de apontamento de 60°. À distância da ponta do eletrodo a peça foi de 2,0 mm. Como gás de proteção utilizou-se argônio com uma vazão de 14 l/min. A tensão média

obtida ficou em torno de 14,0 V.

Os fluxos foram designados da seguinte maneira: fluxo A – óxido de titânio (TiO_2); fluxo B – FASTIG SS7; fluxo C – PATIG; fluxo D – Green; fluxo E – Brown; fluxo F – White. O fluxo A foi preparado em laboratório e os demais são fluxos comerciais. As composições dos fluxos comerciais não foram fornecidas pelos fabricantes. Os fluxos foram misturados com acetona e aplicados na superfície a ser soldada com ajuda de um pincel, conforme apresentado no Capítulo 3, Item 3.3.3.1, com exceção do fluxo C, por ser spray. Foram realizadas medidas geométricas e de microdureza da zona fundida, análise da microestrutura da zona fundida e análise visual do cordão de solda.

6.1.1 Aspecto dos Cordões de Solda

A Figura 6.1 apresenta o aspecto dos cordões de solda, onde do lado direito de cada peça de ensaio soldada tem-se o cordão sem fluxo, ou seja, soldagem TIG convencional e do lado esquerdo está a soldagem utilizando os diferentes fluxos ativo.

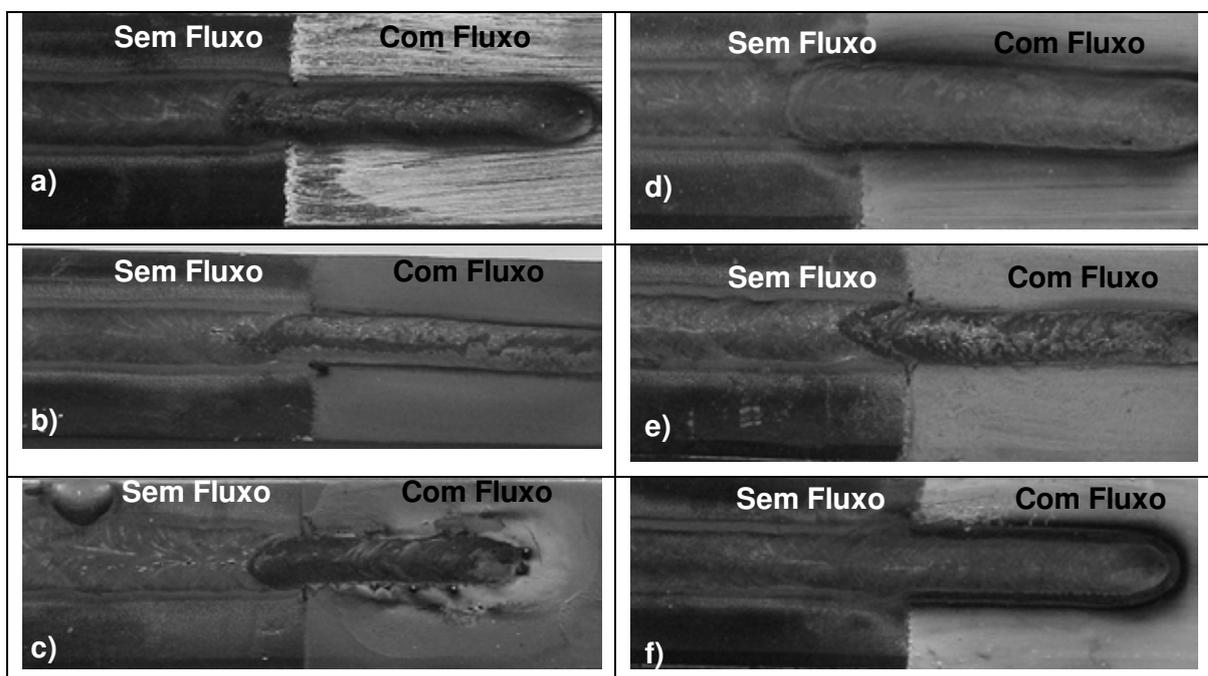


Figura 6.1. Aspecto visual dos cordões de solda. a) Fluxo A – TiO_2 ; b) Fluxo B – FASTIG SS7; c) Fluxo C – PATIG; d) Fluxo d – GREEN; e) Fluxo E – Brown; f) Fluxo F - WHITE

Observando os cordões com a aplicação do fluxo (Figura 6.1) é possível perceber que ocorre uma redução da largura para todos os ensaios, o que é confirmado através das medidas geométricas apresentadas na Tabela 6.1. O fluxo C foi o que apresentou pior

aspecto superficial caracterizado por irregularidades no cordão. Foi verificado o aspecto oxidado da superfície do cordão em todos os materiais com aplicação de fluxo sendo mais intenso no fluxo PATIG.

6.1.2 Perfil dos Cordões de Solda

Foi realizado um corte na seção transversal na parte final das peças de ensaio para verificar as diferenças observadas nas medidas geométricas referentes a cada tipo de fluxo empregado. A localização do corte está apresentada na Figura 3.10, Item 3.3.2.1 do Capítulo 3. As medidas geométricas e o aspecto da zona fundida realizados nos perfis dos cordões de solda estão apresentados na Tabela 6.1.

Tabela 6.1 - Medidas geométricas - soldagem com processo A-TIG

Corpo de prova	Largura (mm)	Penetração (mm)	Área Fundida (mm ²)
Sem fluxo	11,8	2,7	24,5
FLUXO A (TiO ₂)	9,4	3,1	19,3
FLUXO B (FASTIG SS7)	8,5	4,3	22,2
FLUXO C (PATIG)	7,7	4,7	23,3
FLUXO D (GREEN)	10,3	2,8	21,0
FLUXO E (BROWN)	8,1	4,5	23,2
FLUXO F (WHITE)	9,1	3,1	21,2

Verifica-se que os fluxos B, C e E foram os que apresentaram maior penetração e menor largura, permitindo um aumento de cerca de 1,6 vezes na penetração em comparação com o sem fluxo. Os fluxos A, D e F não apresentaram resultados significativos em termos de penetração comparando com a soldagem sem fluxo, apesar das mudanças ocorridas na largura do cordão. Esses resultados mostram uma boa eficiência do processo de soldagem (A-TIG), permitindo uma melhora na velocidade de soldagem do processo TIG convencional quando aplicado o fluxo comercial.

As Figuras 6.2 e 6.3 mostram a seção transversal dos cordões de solda obtidos da soldagem das peças de ensaio realizados sem e com adição de fluxo, respectivamente. Comparando estas figuras é possível ter uma visão global do perfil do cordão de solda com

a aplicação de cada tipo de fluxo. Percebe-se uma redução da largura e um aumento da penetração mais acentuado quando se aplicam os fluxos B, C e E.

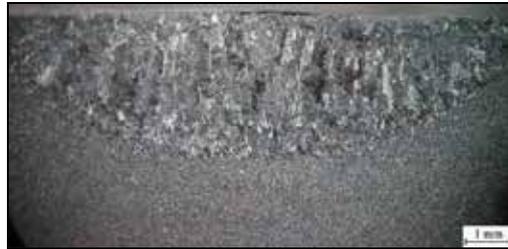


Figura 6.2. Perfil do cordão de solda do corpo de prova sem fluxo ativo

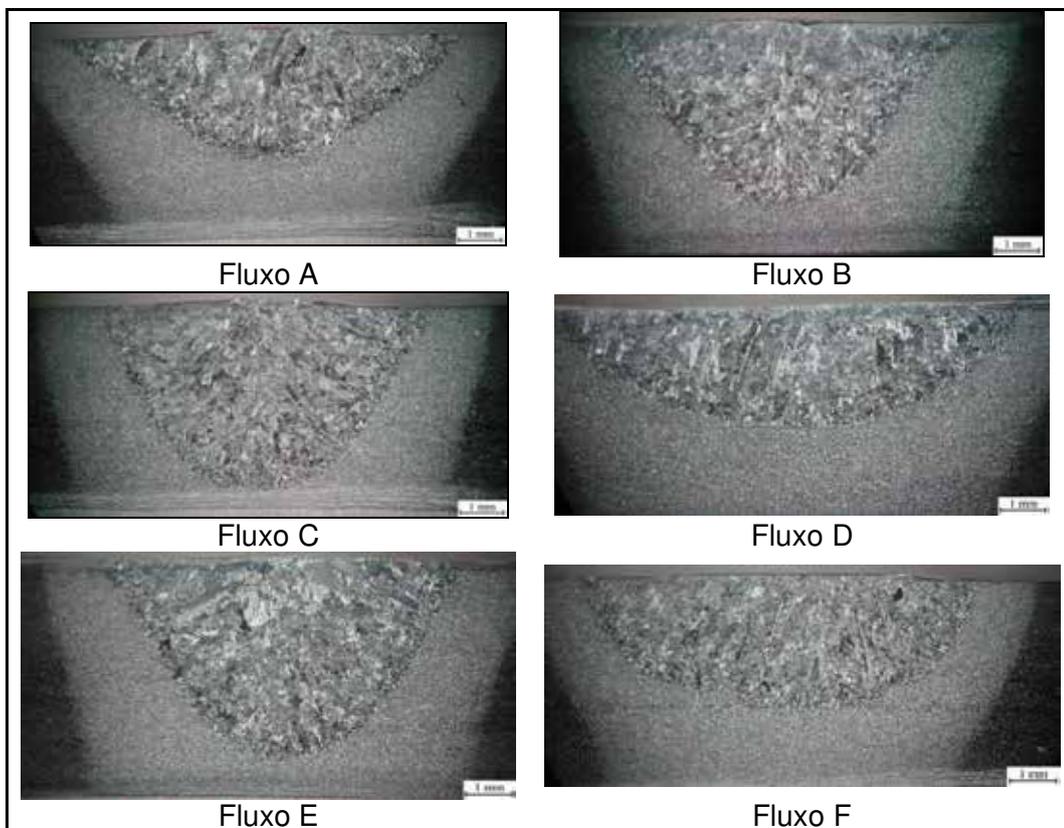


Figura 6.3. Perfil dos cordões de solda empregando os diferentes tipos de fluxo apresentados na Tabela 6.1

6.1.3 Microestrutura da zona fundida no cordão de solda

A Figura 6.4 apresenta o perfil do cordão de solda para o corpo de prova soldado com fluxo PATIG, onde se consegue perceber a zona fundida (ZF), a zona afetada pelo calor (ZAC) com a região de crescimento de grão (ZAC-GG) e de refino (ZAC-GF) e o metal de base (MB).

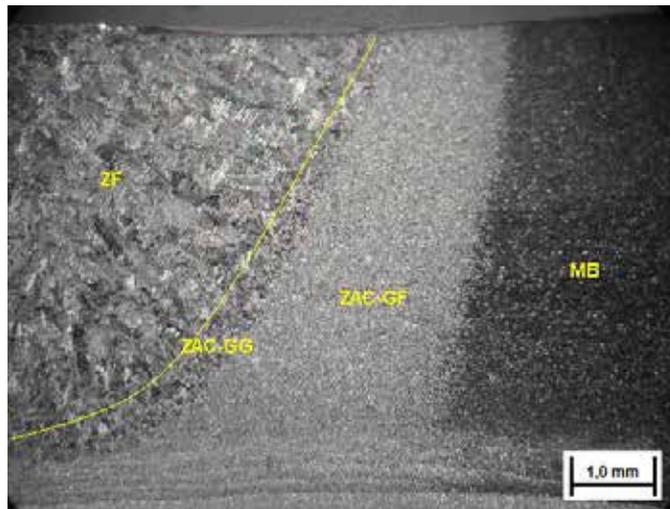


Figura 6.4 – Macrografia do cordão de solda do ensaio soldados com fluxo PATIG

A Figura 6.5(a) mostra a microestrutura do material como recebido e a Figura 6.5(b) mostra a da zona fundida (zona central) soldada sem a presença de fluxo. Como esperado para este aço, a zona fundida apresenta uma estrutura bruta de fusão sendo possível detectar a presença de martensita e ferrita, como destacado.

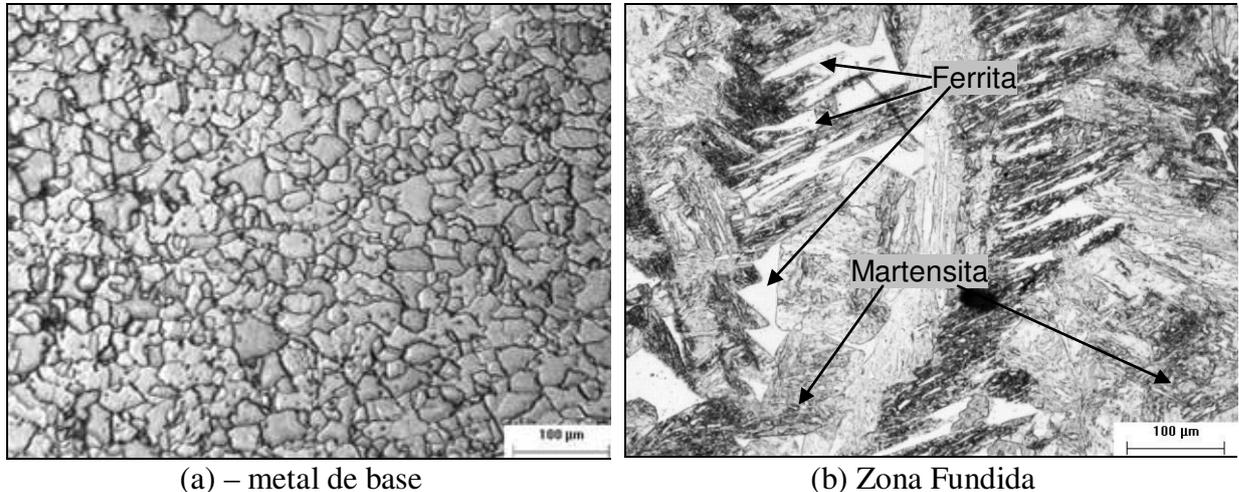


Figura 6.5. Microestrutura: (a) do metal de base – microestrutura ferrítica e (b) da zona fundida – microestrutura ferrita + martensita

A Figura 6.6 mostra as microestruturas da zona fundida (zona central) com a presença de fluxos durante a soldagem. Aparentemente não ocorreram modificações microestruturais com a adição do fluxo ativo. Informações obtidas junta a empresa AcelorMittal (Eng. Dr. Paulo Bálsamo), o aço ASTM 410D quando soldado sem metal de adição apresenta uma zona fundida com o aspecto da estrutura bruta de fusão (martensita e ferrita), conforme observado nas Figuras 6.5 e 6.6. Comparando esse aço com outros similares confirma-se a presença destas fases. Pelos resultados de Oñoro (2006) para aços

com composição química similar ao do aço em estudo, por exemplo, ele observou que a composição da liga gerada na zona fundida apresenta componentes frágeis como a martensita. É observado ainda que a martensita possui uma formação “serrilhada” a partir do grão ferrítico, formado, assim, placas separadas por baixos ângulos, como ocorre nas placas laterais de Widmanstätten.

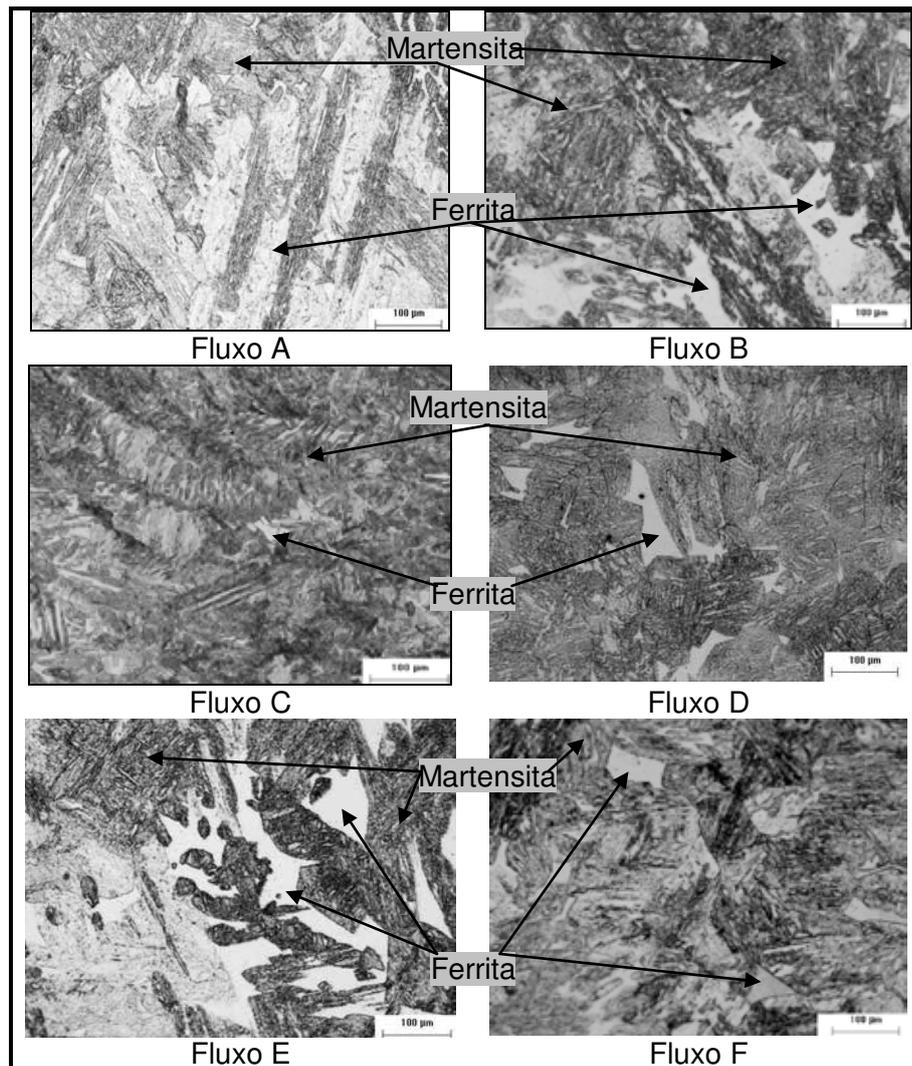


Figura 6.6 - Microestruturas dos cordões de solda na zona fundida de cada corpo de prova

6.1.4 Microdureza na zona fundida do cordão de solda.

Foram realizadas na zona fundida as medidas de microdureza com o objetivo de verificar possíveis diferenças nesta variável com a aplicação dos fluxos. As medidas foram posicionadas na zona central de cada cordão de solda, sendo feitas 10 medidas em cada cordão, seguindo o procedimento adotado no Item 3.3.4.1 do Capítulo 3. A Tabela 6.2

apresenta os resultados.

A Figura 6.7 apresenta os resultados na forma de gráfico, sendo, desta forma, possível verificar que a microdureza da zona fundida ficou dentro de uma faixa entre 274,2 HV a 336,7 HV, com uma média de 303 HV. Esse valor está bem acima da dureza do metal de base como recebido que apresentou um valor médio de 164 HV. Esse aumento da microdureza na zona fundida confirma o apresentado no Item 6.1.2 desse trabalho, onde o tipo de microestrutura observada justifica esse aumento na microdureza.

Tabela 6.2 - Medidas de microdureza da zona fundida em Vickers (HV)

Medidas	Sem fluxo.	Fluxo A	Fluxo B	Fluxo C	Fluxo D	Fluxo E	Fluxo F
1	291	334	314	317	304	375	330
2	319	324	281	239	288	288	298
3	327	319	337	178	281	363	320
4	288	354	295	319	300	296	312
5	302	339	311	275	291	268	288
6	273	367	313	313	287	343	175
7	339	334	334	272	308	334	298
8	318	352	249	246	279	328	330
9	307	320	191	323	279	325	322
10	271	324	320	260	307	297	279
Média	303,5	336,7	294,5	274,2	292,4	321,7	295,2
Desvio	22,75	16,28	44,69	46,21	11,49	34,14	45,73

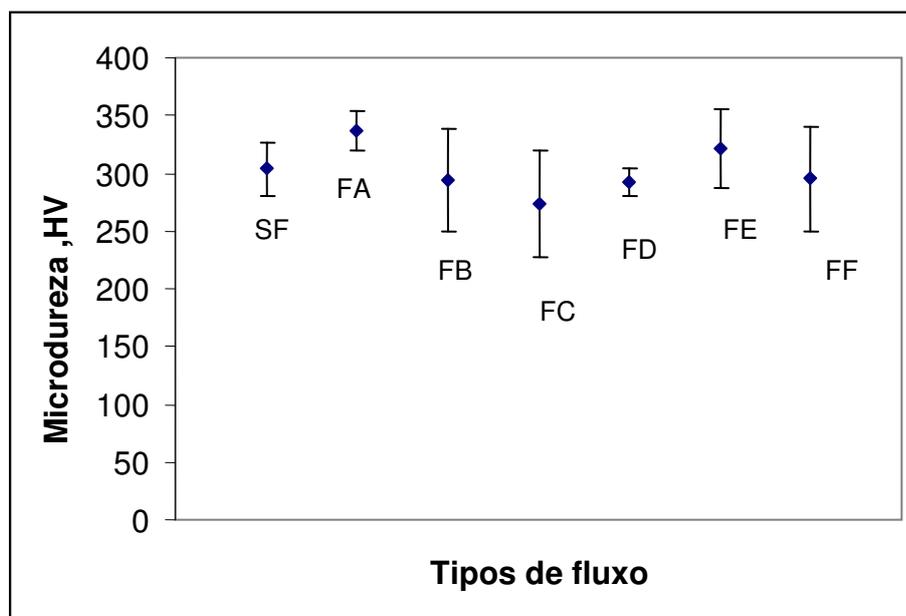


Figura 6.7 - Variação da microdureza com o tipo de fluxo do processo A-TIG

Porém, observando a Figura 6.7 é possível garantir que a microdureza não

apresentou variações na zona fundida com a aplicação da técnica de soldagem A-TIG com os tipos de fluxo utilizados. Apesar de serem observadas pequenas variações nas medidas de durezas, estas podem ser explicadas devido aos diferentes microconstituintes encontrados ao longo dos pontos de medições, sendo as impressões de microdureza localizadas sobre estes, o que acabou influenciando na média de cada corpo de prova. Luz (2009) realizou medidas de microdureza na zona fundida empregando metal de adição ferrítico (AWS EC 409) e encontrou um valor em torno de 300 HV nesta região, sendo similar ao observado nas medidas da Tabela 6.2, o que colabora para a afirmação de que o fluxo ativo não apresenta influência sobre as medidas de microdureza. A mesma variação nas medidas de microdureza e os mesmos microconstituintes observados nesse trabalho foram relatados por Luz (2009).

6.2 Soldagem com diferentes fluxos – A-TIG e TCC (para o ensaio Charpy)

Devido à espessura da chapa utilizada nos ensaios de soldagem desse trabalho ser de 6,4 mm, o ensaio de impacto Charpy foi realizado utilizando-se corpos de prova reduzidos. A especificação de confecção desses corpos de prova seguiu as recomendações da norma ASTM E 23-04.

Os ensaios de impacto Charpy reduzidos do metal de base utilizado nesta pesquisa foram realizados na empresa AcelorMittal, que servirá de referência para os ensaios realizados no cordão de solda. Foram utilizadas seis temperaturas diferentes, onde para cada temperatura foram ensaiados 5 corpos de prova do material de base como recebido. Desses foram excluídas a maior e a menor energia de impacto absorvida para a realização da média.

A Figura 6.8 apresenta os valores da energia absorvida do ensaio Charpy (valores médios e sua variância) para o metal de base. Observa-se uma redução da energia absorvida juntamente com a diminuição da temperatura do ensaio, com valores médios de energia absorvida de 50 J a temperatura de -50 °C. Esse fato mostra que o material em estudo apresenta uma boa resistência ao impacto.

Através dos dados observados na Figura 6.8 definiu-se como referência de transição dúctil-frágil para esse material, a temperaturas de -20 °C, sendo alcançada uma energia ao impacto em torno de 60 J. Comparando com os valores de tenacidade ao impacto de materiais comerciais similares verifica-se que o ASTM 410D se encontram em patamares similares ou superiores a esses (AZOM, 2004; SUGARTECH, 2009; MATWEB, 2006).

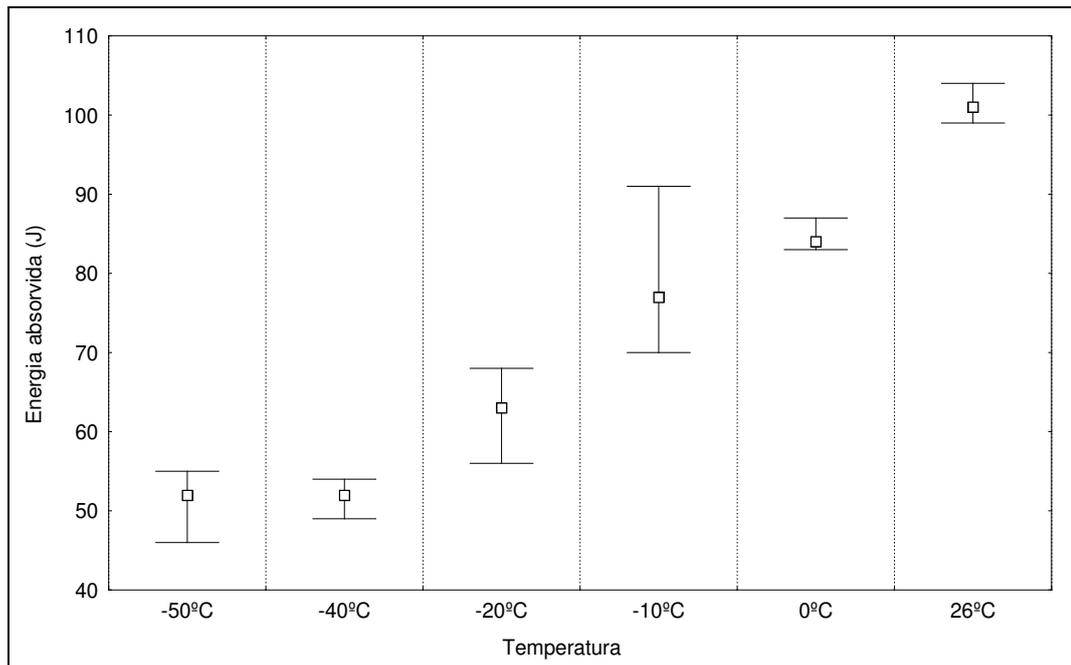


Figura 6.8 – Resultado do ensaio Charpy realizado no aço inoxidável ferrítico ASTM 410D sem soldar

Foram realizados testes de impacto Charpy-V na zona fundida à temperatura ambiente para verificar a tenacidade do aço inoxidável ferrítico. Para isso foram feitos sete testes empregando-se três tipos de fluxo ativo e as duas técnicas de soldagem com fluxo, A-TIG convencional (indicado na tabela como A-TIG) e a Técnica da Construção Controlada (indicado na tabela como TCC). Os respectivos ensaios estão representados na Tabela 6.3.

Tabela 6.3 – Apresentação dos ensaios empregando técnicas de soldagem diferentes

Ensaio	Fluxo	Técnica
1	Sem fluxo	TIG
2	TiO ₂	TCC
3	TiO ₂	A-TIG
4	PATIG	A-TIG
5	PATIG	TCC
6	FASTIG SS7	A-TIG
7	FASTIG SS7	TCC

As soldagens com fluxo ativo foram realizadas empregando o parâmetro “a” igual a 6,0 mm e com os demais parâmetros utilizados no Item 6.1. Para a realização destes ensaios foram empregados apenas os fluxos A, B e C. Foram realizadas as medidas de penetração do cordão de solda empregando a técnica TCC (Tabela 6.4). Comparando estes valores com os apresentados na Tabela 6.1, para os ensaios realizados com os mesmos

fluxos com a técnica A-TIG, percebe-se que a variação de penetração foi pequena, demonstrando que a TCC garante modificações no cordão de solda além de proporcionar melhor aspecto do cordão de solda.

Tabela 6.4 - Medida de penetração do cordão de solda - TCC

Corpo de prova	Penetração (mm)
Fluxo A (TiO ₂)	3,7
Fluxo B (FASTIG SS7)	4,3
Fluxo C (PATIG)	4,1

Os parâmetros adotados se mostraram eficientes para obtenção de penetração total nas juntas de topo soldadas dos dois lados quando se aplica fluxo ativo, porém, sem fluxo a penetração foi de 2,7 mm, sendo necessária uma maior energia de soldagem. Em função disso, empregou-se para a soldagem do ensaio sem fluxo ativo uma corrente de 300 A e uma velocidade de soldagem de 20 cm/min. A condição de soldagem está apresentada na Tabela 6.5.

Tabela 6.5 – Parâmetros de soldagem em junta de topo. Para ensaio Charpy

Parâmetros	Soldagem com fluxo	Soldagem sem fluxo
Corrente de soldagem	200 A	300 A
Velocidade de soldagem	20 cm/min	
Gás de proteção (Ar)	14 l/min	
Eletrodo	EWTh-2, ϕ 3,2 mm, 60°	
Ângulo da tocha	90° com a horizontal	
DEP	2,0 mm	
Parâmetro "a"	6,0 mm	---

O procedimento para a realização dos corpos de prova Charpy reduzido seguiu o proposto no Item 3.3.4.2 do Capítulo 3. Para esta etapa também foram retirados cinco peças de ensaio para a realização do ensaio de impacto Charpy reduzido. De acordo com a norma ASTM E23-04 as médias das energias absorvidas foram realizadas, excluindo-se os valores máximos e mínimos de cada corpo de prova ensaiado.

A Tabela 6.6 apresenta os resultados obtidos nos ensaios realizados juntamente com a média e o desvio padrão para a temperatura ambiente (26°C). A Figura 6.9 mostra os resultados do ensaio Charpy.

Comparando-se a Figura 6.9 com a Figura 6.8 para a temperatura de 26°C, percebe-se que o metal de base absorveu muito mais energia do que a zona fundida tanto nos testes sem fluxo como nos com fluxo ativo, para ambas as técnicas. O ensaio Charpy-V no metal de base foi realizado pela AcelorMittal, onde foi submetido a tratamento térmico garantindo

granulometria mais refinada e homogênea, proporcionando desta forma, uma maior resistência mecânica e maior tenacidade. A baixa energia obtida na zona fundida pode estar relacionada com a microestrutura martensítica formada nesta região do cordão de solda.

Tabela 6.6 – Resultado do Ensaio Charpy-V realizados a temperatura de 26°C

Ensaio	Energia (J)					Média (J)	Média (J/cm)	Desvio padrão
	CP ₁	CP ₂	CP ₃	CP ₄	CP ₅			
1	2,9	3,0	3,2	2,5	2,5	3,0	7,5	0,3
2	6,0	4,0	3,5	3,5	3,5	3,7	9,3	1,1
3	5,2	3,0	4,0	4,1	4,1	4,1	10,3	0,8
4	3,4	3,8	3,9	3,4	8,6	3,7	9,3	2,2
5	6,8	10,0	4,1	11,1	11,7	9,3	23,3	3,2
6	6,0	4,5	3,0	5,6	3,8	4,6	11,5	1,2
7	3,5	3,5	4,5	2,8	5,9	4,7	11,8	1,2

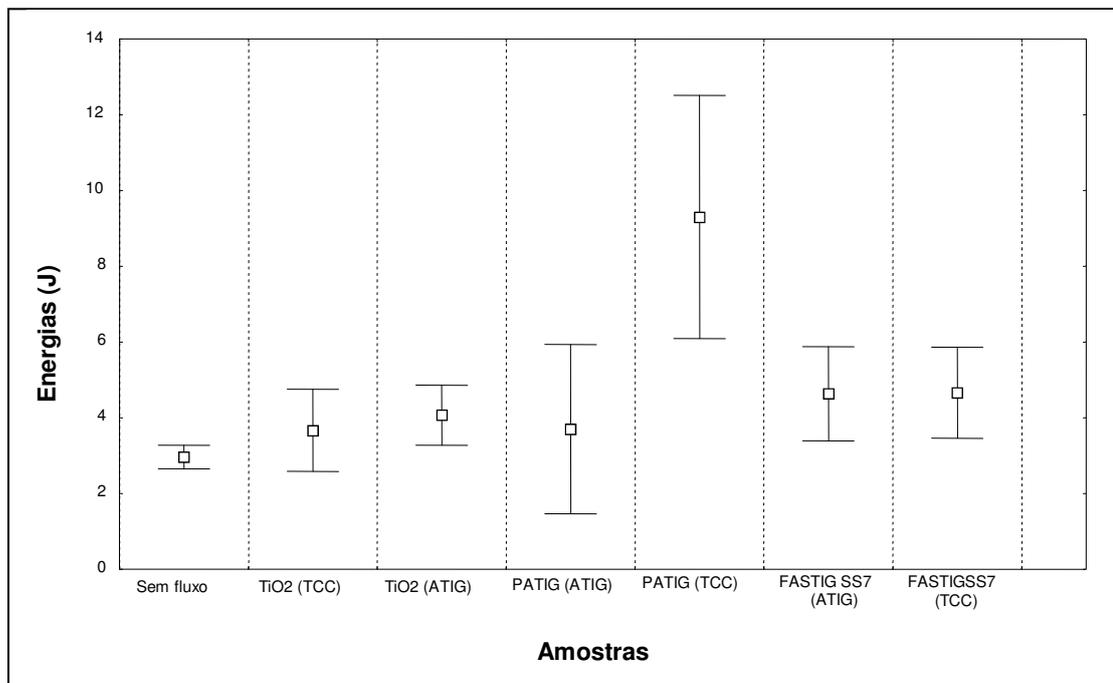


Figura 6.9 – Resultados do ensaio Charpy com diferentes tipos de fluxo com os valores médios e desvio padrão. TCD = Técnica da Constrição Controlada

Lippold (2005) cita que dependendo do balanço entre as quantidades de elementos alfa-gênicos e gama-gênicos, aços inoxidáveis ferríticos poderão sofrer a transformação parcial da ferrita a alta temperatura (entre 900 e 1200°C) e apresentar, nesta faixa de temperatura, uma estrutura bifásica (austenita e ferrita). A austenita apresenta alta temperabilidade e, no resfriamento, pode facilmente se transformar em martensita, causando uma forte perda de tenacidade e ductilidade do material. Devido à composição química do aço em estudo, esse se apresenta nesta região de transformação parcial,

conforme pôde ser observado na Figura 2.1 do Capítulo 2. Como já mencionado, quando soldado sem metal de adição apresenta uma estrutura bruta de fusão que reduz a tenacidade ao impacto.

Observado a Figura 6.9, percebe-se que a média da energia de impacto absorvida na zona fundida foi aproximadamente a mesma para todos os peças de ensaio realizados com e sem fluxo ativo, independente da técnica aplicada, exceto para o fluxo PATIG (TCC), com a Técnica da Constrição Controlada, onde a média da energia de impacto foi cerca de 3 vezes maior. Dong e Katayama (2004) afirmam que a eficácia do fluxo está relacionada com a composição química do material a ser soldado, ou seja, o efeito do fluxo ativo sobre a penetração do cordão de solda sofre influência do material a ser soldado. Isso poderia sugerir que o fluxo empregado, nesse caso, tenha se mostrado mais eficiente do que os outros. Porém somente apresentou influência quando se empregou a Técnica da Constrição Controlada.

Luz (2009) realizou a soldagem do aço ASTM 409 D empregando como metal de adição o eletrodo tubular ferrítico da classe AWS EC 409 e o processo MIG. Ele realizou os ensaios Charpy-V localizando o entalhe na zona fundida do material. A faixa de temperatura adotada foi de 0 a -20 °C, encontrando-se um valor médio de energia absorvida variando de 2,0 a 3,0 J. Ele relata que todos os corpos de prova apresentaram uma zona fundida com uma estrutura bruta de fusão, o que proporcionou uma microestrutura de alto índice de fragilidade. Desta forma, a composição desse consumível não favoreceu a formação de estruturas resistentes ao impacto, comprometendo a utilização do consumível desenvolvido para o aço estudado. Comparando os dados obtidos por Luz (2009) com os valores da Tabela 6.6, percebe-se que mesmo à temperatura ambiente a energia absorvida se manteve bem baixa em todos os corpos de prova ensaiados, sendo compatível com o observado por ele em seu trabalho.

Alguns fatores podem justificar a diminuição da energia de impacto na zona fundida, entre eles o tamanho de grão e a precipitação de martensita que ocorre nesta região para os aços inoxidáveis ferríticos. Nesses aços, quando a composição química da zona fundida for a mesma do metal de base, esta apresentará uma estrutura semelhante à da região de crescimento de grão, tendo grãos colunares (MODENESI, 2001).

6.2.1 Avaliação microestrutural

Nesta etapa avaliou-se a microestrutura da zona fundida dos ensaios apresentados na Tabela 6.3 para verificar se ocorrem alterações microestruturais quando empregada a técnica com fluxo ativo em uma junta ao invés de ser simples deposição. Na Figura 6.10

pode-se observar a microestrutura da zona fundida do corpo de prova soldado sem adição do fluxo ativo. Percebe-se duas sub-estruturas: uma martensítica (realçada pela cor escura devido ao ataque) e ferrita (cor clara).

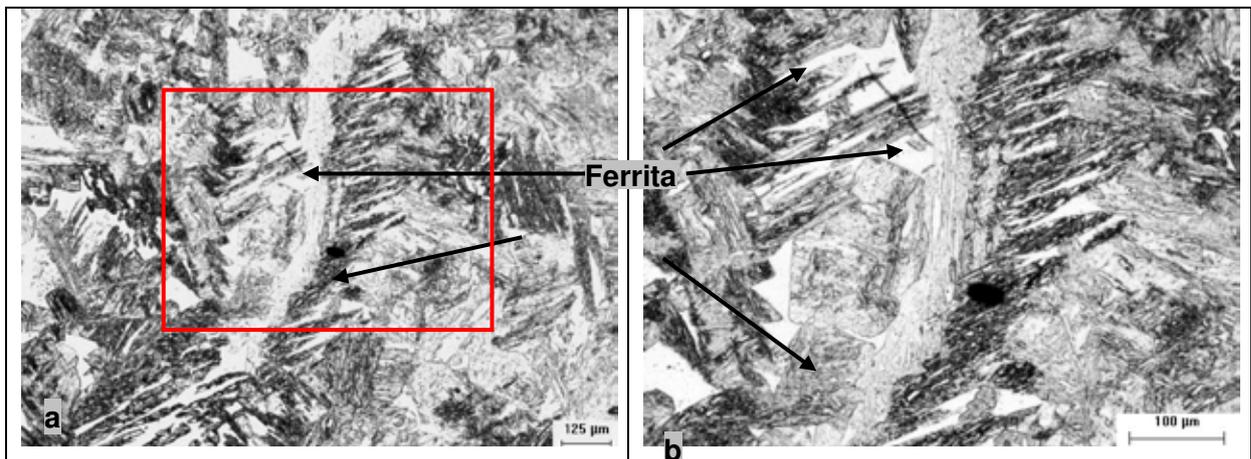


Figura 6.10 – a) Micrografia da zona fundida do ensaio 1 – sem fluxo; b) Detalhe ampliado. Vilella's

No lado direito superior da Figura 6.10 está representada a microestrutura aumentada do retângulo em destaque. Com base na composição química do material, esse, quando soldado sem metal de adição, se solidifica em ferrita, passando pelo campo dualizado, $\gamma + \alpha$ (Figura 2.1). A passagem por tal campo permite a formação de austenita quando se atinge temperaturas na ordem de 830 °C (AWS, 1998). Dependendo da taxa de resfriamento, esta austenita formada permite a precipitação de martensita, (LIPPOLD, 2005).

Microestruturas semelhantes às observadas na Figura 6.10 foram observadas nas zonas fundidas dos ensaios realizados com os fluxos ativo. Na Figura 6.11 estão representadas as micrografias obtidas dos corpos de prova ensaiados com o fluxo A, dióxido de titânio, onde são apresentados um microconstituente martensítico e seu respectivo aumento. A martensita se forma primeiramente nos contornos de grão ferríticos, o que pode afetar a ductilidade da liga (AWS, 1998).

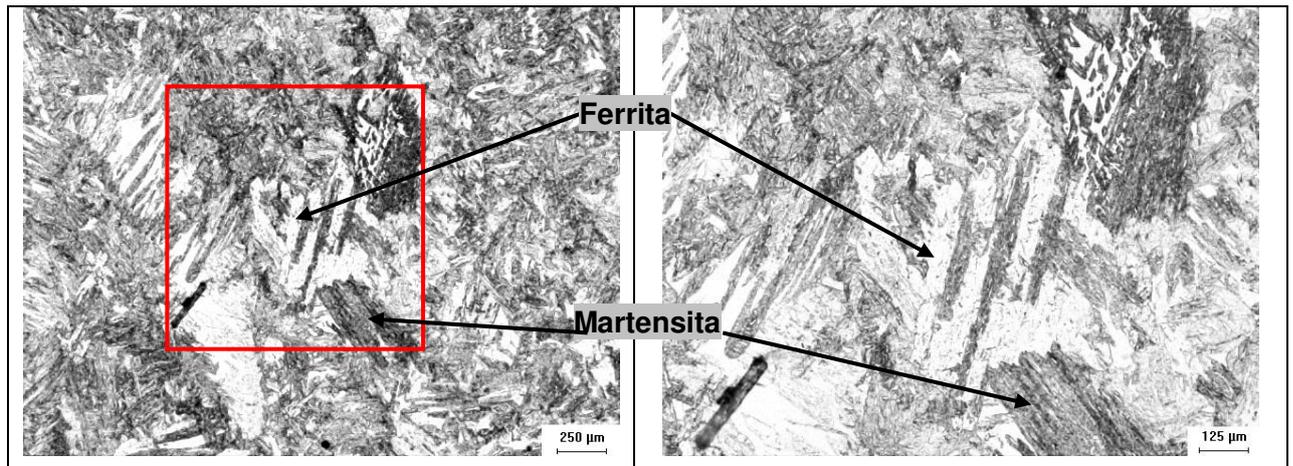


Figura 6.11 – Micrografia da zona fundida do ensaio 2 – TiO₂. b) Detalhe ampliado. Vilella's

Segundo a literatura (LIPPOLD, 2005), a martensita é formada em função da composição química da liga. A sua formação acontece pela presença de elemento intersticial austenitizante, como o carbono e o nitrogênio, por exemplo. O metal de base em análise apresenta baixa quantidade de carbono e de nitrogênio, mas que aliado ao níquel e a quantidade de cromo presente na liga, pode, devido à solubilização, promover a formação do campo dualizado citado anteriormente.

Na Figura 6.12 estão representadas as micrografias obtidas dos corpos de prova ensaiados com o fluxo B, FASTIG SS7.

É observada uma similaridade do tipo de microestrutura com as mostradas na Figura 6.11. Analisando a Figura 6.12 nota-se a formação de um contorno de grão ferrítico envolto por martensita.

Na Figura 6.13 estão representadas as micrografias obtidas dos corpos de prova ensaiados com o fluxo C, PATIG.

Independentemente do tipo de técnica de soldagem aplicada ou do fluxo ativo empregado, todos os corpos de prova apresentaram uma microestrutura semelhante a observada quando se soldou sem fluxo ativo, não sendo observada nenhuma interferência do fluxo com relação à microestrutura da zona fundida, conforme pode ser verificado nas Figuras 6.10, 6.11, 6.12 e 6.13. Esse fato está de acordo com Modenesi (1999), que afirma não ter observado efeito metalúrgico nos ensaios realizados com fluxo ativo em aço inoxidável austenítico.

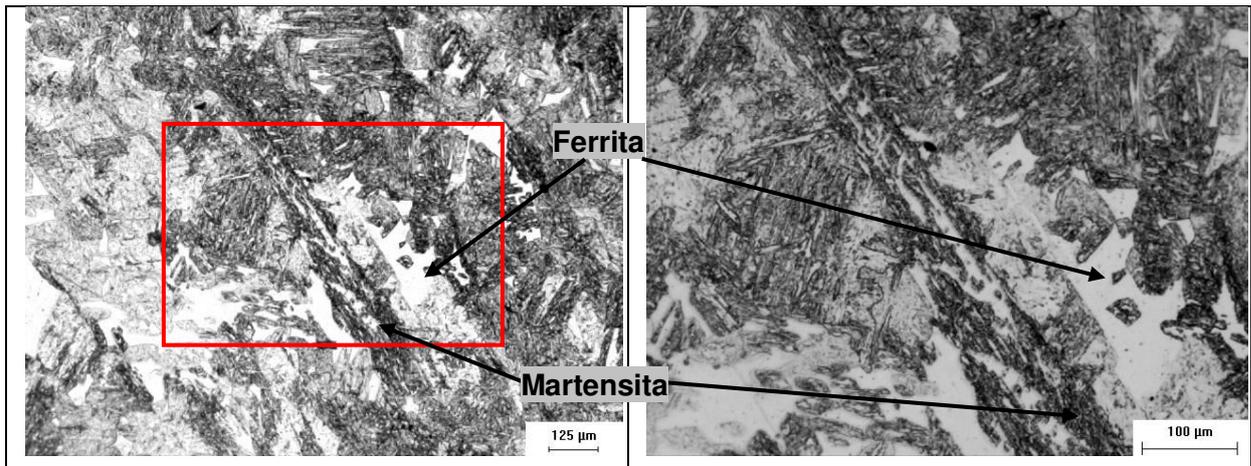


Figura 6.12 – a) Micrografia da zona fundida do ensaio 3 – FASTIG SS7. b) Detalhe ampliado. Ataque: Vilella's

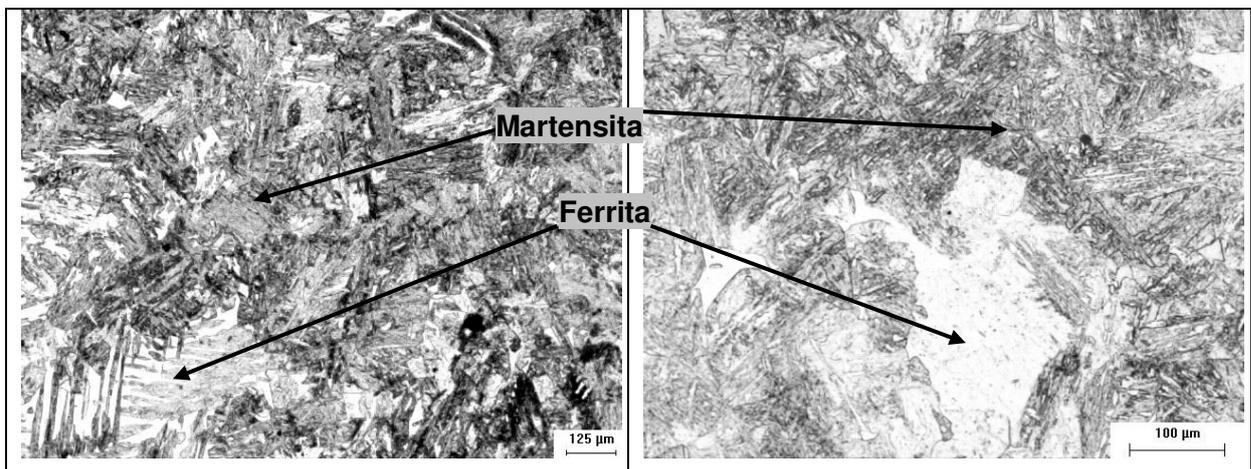


Figura 6.13 - Micrografia da zona fundida do ensaio 4 – PATIG. Ataque: Vilella's

6.2.2 Análise fractográfica

Para entender os fenômenos observados nos resultados de tenacidade ao impacto para a região fundida dos corpos de prova empregando os dois tipos de técnica e os três fluxos diferentes, realizou-se avaliação da topografia da fratura em MEV.

Todos os corpos de prova Charpy-V apresentaram um aspecto da fratura conforme o mostrado na Figura 6.14. Foram observados planos de clivagem em toda a extensão do corpo rompido indicando uma característica de fratura frágil. Esse tipo de fratura pode ser explicado pelo fato da microestrutura da zona fundida ser composta de martensita, com aspecto de estrutura bruta de fusão, como apresentado nas micrografias das Figuras 6.10 a 6.13.

Não foi observada presença de inclusões nos corpos de prova soldados sem fluxo

ativo (Figura 6.14). Porém, os corpos de prova soldados com os fluxos ativos apresentaram algumas inclusões. Objetivando analisar qualitativamente estas inclusões empregou-se a técnica de EDX através do MEV.

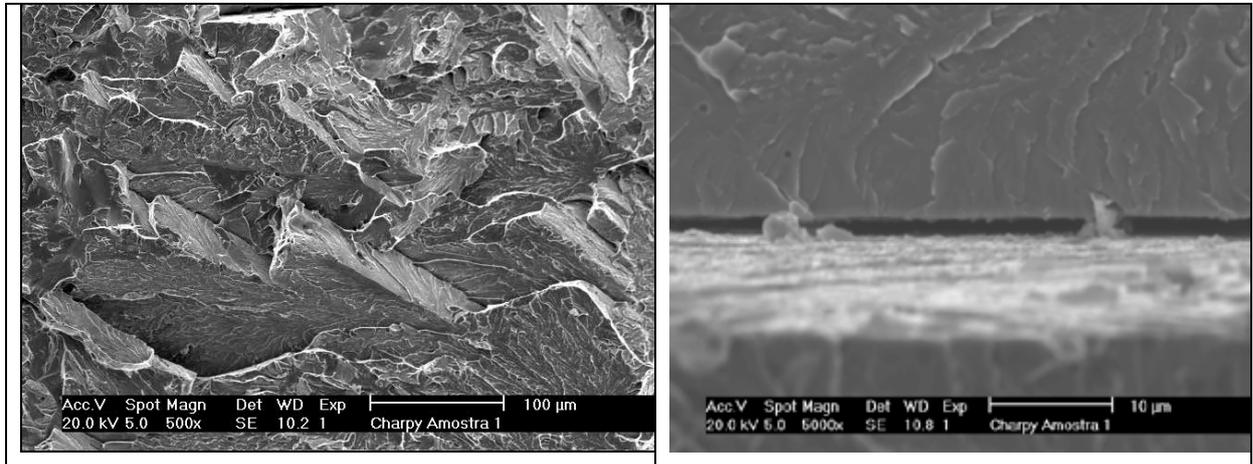


Figura 6.14 – Aspecto de fratura frágil com planos de clivagem. Visualizada através de microscopia eletrônica de varredura com a técnica de elétrons retroespalhados. Ensaio sem fluxo ativo

As Figuras 6.15 a 6.20 apresentam o aspecto da fratura dos corpos de prova ensaiados com os fluxos A (TiO_2), B (FASTIG SS7) e C (PATIG), com as técnicas A-TIG e TCC, respectivamente, destacando as inclusões mais observadas em cada corpo de prova e o resultado do EDX.

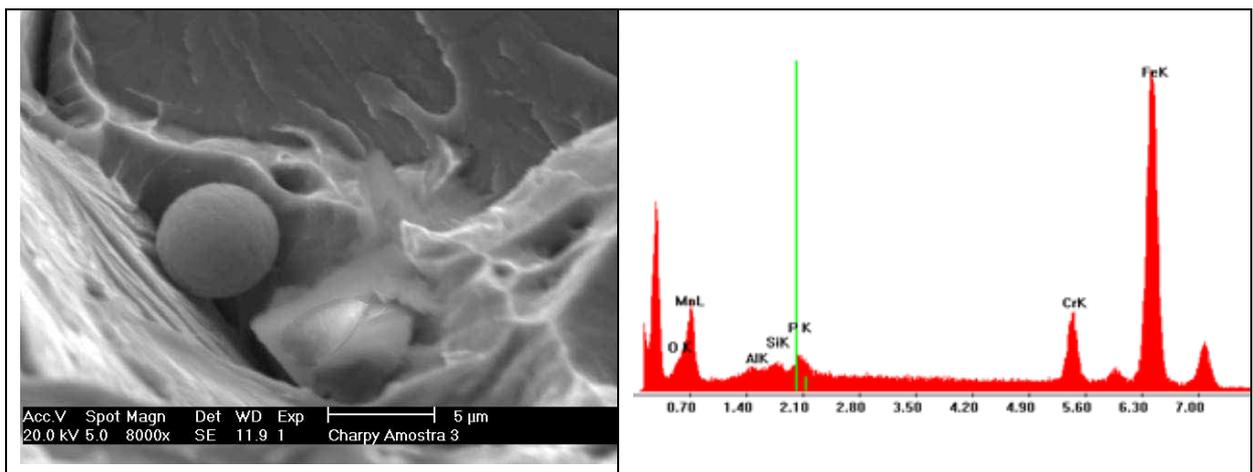


Figura 6.15 - Topografia da fratura - fluxo A (TiO_2), A-TIG. a) Destaque da inclusão; b) EDX identificando a presença de manganês e cromo na inclusão

Através de análise pontual por EDX (Figura 6.17), foi observada a presença dos elementos titânio, enxofre, oxigênio e ferro para as amostras soldadas com fluxos ativo

FASTIG SS7. A presença do enxofre provoca fragilidade no material, enquanto que o titânio aumenta a estabilidade da ferrita (AWS, 1993).

Essas inclusões observadas nos ensaios com fluxo ativo podem ser justificadas pela composição química dos fluxos, porém a não informação desses dados pelos fabricantes dificulta uma análise mais detalhada.

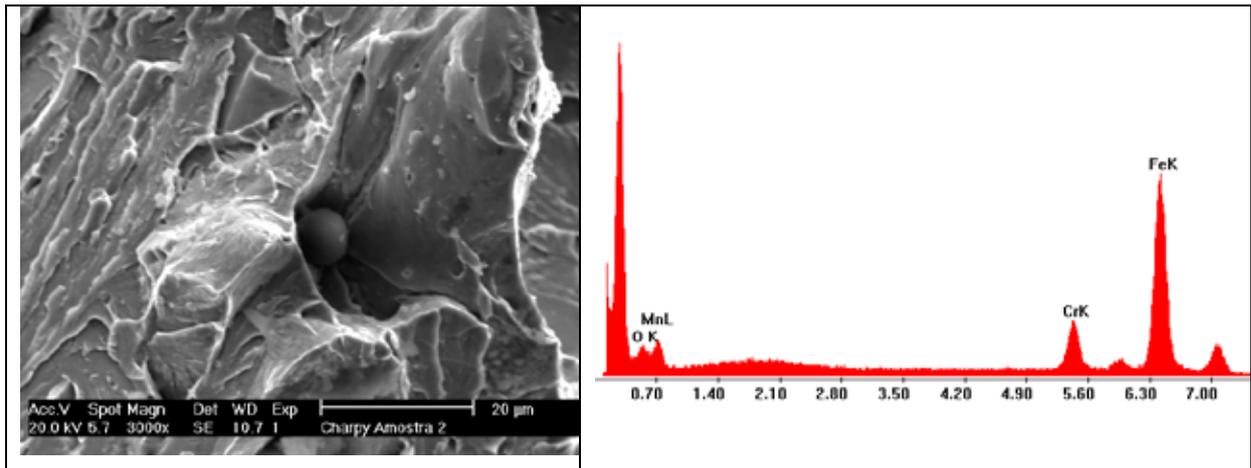


Figura 6.16 - Topografia - fluxo A (TiO_2), TCC. a) Destaque da inclusão; b) EDX identificando a presença de cromo na inclusão

No destaque da Figura 6.18 percebe-se uma inclusão que apresentou em ensaio de EDX a presença de silício. A função mais comum do silício nos aços é de agente desoxidante, normalmente aumentando a resistência dos aços, mas em quantidade excessiva pode reduzir a ductilidade (AWS, 1993). Algumas vezes esse elemento é adicionado em consumíveis de soldagem para aumentar a fluidez do metal de solda (AWS, 1993). O aço estudado apresenta em torno de 0,5% de Si na sua composição, essa inclusão foi observada na zona fundida, como a soldagem foi realizada sem metal de adição o aparecimento de silício nessa região é justificado.

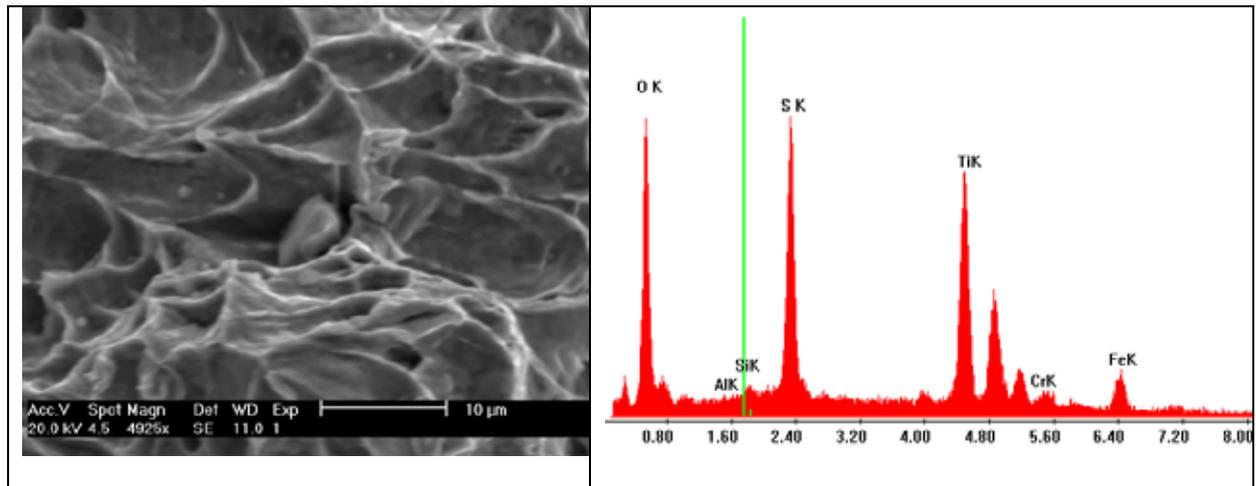


Figura 6.17 - Topografia da fratura - fluxo B (FASTIG SS7), A-TIG. a) Destaque da inclusão de óxido de enxofre e titânio; b) EDX identificando a presença de enxofre e silício na inclusão

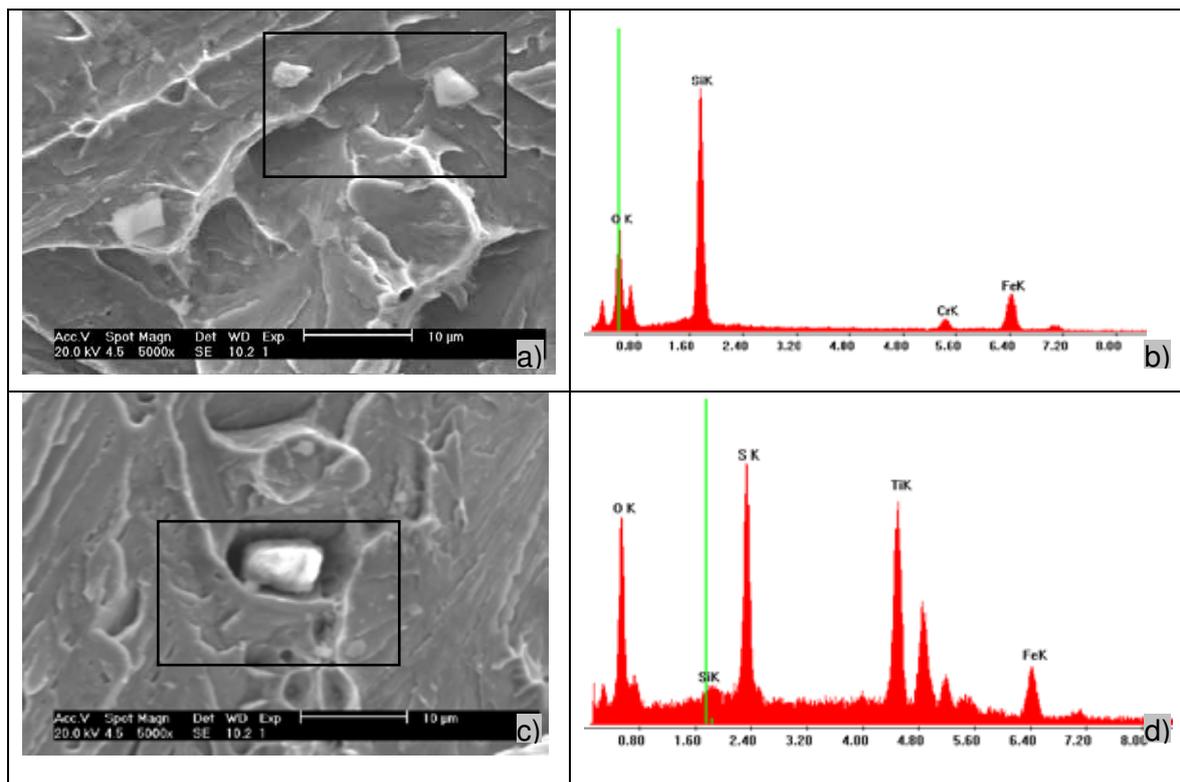


Figura 6.18 - Topografia da fratura - fluxo B (FASTIG SS7), TCC. a) e c) Destaque da inclusão; b) e d) EDX: Presença de silício em (a); presença de enxofre e titânio em (c)

O ensaio EDX realizados nos corpos de prova com o fluxo PATIG, apresentados nas Figuras 6.19 e 6.20, também detectou a presença de enxofre, silício, titânio e ainda alumínio, que também é um estabilizador da ferrita.

Mesmo com a adição do fluxo ativo a energia de impacto manteve-se bem mais baixa do que a alcançada pelo metal de base nas mesmas condições de ensaio. Como o

ensaio foi realizado na zona fundida, uma queda de absorção de energia já era esperada, devido à precipitação de martensita nessa zona após a soldagem em aços inoxidáveis ferríticos.

O que se pode afirmar é que as inclusões não afetaram os resultados de impacto. Mesmo sendo observada uma melhor absorção de energia pelo ensaio PATIG quando se empregou a Técnica da Constrição Controlada, não se pode afirmar que o fluxo ou esta técnica tenham participado desse resultado.

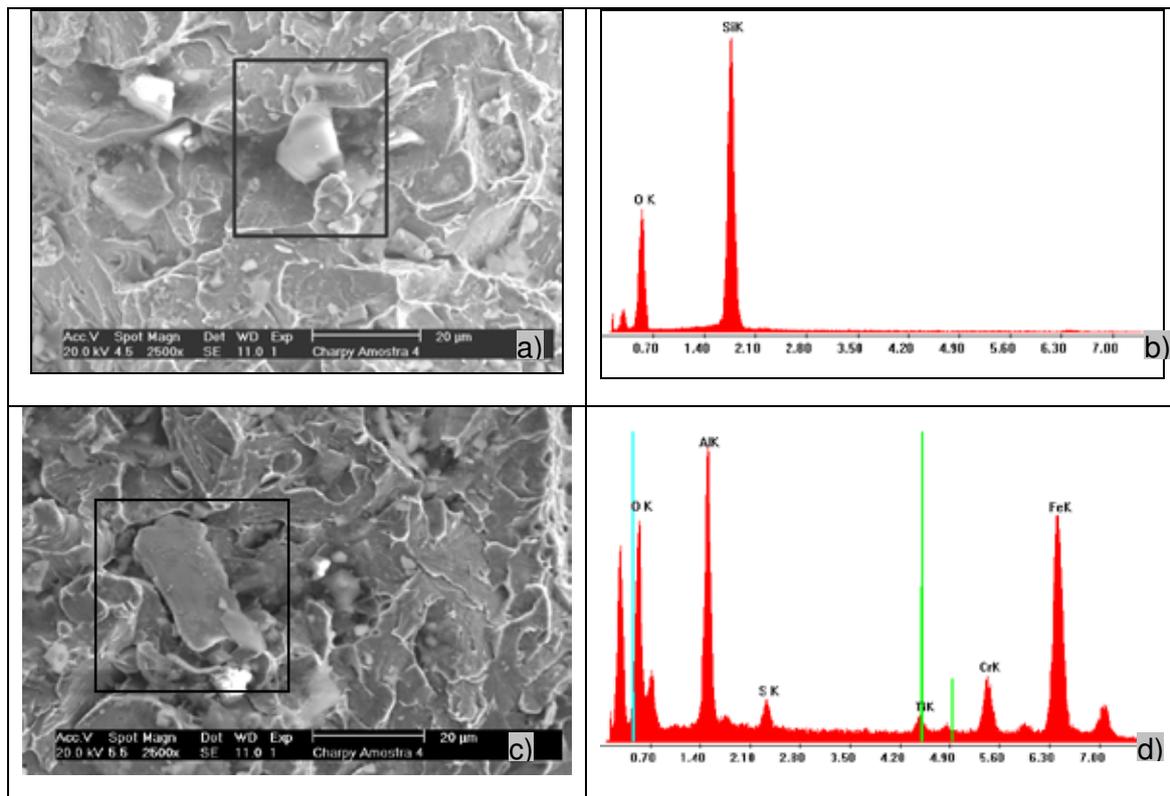


Figura 6.19 – Topografia da fratura - fluxo C (PATIG), A-TIG. a) e c) Destaque da inclusão; b) e d) EDX: Presença de silício em (a); presença de alumínio, enxofre e cromo em (c)

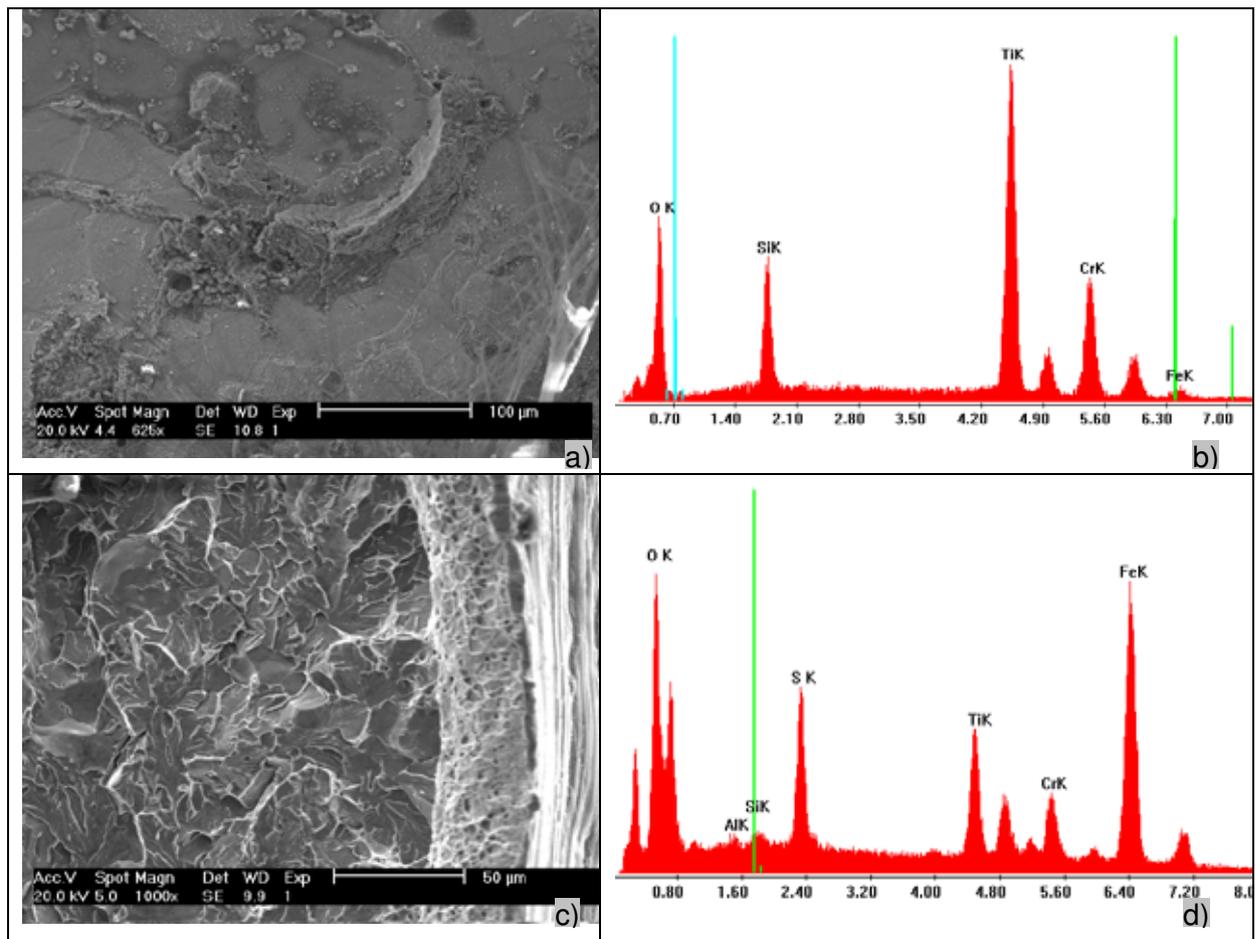


Figura 6.20 – Topografia da fratura - fluxo C (PATIG), TCC. a) e c) Destaque da inclusão; b) e d) EDX: Presença de silício e titânio em (a); presença de enxofre, titânio e cromo em (b)

A tenacidade da zona fundida depende de alguns fatores do material, como a sua composição química, o tamanho de grão, tipos de constituintes e suas quantidades relativas e composição, tamanho e quantidade de inclusões não metálicas. Em função disso, realizou-se uma análise quantitativa das fases presentes na zona fundida dos ensaios com e sem fluxo ativo. Posteriormente comparou-se os resultados com a quantidade de inclusões dos ensaios com fluxo ativo. Esta análise está representada nos itens 6.2.3 e 6.2.4.

6.2.3 Quantificação de fases

De forma a estabelecer alguma possível correlação entre os fluxos ativos empregados no presente trabalho e a formação das microestruturas encontradas, foi realizada uma análise quantitativa das fases presentes na zona fundida dos ensaios de soldagem empregando os fluxos de soldagem apresentados na Tabela 6.3. As análises foram realizadas através do programa de análise de imagens desenvolvido por

ALBUQUERQUE *et al.* (2009a), o qual utiliza uma rede neural para segmentar e quantificar as imagens (programa SRVNA).

A avaliação consistiu da análise dos cordões de solda dos ensaios com os três tipos de fluxos ativos estudados. Para realizar essas análises foram utilizadas imagens de microscopia óptica, com um aumento de 200X, obtidas da superfície, do centro e do fundo do cordão de solda. Foi feita uma média de 10 (dez) imagens de cada uma destas regiões e calculada a média e o respectivo desvio padrão. Os resultados da quantificação de fases por área analisada estão apresentados na Tabela 6.7.

Tabela 6.7 – Resultado da análise de quantificação de fases

Ensaio	Superfície do cordão		Centro do cordão		Fundo do cordão	
	Martensita (%) área	Ferrita (%) área	Martensita (%) área	Ferrita (%) área	Martensita (%) área	Ferrita (%) área
Sem fluxo	89 ± 5	11 ± 5	88 ± 4	12 ± 4	81 ± 4	19 ± 4
TIO ₂	93 ± 3	7 ± 3	94 ± 3	6 ± 3	91 ± 3	9 ± 3
PATIG	91 ± 3	9 ± 3	88 ± 5	12 ± 5	86 ± 2	14 ± 2
FASTIG SS7	96 ± 2	4 ± 2	95 ± 2	5 ± 2	93 ± 2	7 ± 2

A Figura 6.21 permite uma visualização da média global (superfície, centro e fundo do cordão de solda) do percentual de martensita e ferrita dos ensaios apresentados na Tabela 6.7

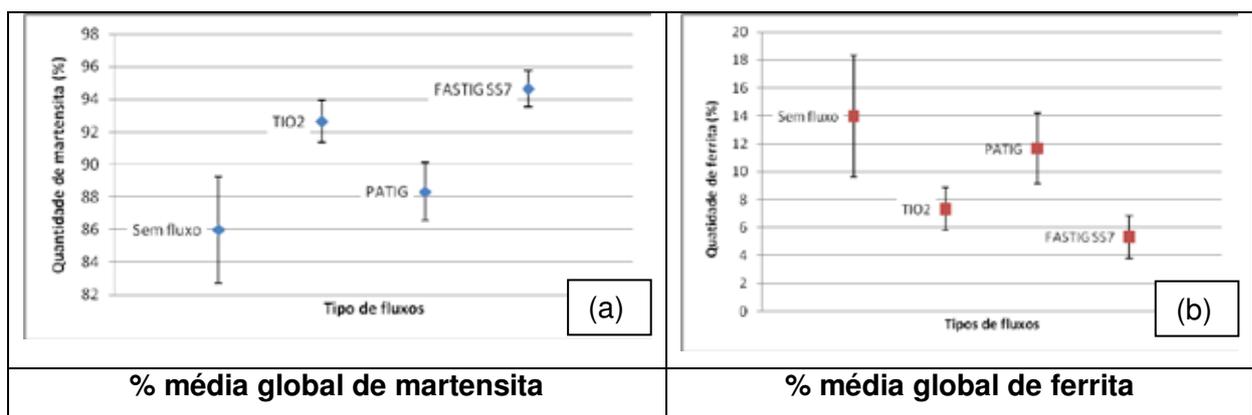


Figura 6.21 - Análise comparativa do percentual de martensita, com valores médio e desvio padrão: (a) e ferrita (b) no cordão de solda para os ensaios com e sem fluxo ativo

Observando a Figura 6.21 percebe-se que o ensaio com o fluxo PATIG apresenta um percentual médio global de ferrita maior do que os com os demais fluxos. Esta pequena

variação, que pode ter sido induzida devido à composição química do fluxo em questão que, conforme foi observado por EDX nas Figuras 6.19 e 6.20 do Item 6.2.2, apresenta silício e alumínio em sua composição que são elementos alfacênicos. O teor superior de ferrita Esta variação percentual desse microconstituente pode justificar a maior absorção no ensaio de impacto charpy quando aplicado esse fluxo.

Um exemplo das imagens analisadas para medição pelo programa dos ensaios com os fluxos TiO₂, PATIG e FASTIG SS7 está apresentado na Figuras 6.22. A Figura 6,22(a) representa a micrografia obtida pelo microscópio óptico e a 6.22(b) representa a imagem analisada pelo programa SRVNA.

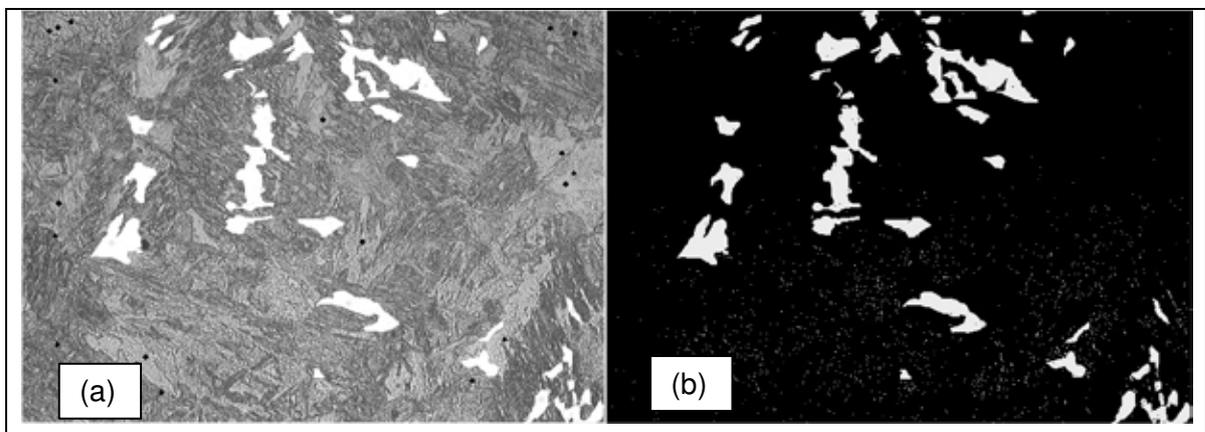


Figura 6.22 – Quantificação de fases para os ensaios com o fluxo TiO₂. (a) micrografia; (b) medidas empregando o SRVNA

Para determinar e comparar o percentual de ferrita no aço ASTM 410D, empregou-se a Equação 6.1 desenvolvida por Balmforth (2000) que prevê a porcentagem em volume de ferrita no metal fundido.

$$\%vol \alpha = -109 + 14,3[Cr + 2(Si + Mo) + (Al + Ti)] - 21,7(Ni + 20C + 10N + 0,3Mn) \quad \text{Equação 6.1.}$$

Utilizando-se os valores obtidos na Tabela 3.1 do Capítulo 3, que apresenta a composição química do aço em estudo, na Equação 1 obtém-se uma porcentagem de ferrita de aproximadamente 45,8% e o valor de martensita em torno de 54,2%. Isso pode ser confirmado através da análise do diagrama de Balmforth - Figura 3.1 apresentada no Capítulo 3 – onde se observou uma porcentagem próxima à calculada.

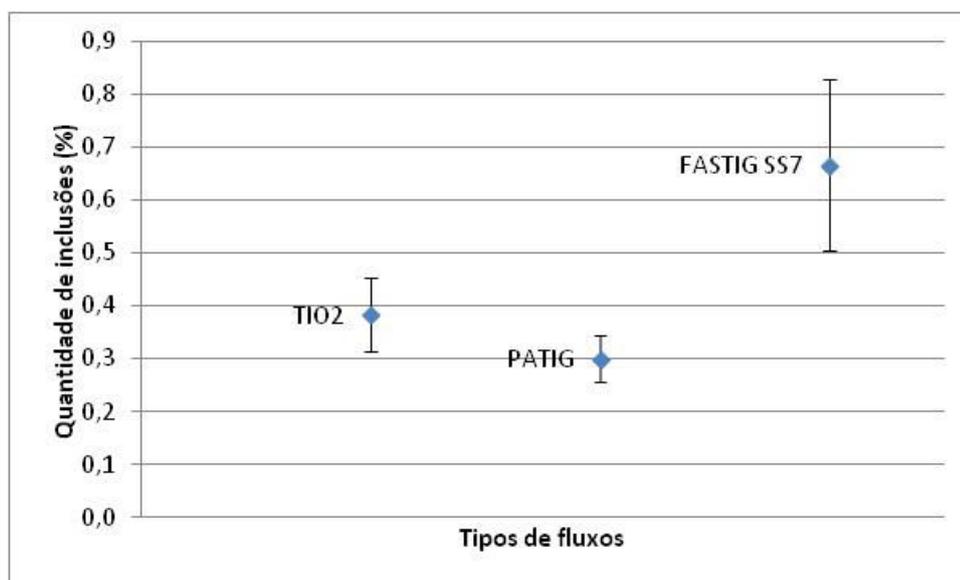
Comparando esses valores com os apresentados na Tabela 6.7 confirma-se uma maior concentração de martensita do que ferrita na zona fundida. Porém, nota-se que a proporção entre as fases é diferente, isso se deve ao fato da quantificação empregando o programa SRVNA ser realizada por área analisada.

Visando analisar uma possível influência do tipo de fluxo sobre a quantidade de inclusões empregou-se o programa SRVNA para quantificar as inclusões nos mesmos ensaios apresentados na Tabela 6.8. Para realizar estas análises foram utilizadas imagens de microscopia óptica, com um aumento de 200X, obtidas da superfície, do centro e do fundo do cordão de solda, como realizado anteriormente. Foi feita uma média de 10 (dez) imagens de cada uma dessas regiões e calculada a média e o respectivo desvio padrão. Os resultados da quantificação de inclusões por área analisada estão apresentados na Tabela 6.8.

Tabela 6.8 - Resultado da análise de quantificação de inclusões

Tipo de fluxo	Quantidade de Inclusões (%)			Média global
	Superfície do cordão	Centro do cordão	Fundo do cordão	
TIO ₂	0,36 ± 0,11	0,33 ± 0,03	0,46 ± 0,13	0,4 ± 0,07
PATIG	0,33 ± 0,07	0,32 ± 0,07	0,25 ± 0,03	0,3 ± 0,04
FASTIG SS7	0,75 ± 0,11	0,77 ± 0,11	0,48 ± 0,8	0,7 ± 0,16

Analisando a Tabela 6.8 percebe-se uma maior quantidade de inclusões quando se empregou o fluxo ativo FASTIG SS7. Essa variação pode estar associada à composição química do fluxo. A Figura 6.23 permite uma melhor visualização dos valores apresentados na Tabela 6.8.



6.23 – Análise comparativa percentual de inclusões para os três fluxos empregados, com os valores médio e desvio padrão

Através da Figura 6.23 percebe-se que o ensaio com FASTIG SS7 apresenta uma maior quantidade de inclusões comparada com o PATIG e o TiO_2 . Esse aumento provavelmente foi induzido pela composição química do fluxo, sendo observada uma maior quantidade de inclusões na superfície e no centro do cordão de solda, conforme dados da Tabela 6.8. Como a tenacidade da zona fundida depende de diversos fatores do material, como a sua composição química, o tamanho de grão, os tipos e as quantidades relativas de constituintes e a quantidade e o tamanho das inclusões (MODENESI, 2001), a variação de energia de impacto, apresentadas na Tabela 6.6, observada nos ensaios empregando os fluxos PATIG e FASTIG SS7, pode ser justificada pela quantidade de microconstituintes observado na ZF, onde a composição química do fluxo aparenta ter uma influência sobre a quantidade de ferrita e sobre a quantidade de inclusões.

6.2.4 Microdureza nos corpos de prova Charpy

A soldagem em uma junta proporciona uma região refundida na zona fundida, conforme pode ser observado na Figura 6.24.

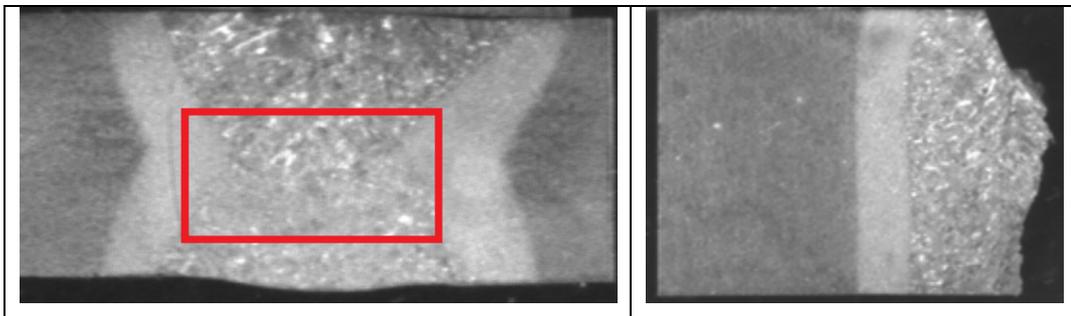


Figura 6.24 – Macrografia da junta soldada e do corpo de prova Charpy-V ensaiado. Ensaio 5 – PATIG (TCC)

Foi realizada a medida de microdureza na zona fundida dos corpos de prova charpy ensaiados (região do entalhe) com o objetivo de verificar possíveis diferenças nesta variável com a aplicação dos fluxos. As medidas foram realizadas na zona central de cada cordão de solda, sendo feita 10 medidas em cada cordão. De cada corpo de prova do ensaio Charpy foi retirada uma amostra para a realização do ensaio de microdureza. O ataque utilizado foi Vilella's.

A Figura 6.25 mostra os pontos de medição da microdureza realizados em todos os corpos de prova, sendo indicado pelas linhas tracejadas em vermelho.

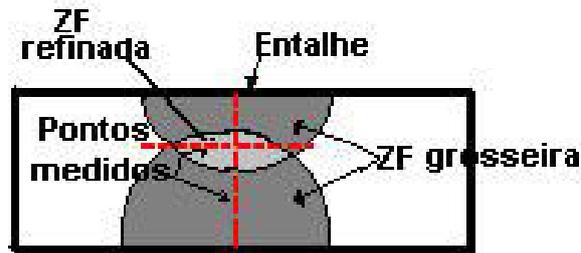


Figura 6.25 – Esquema de medição da microdureza no Charpy

A Tabela 6.9 mostra os valores de microdureza obtidos na zona fundida do metal de solda antes do ensaio de impacto (ZF_M), na zona fundida do entalhe (região onde foi usinado o entalhe) (ZF_CHARP) e no metal de base (MB). Foram realizadas 10 medidas com 0,5 mm de distância entre cada uma, para cada amostra. As medidas do entalhe foram realizadas seguindo uma linha imaginária paralela ao caminho da trinca formada.

Algumas vezes a microdureza foi realizada sobre o microconstituente martensítico ou sobre o ferrítico (em diferentes morfologias), o que justifica a ocorrência de variações nas medidas.

As médias de microdureza realizada tanto nos corpos de prova ZF_M quanto nos ZF_CHARP não apresentaram grandes modificações quando foram comparadas às duas técnicas de soldagem aplicadas. Apesar de serem observadas pequenas variações nas microdurezas medidas, estas podem ser explicadas devido aos diferentes microconstituintes encontrados ao longo das medições, o que acabou influenciando na média de cada corpo de prova. A média final obtida foi de 340 HV, em ambos os casos.

Tabela 6.9 – Médias das Medições de Microdureza

Amostras	ZF_M (HV)	ZF_CHARP (HV)	MB (HV)
1	340	332	164
2	340	345	
3	336	320	
4	354	366	
5	362	335	
6	312	344	
7	334	340	
Médias	340	340	

Através das Figuras 6.26 (a) e (b) é possível observar a microestrutura da Amostra 2, empregando TiO₂ como fluxo ativo. Essa microestrutura foi caracterizada como martensita com uma dureza média de 357 HV.

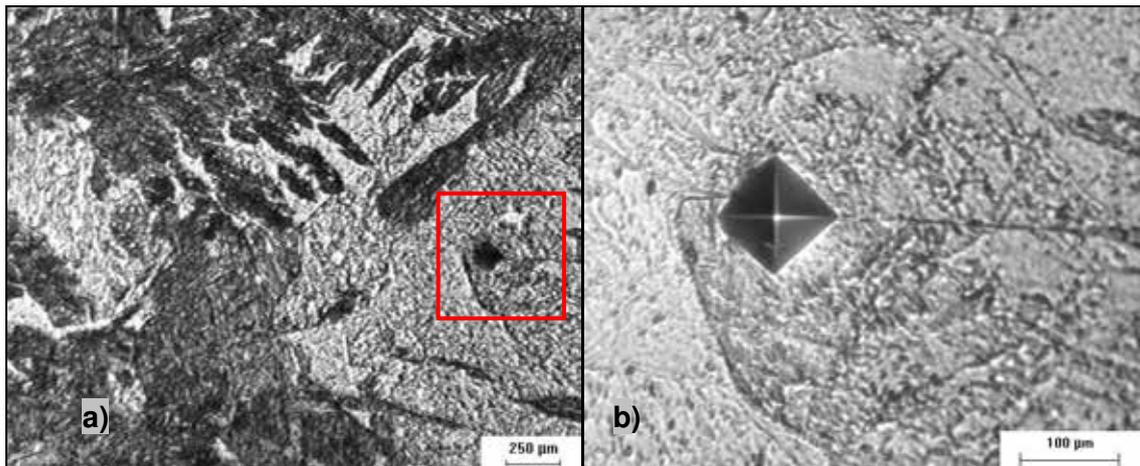


Figura 6.26 – Micrografia da Amostra 2, com fluxo TiO_2 . Apresenta martensita com dureza média de 357HV. a) aumento de 50X; b) aumento de 200x

Outro microconstituente bastante observado nas amostras, identificado como ferrita, apresentou uma dureza média de 200 HV. A Figura 6.27 mostra o seu aspecto.

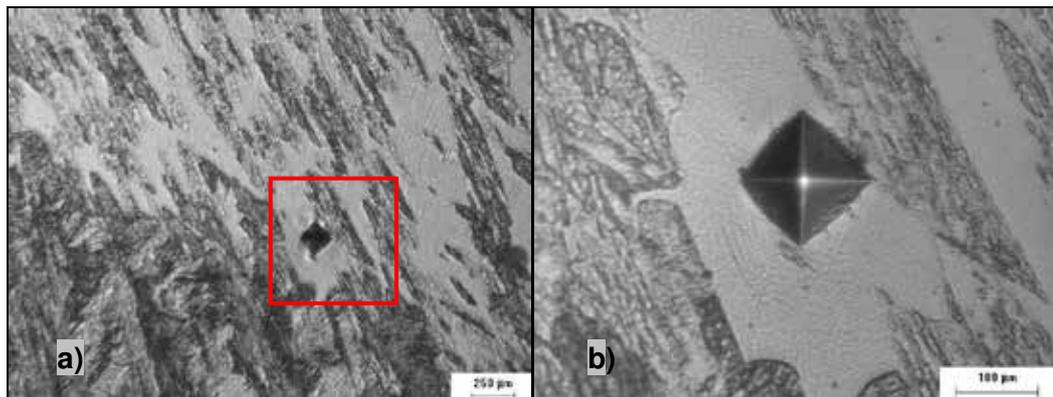


Figura 6.27 - Amostra 1, sem fluxo. Microdureza de 208HV. a) aumento de 50X; b) aumento de 200x

Para verificar o desvio obtido nas medições, foi montado um gráfico, apresentado na Figura 6.28 para melhor analisar esta diferença de medição, onde se colocou a média das medições e o desvio padrão observados. Nesse gráfico a legenda ZF_M é relativa a dureza média observada nos corpos de prova antes do ensaio Charpy e a ZF_CHARP é relativa a dureza média observada próximo ao entalhe após o ensaio.

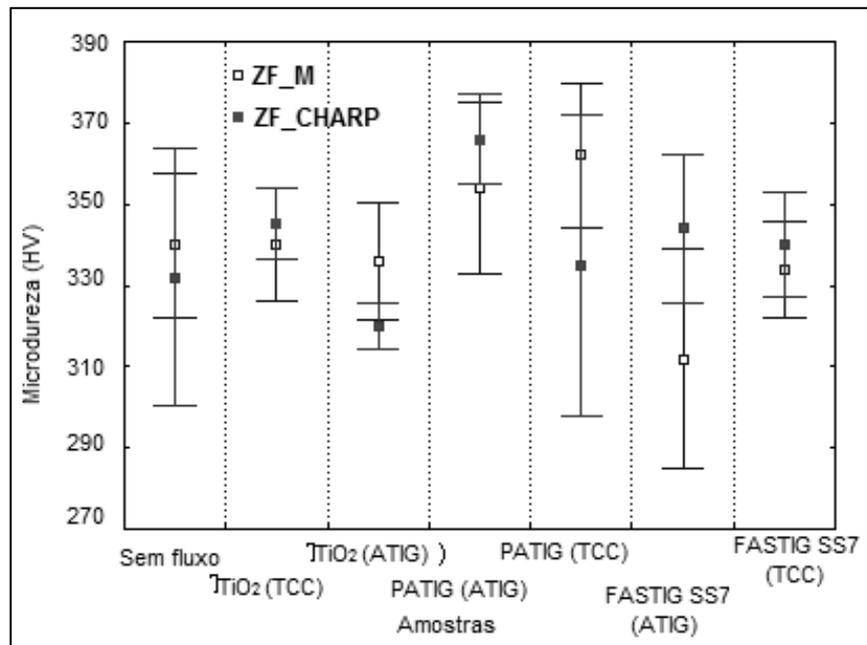


Figura 6.28 – Resultado das médias de microdureza com desvio padrão para os diferentes fluxos empregados

A microdureza não apresentou variações na zona fundida quando modificada a técnica de soldagem de A-TIG convencional para técnica da Construção Controlada e nem quando se variou o tipo de fluxo ativo aplicado. Isso sugere que o fluxo ativo não apresenta influência sobre nem sobre as propriedades mecânicas e nem influência metalúrgica quando empregado no aço em estudo.

6.2.4.1 Microestrutura dos corpos de prova Charpy-V

Como descrito anteriormente, os corpos de prova Charpy-V foram retirados de uma junta de topo soldada dos dois lados, podendo ocorrer regiões de refino de grão no centro da junta devido à ação do ciclo térmico. Para verificar esse fato foi realizada análise micrográfica dos corpos de prova Charpy, observando preferencialmente a região próxima ao entalhe.

Observou-se que a microestrutura apresentada nos entalhes seguiu a mesma característica observada nas zonas fundidas das amostras retiradas antes do ensaio Charpy-V. A Figura 6.29 apresenta o aspecto da microestrutura observada no corpo de prova sem fluxo ativo, verificando-se uma microestrutura martensítica de dureza média 340 HV.

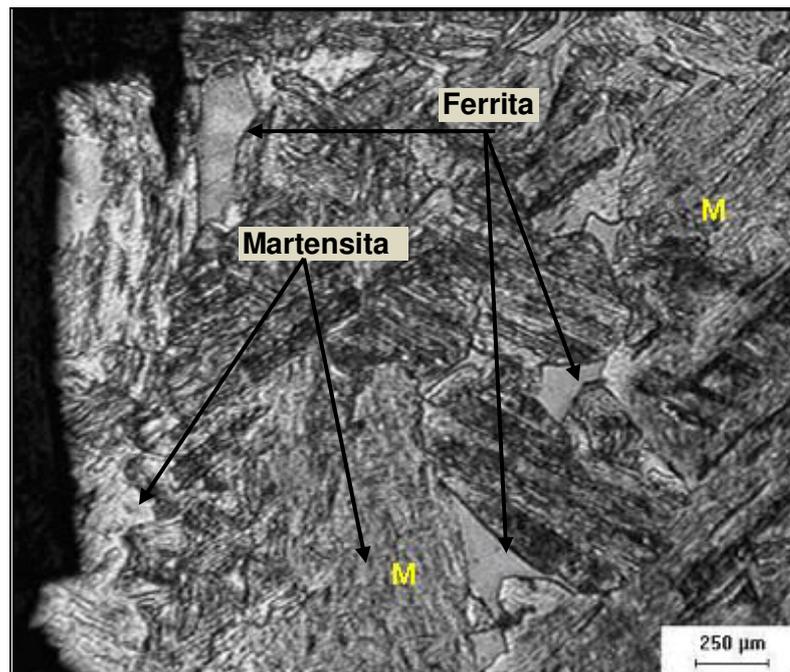


Figura 6.29 – Micrografia do corpo de prova sem fluxo: próximo a região do entalhe do corpo de prova Charpy após o impacto. Microscópio óptico. 50x

Nas Figuras 6.30 e 6.31 pode-se observar o aspecto da microestrutura das amostras 2 (TiO_2 – TCC) e amostra 3 (TiO_2 – A-TIG), da Tabela 6.9, respectivamente.

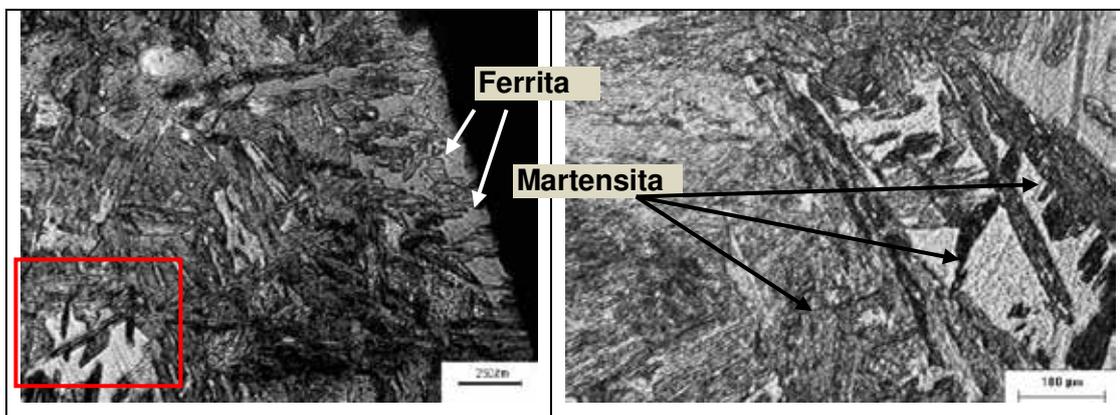


Figura 6.30 - Micrografia do Charpy ensaiado (TiO_2 - TCC). a) Próximo ao entalhe presença de ferrita em matriz martensítica; b) Detalhe ampliado mostrando martensita

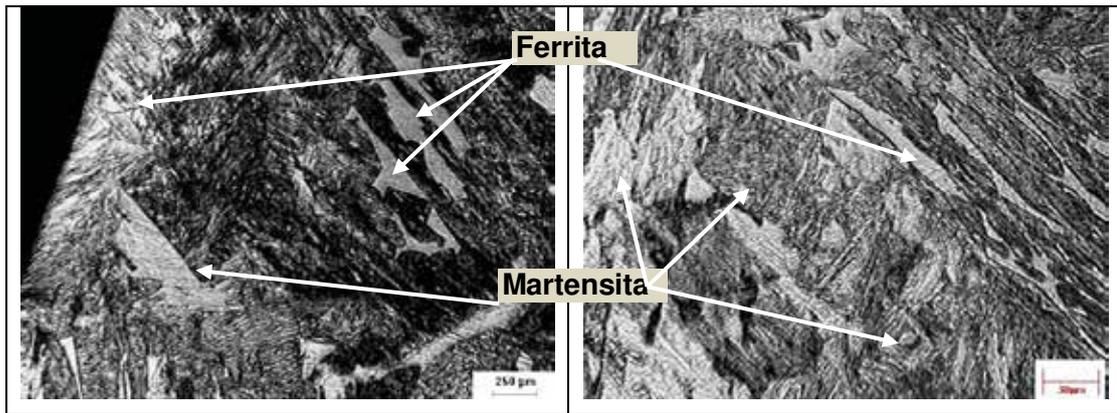


Figura 6.31 - Micrografia do Charpy ensaiado (TiO_2 – A-TIG. a) Próximo ao entalhe; b) Centro do corpo de prova, ainda na zona fundida. Presença de ferrita em matriz martensítica

Na Figura 6.32 e 6.35 pode-se observar o aspecto da microestrutura das amostras 6 (FASTIG SS7 – A-TIG) e amostra 7 (FASTIG SS7 – TCC), respectivamente.

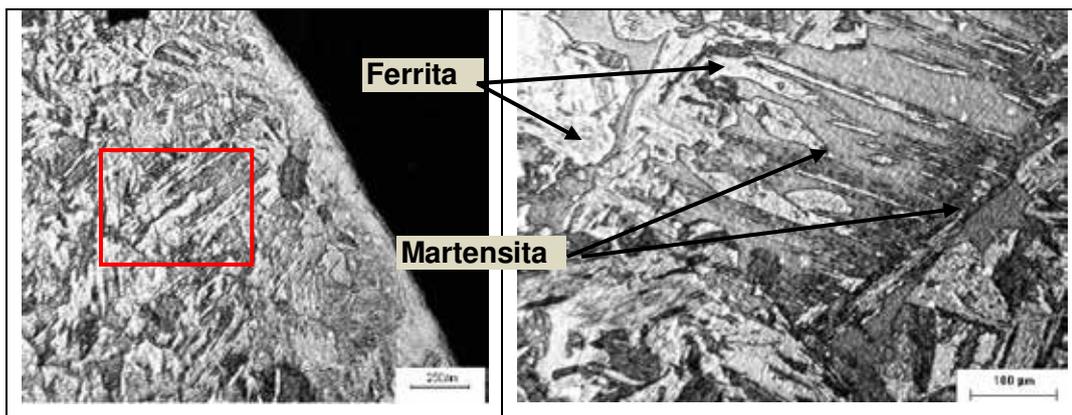


Figura 6.32 – Micrografia do Charpy ensaiado (FASTIG SS7-A-TIG). a) Próximo ao entalhe; b) Detalhe ampliado. Presença de ferrita em matriz martensítica. Amostra 6

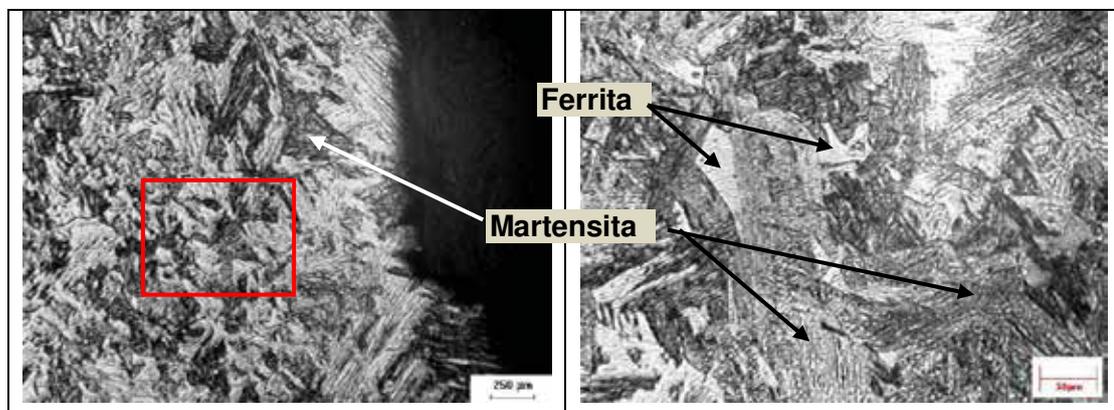


Figura 6.33 - Micrografia do Charpy ensaiado (FASTIG SS7 - TCC). a) Próximo ao entalhe; b) Detalhe ampliado. Presença de ferrita em matriz martensítica. Amostra 7

Nas Figuras 6.37 e 6.38 pode-se observar o aspecto da microestrutura da amostra 4 (PATIG – A-TIG) e amostra 5 (PATIG – TCC), respectivamente.

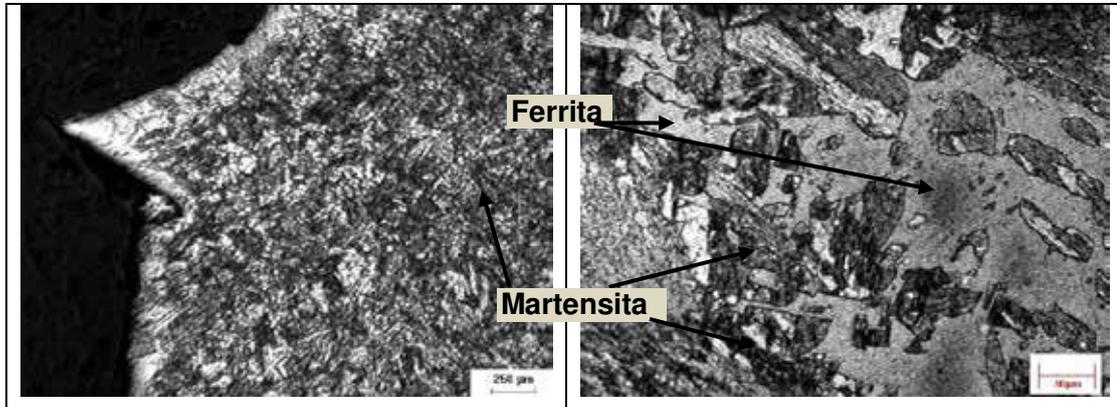


Figura 6.34 - Micrografia do Charpy ensaiado (PATIG – A-TIG). a) Próximo ao entalhe; b) Centro do corpo de prova, ainda na zona fundida. Presença de ferrita em matriz martensítica. Amostra 4

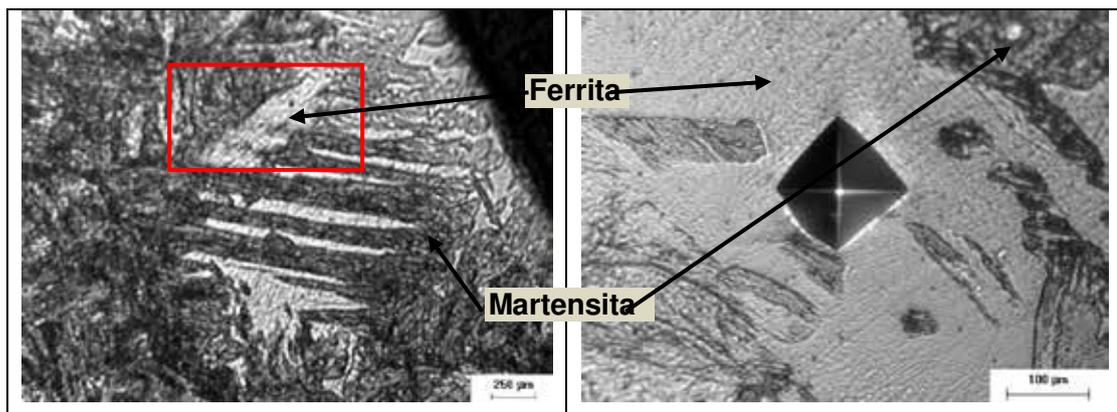


Figura 6.35 - Micrografia do Charpy ensaiado (PATIG – TCC). a) Próximo ao entalhe; b) Detalhe ampliado mostrando impressão de microdureza em uma ferrita. Amostra 5

Percebe-se pelas micrografias apresentadas nas Figuras 6.29 a 6.35 uma microestrutura semelhante à observada nas Figuras 6.10 a 6.13, mostrando que apesar de ter ocorrido regiões de refino de grão devido à soldagem nos dois lados da junta, esse fato não proporcionou modificações microestruturais que justificassem a baixa energia de absorção obtida.

6.3 Comentários finais

- a) Com relação a caracterização da zona fundida:
- perfil do cordão de solda: Verificou-se que a adição de fluxo ativo, comercial ou não, interfere na geometria do cordão de solda, sendo possível obter maiores penetrações e

cordões mais estreitos, sendo observados melhores resultados de penetração quando se empregou os fluxos comerciais FASTIG SS7 e PATIG.

- microestrutura da zona fundida – Os fluxos ativos FASTIG SS7 E PATIG provocaram alterações microestruturais nos corpos ensaiados, sendo observada uma maior porcentagem global de ferrita quando empregado o fluxo PATIG e um maior percentual global de martensita quando utilizado o FASTIG SS7.

- microdureza da zona fundida - não apresentou variações com a aplicação da técnica de soldagem A-TIG com os tipos de fluxo utilizados. Apesar de serem observadas pequenas variações nas medidas de microdurezas, estas podem ser explicadas devido aos diferentes microconstituintes encontrados ao longo dos pontos de medições. A microdureza da zona fundida ficou dentro de uma faixa entre 274,2 HV a 336,7 HV, bem acima da dureza do metal de base (164 HV).

b) Resistência ao impacto – todos os corpos de prova Charpy ensaiados apresentaram baixa absorção de energia de impacto na zona fundida, independente da técnica aplicada.

- a média da energia de impacto absorvida na zona fundida foi aproximadamente a mesma para todos os corpos de prova realizados com e sem fluxo ativo, independente da técnica aplicada, exceto para o fluxo PATIG (TCC), com a técnica da Construção Controlada, onde a média da energia de impacto foi cerca de 3 vezes maior que os outros fluxos.

- avaliação microestrutural – independentemente do tipo de técnica de soldagem aplicada ou do fluxo ativo empregado, os microconstituintes predominantes foram martensita e ferrita.

- análise fractográfica – no ensaio de impacto Charpy reduzido realizado na zona fundida o aço ASTM 410D apresentou uma baixa energia de absorção. Essa baixa energia foi confirmada pelo aspecto da fratura que apresentou clivagens, típicas de fratura frágil.

c) Quantificação de fases e inclusões

- Fases – a análise através do programa SRVNA dos cordões de solda com os fluxos TiO₂, PATIG e FASTIG SS7 mostrou uma maior porcentagem por área de martensita do que de ferrita, como era esperado pela literatura para aços com essa composição química soldados sem metal de adição.

- Nos ensaios realizados empregando o fluxo PATIG verificou-se uma porcentagem em volume de ferrita maior do que os demais ensaios com os outros fluxos. Esta alteração no percentual de ferrita na zona fundida pode ter sido influenciada pela composição química do fluxo, pois alguns elementos químicos atuam como elementos alfacênicos, como o silício e o alumínio que foram encontrados nos ensaios empregando esse fluxo. Esse fato pode justificar a energia de absorção maior encontrada.

- Inclusões - Percebe-se que apesar das inclusões observadas aparentemente sofrerem influência dos fluxos empregados, a presença de fluxo não provocou alterações com relação à tenacidade do material soldado.

CAPÍTULO VII

7 FILMAGENS DO ARCO ELÉTRICO

Este capítulo descreve as filmagens do arco das soldagens realizadas sem e com os seis tipos de fluxo ativo empregados no Capítulo 6. O intuito destas filmagens foi observar o comportamento do arco voltaico quando empregado o fluxo ativo. Com o auxílio do programa MedeArco (Anexo I) foram determinadas as larguras do arco. Esta análise tem como objetivo verificar se ocorrem alterações na largura do arco ou desvio do mesmo, quando empregado fluxo ativo. Foi também utilizado um sistema de luminosidade (sensor de luz), desenvolvido no Laprosolda/UFU, para determinar a intensidade luminosa do arco de soldagem e comparar com os resultados da filmagem.

Realizou-se, ainda, as filmagens dos arcos das soldagens em aço inoxidável austenítico AISI 304 L, devido esse ser bastante empregado na soldagem A-TIG. Os resultados observados neste aço inoxidável austenítico foram então comparados com os realizados em chapas de aço inoxidável ferrítico ASTM 410D.

7.1 Filmagens no aço inoxidável ferrítico

Foram soldados corpos de prova de aço inoxidável ferrítico ASTM 410D nas dimensões 250 x 30 x 6,4 mm, “bead on plate”. O fluxo foi passado sobre metade da chapa, sendo obtido desta forma, um ensaio sem e com fluxo nas mesmas condições de soldagem (Figura 3.8 do Capítulo 3). Empregou-se uma corrente de soldagem de 200 A, velocidade de soldagem de 20 cm/min, gás de proteção argônio na vazão de 14 l/min, eletrodo de tungstênio com 2% de tório, ângulo de ponta de 60° e DEP de 2,0 mm.

A bancada para filmagem e aquisição de luminosidade foi montada conforme explicado no Item 3.3.5 do Capítulo 3. Com o auxílio do programa MedeArco foram realizadas as medições do arco da região saturada na raiz do arco, conforme apresentado na Figura 3.15 do Item 3.3.5. Um sensor de luminosidade foi fixado à tocha sendo o posicionamento do sensor (posição1) direcionado para o centro do arco elétrico, conforme mostrado na Figura 3.18 do Capítulo 3.

Foram utilizados quadros das filmagens realizadas no início, no meio e no fim de cada uma das peças de ensaio soldadas, na região com e sem fluxo. Para cada região selecionou-se 3 imagens para as medições das regiões saturadas de cada arco (256 intensidade de pixel) e retirou-se a média. Os valores medidos estão na Tabela 7.1.

Tabela 7.1 – Medidas da largura dos arcos – início, meio e fim das peças de ensaio

Ensaio	Sem fluxo (mm)				Com fluxo (mm)			
	Início	Meio	Fim	Média	Início	Meio	Fim	Média
Brown	4,1	3,7	3,8	3,9	4,1	4,1	4,0	4,1
Green	3,5	3,6	3,6	3,6	3,5	4,1	4,2	3,9
PATIG	4,2	4,4	4,3	4,3	4,3	4,1	4,4	4,3
FASTIG SS7	4,1	3,5	3,5	3,7	4,3	4,1	4,7	4,4
TiO₂	4,4	4,3	4,4	4,4	4,4	4,4	4,0	4,3
White	4,1	3,8	4,2	4,0	4,3	4,2	4,7	4,4

Na Tabela 7.2 estão apresentadas as medidas geométricas dos cordões de solda dos respectivos ensaios da Tabela 7.1.

Tabela 7.2 – Medidas geométricas do cordão de solda

Ensaio	Largura (mm)	Penetração (mm)
Sem fluxo	11,8	2,7
Brown	8,1	4,5
Green	10,3	2,8
PATIG	7,7	4,7
FASTIG SS7	8,5	4,3
TiO₂	9,4	3,1
White	9,1	3,1

As Figuras 7.1 a 7.6 apresentam as imagens utilizadas para a medição, pelo programa MedeArco e seus respectivos gráficos, os quais são obtidos a partir da conversão em formato de texto da intensidade de pixel obtida de cada imagem do arco analisada.

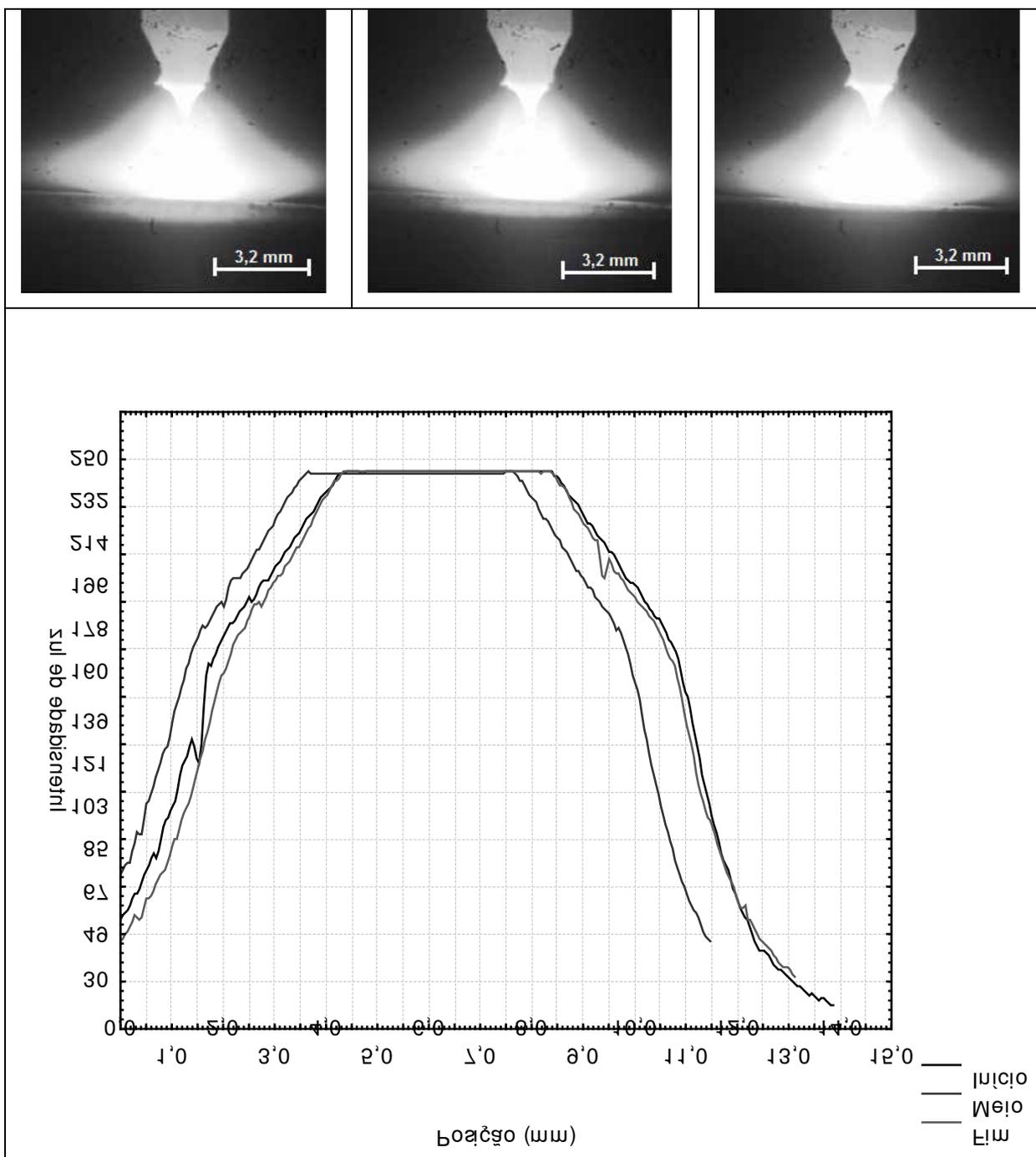


Figura 7.1 Fluxo Brown. a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – dados extraídos do MedeArco

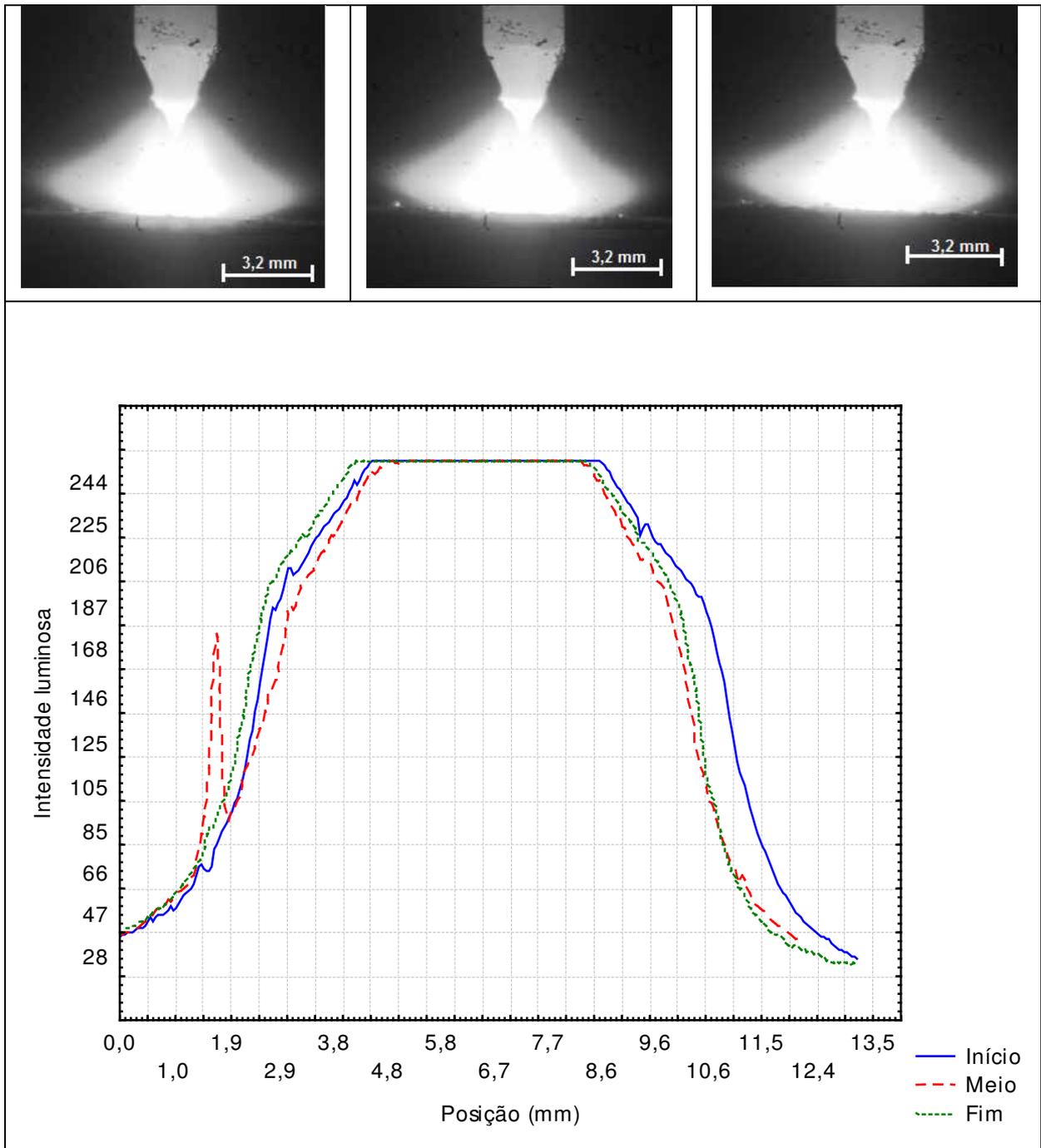


Figura 7.2 – Fluxo Green. a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – Fluxo GREEN – dados extraídos do MedeArco

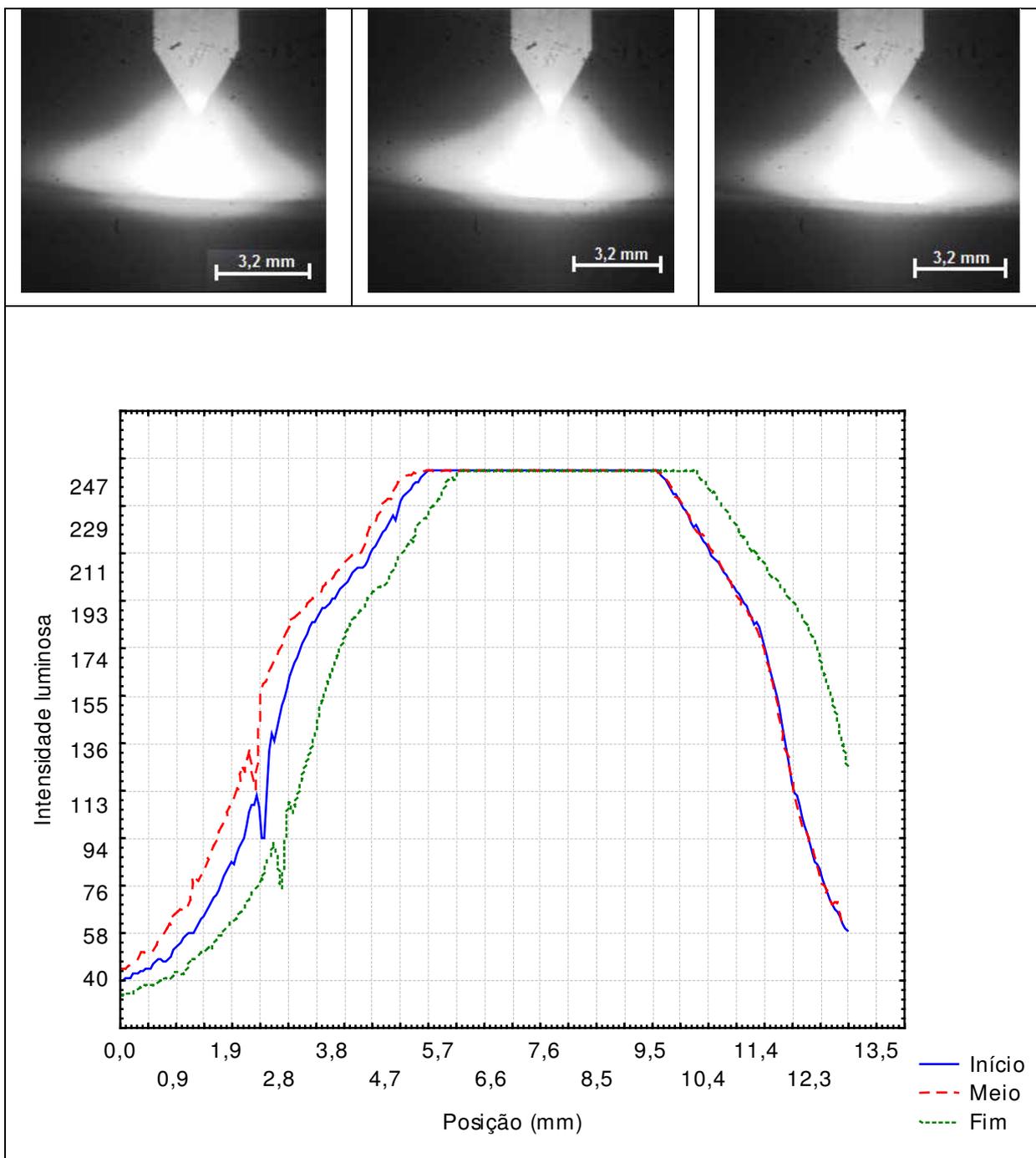


Figura 7.3 –Fluxo PATIG. a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – dados extraídos do MedeArco

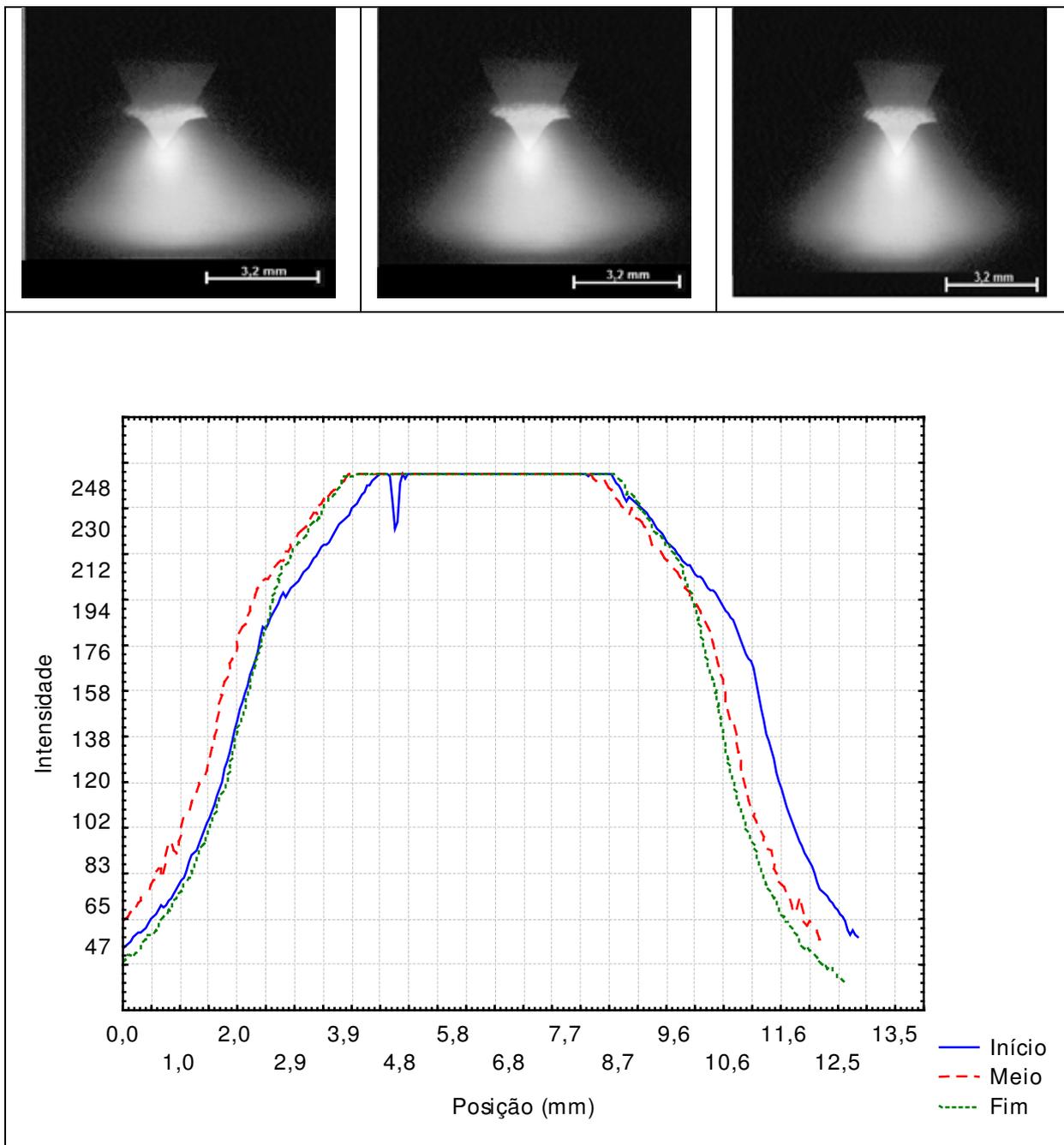


Figura 7.4 – Fluxo FASTIG SS7. a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – dados extraídos do MedeArco

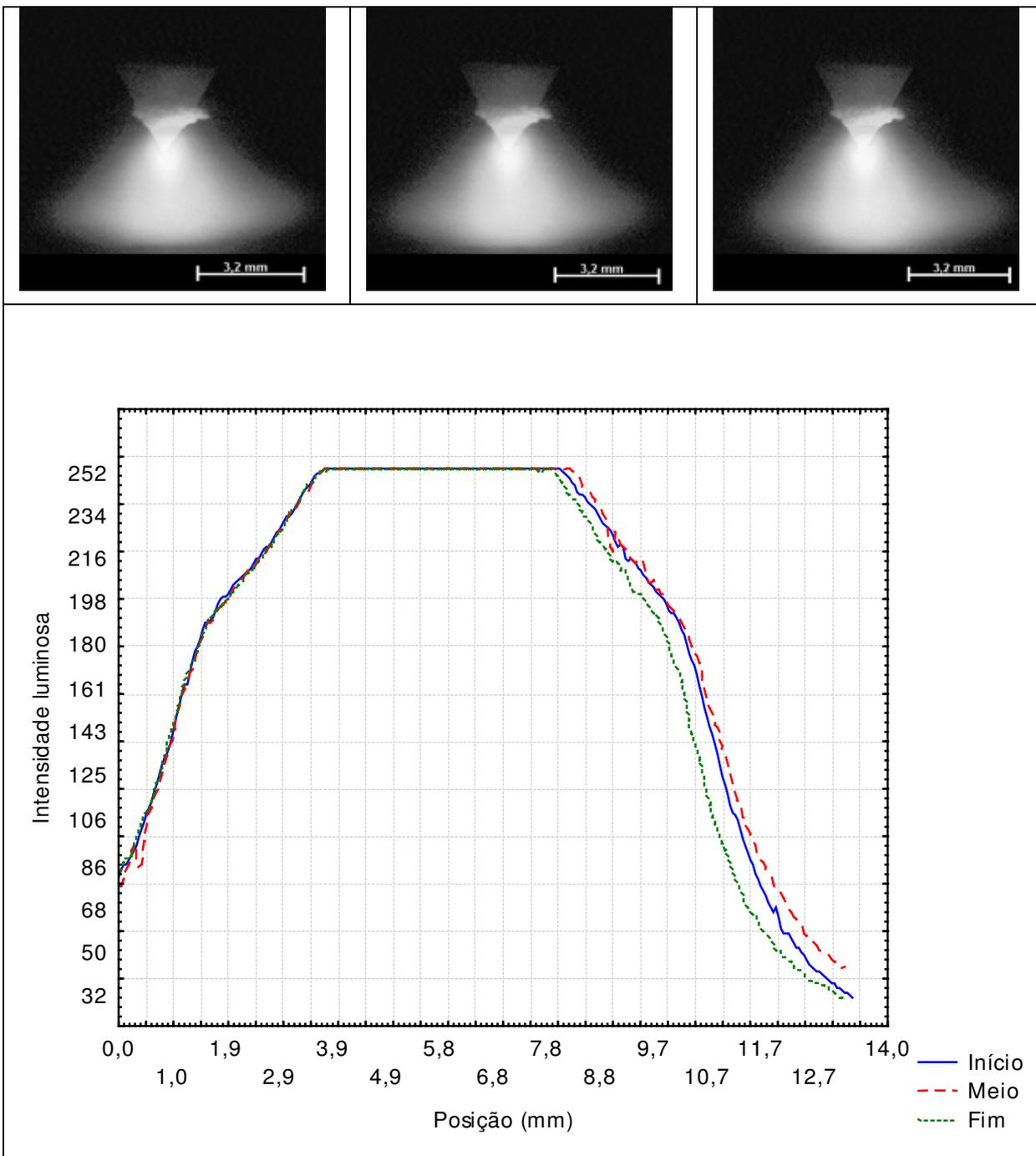


Figura 7.5 –Fluxo TiO₂. a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – dados extraídos do MedeArco

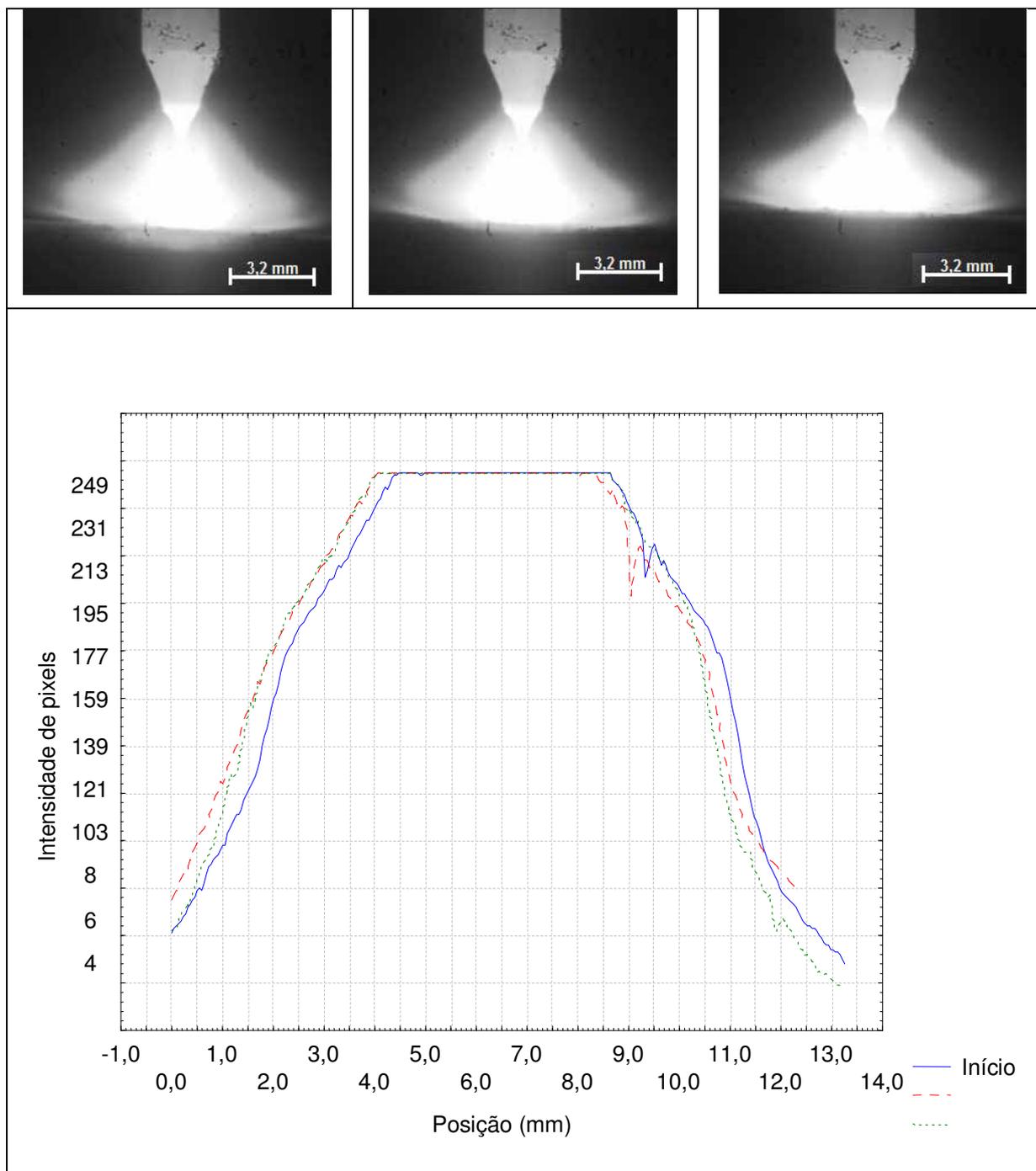


Figura 7.6 – Fluxo White. a) início; b) meio; c) fim; d) Gráfico do perfil de luminosidade do arco – dados extraídos do MedeArco

Para melhor visualizar o efeito do fluxo sobre o arco, calculou-se a média e o desvio padrão para cada caso e montou-se o gráfico da Figura 7.7, onde são apresentados os resultados das medidas de largura do arco (intensidade saturada) para cada ensaio sem e com fluxo ativo.

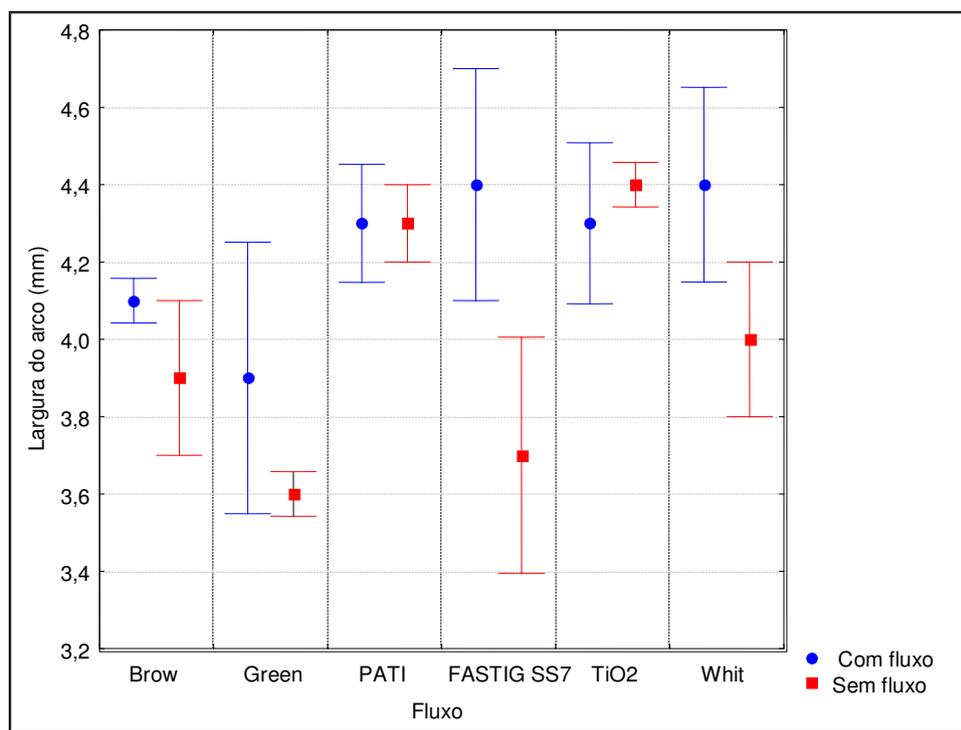


Figura 7.7 – Gráfico da medida da largura dos arcos na região de saturação da intensidade de luz

Analisando a Figura 7.7 percebe-se que a aplicação do fluxo provoca pequenas alterações para mais na largura do arco (região saturada), variando de 0,2 a 0,7 mm em média com relação ao mesmo teste sem fluxo, ou seja, indicando um aumento na medição dos arcos com fluxo. Alguns autores citam que observaram um aumento na intensidade luminosa nesta região central. Afirmam, ainda, que observaram uma constrição na base do arco voltaico (raiz).

Através dos dados da Tabela 7.2 percebe-se que quando se emprega fluxo ativo todos os cordões de solda apresentaram uma redução na largura do cordão, quando comparado com o cordão de solda do ensaio sem fluxo. Fazendo uma análise entre as medidas de arcos obtidas e a larguras dos cordões de solda (Figura 7.8) percebe-se que independente da largura do cordão de solda e se o ensaio foi realizado com ou sem adição de fluxo ativo, a largura do arco, medida pelo programa MedeArco, não sofre alterações significativas. Como este programa utiliza a região de saturação como forma de análise, e como em todos os ensaios foi utilizada esta mesma região para dimensionar o arco, acredita-se que o local medido não permitiu a visualização de nenhuma alteração na intensidade de pixel de cada quadro analisado, quando realizadas as soldagens com ou sem fluxo.

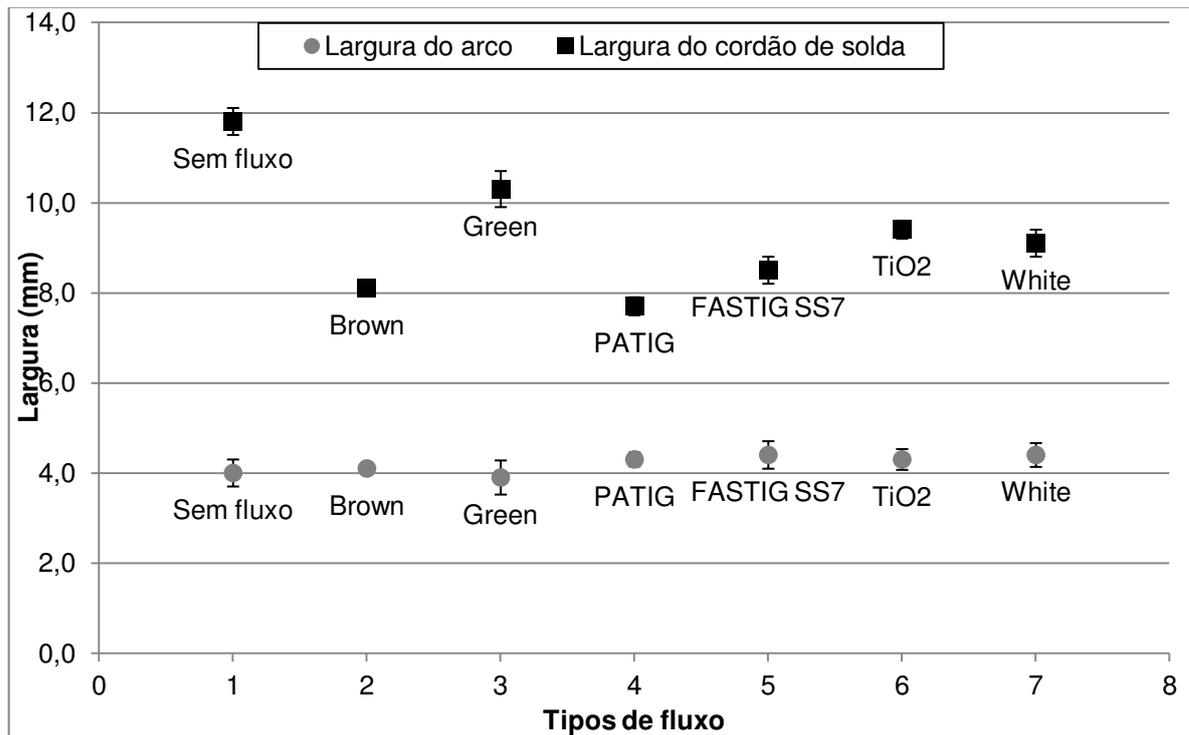


Figura 7.8 – Comparativo entre a largura do arco medida pelo MedeArco e a largura do cordão de solda

7.2 Luminosidade do arco

Através de um sensor de luminosidade que permite converter a intensidade luminosa em tensão foi possível analisar e comparar os resultados do sensor com os da filmagem. Os dados do sensor estão apresentados na Tabela 7.3.

Tabela 7.3 – Valores médios da intensidade luminosa obtida pelo sensor

Fluxos	Média intensidade Luminosa (mV)	
	Sem fluxo	Com fluxo
Brown	2662	2870
Green	2889	2677
PATIG	2262	2692
FASTIG SS7	2224	1889
TiO ₂	2312	2048
White	2433	2707

Para uma melhor visualização dos resultados a Figura 7.9 apresenta os sinais de luminosidade, o eixo das abscissas representa os tipos de fluxo empregados e o das

ordenadas representa o sinal do sensor em mV. É importante citar que o sensor de luminosidade foi apontado para a região central do arco elétrico, um pouco abaixo da ponta do eletrodo.

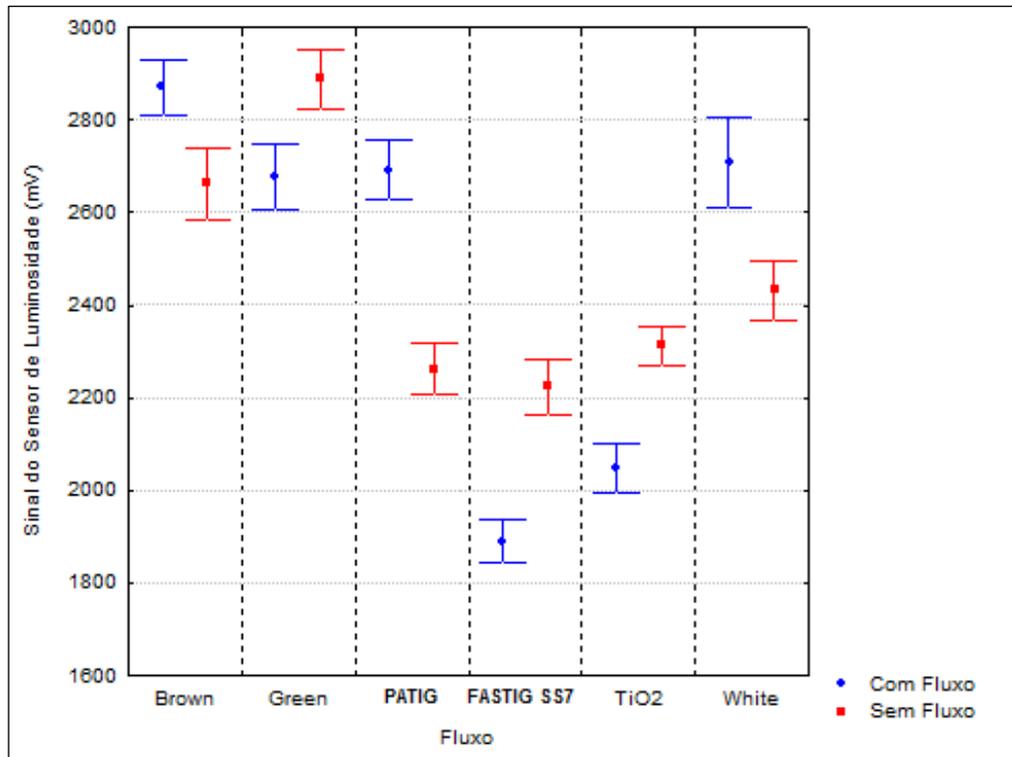


Figura 7.9 – Gráfico da luminosidade para os fluxos na soldagem do aço inoxidável ferrítico ASTM 410D obtida pelo sensor de luminosidade

Percebe-se neste gráfico, analisando os sinais do sensor para a região com e sem fluxo para cada corpo de prova, que alguns fluxos apresentaram uma maior diferença na luminosidade dos arcos das soldagens com e sem fluxo, no ponto médio de medição. Os fluxos White e PATIG apresentaram uma intensidade luminosa maior na região com fluxo e os fluxos FASTIG SS7 e TiO₂ apresentaram sinais inverso, isto é, maior intensidade de luminosidade na região sem fluxo. Os outros tipos de fluxo não apresentaram alterações nas intensidades luminosas para as duas regiões estudadas. Uma hipótese para essas diferenças pode estar relacionada à composição química do tipo de fluxo. Entretanto, verificaram-se diferenças na intensidade luminosa para a região sem aplicação de fluxo, conforme mostrado na Figura 7.9.

Outro fato pode estar relacionado à forma de obter as medidas de intensidade luminosa com o sensor utilizado, isto é, a dificuldade de obter o sinal de uma região do arco elétrico com o sensor utilizado, apesar de ter sido tomado todos os cuidados necessários durante o ensaio. Este fato mostra a necessidade de uma análise mais detalhada

envolvendo novos ensaios com filmagem e sensor de luminosidade.

Fazendo uma comparação entre a largura do arco, obtida pelo programa MedeArco, e a intensidade luminosa do mesmo arco, não foi possível verificar uma relação entre o aumento de luminosidade obtida pelo sensor e a largura do arco, conforme pode ser observado na Figura 7.10.

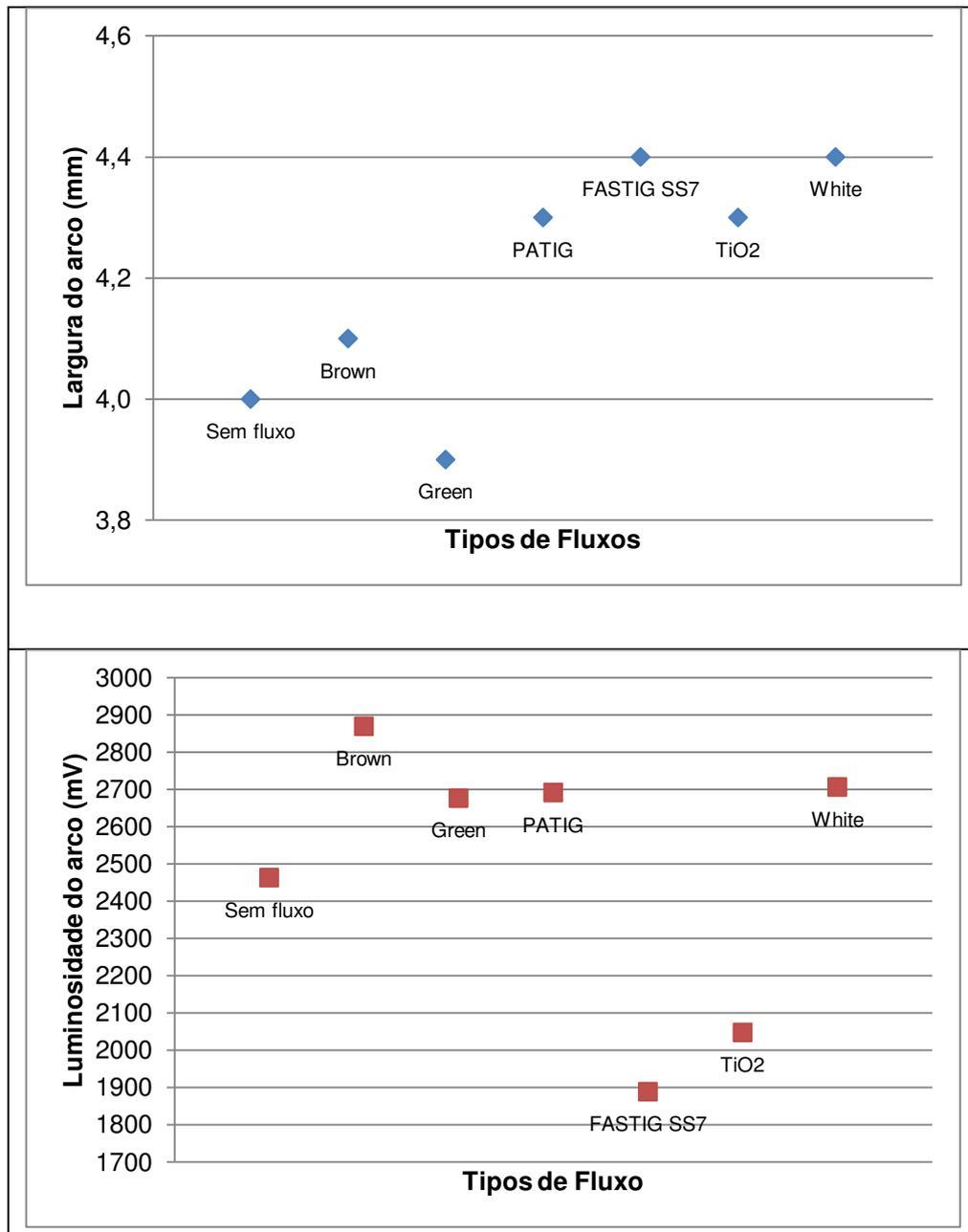


Figura 7.10 – (a) Largura do arco medido pelo programa MedeArco; (b) Luminosidade do arco, medida pelo sensor de luminosidade

7.3 Filmagem no aço inoxidável austenítico

Foram soldados 6 corpos de prova de aço inoxidável austenítico AISI 304L nas dimensões 250 x 30 x 6,4 mm, “bead on plate”. O fluxo foi passado sobre metade da chapa, sendo obtido desta forma, um ensaio sem e com fluxo nas mesmas condições de soldagem. Empregou-se uma corrente de soldagem de 200 A, velocidade de soldagem igual a 20 cm/min, gás de proteção argônio na vazão de 14 l/min e DEP de 2,0 mm. Devido ao desgaste observado na ponta do eletrodo durante a soldagem foram empregados 6 eletrodos de tungstênio com 2% de tório, com ângulo de ponta de 60°, sendo utilizado um para cada ensaio.

As medições dos arcos forma realizadas de acordo com o proposto no Item 3.3.5 do Capítulo 3. A região medida pelo programa foi a mesma que está representada na Figura 3.15 do Capítulo 3, porém, adotou-se a posição 2, apresentada na Figura 3.18 do Capítulo 3, para o sensor de luminosidade com o intuito de observar se ocorre uma redução na luminosidade na base do arco, o que pode indicar uma constrição do arco nesta região.

Para a obtenção da medida de cada arco foi feita a média entre as medidas do início, meio e fim do arco, obtido do patamar de cada gráfico montado. Os valores medidos estão na Tabela 7.8.

Tabela 7.4 – Medidas da largura dos arcos – início, meio e fim

Fluxos	Sem fluxo				Com fluxo			
	Início	Meio	Fim	Média	Início	Meio	Fim	Média
Brown	6,6	5,8	5,7	6,0	6,3	6,6	6,3	6,4
Green	3,2	3,8	3,3	3,4	6,0	6,4	6,2	6,2
PATIG	3,8	3,8	4,0	3,9	6,3	6,3	5,7	6,1
FASTIG SS7	5,3	5,1	5,5	5,3	5,9	6,5	6,8	6,4
TiO₂	4,7	4,7	4,3	4,6	5,5	6,1	6,4	6,0
White	3,7	4,0	4,9	4,2	6,9	6,4	5,9	6,4

Também foram utilizadas três imagens do início, do meio e do fim de cada corpo de prova soldado, com e sem fluxo para a montagem dos gráficos de intensidade de pixel da região da raiz do arco. Os dados foram retirados do programa MedeArco. Observou-se que os perfis dos arcos para os ensaios realizados nesta etapa tiveram o formato semelhante aos observados nos ensaios do sub-item 7.1 para o aço inoxidável ferrítico. Na Figura 7.11 observa-se um exemplo do gráfico obtido quando se empregou o fluxo Brown, comprovando a semelhança. Para melhor visualizar o efeito do fluxo sobre o arco, calculou-se o desvio

padrão para cada caso e montou-se o gráfico da Figura 7.12, onde são apresentados os resultados das medidas de largura do arco para cada corpo de prova soldado sem e com fluxo ativo.

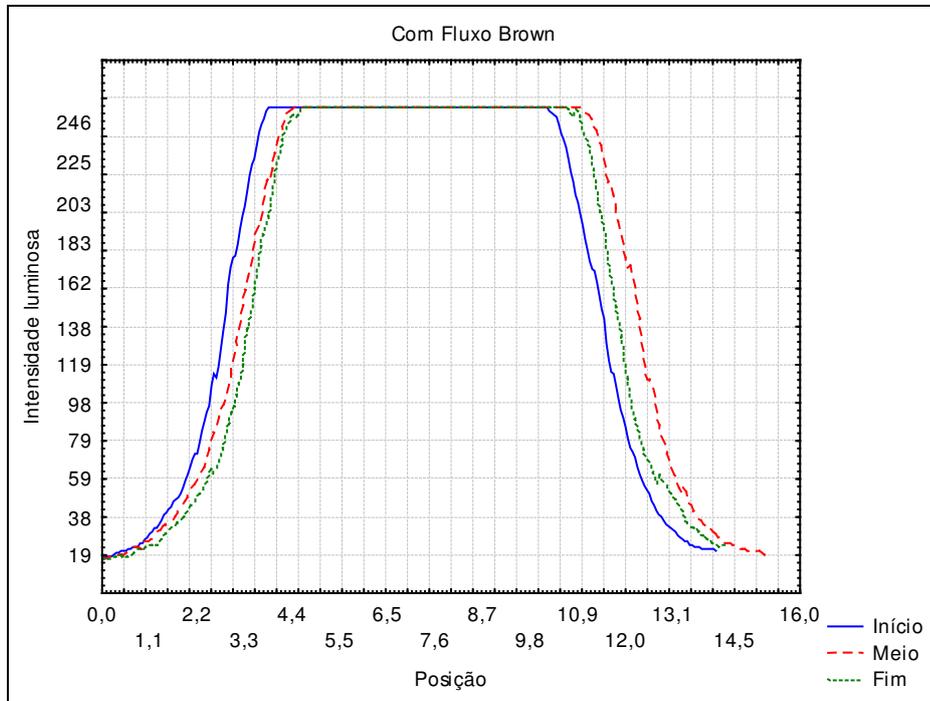


Figura 7.11 - Gráfico do perfil de luminosidade do arco – fluxo Brown – dados extraídos do MedeArco

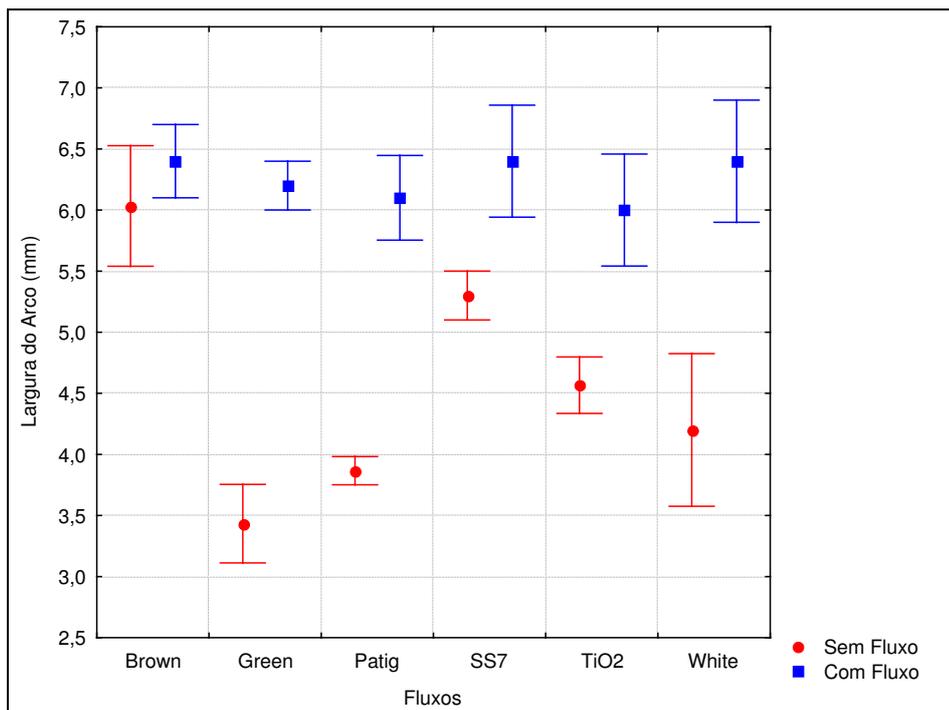


Figura 7.12 – Gráfico da medida da largura dos arcos na região saturada (raiz do arco)

Analisando o gráfico da Figura 7.12 para cada fluxo utilizado, observa-se um aumento da largura do arco na região de saturação em todos os testes empregando fluxo ativo. O mesmo foi observado nos ensaios realizados no aço inoxidável ferrítico, o que era esperado, visto que o ponto de medição foi o mesmo empregado. Vilarinho (2009) também percebeu uma maior intensidade de pixel nos ensaios com fluxo ativo, e, portanto, maiores larguras do arco quando empregou o processo A-TIG. Ele observou, ainda, que ocorre um aumento de temperatura no centro do arco no processo A-TIG, o mesmo foi constatado por Marya (2004). Essa maior intensidade de pixel pode estar relacionada ao aumento da temperatura no centro do arco, local escolhido para a medição do arco. Observa-se, ainda, que os valores medidos apresentados na Figura 7.12 foram maiores do que os da Figura 7.7. Uma hipótese para justificar a variação nas medições para os dois tipos de aços soldados pode estar relacionada à composição química do material ser diferente o que pode causar modificações no arco. Vilarinho (2009) realizou a soldagem A-TIG em aço inoxidável austenítico AISI 304L, aço SAE 1020, em uma liga de alumínio e em um aço inoxidável ferrítico, o mesmo deste trabalho. Ele observou que alguns elementos presente no material de base, evaporavam e alteravam as características do arco elétrico.

Utilizando o sensor de luminosidade que permite capturar e converter os sinais de luminosidade em mV empregado no Item 7.1, posicionado agora para a raiz do arco elétrico comparou-se os resultados do sensor com os da filmagem. Os dados do sensor estão apresentados na Tabela 7.9.

Através da Figura 7.13 é possível uma melhor visualização dos resultados dos sinais de luminosidade, onde o eixo das abscissas representa os tipos de fluxo empregados e o das ordenadas representa o sinal do sensor em mV. Percebe-se uma menor luminosidade nos arcos das soldagens com fluxo ativo. Como o ponto de observação do sensor de luminosidade foi modificado para a posição 2, passando a observar a base do arco, essa menor luminosidade pode ser justificada devido uma redução do arco com a utilização do fluxo, reduzindo desta forma a luminosidade nesta região.

Comparando-se os gráficos das Figuras 7.13 e 7.9, verifica-se que a medida da intensidade luminosa desta região foi bem maior que a anterior (Figura 7.9). Este fato ocorre devido a dificuldade de se posicionar o sensor em uma mesma distância do arco. Segundo Campos (2008) distâncias diferentes podem acarretar em intensidades luminosas diferentes o que justifica este fato.

Apesar desta maior luminosidade observou-se que estes ensaios seguem o mesmo padrão de influência para os fluxos empregados nas soldagens com o aço inoxidável ferrítico, como pode se observar na Figura 7.14. Para facilitar a visualização foi feita uma média das luminosidades dos ensaios sem fluxo.

Tabela 7.5 – Valores médios da intensidade luminosa obtida pelo sensor

Fluxos	Média intensidade Luminosa (mV)	
	Sem fluxo	Com fluxo
Brown	6173	5316
Green	4788	3424
FASTIG SS7	805	420
PATIG	3149	2336
TiO ₂	907	417
White	3091	2594

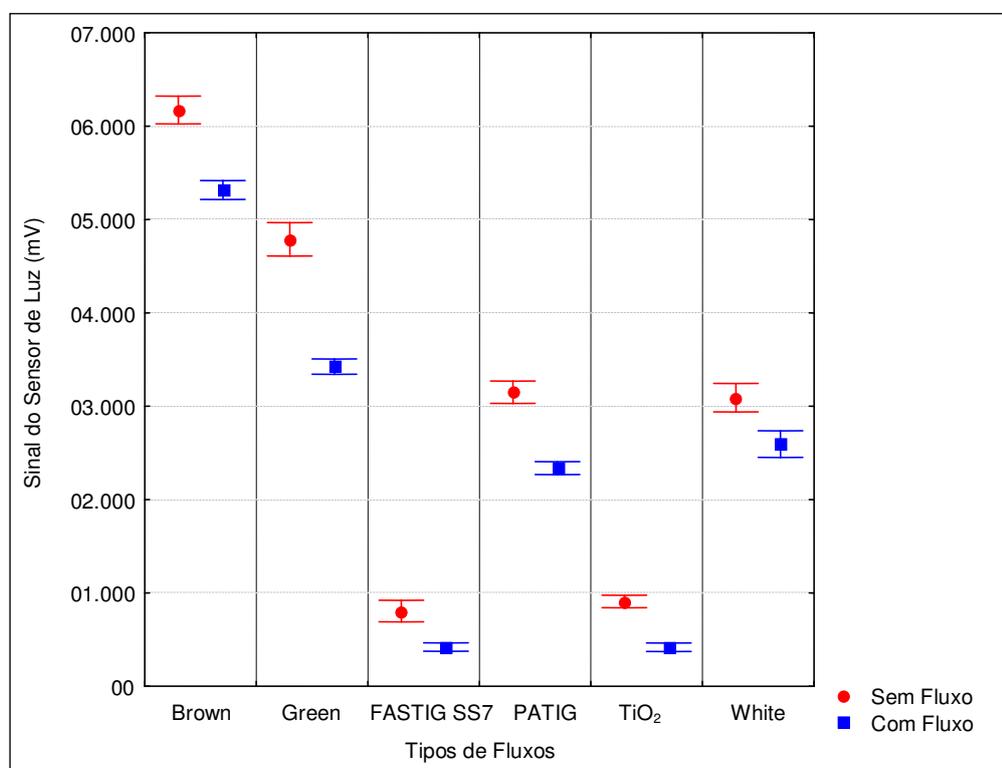


Figura 7.13 – Gráfico de luminosidade medido através do sensor de luminosidade

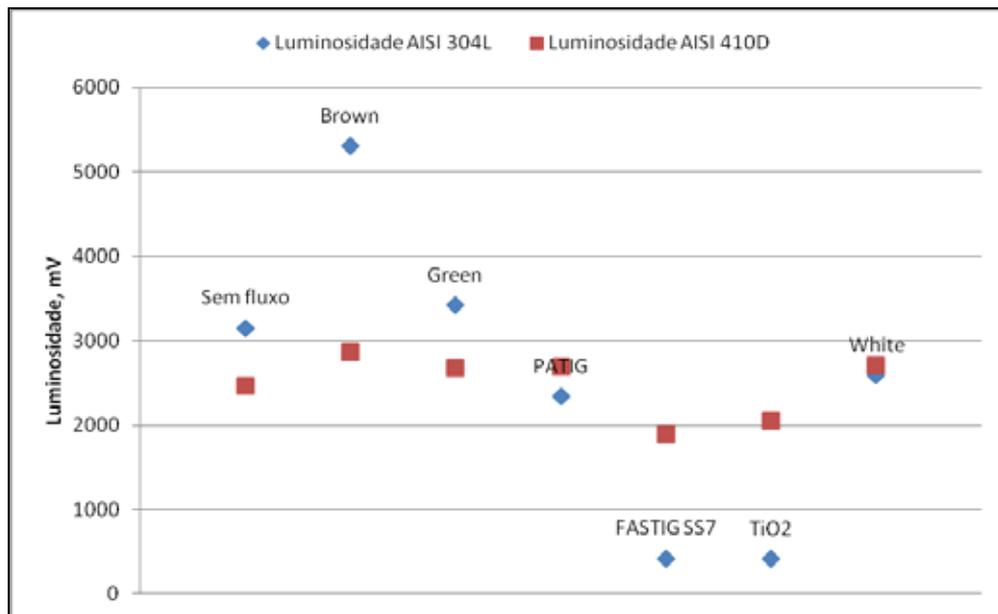


Figura 7.14 – Comparação entre a luminosidade medida pelo sensor para os dois aços empregados

Isto demonstra que a análise dos ensaios não foi comprometida pela pequena variação na distância do sensor. Porém, com a metodologia utilizada para a análise da intensidade luminosa do arco (filmagem do arco e medida da intensidade luminosa através de um sensor) não foi possível obter resultados conclusivos. Desta forma torna-se necessário buscar novas metodologias para uma análise mais detalhada do evento.

7.4 Comentários Finais

(a) Aço Inoxidável Ferrítico

- largura do cordão de solda x largura do arco – Não foram observadas alterações significativas na largura do arco independente da largura do cordão de solda e/ou se o ensaio foi realizado com ou sem adição de fluxo ativo.

- Intensidade luminosa – os ensaios empregando os fluxos Brown, Green, PATIG, e White apresentaram uma maior luminosidade do arco quando este passou para a região com fluxo. Quando se empregou os fluxos FASTIG SS7 e TiO₂ a região com fluxo apresentou uma menor luminosidade. A intensidade luminosa pode estar relacionada a uma reação do fluxo com o arco, porém, também foi observada alterações nas luminosidades dos arcos na parte sem fluxo ativo dos ensaios, estas podem estar relacionadas às oscilações esperadas do arco. - largura do arco x luminosidade – o ponto de saturação luminosa (pixel) empregado nos ensaios para a medição dos arcos não mostrou relação com a intensidade luminosa medida durante a soldagem.

(b) Inoxidável austenítico

- largura do arco – todos os arcos medidos mostraram-se mais largos com o emprego do fluxo ativo.

- largura do arco x luminosidade – também não foi possível encontrar uma relação entre a luminosidade do arco e sua largura quando se empregou o aço AISI 304L.

- uma comparação entre as luminosidades medidas pelo sensor nos ensaios dos dois aços empregados observou-se que a ação dos fluxos ativos seguiu uma mesma tendência de influência.

CAPÍTULO VIII

8 CONCLUSÕES

Com base nos ensaios realizados nesta pesquisa para o aço inoxidável ferrítico soldado com o processo A-TIG e com a Técnica de Constrição Controlada chegasse as seguintes conclusões:

Com relação à geometria do cordão de solda:

- A adição de fluxo ativo, comercial ou não, interfere na geometria do cordão. Foram observadas reduções da largura e aumento da penetração do cordão de solda quando se empregou fluxos.
- Correntes de soldagem em torno de 200 A permitem um maior efeito do fluxo ativo sobre a penetração do cordão de solda.
- O fluxo ativo que apresentou maior influência na geometria do cordão (largura e penetração) foi o fluxo comercial em spray PATIG.

Com relação à Técnica de Constrição Controlada:

- Não foi possível obter o controle desejado do arco, ou seja, direcioná-lo para a borda da junta, aplicando a TCC com os parâmetros empregados.
- O parâmetro “a” igual a 6,0 mm apresentou melhores resultados sobre os valores medidos na raiz do que quando se empregou “a” igual a 3,0 mm.
- Para correntes mais baixas e “a” maiores, a repulsão da poça fundida pelo fluxo auxilia na obtenção de um cordão de solda linear mesmo com o desalinhamento da tocha.

Com relação às propriedades mecânicas e características metalúrgicas:

- A presença de fluxo ativo não provocou alterações nem sobre a tenacidade da zona fundida e nem sobre a sua microestrutura.

Com relação a filmagem do arco:

- Não foi possível obter resultados conclusivos com a metodologia utilizada nem para as alterações no formato do arco voltaico (construção) nem para a análise da intensidade luminosa do arco (filmagem do arco e medida da intensidade luminosa através de um sensor)

CAPÍTULO IX

9 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Durante o desenvolvimento desta tese foram levantadas diversas possibilidades para sugestões para trabalhos futuros. Em virtude da extensão dos campos que abrangem o estabelecimento de uma nova técnica a ser inserido no mercado, esse estudo ainda necessitaria de algumas análises para um maior entendimento acerca do material e dos processos que envolvem sua utilização industrial. Dessa forma, citam-se alguns tópicos importantes a serem estendidos:

- **Ensaio de soldagem TCC em aço inoxidável ferrítico empregando menores correntes de soldagem.**

Aplicar a metodologia empregada neste trabalho e ampliar o estudo sobre a influência da corrente de soldagem na geometria do cordão de solda. Empregar menores valores de corrente, do que os estudados neste trabalho, utilizando os fluxos ativos que apresentaram melhores resultados para o aço em estudo.

- **Analisar o efeito da técnica TCC e desalinhamento da tocha para maiores valores de “a” e correntes de soldagem mais baixas**

Estudar os efeitos das variáveis e do tipo de material para maiores valores de “a” e baixa intensidade de corrente. Espera-se que com o aumento desta variável para valores de corrente de soldagem mais baixos seja possível uma maior influência da repulsão do fluxo

sobre o arco permitindo, desta forma, um maior controle do desvio do arco.

- **Estudo comparando as extensões das ZAC empregando as duas técnicas de soldagem: A-TIG e TCC**

Observou-se que o formato da ZAC se altera quando se emprega as técnicas de soldagem com fluxo ativo (A-TIG e TCC). Desta forma, sugere-se um estudo comparando as extensões das ZAC empregando as duas técnicas de soldagem: A-TIG e TCC. Nesta análise poderá ser verificado se ocorrem alterações microestruturais com a mudança de técnica.

- **Realizar filmagens em alta velocidade com câmeras que não corrijam a luminosidade do arco**

Espera-se, desta forma, conseguir visualizar as possíveis alterações do arco de soldagem e relacioná-la com a luminosidade quando empregada a técnica A-TIG e TCC. Realizar, também, a filmagem da poça de solda para comparar as alterações observadas no arco com as observadas na poça. Essa filmagem pode ser realizada com duas ou três câmeras sincronizadas, onde uma filma o arco de frente, a segunda filma a poça de cima e uma terceira filma o arco na lateral.

- **Verificar o efeito de repulsão da poça para maiores valores de “a”**

Realizar um estudo sistemático e verificar a influência do fluxo ativo sobre a movimentação da poça fundida para maiores valores de “a”. Devido a uma menor diluição do fluxo, como relatado neste trabalho, ainda haverá uma influência significativa sobre a geometria do cordão que pode ocorrer devido ao efeito de repulsão do fluxo sobre a poça.

- **Realizar filmagens dos arcos voltaicos sincronizadas com a aquisição de luminosidade**

Determinar uma nova metodologia para o posicionamento do sensor e sincronização com a filmagem e aquisição de dados do ensaio de soldagem para garantir uma maior estabilidade nos valores de luminosidade e relacioná-los com as imagens do arco. Empregar essa metodologia para as técnicas A-TIG e TCC e analisar a influência do fluxo para maiores valores de “a” e intensidade de correntes mais baixas.

CAPÍTULO X

10 REFERÊNCIAS

- ABNT – Associação de Normas Técnicas. **Determinação do Tamanho de Grão em Materiais Metálicos**. NBR 11568 NB 1323, novembro de 1990.
- ABNT – Associação de Normas Técnicas. **Materiais Metálicos - Dureza Vickers. Parte 1 - Medição de Dureza Vickers**. NBR NM 188, maio de 1999.
- ACELOR. **Manual técnico do aço P410D**. AcelorMittal, 2005.
- ALBUQUERQUE, V. H. C. D., CORTEZ, P. C., ALEXANDRIA, A. R. D., AGUIAR, W. M. & SILVA, E. M. Sistema de segmentação de imagens para quantificação de microestruturas em metais utilizando redes neurais artificiais **Revista Matéria**, v. 12, n. 2, p. 394-407. 2007.
- ALBUQUERQUE, V. H. C., ALEXANDRIA, A. R., CORTEZ, P. C., TAVARES, J. M. R. S. **Evaluation of multilayer perception and self-organizing map neural network topologies applied on microstructure segmentation from metallographic images**. NDT & E International, v. 42, p. 644–651, 2009a.
- AMES, N. D.; JOHNSON, M. Q.; LIPPOLD, J. C. **Effect of GTAW on the Microstructure and Properties of Austenitic, Super Austenitic and Super Duplex Stainless Steel Welds**. Proceedings of the International Conference: Trends in Welding Research, p. 29 – 34, 2002.
- ANGELIU, T.; HALL, E. L.; LARSEN, M.; LINSEBIGLER A.; MUKIRA, C. **The long-term aging embrittlement of Fe-12Cr steels below 773 K**. Metallurgical and Materials Transactions. Springer Boston, v. 34, n. 4, 2003.
- ASKZN. **Corrosion Resisting Steel - Grade 3CR12**. Disponível em www.askzn.co.za. Acesso: 25 de maio de 2009.
- ASM. **Arc Physics of Gas Tungsten Arc Welding**. ASM Handbook, vol 6, Welding Brazing

- and Soldering, ISBN 0-87170-377-7 (v.1), 2004.
- ASM. **Corrosion**. ASM Handbook, v.13, 1st ed, 1992.
- ASM. **Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys**. ASM Handbook, vol 1, ISBN 0-87170-382-3, pp 30-35, 2004.
- ASM. **Materials Characterization**. ASM International, vol. 10, ISBN: 978-0-87170-016-2, 1986.
- ASSDA. **Propriedade mecânicas de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos**, disponível em <http://www.assda.asn.au> : acessado em 23 de maio de 2009.
- ASTM E23-04 – **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**. ASTM International, PA, United States, 2004.
- AWS - AMERICAN WELDING SOCIETY. **Gas Tungsten Arc Welding**. In: Welding Handbook, 8ª ed., vol. 2, p. 73 – 107, 1991.
- AWS – AMERICAN WELDING SOCIETY. **Metals Handbook**. 10ª ed. Metals Park, Ohio, ASM, v1, p. 841-907, 1993.
- AWS – AMERICAN WELDING SOCIETY. **Materials and Applications**. In: Welding Handbook 8ª ed. Vol. 4, 1998.
- AZOM. **Stainless Steel - Grade 3CR12**. Disponível em <http://www.azom.com>, acessado em 12/05/2004.
- BALMFORT, C., LIPPOLD, J.C. **A New Ferritic-Martensitic Stainless Steel Construction Diagram**. Supplement to The Welding Journal, dezembro, 2000. P339-s – 345-s, 2000.
- BRANDÃO, Frederico Dias. **Identificação, quantificação e controle de defeitos em monocristais e nanopartículas de TiO₂**. Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 2008.
- BRESCIANI FILHO, E. **Seleção de materiais metálicos**. Campinas: UNICAMP, 1988.
- CAMPBELL, R. D. & LACOURSIERE, E. J. **A Guide to the Use of Tungsten Electrodes for GTA Welding**. Welding Journal, January, pp. 39 – 45, 1995.
- CAMPOS, T. V.; FERRARESI, V. A. **Controle da distância eletrodo peça do processo de soldagem TIG através de medidas da intensidade luminosidade do arco elétrico**. In: CONEM – V Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 18 a 22 de agosto de 2008, Salvador/BA.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7.ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002, p.381-424, 2002.
- DELONG, W. L. **Ferrite in austenitic stainless steel weld metal**. Supplement to the Welding Journal, July, 1974. p. 273-s – 286-s, 1974.
- DEMO, J.J. **Structure Constitution and General Characteristics of Wrought Ferritic Stainless Steel**. New York: McGraw-Hill, 1977.

- DONG, C e KATAYAMA, S. **Basic Understanding of A-TIG Welding Process**. IIW Technical Meeting 2004. Osaka, Japan, 2004.
- FAN, D., ZHANG, R., GU, Y. & USHIO, M. **Effect of Flux on A-TIG Welding of Mild Steels**. Transactions of JWRI (Joining and Welding Research Institute), vol. 30, n. 1, pp.35 - 40, ISBN: 0387-4508, 2001.
- FERRARESI, V. A.; FERREIRA FILHO, D.; MADEIRA, R. P. and BÁLSAMO, P. S. de S. **Influência do Gás de Proteção na Soldagem com Arames de Aços Inoxidáveis Ferríticos**. Anais do IX Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável. São Paulo, 2008. Disponível em: <http://www.nucleinox.org.br/biblioteca-seminario-brasileiro.php>. Acessado em outubro de 2010.
- FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainles Steels**. New York, Springer-Verlag Wien, 1988.
- GIRALDO, C. P. S. Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasses de aços inoxidáveis duplex. São Paulo: São Paulo: Escola Politécnica da Cidade de São Paulo, 2001.
- HEIPLE, C.R. ; ROPER, J.R. **Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry**. Welding Journal, v. 61, n. 4, p.97s-102s, 1982.
- HONEYCOMBE, R.W.K; BHADESHIA, H. K. D. H. **Steels – Microstructure and Properties**. 2ª ed., New York, N.Y., p.250-279, 1996.
- ISSF. **Guia Essencial para o Aço Inoxidável Ferrítico - A solução Ferrítica: propriedades, vantagens e aplicações**. International Stainless Steel Forum (ISSF), disponível em <http://www.nucleinox.org.br>: acessado em 28/04/2007.
- JOHNSON, M.Q; FOUNTAIN, C.M; CASTNER, H.R. **GTAW Fluxes For Increased Penetration**. Edison Welding Institute, 2001.
- KATAYAMA, S.; Mizutani, M.; Matsunawa, A. **Liquid Flow Incide Molten Pool During Tig Welding and Formation Mechanism of Bubble and Porosity**. Proceedings of the 7th International Symp., JWS, Kobe, p.125-130, 2001.
- Katayama, S., M. Mizutani, and A. Matsunawa,
- KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2ed. New York: John Wiley & Sons, 2003.
- KUNRATH, L. V. **Efeito do Tipo de Fluxo na Geometria e Microestrutura da Solda de Aço Inox com o Processo A-TIG**. Anais do COBEF 2005 – Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Joinville, SC, 2005.
- KRAUUS, G. **Steels - Processing, Structure and Performance**. Ohaio: ASM International, 2005.
- LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. Londres: Chapman & Hall, 1993.
- LECONTE, S., PALLARD, P., SAINDRENAN, J. **Effect of fluxes containing oxides on**

- tungsten inert gas welding process.** Science and Technology of welding and Joining, vol. 11, nº.1. Maney Publishing IOM Communications Ltda, 2006.
- LIPPOLD, J. C. and KOTECKI, D. J.: **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels.** John Wiley and Sons, Hoboken, New Jersey, USA. 2005.
- LOWKE, J. J; TANAKA, M. and USHIO, M. **Insulation Effects Of Flux Layer In Producing Greater Weld Depth.** IIW Technical Meeting 2004. Osaka, Japan, 2004.
- LU, S. at al. **Oxide Flux Quantity and Size Effects on the Penetration Depth in A-TIG Welding.** Transaction of JWRI, vol. 31, nº 2, p. 187-192, 2002.
- LUCAS, W.; HOWSE, D. **Activating Flux – Increasing the Performance and Productivity of the TIG and Plasma Processes.** Welding & Metal Fabrication, p.11-17,1996.
- LULA, R. A. **Stainless steel.** Metals American Society. Ohio: Metals Park, 1986.
- LUZ, T. S. **Aspectos Operacionais e Metalúrgicos da Soldagem do Aço Inoxidável Ferrítico com 11% de Cromo .**Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia-MG, 2009.
- MACHADO, I. G. **Condução do Calor na Soldagem: Fundamentos e Aplicações.** Porto Alegre: Imprensa Livre, 2000.
- MANAHAN, M.P., et. al. **A Miniaturized Notch Test Specimen and Test Machine Design.** ASTM STP 1248, 1995.
- MARYA, S.; SIRE, S. **Flux Application in GTA welding to improve welding performance stainless steels and titanium alloys.** Proceedings of the 7th International Symp., JWS, Kobe, p. 107-112, 2001.
- MARYA, M. **Theoretical and Experimental Assessment of Chloride Effects in the A-TIG Welding of Magnesium.** International Institute of Welding Document, Copenhagen, Denmark, 13 p, 2002.
- MARYA, S. **Enhancing GTAW Performance Through Flux Coatings.** Theoretical Background and Industrial Applications”. IIW Technical Meeting 2004. Osaka, Japan, 2004.
- MATEO, A.; LLANES, L.; ANGLADA, M.; REDJAÏMIA, A.; METAUER, G. **Characterization of the intermetallic G-phase in an AISI 329 duplex stainless steel.** Journal of Materials Science, v.32, PP. 4533–4540, 1997.
- MATWEB. **Mechanical properties of wrought ferritic stainless steel.** Disponível em: <http://www.matweb.com>, acessado em 07/08/2006.
- METALS HANDBOOK, ASM. **Metals Mechanical Testing e Evolution.** Ohio: ASM International, Vol. 8, 2000.
- MIDDEL, W. & DEN OUDEN, G. **The Effect of Additives on Arc Characteristics in GTA Welding.** Trends in Welding Research, Proceedings of the 5th International

- Conference, 1-5 June, Pine Mountain, Georgia, USA, pp. 394 - 399, ISBN: 0-87170-627-X, 1998.
- MODENESI, P., J. **Apostila de Soldagem de Ligas Metálicas**. Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais, 2001.
- MODENESI, J. P., APOLINÁRIO, E. R. **Estudo da soldagem TIG com fluxos de um Componente**. XXV ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, Belo Horizonte – MG, 1999.
- MODENESI, J. P., APOLINÁRIO, E. R. **TIG Welding with single-component fluxes**. Journal of Materials Processing Technology, p.260-265, 2000.
- MORGENFELD, J. **Los Nuevos Aceros Inoxidables Ferríticos de Extra Bajos Intersticiales (EBI) y su Soldadura**. – Argentina – p.273-296, 1983.
- OHASHI, N.; ONO, Y.; KINOSHITA, N.; YOSHIOKA, K. **Efects of Metallurgical and Mechanical Factors on Charpy Impact Toughness of extra low interstitial ferritic satinless steels**. Symposium on Ferritic Stainless Steels, San Francisco. Philadelphia, ASTM, p. 202-220, 1980.
- SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. **Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering**. 6th Ed. Butterworth-Heinemann, Oxford, 1999.
- OSTROVSKII, O. E., et al. **The effect of activating flux on the penetration capability of the welding arc and energy concentration in the anode spot**. Welding Production, 1977.
- PADILHA, A. F. **Aços Inoxidáveis Austeníticos**. Hemus Editora Limitada, São Paulo, 1994.
- PATON, R.; SCHEERS, P.; PREMACHANDRA, K. **The influence of vanadium and molybdenum on the properties os 18%Cr ferritic satainless steel sheet**. Stainless Stels'96, Dusseldorf, p 35-41, 1996.
- PAREDES, R. C. **Metalurgia e soldabilidade dos aços inoxidáveis**. UFPR, p.60-70, 1999.
- PECKNER, D., BERNSTEIN, I.M. **Handbook of Stainless Steel**. Mc Graw-Hill, 1977.
- PERRY, N. **Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage A-TIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables**. Thèse de Doctorat, Universite de Nantes, Nantes, França, 2000.
- PERRY, N., MARYA, S, & SOUTIF, E. **Study and Development of Flux Enhanced GTA Penetrations in a Commercial Grade Titanium**. In: Trends In Welding Research, Proceedings Of The 5th International Conference, Pine Mountain, Georgia, USA, p.520-525, 1998.
- PLUMTREE, A.; GULLBERG, R.: **Influence of interstitial and some substitutional alloying elements**. In: Symposium on ferritic stainless steels, San Francisco, Philadelphia, USA, **Anais**. 1980.
- RICHETTI, A. **Análise e Modelagem Empírica do Processo de Soldagem a Plasma com**

- “keyhole” em Aço Inoxidável.** Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia-MG, 2003.
- RÜCKERT, G., HUNEAU, B. e MARYA, S. **Optimization of Flux Coatings on A-TIG welding performance - Case study of Silica on Stainless Steels.** IIW Technical Meeting 2004. Osaka, Japan, 2004.
- SEDRICKS, A. J. **Corrosion of stainless steels.** 2º Ed. New York: Wiley Interscience Publications, 1996.
- SEMCHYSHEN, M.; BOND, A. P.; DUNDAS, H. J. **Effects of Composition on Ductility and Toughness of Ferritic Stainless Steels.** In: Procedure of Symposium on Improved Ductility and Toughness, 1971.
- SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. **Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering.** 6th Ed. Butterworth-Heinemann, Oxford, 1999.
- SUGARTECH - LIBRARY SUGAR ENGINEERS. **Use of 3CR12 in the Sugar Industry.** Disponível em: <http://www.sugartech.co.za/3cr12/index.php>. Acessado em: 07 de 07 de 2009.
- TANAKA, M.; SHIMIZU, T.; TERASAKI, H.; USHIO, M.; KOSHI-ISHI, F. and YANG, C. L. **Effects of Activating Flux on Arc Phenomena in GTAW Welding.** IIW Asian Pacific International Congress: in conjunction with the 12th International Federation of Heat Treatment and Surface Engineering Congress, and incorporating the New Zealand Institute of Welding 2000 Annual Conference and the WTIA 48th Annual Conference. Melbourne, Austrália, de 29/oct - 02/nov, 2002.
- TOWERS, O. L. **Charpy V - Notch Tests: Influences of Striker Geometry and Specimen thickness.** The Welding Institute Research Bulletin, Aug de 1983, pp. 266 – 268, 1983.
- THOMAS, C. R.; APPS, R. L. **A Study into the Structure and Properties of Heat Affected Zone in 17r-2Mo Ferritic Stainless Steels.** New Developments in Stainless Steel Technology, Proceeding Metals Park, ASM, p. 351-379, 1985.
- TWI. **“A Evolution of the A-TIG Welding Process”.** Cambridge, 1995.
- VERHOEVEN, J. D., 2005, **Metallurgy Of Steel.** Bladesmiths & Others Who Heat Treat an Forge Steel, 2005.
- VILARINHO, L. O. ; SCOTTI, Américo . **Caracterização de Arcos TIG via Análise Numérica.** Soldagem & Inspeção, v. 11, p. 200-207, 2006.
- VILARINHO, L.O. **Reparo de Estruturas Subaquáticas Via Soldagem Mecanizada.** The Welding Institute (TWI), Reino Unido, 2009.
- VILELA, M. da S. **Sistemas de Controle para Motores de Passo.** Publicação interna do laboratório para o Desenvolvimento de Processos de Soldagem – LAPROSOLDA, 1999.

WALSH, D. W., DEMMONS, A. & GIBBS, D. **The Effects of Sulfide, Oxide and Halide Coatings on Bead Shape in Inconel 718 Weldments**, Trends in Welding Research, Proceedings of the 5th International Conference, 1-5 June, Pine Mountain, Georgia, USA, pp. 526 - 529, ISBN: 0-87170-627-X, 1998.

11 APÊNDICE

11.1 Programa MedeArco

MedeArco

Program to trace the colour profile from a high-speed image
By Prof. Louriel O. Vilarinho, Dr. Eng.
Last modified 18/09/2006
Copyright Laprosolda - Universidade Federal de Uberlandia

```
clear all
close all
clc
```

```
Reading both images: no probe (unperturbed) and with probe
imgarc=imread('d:\temp\boundary layer\hsv\25\2521.jpg','jpg');
imgprobe=imread('d:\temp\boundary layer\hsv\25\2522.jpg','jpg');
[namepic,origpic] = uigetfile('*. *', 'Choose the image file...');
m=length(namepic);
typeimg=namepic(m-2:m);
[imgarc] = imag([origpic,namepic],typeimg);
[imgarc,mapcor] = imread([origpic,namepic],typeimg);
figure, imshow(imgarc)
```

```
colormap(mapcor);
colormap('default')
figure, imshow(imgarc), title('RGB image')
figure, imshow(imgarc), colormap hsv
nomebmp=[origpic,namepic(1:m-4),'hsv.','bmp'];
set(gcf, 'PaperPositionMode', 'auto') Use screen size
print(gcf, '-dbmp', nomebmp) salva em bmp 24 bits
print(gcf, '-r600', nomebmp) salva em bmp 24 bits
imwrite(imgarc,hsv,'teste.jpg','Bitdepth',8,'Quality',100)
figure, imshow(imgarc(:, :, 1)), title('Red channel')
figure, imshow(imgarc(:, :, 2)), title('Green channel')
figure, imshow(imgarc(:, :, 3)), title('Blue channel')
imggrayarc = rgb2gray(imgarc);
figure, imshow(imggrayarc), title('Gray image')
figure, imshow(imgarc), colormap hsv, title('RGB image in HSV format')
```

Calibration

```
disp('Enlarge picture for calibration in the electrode region. After, press ENTER');
zoom
pause
disp('Select the electrode diameter clicking on two points');
calibpoints=ginput(2);
elediam=input('Electrode diameter [mm]: ');
calib=abs(elediam/(calibpoints(2,1)-calibpoints(1,1)));
Colour profile
disp('Enlarge/Reduce picture for line profiling. After, press ENTER');
pause
```

```

disp('Select two points - start and end of the line profile');
xandy=ginput(2);
xavg=(xandy(1,1)+xandy(2,1))/2;
colourarc=improfile(imgarc,[xandy(1,1) xandy(2,1)],[xandy(1,2) xandy(2,2)]);
m=length(colourarc);
xvalues=(0:m-1).*calib;
xvalues=xvalues';
figure, plot(xvalues,colourarc(:,1,1),'r')
xlabel('Position [mm]', ylabel('Red channel value')
figure, plot(xvalues,colourarc(:,1,2),'g')
xlabel('Position [mm]', ylabel('Green channel value')
figure, plot(xvalues,colourarc(:,1,3),'b')
xlabel('Position [mm]', ylabel('Blue channel value')
grayarc=improfile(imggrayarc,[xandy(1,1) xandy(2,1)],[xandy(1,2) xandy(2,2)]);
figure, plot(xvalues,grayarc(:,1),'k')
xlabel('Position [mm]', ylabel('Gray intensity')
arquivao=[xvalues(:) colourarc(:,1,1) colourarc(:,1,2) colourarc(:,1,3) grayarc(:,1)];

cabecalho='Posicao Redarc Greenarc Bluearc Grayarc';
[dummy,finalfile] = uiputfile('*.txt', 'Selecione o nome do arquivo para salvar os resultados...');
finalfile=[finalfile,dummy];
fid = fopen(finalfile,'wt');
fprintf(fid, '%s\n', cabecalho);
fprintf(fid,'%6.4f %6.2f %6.2f %6.2f %6.2f\n',arquivao');
fclose(fid);

save tsc.txt arquivao -ascii -append -tabs

```