

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

**AVALIAÇÃO COMPARATIVA DOS PROCESSOS DE SOLDAGEM GMAW
CONVENCIONAL E GMAW-STT® EM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205**

Eduardo Pereira da Silva

Itajubá, agosto de 2018

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

Eduardo Pereira da Silva

**AVALIAÇÃO COMPARATIVA DOS PROCESSOS DE SOLDAGEM GMAW
CONVENCIONAL E GMAW-STT® EM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205**

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

Área de Concentração: Projeto, Materiais e Processos

Orientador: Dr. Edmilson Otoni Corrêa
Co-Orientador: Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro

Agosto de 2018
Itajubá

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

Eduardo Pereira da Silva

**AVALIAÇÃO COMPARATIVA DOS PROCESSOS DE SOLDAGEM GMAW
CONVENCIONAL E GMAW-STT® EM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205**

Dissertação aprovada por banca examinadora em 28 de agosto de 2018, conferindo ao autor o título de **Mestre em Ciência em Engenharia Mecânica**.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa (Orientador)

Prof. Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro (Co-Orientador)

Prof. Dr. Wanderley Xavier Pereira

Profa. Dra. Renata Neves Penha

Itajubá
2018

"Dedico este trabalho a minha amada esposa Geizilene Eliane Ramos da Silva, por ter sido paciente e estar ao meu lado me apoiando e tornando agradável esta jornada, sua ternura tem sido incentivo para sempre prosseguir perseverante."

Eduardo Pereira da Silva

Agradecimentos

À Deus nosso Pai celeste, pois “dEle, por Ele e para Ele são todas as coisas. A Ele seja a glória perpetuamente! Amém.” (Rm 11.36).

À meus pais Clésio Henrique Pereira da Silva e Neusa Aparecida da Silva Pereira, que desde tenra idade tens me ensinado o caminho em que devo andar e a importância da educação para a vida.

À minha família pelo apoio e por sempre ser este porto seguro em meio as tempestades, e onde encontro um oásis nos desertos da vida.

Aos professores do Universidade Federal de Itajubá pelo compartilhamento do saber e a dedicação na arte do ensino, especialmente ao professor Dr. Edmilson Otoni Correa, por aceitar o convite de me orientar neste trabalho de relevada importância para minha carreira profissional.

Ao meu coorientador, professor do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro, que não somente tem me coorientado mas, me apoiado no decorrer desta jornada e me tem sido um entusiasta para o campo da pesquisa científica.

Ao também professor do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Me. Daniel Soares de Alcântara, pela dedicação e esmero no auxílio do planejamento e análise estatística dos resultados deste trabalho.

Ao Laboratório de Materiais do Instituto de Engenharia Mecânica - IEM da UNIFEL.

Ao Laboratório de Caracterização de Materiais do CEFET-MG Campus I.

Ao Laboratório de Soldagem e Inovação Tecnológica - LabSIT e Laboratório de Materiais e Metalografia do CEFET-MG Campus VIII.

Aos alunos Igor de Jesus Quental e Luis Eugênio Ferreira Azevedo pelo apoio e participação no desenvolvimento do trabalho.

Enfim, foram tantos que em algum momento cruzaram o caminho e de alguma forma deixou sua contribuição, que me faltaria espaço para agradecer-los, e mesmo que quisesse certamente me esqueceria de alguém, pois foram muitos. Assim, finalizo agradecendo a todos que direta ou indiretamente tornaram possível a conclusão deste.

“Confessar que você estava equivocado ontem, é tão somente reconhecer que você está um pouco mais sábio hoje.”
(Charles Haddon Spurgeon)

Resumo

Este trabalho se propôs a investigar a influência dos parâmetros de soldagem do processo GMAW derivativo STT (Surface Tension TransferTM) na soldagem do aço inoxidável duplex (AID) UNS S32205, comparando seus resultados ao processo GMAW convencional. Para tanto, foi realizado o planejamento experimental possibilitando a interação dos fatores estudados em todos os seus níveis, posteriormente foram realizadas as soldas, seguida da preparação dos corpos de prova para caracterização microestrutural, ensaios de tração mecânica, ensaios de impacto e ensaio de microdureza. As soldas foram realizadas em juntas em chanfro utilizando aporte de energia entre 1,48 e 3,17 kJ/cm. A variação dos parâmetros nos níveis de trabalho adotados mostrou-se significativa quanto a influência nas propriedades microestruturais, geométricas e mecânicas da junta soldada. As soldas realizadas pelo processo GMAW-STT[®] apresentou melhores características geométricas e microestruturais do que o processo convencional com a mesma energia de soldagem, resultando em melhores propriedades mecânicas, em contrapartida algumas condições propiciaram a precipitação de fases intermetálicas na zona termicamente afetada (ZTA) e adjacências. O resultado tanto da caracterização microestrutural como dos ensaios mecânicos evidenciou a alteração de características fundamentais do material em estudo em função do tipo de processo utilizado, destacando os benefícios do processo GMAW-STT[®] em relação ao convencional, não somente no controle preciso das variáveis de entrada, mas também na qualidade final das juntas soldadas dentro dos limites trabalhados nesta pesquisa.

Palavras-chaves: Soldagem. GMAW. Aço inoxidável Duplex. STT. Fase Sigma.

Abstract

The aim of this work was to investigate the influence of the welding parameters of the GMAW derivative STT (Surface Tension TransferTM) process on UNS S32205 duplex stainless steel (AID) welding, comparing its results to the conventional GMAW process. For this purpose, the experimental planning was carried out, allowing the interaction of the factors studied at all levels, after which the welds were performed, followed by preparation of the test specimens for microstructural characterization, mechanical traction tests, impact tests and microhardness tests. The welds were made bevelled plates with energy input varied between 1.48 and 3.17 kJ/cm. The variation of the parameters in the adopted work levels showed to be significant as to the influence on the microstructural, geometric and mechanical properties of the welded joint. GMAW-STT[®] welds presented better geometric and microstructural characteristics than the conventional welding process, resulting in better mechanical properties. On the other hand, some conditions favored the precipitation of intermetallic phases in the heat affected zone (HAZ) and adjacencies. The results of both the microstructural characterization and the mechanical tests showed a change in the fundamental characteristics of the material under study, depending on the type of process used, highlighting the benefits of the GMAW-STT[®] process over conventional, not only the precise control of the variables of but also in the final quality of welded joints within the limits worked on in this research.

Key-words: *Welding. GMAW. Duplex Stainless Steel. STT. Sigma Phase.*

Lista de Ilustrações

Figura 1 - Figura esquemática da formação da camada passiva nos AI.....	24
Figura 2 - Diagrama de Shaeffler. Adaptado de Acesita [25].	24
Figura 3 - Grupos de aços inoxidáveis relacionando a quantidade de cromo e de níquel.....	26
Figura 4 - Microestrutura do AID UNS S32205 com recebido. Ataque eletrolítico como ácido oxálico 10% por 10 s. Ampliação 500x.....	27
Figura 5 - Ilustração da ferrita cúbica de corpo centrado (CCC) e austenita cúbica de face centrada (CFC) com um diagrama binário de Fe-C metastável calculado, mostrando a estabilidade da fase de austenita, ferrita e cementita. Adaptado de Callister 2011	28
Figura 6 - Diagrama binário de equilíbrio Fe-Cr. (Adaptado a partir de J. R. Davis, ASM specialty handbook: Stainless Steels, ASM International, Materials Park, OH, 1994. Copyright ASM International.).....	29
Figura 7 - Diagrama de equilíbrio isotérmico Fe-Cr-Mo. (Adaptado a partir de W. Reick, M. Pohl, Metals Handbook, 8th ed.:Metallography, Structures and Phase Diagrams, Vol. 8, ASMInternational, Materials Park, OH, 1973).....	30
Figura 8 - Mudanças microestruturais ocorridas em juntas soldadas.....	35
Figura 9 - Ilustração do processo de soldagem GMAW	37
Figura 10 - Oscilograma da forma de onda P-GMAW.	38
Figura 11 - Oscilogramas processo GMAW convencional arco curto. (Adaptado a partir de DeRuntz, B. D. Assessing the Benefits of Surface Tension Transfer® Welding to Industry. Journal Of Industrial Technology, V. 19,2003.).....	43
Figura 12 - Oscilogramas da forma de onda dos processos GMAW-STT®. (Adaptado a partir de DeHuntz, B. D. Assessing the Benefits of Surface Tension Transfer® Welding to Industry. Journal Of Industrial Technology, V. 19,2003.).....	43
Figura 13 - Ilustração do CP e sua montagem na junta a ser soldada.	49
Figura 14 - Fluxograma das etapas do projeto.	50
Figura 15 - Representação esquemática do objeto de estudo.	51
Figura 16 - Desenho da junta e indicação de suas respectivas dimensões.	52
Figura 17 - Bancada experimental. (1) cilindro de gás, (2) Fonte de soldagem, (3) Carro deslocador da tocha, (4) Dispositivo de fixação dos CPs, (5) Tocha de soldagem, (6) Computador para aquisição dos sinais, (7) Cabeçote alimentado, (8) Cabo de aquisição, (9) Cabo de detecção.	52

Figura 18 - Dispositivo de fixação das amostras.(1) Manípulo de fixação, (2) Mordente com rebaixo para encosto das amostras, (3) Cobre junta em alumínio, (4) Manípulo de ajuste.....	53
Figura 19 - Tela do software Power Wave Manager.....	53
Figura 20 - Espectro da corrente e tensão elétrica aqusitado durante a soldagem.	54
Figura 21 - Cortadeira de amostra (a) e embutidora de amostras (b).	54
Figura 22 - Imagem do estereoscópio (a) e microscópio (b) utilizados durante na pesquisa. ...	55
Figura 23 - Politriz de amostras automática.	56
Figura 24 - Desenho do CP para ensaio de tração com as dimensões adaptadas a partir da norma ABNT NBR ISO 6892:2013.	57
Figura 25 – Figura (a) um CP sendo usinado e Figura (b) um CP usinado.....	57
Figura 26 - Corpo de prova de ensaio de tração preso às garras no momento do ensaio.....	58
Figura 27 - Desenho do CP para ensaio de impacto adptado a partir da norma ABNT NBR ISO 148-1:2013.....	58
Figura 28 - Figura (a), um CP para ensaio de impacto representando a localização do entalhe em relação ao cordão de solda e ZTA, Figura (b) apresenta um CP usinado.....	59
Figura 29 - Imagem do Pêndulo onde foram realizados os ensaios de impacto.....	59
Figura 30 - Imagem da simulação realizada para ajuste do pêndulo de ensaio de impacto.	60
Figura 31 - Imagem de um CP no pêndulo de ensaio de impacto pronto para ser ensaiado. ...	60
Figura 32 - Disposição das identações no ensaio de microdureza.	61
Figura 33 - Microdurômetro Time, mod.: TH712 utilizado para aquisição das durezas nas regiões soldadas.	61
Figura 34 - CP identado visto pela lente de um microscópio ótico.	62
Figura 35 - Dispositivo de fixação de amostra para microdurômetro. (1) Manípulo de ajuste, (2) Manípulo fixador do corpo de prova, (3) Corpo de prova, (4) Suporte de fixação.	62
Figura 36 - Equipamento para metalização de amostras para preparação de ensaio no MEV.	63
Figura 37 - Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV utilizado para caracterização das amostras.	64
Figura 38 - Características geométricas que foram consideradas para análise.....	67
Figura 39 - Gráfico do teste de normalidade tendo como resposta Largura do cordão de solda (Lc)	68
Figura 40 - Gráfico do teste de normalidade tendo como resposta a altura do cordão do cordão de solda, também conhecida como reforço (r).	68
Figura 41 - Gráfico do teste de normalidade tendo como resposta a penetração do cordão de solda (P).....	69

Figura 42 - Gráfico dos efeitos padronizados de Pareto tendo como resposta Lc.....	70
Figura 43 - Condições de soldagem semelhantes variando a Corrente de base (Ib).	71
Figura 44 - Condições de soldagem semelhantes variando a Velocidade de Soldagem (Vs)..	72
Figura 45 - Condições de soldagem semelhantes variando a Corrente de pico (Ip).	73
Figura 46 - Gráfico das interações da Ip e To na largura do cordão de solda.	74
Figura 47 - Gráfico das interações da corrente de pico (Ip) e corrente de base(Ib) na largura (Lc) do cordão de solda.	75
Figura 48 - Gráfico das interações da Corrente de pico (Ip) e vazão do gás de proteção (Q) na largura do cordão de solda (Lc).	76
Figura 49 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a resposta penetração (P).....	77
Figura 50 - Condições de soldagem semelhantes variando a Velocidade de alimentação do arame (WFS) e a velocidade de Soldagem (Vs).....	78
Figura 51 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a resposta reforço (r).	79
Figura 52 - Condições de soldagem semelhantes variando a Velocidade de soldagem (Vs)...	80
Figura 53 - Imagens dos CPs com alto índice de convexidade.	82
Figura 54 - Imagens dos CPs com baixo índice de convexidade.	82
Figura 55 - Imagens dos CPs com índice de convexidade recomendado.....	83
Figura 56 - Microestrutura do AID UNS S32205 no estado como recebido. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% por 10s. Ampliação 500x.	85
Figura 57 - Microestrutura do AID UNS S32205 no estado como recebido vista pelo MEV. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% por 10s. Ampliação 1000x.	86
Figura 58 - Análise por mapeamento realizada no MEV no AID UNS S32205 no estado como recebido.	87
Figura 59 - Microestrutura do AID UNS S32205 soldado pelo processo GMAW-STT® apresentando a ZTA e adjacências.	88
Figura 60 - Microestrutura do AID UNS S32205 soldado pelo processo GMAW- STT® com aporte de energia de 1,69kJ/cm.	90
Figura 61 - Parâmetros de entrada e resultados obtidos da solda realizada com a condição de soldagem 10 pelo processo STT®.....	91
Figura 62 - Parâmetro de soldagem utilizado para para o CP 6 no modo GMAW-STT®.....	91
Figura 63 - Micrografia do AID S32205 soldado pelo processo GMAW-STT® com aporte de energia nível I, destacando MB, ZTA e MA. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%, por 10s.....	92

Figura 64 - Micrografia MA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT [®] com eletrodo ER E2209, utilizando energia 2kJ/cm, 2,4kJ/cm, e 2,5kJ/cm respectivamente, da Figura (a) para (c).....	93
Figura 65 - Micrografia MA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT [®] com eletrodo ER E2209, utilizando o nível II de energia.	93
Figura 66 - Micrografia ZTA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT [®] com eletrodo ER E2209, utilizando o nível II de energia.	94
Figura 67 - Micrografia ZTA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT [®] com eletrodo ER E2209, utilizando o nível II de energia.	95
Figura 68 - Micrografia ZTA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT [®] com eletrodo ER E2209, utilizando o nível II de energia.	96
Figura 69 - Micrografia ZTA e adjacências do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT [®] com eletrodo ER E2209.....	96
Figura 70 - Micrografia ZTA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT [®] com eletrodo ER E2209 destacando a precipitação de fase sigma. Ataque eletrolítico com ácido oxálico por 10s.....	97
Figura 71 - Análise EDS no grão de austenita no MA da amostra 8.....	97
Figura 72 - Análise EDS no grão de austenita no MA da amostra 8.....	98
Figura 73 - Micrografias da solda na região do MA, realizada com o parâmetro 8 no processo GMAW nos modos STT [®] (Figura a) e convencional (Figura b).....	98
Figura 74 - Micrografias da solda na região do ZTA, realizada com o parâmetro 8 no processo GMAW nos modos STT [®] (Figura a) e convencional (Figura b).	99
Figura 75 - Mapeamento dos pontos onde foram coletados as medidas de dureza ao longo da região soldada.	100
Figura 76 – Comparação do perfil de dureza ao longo da linha horizontal partindo do MB passando pela ZTA e terminando no outro extremo do MB nos CPs soldados na condição 8 variando-se o processo de soldagem.	100
Figura 77 - Gráficos comparativos da tensão de resistência e energia de impacto absorvida entre os processos GMAW- STT [®] e convencional.....	101
Figura 78 - Gráfico tensão x deformação comparando AID S32205 soldado com eletrodo ER E2209 no modo GMAW-STT [®] e GMAW convencional com material virgem, na condição 08.	103

Figura 79 - Gráfico tensão x deformação comparando AID S32205 soldado com eletrodo ER E2209 no modo GMAW-STT® e GMAW convencional com material virgem, na condição 11.	104
Figura 80 - Gráfico tensão x deformação comparando AID S32205 soldado com eletrodo ER E2209 no modo GMAW-STT® e GMAW convencional com material virgem, na condição 02.	105
Figura 81 - Gráfico com os resultados do ensaio de impacto charpy.....	106
Figura 82 - Gráfico da diferença da dureza ZTA-MB entre os CPs soldados pelo processo GMAW-STT® e convencional com a mesma energia de soldagem, sendo: CP 2 (2,6 kJ/cm), CP 8 (3,2 kJ/cm) e CP 11 (2,8 kJ/cm).	107
Figura 83 - Gráfico comparativo do perfil de dureza ao longo do CP 2 partindo do metal base, passando pela ZTA e chegando ao metal base do outro extremo.....	108
Figura 84 - Gráfico comparativo do perfil de dureza ao longo do CP 8 partindo do metal base, passando pela ZTA e chegando ao metal base do outro extremo.....	109
Figura 85 - Gráfico comparativo do perfil de dureza ao longo do CP 11 partindo do metal base, passando pela ZTA e chegando ao metal base do outro extremo.....	110

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Designação, composição, propriedades mecânicas, e aplicações típicas para aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos, martensíticos e endurecível por precipitação. Adaptada do ASM Handbook, Vol.1, Propriedades e seleção: Ferros, Aços e Ligas de alta performance, 1990.	25
Tabela 2 - Composição química básica e número equivalente de resistência equivalente a pite (PREN).	31
Tabela 3 - Propriedades mecânicas à temperatura ambiente dos AID. Adaptado da norma ASTM A 790/A 790M-05.	33
Tabela 4 - Propriedades físicas à temperatura ambiente dos AI.....	34
Tabela 5 - Composição química do aço inoxidável UNS S32205 Aperam.....	49
Tabela 6 - Composição química do eletrodo ER E2209 ESAB	50
Tabela 7 - Fatores e seus respectivos níveis de variação utilizado no projeto.	51
Tabela 8 - Matriz experimental gerada a partir do DoE utilizando 2k-2 com seis fatores variando em dois níveis fator, e quatro pontos centrais.	66
Tabela 9 - Relação dos índices de convexidade (IC) das soldas realizadas e suas respectivas condições.	81
Tabela 10 - Relação das diluições das soldas realizadas e suas respectivas condições.....	84
Tabela 11 - Relação das Penetrações das soldas realizadas e suas respectivas condições.....	84
Tabela 12 - Classificação das soldas em relação ao nível do aporte de energia empregado....	89
Tabela 13 - Valores da tensão de resistência para cada condição soldada e para o material virgem obtidos a partir de ensaio de tração.	101
Tabela 14 – Tabela comparativa dos valores de energia de impacto absorvida em relação a diferença de dureza da ZTA para o metal base.	107

Sumário

1	INTRODUÇÃO	18
1.1	Objetivos	19
1.1.1	Objetivo Geral	19
1.1.2	Objetivos Específicos.....	20
1.2	Justificativa.....	20
1.3	Delineamento do trabalho	23
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	23
2.1	Aços Inoxidáveis (AI)	23
2.2	Aços Inoxidáveis Duplex (AID).....	26
2.2.1	Composição Química e Metalurgia dos Aços Inoxidáveis Duplex	27
2.2.2	Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Duplex.....	32
2.2.3	Propriedades Físicas dos Aços Inoxidáveis Duplex	33
2.2.4	Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex	34
2.3	Processo P-GMAW	36
2.3.1	Componentes da onda P-GMAW	37
2.3.2	Tecnologia de Controle da forma de onda	40
2.3.3	Tecnologia STT®	40
2.3.4	Comparação do Processo GMAW Tradicional com o Processo STT®.	45
2.3.5	Vantagens, Benefícios e Limitações.	46
3	MATERIAIS E MÉTODOS	48
3.1	Materiais.....	48
3.1.1	Metal Base.....	49
3.1.2	Metal de Adição	49
3.1.3	Gás de Proteção.....	50
3.2	Métodos	50
3.2.1	Método Experimental.....	50

3.2.2	Preparação dos Corpos de Prova.....	51
3.2.3	Bancada Experimental	52
3.2.4	Aquisição do sinais de soldagem	53
3.2.5	Caracterização microestrutural.....	54
3.2.6	Ensaio de Tração	56
3.2.7	Ensaio de Impacto	58
3.2.8	Ensaio de Microdureza.....	61
3.2.9	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS).....	63
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
4.1	Delineamento dos Experimentos.....	65
4.2	Influência dos Parâmetros nas propriedades geométricas do cordão	67
4.2.1	Parametros de influência na largura do cordão	70
4.2.2	Interação dos parâmetros de influência na largura do cordão.....	73
4.2.3	Parametros de influência na penetração	76
4.2.4	Parametro de influência na altura do cordão.....	78
4.3	Análise das características geométricas.....	80
4.3.1	Convexidade do cordão.....	80
4.3.2	Diluição	83
4.3.3	Penetração	84
4.4	Caracterização Microestrutural	85
4.4.1	Metal base AID UNS S32205	85
4.4.2	Juntas soldadas.....	87
4.4.3	Soldas com nível de aporte de energia I.....	90
4.4.4	Soldas com nível de aporte de energia II	92
4.4.5	Soldas com nível de aporte de energia III.....	94
4.5	Ensaio mecânicos.....	101

4.5.1 Ensaio de Tração	101
4.5.2 Ensaio de Impacto	105
4.5.3 Ensaio de Microdureza.....	107
5 CONCLUSÃO.....	111
REFERÊNCIAS	113

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são materiais muito atraentes devido a sua combinação aceitável de propriedades mecânicas e resistência a corrosão localizada. O nome duplex vem da proporção das fases ferrita (α) e austenita (γ) serem aproximadamente 50/50 em temperatura ambiente. Contudo, é bem conhecido que durante a soldagem por fusão, esta liga sofre severa transformação microestrutural envolvendo redistribuição e mudança na proporção das fases no metal de solda e na zona termicamente afetada (ZTA), induzindo a degradação das propriedades mecânicas e resistência a corrosão localizada [1].

O desempenho desses aços pode ser seriamente afetado pela soldagem. Devido à importância em manter a microestrutura desses materiais balanceada e evitar a formação de fases intermetálicas indesejáveis, os parâmetros de soldagem e os metais de adição empregados devem ser minuciosamente especificados e controlados [2].

A maior parte das fases intermetálicas precipitadas nesses materiais são ricas em cromo e molibdênio. Devido à precipitação, acaba por existir regiões na matriz que ficam empobrecidas nesses elementos, favorecendo o aparecimento de corrosão, principalmente a localizada [2].

Neste contexto, a soldagem dos AID é uma operação que exige grandes cuidados, pois esta família de aços inoxidáveis se solidifica com uma microestrutura 100% ferrítica e a austenita somente surge por difusão no resfriamento abaixo de 1250 – 1300°C. Deste modo, uma velocidade de resfriamento muito rápida conduz a uma microestrutura com maior proporção de ferrita e rica em nitretos de cromo (Cr_2N). Por outro lado, um resfriamento muito lento pode provocar principalmente, a formação da fase intermetálica sigma a partir da fase ferrita [2].

Ferreira [3] afirma que para se evitar a precipitação de intermetálicos e a perda das propriedades mecânicas e metalúrgicas do AID, a principal medida é o controle do aporte de calor, para que não seja excessivamente alto, sendo que o aporte de calor recomendado na literatura está entre 0,5 kJ/mm e 2,5 kJ/mm para a soldagem de AID.

Desta forma, a eficiência do processo de soldagem do AID requer uma fonte de energia que ofereça maior controle dos parâmetros de soldagem, que promovam níveis adequados de energia durante o processo. Entre as novas tecnologias do controle da forma de onda está o Surface Tension Transfer™ (STT), popularmente conhecido pela sigla STT. Este é um modo de transferência de metal de solda com baixa taxa de calor de entrada, no qual se incorpora uma

alta velocidade reativa da fonte de soldagem para encontrar a necessidade instantânea do arco elétrico [4].

A tecnologia de soldagem STT[®] foi desenvolvida pela empresa Lincoln Electric tendo sua patente em 1988, porém, somente a partir de 1994 começou a comercializar a fontes de soldagem com esta tecnologia. Nesta, o controle da corrente de soldagem por meio eletrônico.

De acordo com Stava [5], seu circuito eletrônico regula automaticamente a amplitude e a duração da corrente pós curto-circuito, além da taxa de descida desta corrente, para o calor requerido pelo arco. Esta tecnologia baseia-se no controle da forma de onda avançada por meio de inversor de frequência para produzir uma solda de alta qualidade, tendo como maior benefício a redução substancial de respingos, menor radiação e geração de fumos.

Segundo DeRuntz [6], STT[®] é um processo de soldagem onde a transferência do metal é realizada por tensão superficial, tendo como base uma fonte de energia eletrônica com corrente constante (CC), que modifica o formato de onda da corrente de soldagem cem vezes por segundo para cada gota transferida.

Embora o processo seja baseado em uma fonte de CC, Lincoln Electric 2005 esclarece que este processo GMAW derivativo não tem características de fonte corrente constante e nem de fonte de tensão constante (VCC). A fonte de alimentação de corrente ajusta automaticamente para os requisitos instantâneos de calor do arco elétrico e controla a corrente de soldagem, independentemente da velocidade de alimentação.

A transferência por curto-circuito com controle da corrente de soldagem, proporciona ao processo STT[®] as seguintes vantagens quando comparado com o MIG/MAG convencional: permite controlar o aporte térmico durante a soldagem, reduzindo as discontinuidades do material; diminui a perda de material por respingos, favorecendo a transferência completa de calor para a poça de fusão, devido ao controle adequado da corrente; cordão estreito, uniforme e de boa penetração; maior velocidade de soldagem; e permite soldar em todas as posições [6].

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem o objetivo de estudar a influência da variação dos parâmetros da onda do processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding Pulsed*) STT[®] (*Surface Tension TransferTM*), aplicados à soldagem do aço inoxidável duplex UNS S32205 comparado ao processo GMAW convencional, com intuito de encontrar os melhores parâmetros que possibilite produzir soldas de qualidade evitando a precipitação de fases secundárias deletérias,

na ZTA e edjacências, resultando em soldas com boa resistência mecânica e propriedades metalúrgica, sem a necessidade de tratamento térmico pós-soldagem.

1.1.2 Objetivos Específicos

- a) Demonstrar as vantagens e desvantagens do processo GMAW-STT[®] em relação ao processos de soldagem GMAW convencional;
- b) Realizar um planejamento experimental estatístico (DoE – Design of Experiments) que possibilite a interação entre as variáveis de entrada;
- c) Analisar a influência das variáveis de entrada nas características geométricas do cordão de solda;
- d) Analisar a influência das variáveis de entrada na microestrutura da região soldada; e)
- e) Analisar a influência das variáveis de entrada nas propriedades mecânicas da região soldada.

1.2 Justificativa

Dentre os principais processos de soldagem se destaca o processo GMAW (Gás Metal Arc Welding), em função de suas inúmeras vantagens, tais como ser utilizado com todos os metais comerciais e ligas, altas taxas de deposição, longos cordões em função da alimentação contínua do arame consumível e ainda de fácil automação, sendo este, um processo de soldagem a arco voltaico que utiliza um arco entre uma alimentação contínua de metal (aramé) e a poça de fusão utilizando uma fonte externa de gás para a proteção da poça de soldagem contra contaminação do ar externo [7].

Embora este processo seja o mais utilizado atualmente, existe alguns limitantes à determinadas aplicações. A alta energia de soldagem é uma característica deste processo, o que favorece a soldabilidade de chapas de grandes espessuras, por outro lado, torna-se um limitante para soldagem de chapas finas [8]

Ciclos térmicos envolvidos no processo GMAW induz a formação de grãos grosseiros e o aumento da fração volumétrica de fase- δ (ferrita) na ZTA, devido a dissolução completa ou parcial da fase- γ (austenita). A austenita não pode regenerar-se inteiramente depois da soldagem por que a taxa de resfriamento relativamente rápido interrompe a transformação. [9].

Outro processo que ocorre na ZTA é a precipitação de fases prejudiciais como a σ (sigma), carbonetos e nitretos de cromo os quais reduzem a tenacidade, ductilidade e resistência a corrosão localizada da liga [10]. Chen et al [11] constatou que a ferrita apresenta um crescimento gradual de acordo com a taxa de resfriamento de 10°C a 100°C. Enquanto

carbonetos nucleiam e crescem na δ - δ ou δ - γ no contorno de grão [12]. Nitretos de cromo são alocados de forma intergranular na fase- δ [13]. Esta fase, freqüentemente é associada a uma forte redução na tenacidade ao impacto e à perda de resistência à corrosão da liga. Neste sentido, a precipitação de 4% em volume de fase sigma pode resultar em um decréscimo de aproximadamente 90% da tenacidade [14].

A geração de fase- γ no metal de solda é dependente do calor de entrada, composição química do arame e presença de nitrogênio no gás de proteção [15]. Muthupandi et al. [16] demonstrou que o metal de solda quimicamente apropriado e o calor de entrada foram a chave para alcançar o equilíbrio entre as fases do metal de solda desejado e as propriedades relacionadas. A formação destas fases e compostos indesejáveis induz a diminuição de Cr e Mo nas zonas adjacentes e a formação de compostos tornando a ZTA suscetível a corrosão localizada [17].

Durante a soldagem por fusão, o resfriamento do metal de solda deve ser suficientemente lento para nucleação e crescimento da fase- γ no contorno de grão da fase- δ facilitando a difusão de elementos estabilizadores da fase- γ [18]. Simultaneamente, a taxa de resfriamento tem que ser rápida o suficiente para evitar nucleação e crescimento de fases prejudiciais na ZTA [17].

Segundo Ferreira [14], para evitar problemas na ZTA, o procedimento de soldagem deve permitir resfriamento rápido desta região após a soldagem. A temperatura da peça de trabalho é importante, porque ela provê um grande efeito no resfriamento da ZTA.

A evolução da tecnologia atrelada às necessidades do setor tem promovido a evolução das fontes de soldagem, desta forma, uma grande variedade de processos tem surgido a partir dos existentes com inovações e melhorias principalmente visando o controle do arco elétrico. Uma variação notável do processo GMAW é o GMAW pulsado, comumente conhecido como P-GMAW. No modo pulsado, um pico de corrente implica também em um pico de tensão e a pressão do arco aumenta proporcionalmente ao quadrado da corrente de pulso e deforma a poça [19].

Este processo é obtido quando a corrente de soldagem é pulsada entre a base e o pico da onda visando fornecer uma ampla faixa de entrada de calor e massa enquanto a transferência do metal ainda líquido é realizada do arame fundido para dentro da poça de fusão no modo desejado [20].

A qualidade da solda depositada pelo processo GMAW pulsado (P-GMAW) é muito dependente da característica do arco, e do comportamento da transferência de metal [21]. Mas

o controle das características do arco e do comportamento da transferência de metal pela seleção apropriada dos parâmetros do pulso é bastante difícil devido à influência simultânea de um número relativamente grande de parâmetros durante a soldagem. Isso envolve os parâmetros de pulso como corrente média (I_m), corrente de pico (I_p), corrente de base (I_b), tempo de pico (t_p), tempo de base (t_b), frequência de pulso (f), assim como a tensão do arco (V) [21]. Portanto, é imprescindível tanto conhecimento do comportamento, como o controle rigoroso das variáveis visando a qualidade da solda realizada.

Na década de 1990, as pesquisas e o desenvolvimento continuaram a envolver as fontes de soldagem. A empresa *Lincoln Electric* tornou-se líder no desenvolvimento de uma ampla gama de plataformas fonte de soldagem projetadas com foco na otimização do arco. A tecnologia amplamente reconhecida como *Waveform Control Technology*TM incorporou ao sistema de soldagem um inversor baseado em um projeto transformador com alta velocidade e circuito de controle computadorizado.

Entre os novos processos de *Waveform Control Technology*TM avançados está o *Surface Tension Transfer*TM popularmente conhecido pela sigla STT[®]. Este é um modo de transferência de metal de solda com baixa taxa de calor de entrada, no qual se incorpora uma alta velocidade reativa da fonte de soldagem para controlar a necessidade instantânea do arco elétrico. A fonte de soldagem é um gerador de ondas, a qual não é, portanto, corrente constante nem tensão constante. Unicamente o modo STT[®], é a aplicação do emprego de corrente de soldagem independente da velocidade de alimentação do eletrodo. Esta característica tem o benefício de aumentar ou diminuir a corrente de soldagem para aumentar ou diminuir a entrada de calor. Basicamente, STT[®] fornece uma resposta para controlar as condições de soldagem que podem produzir fusão incompleta. O modo de soldagem STT[®] tem duplo benefício de aumento de produtividade, e melhora a qualidade geral da solda [6].

O esforço de pesquisas tem sido dedicado ao controle da micro-estrutura do aço inoxidável duplex em soldas pelo processo de fusão pela aplicação de tratamento térmico pós solda a fim de balancear a proporção de γ/δ , e diminuir a quantidade de fases prejudiciais [22].

Este estudo se presta a avaliar a interação entre as variáveis de soldagem do processo pulsado STT[®], e encontrar parâmetros que viabilizem a soldagem do aço inoxidável duplex UNS S32205, a fim de obter uma microestrutura refinada com presença de grãos equiaxiais, reduzindo as tensões internas e evitando a aplicação de tratamento térmico pós soldagem.

1.3 Delineamento do trabalho

O presente trabalho está estruturado da seguinte forma:

Nos capítulos de 1 e 2 foi realizada uma introdução do assunto estudado, onde foram apresentados os objetivos e a justificativa que levou à pesquisa.

Nos capítulos de 4 a 6 foi apresentada uma revisão da literatura onde se pode conhecer o estado da arte sobre o assunto estudado.

Nos capítulos 7 e 8 foi descrita a metodologia utilizada no desenvolvimento da pesquisa.

Nos capítulos de 9 a 13 foi apresentado os resultado e a discutido dos mesmos.

Finalmente, são apresentadas as conclusões das análises e observações feitas durante o desenvolvimento da pesquisa e algumas sugestões para trabalhos futuros seguidas do referencial bibliográfico.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Aços Inoxidáveis (AI)

Os aços inoxidáveis são altamente resistentes à corrosão (enferrujamento) numa variedade de ambientes, especialmente o ambiente atmosférico. Seu elemento de liga predominante é o cromo; uma concentração de pelo menos 11%Cr em peso é requerida [2]

Os elementos de liga presentes nos aços inoxidáveis lhe conferem excelente resistência a corrosão, porém, na verdade eles são oxidáveis. O cromo presente na liga oxida-se em contato com o oxigênio do ar, formando uma película, muito fina e estável, de óxido de cromo. Ela é chamada de camada passiva, e tem a função de proteger a superfície do aço contra processos corrosivos. Para que a película de óxido seja efetiva, o teor mínimo de cromo no aço deve estar ao redor de 11%.

A Figura 1 ilustra a formação química da camada passiva nos aços inoxidáveis.



Figura 1 - Figura esquemática da formação da camada passiva nos AIs.

Fonte: https://fei.edu.br/~rodrimagn/PROJETOS_IC/rel04/GHBD04_1a.pdf [23].

Uma ampla gama de propriedades mecânicas combinadas com excelente resistência à corrosão tornam os aços inoxidáveis muito versáteis em sua aplicabilidade [2].

Assim, deve-se tomar cuidado para não reduzir localmente o teor de cromo dos aços inoxidáveis durante o processamento [24]

A resistência à corrosão pode também ser melhorada por adições de níquel e de molibdênio [2].

A partir deste agrupamento foi construído o diagrama de Schaeffler, que relaciona a microestrutura de um aço trabalhado com a sua composição química [25]. A Figura 2 apresenta o diagrama de Shaeffler.

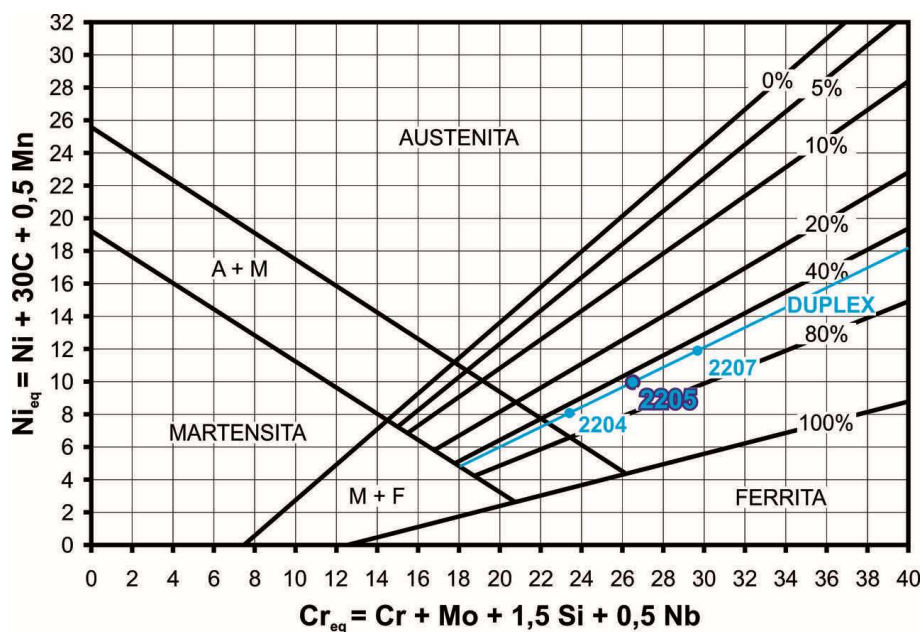


Figura 2 - Diagrama de Shaeffler. Adaptado de Acesita [25].

Segundo Callister [2] aços inoxidáveis são divididos em 3 classes com base na predominante fase constituinte da microestrutura martensítico, ferrítico e austenítico. A Tabela

1 lista vários aços inoxidáveis, por classe, e relaciona suas composições químicas, propriedades mecânicas típicas e aplicações [2].

Tabela 1 - Designação, composição, propriedades mecânicas, e aplicações típicas para aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos, martensíticos e endurecível por precipitação. Adaptada do ASM Handbook, Vol.1, Propriedades e seleção: Ferros, Aços e Ligas de alta performance, 1990. [26]

AISI	UNS	Composição	condição* ^b	Propriedades Mecânicas			Aplicações típicas
				Resistência a tração	Resistência ao escoamento	Ductilidade [%EL em 50mm(2in.)]	
Número	Número	(wt%)* ^a		[Mpa (ksi)]	[Mpa (ksi)]		
Ferrítico							
409	S40900	0.08C, 11.0Cr, 1.0Mn, 0.50nNi, 0.75Ti	Recozido	380 (55)	205 (30)	20	Automotiva, componentes de exaustores, agrícola, sprays.
446	S44600	0.2C, 25Cr, 1.5MN	Recozido	515 (75)	275 (40)	20	Válvulas (alta temperatura), Molde de vitor, Câmara de combustão.
Austenítico							
304	S30400	0.08C, 19Cr, 8.0Ni, 2.0Mo	Recozido	515 (75)	205 (30)	40	Química e processamento de alimentos, vasos criogênicos.
316L	S31603	0.03C, 17.0Cr, 12.0Ni, 2.5Mo, 2.0Mn	Recozido	485 (70)	170 (25)	40	Construção e soldagem
Martensítico							
410	S41000	0.15C, 12.5Cr, 10.0Mn	Recozido Q e T	485 (70) 825 (120)	275 (40) 620 (90)	20 12	Tambores de rifles, cutelaria, partes de motores a jato
440A	S44002	0.70C, 17.0Cr, 0.75Mo, 1.0Mn	Recozido Q e T	725 (105) 1790 (260)	415 (60) 1650 (240)	20 5	Cutelaria, rolamentos, instrumentos cirúrgicos
Endurecíveis por precipitação							
17-7PH	S17700	0.09C, 17.0Cr, 7.0Ni, 1.0Al, 1.0Mn	Endurecido por precipitação	1450 (210)	1310 (190)	01/jun	Molas, facas e vasos de pressão

*^a O balanço da composição é ferro

*^b T & R denota temperado e revenido

Para Lippold [1], existem outras variantes destes grupos, como, por exemplo, os aços inoxidáveis duplex (que possuem 50% δ e 50% γ) e os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação. Davis [27] corrobora com Lippold [1], dividindo os AI em cinco grupos, conforme a sua microestrutura: austeníticos, martensíticos, ferríticos, austeníticos-ferríticos (duplex) e endurecidos por precipitação. A Figura 3 ilustra estes grupos, relacionando a quantidade de cromo e de níquel em sua composição.

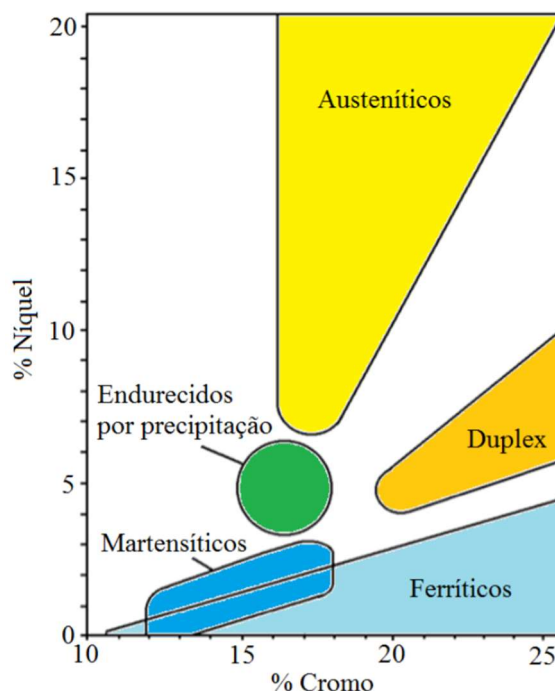


Figura 3 - Grupos de aços inoxidáveis relacionando a quantidade de cromo e de níquel

Fonte: Davis [27]

2.2 Aços Inoxidáveis Duplex (AID)

Os aços inoxidáveis duplex foram descobertos e inicialmente desenvolvidos entre 1927 e 1932, quando se pesquisou o efeito de frações volumétricas crescentes de ferrita nas propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos. Verificou-se, por exemplo, que este aumento da fração de ferrita proporcionava um aumento do limite de escoamento destes materiais. A introdução do cobre e do molibdênio, por volta de 1940, permitiu que os aços inoxidáveis duplex fossem endurecidos por precipitação. Nesta fase inicial do desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex, verificou-se que: A resistência mecânica dos aços duplex era bem mais alta do que a dos aços inoxidáveis austeníticos[28].

Estes tipos de aços inoxidáveis fazem parte de uma classe de materiais com microestrutura bifásica, composta por uma matriz ferrítica e ilhas de austenita, com frações volumétricas aproximadamente iguais dessas fases. Essa classe de materiais é caracterizada por apresentar interessante combinação de elevadas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão [29].

A Figura 4 apresenta a microestrutura binária austeno-ferrítica do AID UNS S32205.

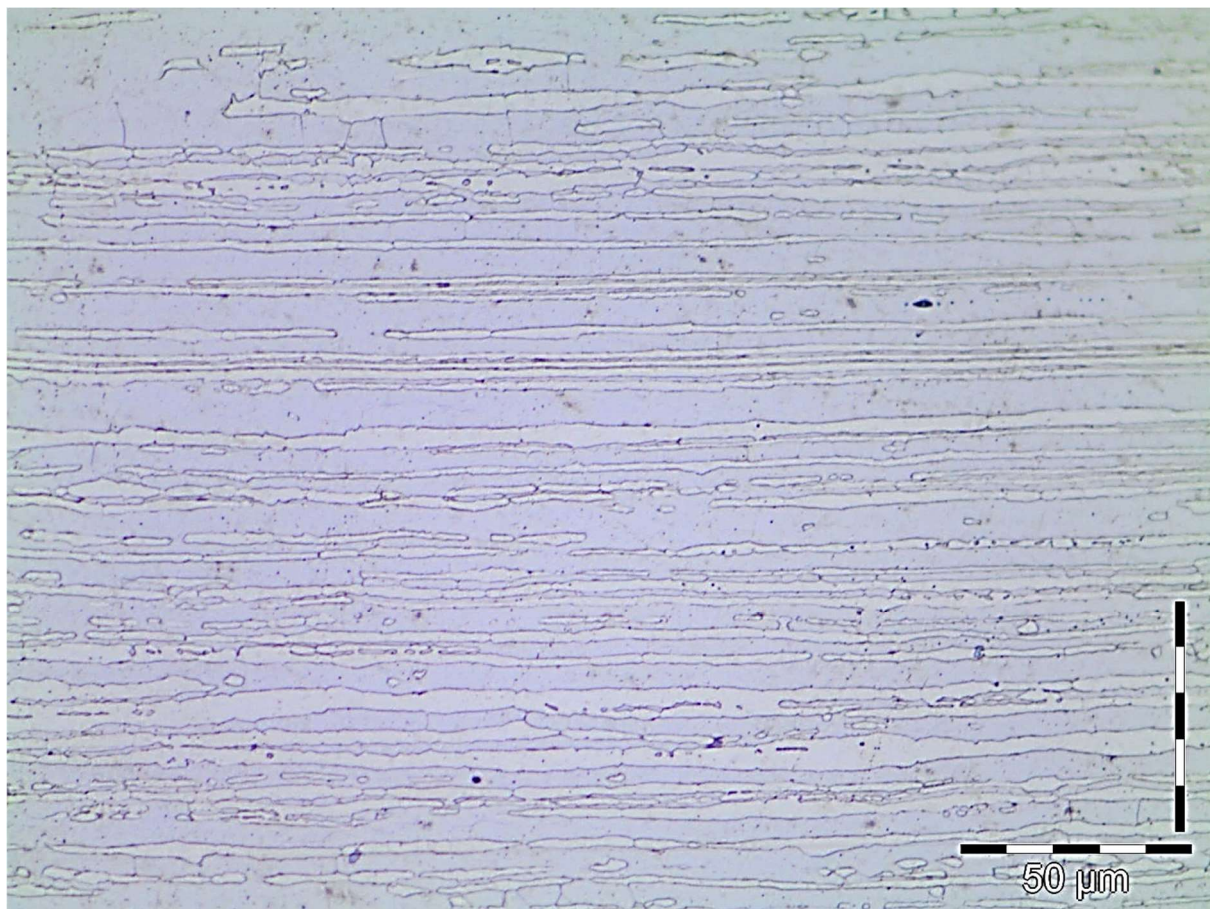


Figura 4 - Microestrutura do AID UNS S32205 com recebido. Ataque eletrolítico como ácido oxálico 10% por 10 s. Ampliação 500x.

2.2.1 Composição Química e Metalurgia dos Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex têm uma microestrutura heterogênea composta principalmente de austenita (estrutura Cúbica de Face Centrada - CFC, fase γ) e ferrita (estrutura Cúbica de Corpo Centrada CCC, fase α). A concentração dessas fases principais é controlada pela composição química e histórico térmico durante a fabricação [30].

A Figura 5 apresenta a tribologia das fases ferrita e austenita no diagrama Fe-C.

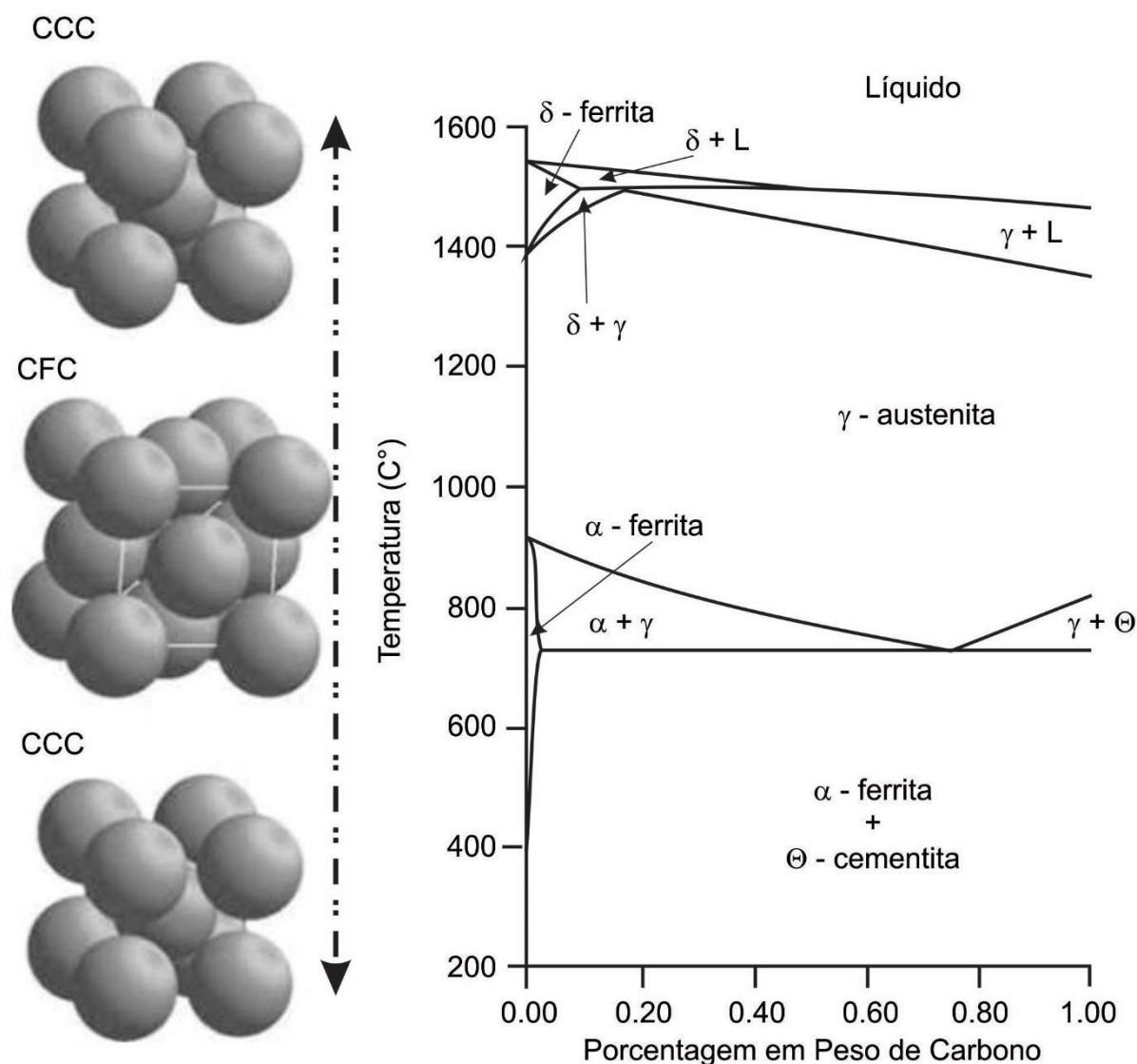


Figura 5 - Ilustração da ferrita cúbica de corpo centrado (CCC) e austenita cúbica de face centrada (CFC) com um diagrama binário de Fe-C metastável calculado, mostrando a estabilidade da fase de austenita, ferrita e cementita. Adaptado de Callister 2011

Fonte: Adaptado de Callister [2]

A liga fundida solidifica-se como ferrita que se transforma parcialmente em austenita à medida que o material resfria até $\approx 1000^\circ \text{C}$. O "balanço de fase" da austenita / ferrita é controlado pelas concentrações de cromo, silício, molibdênio, níquel, carbono, nitrogênio, manganês e cobre e pela temperatura de recozimento. Com mais resfriamento, fases menores adicionais podem ser formadas; estes incluem a fase intermetálica sigma (σ) e vários carbonetos e nitretos.

Os aços inoxidáveis podem solidificar por vários mecanismos ou modos: São eles:

- Ferrítico - modo A ($L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta$);

frequentemente em aços inoxidáveis como pode-se observar no diagrama da Figura 7 a fase μ , Fe_7Mo_6 , ocorre com menos frequência nos aços inoxidáveis [31].

Segundo André 2006, em aços inoxidáveis, uma das fases intermetálicas importantes é a fase sigma (σ), cuja presença na temperatura ambiente tem influência catastrófica nas propriedades mecânicas. Esta fase pode precipitar em contornos de grãos austeníticos de ligas ferro-cromo, de alto teor de cromo, causando sua fragilidade. Em aços com ferrita e austenita, a fase σ nucleia na interface α/γ . Elementos como molibdênio e titânio aceleram a formação desta fase [32].

Para Hsieh [33] a presença da fase sigma intermetálica é indesejável, pois tende a degradar as propriedades mecânicas e reduzir a resistência à corrosão por pite, corrosão sob fresta e corrosão sob tensão (CST). A precipitação da fase sigma é evitada pelo resfriamento rápido do aço a partir da temperatura de transformação. Finalmente, a ferrita é enriquecida com Cr e Mo e austenita é enriquecida com Ni, Mn e N.

A Figura 7 apresenta o diagram de equilíbrio isotérmico Fe-Cr-Mo.

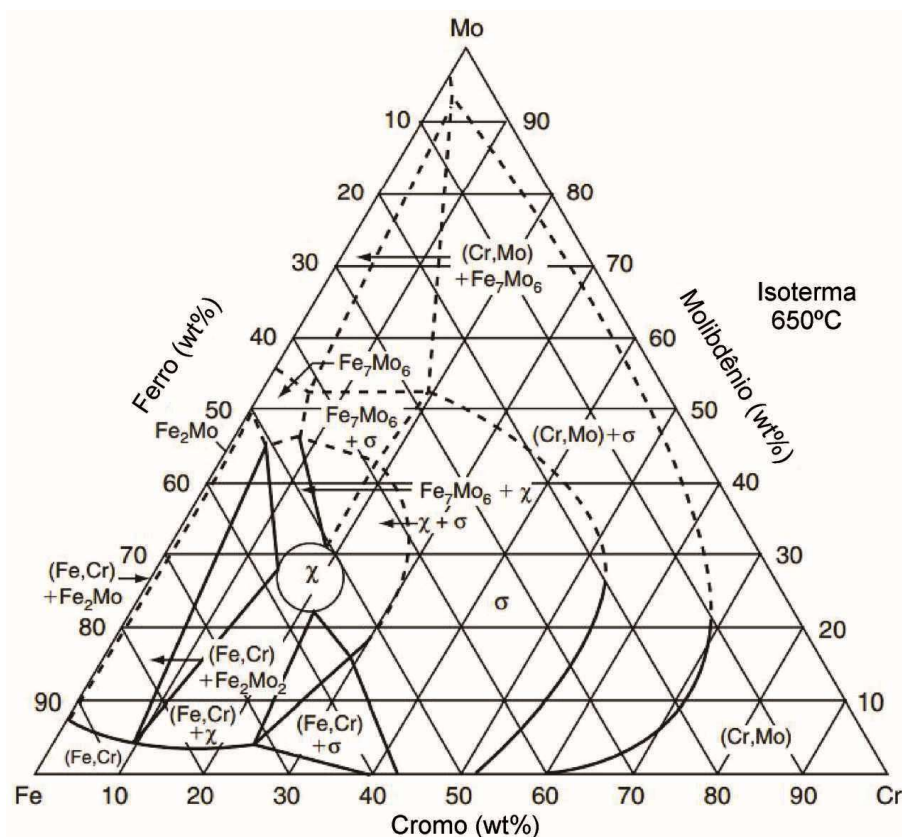


Figura 7 - Diagrama de equilíbrio isotérmico Fe-Cr-Mo. (Adaptado a partir de W. Reick, M. Pohl, Metals Handbook, 8th ed.:Metallography, Structures and Phase Diagrams, Vol. 8, ASMInternational, Materials Park, OH, 1973)

Fonte: Handbook [34]

Esses diagramas também foram usados para estimar a microestrutura do metal de solda. As fórmulas empíricas e os experimentos apresentam uma dispersão considerável no que diz respeito à determinação da quantidade de ferrita delta no metal de solda austenítico [31].

DeLong [35] sugeriu um método comparativo para a determinação delta-ferrita que foi adotado como procedimento padrão pelo International Welding Institute. Outros pesquisadores adotaram uma metodologia semelhante, como Hull [36], que analisou até 1400 espécimes para determinar o efeito de 14 elementos de liga (Al, C, Cu, Co, Ni, Mn, Mo, N, Nb, Si, Ti, Ta, V e W), além de cromo e níquel, a fim de prever a ocorrência de ferrita delta e fases intermetálicas.

Espy [37] propôs um diagrama de Schaeffler estendido baseado em seu estudo dos efeitos de Cu, N, V e Al.

Os diagramas, embora sem uma base termodinâmica sólida dos diagramas de equilíbrio são, no entanto gráficos tecnológicos de importância prática.

Em geral, os DSSs são classificados em cinco grupos:

- a) AID baixa liga (UNS S32101, UNS S32304);
- b) AID baixa liga contendo Mo (UNS S32003);
- c) AID Padrão (UNS S31803, UNS S32205);
- d) AID Super (UNS S32507);
- e) AID Hiper (UNS S32707, UNS S33207).

A Tabela 2 apresenta a composição química básica e o número equivalente de resistência a pites (PREN) desses materiais.

Tabela 2 - Composição química básica e número equivalente de resistência equivalente a pite (PREN).

AID	UNS Nº	C [wt%]	N [wt%]	Si [wt%]	Mn [wt%]	Cr [wt%]	Ni [wt%]	Mo [wt%]	PREN*
Baixa Liga	S32101	0.04		1.00	4.0–6.0	21.0–22.0	1.35–1.7	0.1–0.8	26.6
Baixa Liga	S32304	0.03	0.05–0.20	1.00	2.50	21.5–24.5	3.0–5.5	0.05–0.6	26.1
Baixo Mo	S32003	0.03	0.14–0.20	1.00	2.00	19.5–22.5	3.0–4.0	1.5–2.0	29.5
Padrão	S31803	0.03	0.08–0.20	1.00	2.00	21.0–23.0	4.5–6.5	2.5–3.5	34.1
Padrão	S32205	0.03	0.14–0.20	1.00	2.00	22.0–23.0	4.5–6.5	3.0–3.5	35.9
Super	S32507	0.03	0.24–0.32	0.80	1.20	24.0–26.0	6.0–8.0	3.0–5.0	42.7
Hiper	S32707	0.03	0.4	–	–	27.0	7.0	5.0	49.9
Hiper	S33207	0.03	0.5	–	–	32.0	7.0	3.5	51.6

*PREN = wt. % Cr + 3.3 (wt. % Mo) + 16 (wt. % N).

2.2.2 Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Duplex

A microestrutura é uma função não apenas da composição química das amostras, mas também da taxa de resfriamento.

Padilha \cite{padilha2013phase afirma que um material bifásico pode apresentar diferentes tipos de microestrutura, dependendo da quantidade, tamanho, distribuição e morfologia das fases. A microestrutura duplex ideal deve apresentar:

Fração volumétrica das fases $V_V(\alpha) = V_V(\gamma) = 0,5$

Parâmetro duplex $\emptyset = 1$

Parâmetro de dispersão $(\delta) = 2$

Razão de contiguidades $C_\alpha/C_\gamma = 1$

No qual: o parâmetro $\emptyset$ representa a razão entre a quantidade de contornos de grãos da fase γ pela quantidade de contornos de grãos da fase α ; o parâmetro δ representa a razão entre a quantidade de interfaces α/γ pela quantidade de contornos α/α (α é a fase matriz); a contiguidade representa o grau de adjacência ou continuidade de cada fase.

Parâmetro duplex:

$$\emptyset = \frac{S_V^{\gamma\gamma}}{S_V^{\alpha\alpha}}$$

Parâmetro de dispersão:

$$\delta = \frac{S_V^{\alpha\gamma}}{S_V^{\alpha\alpha}}$$

Contiguidade:

$$C_\alpha = \frac{2 \cdot S_V^{\alpha\alpha}}{2 \cdot S_V^{\alpha\alpha} + S_V^{\alpha\gamma}}; C_\gamma = \frac{2 \cdot S_V^{\gamma\gamma}}{2 \cdot S_V^{\gamma\gamma} + S_V^{\alpha\gamma}}$$

Razão de contiguidades:

$$\frac{C_\alpha}{C_\gamma} = \frac{S_V^{\alpha\alpha}}{S_V^{\gamma\gamma}} \cdot \frac{2 \cdot S_V^{\gamma\gamma} + S_V^{\alpha\gamma}}{2 \cdot S_V^{\alpha\alpha} + S_V^{\alpha\gamma}}$$

Dentre os aços inoxidáveis duplex, a liga UNS S31803, também conhecido como SAF 2205, é frequentemente utilizado em aplicações “offshore”, como evaporadores de água, tubos de circuitos hidráulicos, tubos para transporte de dióxido de carbono seco e úmido nas indústrias

químicas, evaporadores e torres para estocagem de pasta de papel e tanques para transporte marítimo de produtos químicos corrosivos [38].

2.2.3 Propriedades Físicas dos Aços Inoxidáveis Duplex

Segundo Eckenrod [38] os AID são constituídos de frações volumétricas de ferrita e austenita aproximadamente iguais, exibindo propriedades mecânicas e de resistência à corrosão superior aos outros aços em uma ampla gama de aplicações. As boas propriedades mecânicas dos AID podem ser explicadas por sua composição química e microestrutura balanceada. Além disso, as adições de nitrogênio ao duplex convencional podem promover o fortalecimento estrutural que aumenta os valores de rendimento e resistência mecânica sem prejudicar a tenacidade.

Devido às propriedades mecânicas dos AID serem resultado da combinação da composição química e de propriedades da ferrita e a austenita mais notadamente da ferrita, que tem maior limite de escoamento do que a austenita, o limite de escoamento dos AID é alto comparado com o dos aços inoxidáveis austeníticos (quase o dobro). A resistência ao impacto tem um valor intermediário entre os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos.

O nitrogênio aumenta a força de escoamento para a fase de austenita, diminui a energia de falta de empilhamento da austenita e a afinidade entre Cr e Mo induz uma ordem de curto alcance e leva a modificações marcantes da microestrutura. As principais propriedades dos AID's são a elevada resistência mecânica, conforme mostrado na Tabela 3, elevada resistência à corrosão por pite e à corrosão sob-tensão em ambientes com cloretos [39].

Tabela 3 - Propriedades mecânicas à temperatura ambiente dos AID. Adaptado da norma ASTM A 790/A 790M-05. Adaptada de [39].

UNS	Limite de escoamento [MPa]	Limite de resistência [MPa]	Alongamento [%]	Dureza [HB]
S 31200	450	690	25	280
S 31500	440	630	30	290
S 31803	450	620	25	290
S 31304	400	600	25	290
S 31550	550	760	15	297
S 31750	550	800	15	310
S 31760	550	750	25	200-270
S 31900	485	620	20	271
S 31950	480	690	20	290

Os AID apresentam menores coeficientes de expansão térmica se comparados aos austeníticos e similares ao dos aços inoxidáveis ferríticos, o que os tornam aconselháveis para uso em condições de ciclos térmicos, em temperaturas de aplicação menores do que 300°C e na soldagem em aços de estrutura somente ferrítica com os aços ao carbono Cr-Mo.

A condutividade térmica é maior do que nos aços inoxidáveis austeníticos, a qual em conjunto com a baixa expansão térmica, os tornam bons candidatos à utilização em trocadores de calor. São fortemente magnéticos devido à presença de ferrita, permitindo o uso de fixadores magnéticos durante o processo de usinagem e inspeção.

A Tabela 4 apresenta as principais características físicas dos aços inoxidáveis dúplex, estabelecendo um comparativo com as dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos.

Tabela 4 - Propriedades físicas à temperatura ambiente dos AI. Adaptado de Senatore [40]

Material	UNS	Calor específico J/kg °C			Condutiv. Térmica W/m°C		
		20°C	200°C	400°C	20°C	200°C	400°C
Ferrítico	S43000	460	540	580	17	22	23
Austenítico	S30400	480	510	540	14	17	20
	S32403	490	530	590	16	18	21
Duplex	S31803	480	530	590	14	17	20
	S32750	480	530	590	14	17	20

Observando a Tabela 3, nota-se que os aços dúplex apresentam comportamento intermediário entre os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. A condutibilidade térmica dos aços inoxidáveis dúplex é maior do que a dos aços inoxidáveis austeníticos devido à presença da fase ferrítica, os aços inoxidáveis dúplex possuem menor coeficiente de expansão térmica que os austeníticos, fazendo com que estas ligas apresentem comportamento próximo ao dos aços carbono [40].

2.2.4 Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex

Na soldagem de AID, a microestrutura varia desde a poça de fusão até o metal adjacente à solda como consequência da história térmica (ciclos térmicos e repartição térmica) experimentada. A microestrutura final depende da velocidade de resfriamento a partir de cada temperatura máxima presente na repartição térmica.

A Figura 8 apresenta algumas das modificações microestruturais ocorridas na junta soldada de AID. Observando-se a figura notam-se 5 regiões na junta soldada: zona fundida (ZF), zona parcialmente fundida (ZpF), zona de crescimento de crescimento do grão de ferrita (ZcF), zona bifásica parcialmente transformada (ZB) e zona bifásica similar ao metal base (ZBM). Nesta figura não foi representada a precipitação de outras fases além da ferrita e da austenita [18].

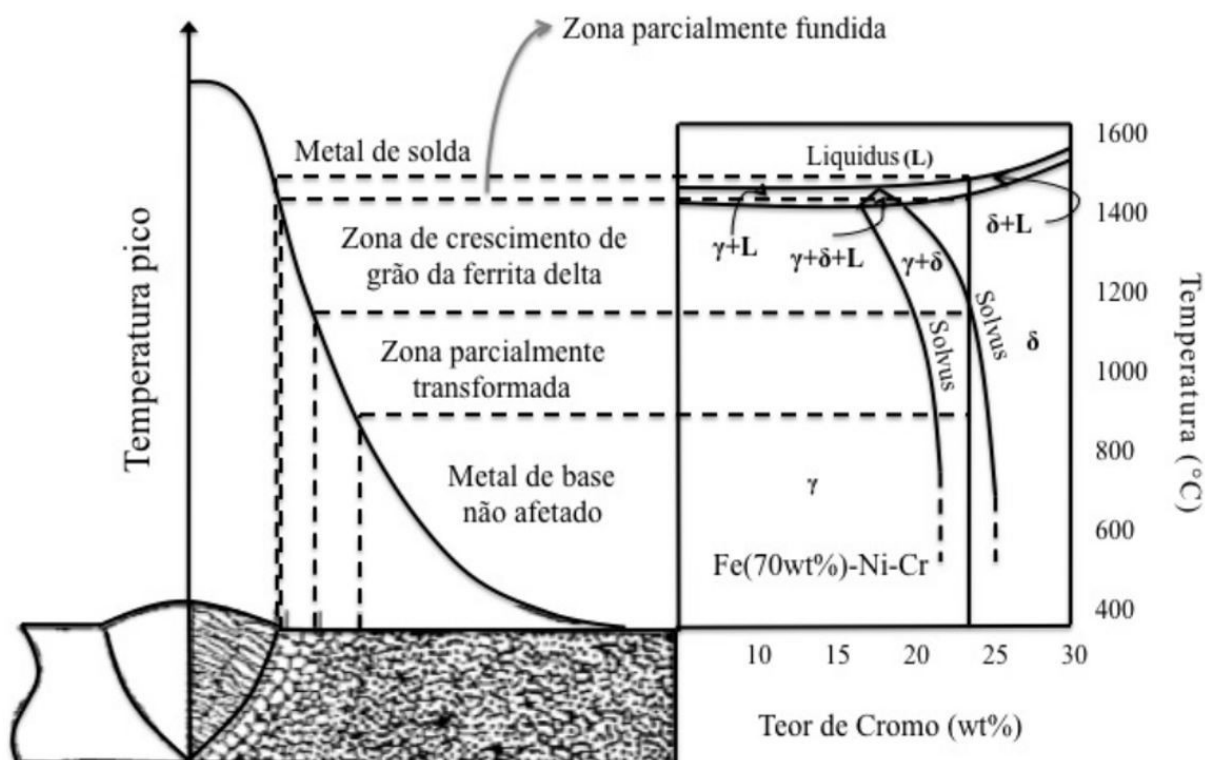


Figura 8 - Mudanças microestruturais ocorridas em juntas soldadas.

Fonte: Adaptada de Atamert [18]

Durante o resfriamento no estado sólido, ocorre a precipitação de austenita em temperaturas menores que as da linha solvus da ferrita. Os AID solidificam como ferrita em temperaturas próximas de 1450°C. A microestrutura permanece ferrítica até atingir a linha solvus da ferrita. A temperatura de início de precipitação depende da relação dos elementos estabilizadores da ferrita e da austenita. Quando esta relação é baixa, a transformação começa em temperaturas levemente abaixo do intervalo de solidificação.

Nestas temperaturas, a difusão é bem rápida propiciando uma fração de austenita elevada. Quando a relação entre os elementos estabilizadores da ferrita e da austenita é alta, a

precipitação de austenita começa em temperaturas mais baixas e é fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento

De acordo com Modenesi 2010 durante a soldagem, o aquecimento da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) acima de 1200 °C é comum e no resfriamento dessas regiões, a austenita tende a se formar novamente. Entretanto, as velocidades de resfriamento são elevadas após esse procedimento e a nova quantidade formada de austenita pode não ser suficiente para garantir o bom desempenho do material [41].

A austenita começa a precipitar nucleando no contorno de grão ferrítico. A quantidade de austenita formada é função do tempo e da temperatura, produzindo-se uma maior fração volumétrica da austenita nas velocidades de resfriamento menores. Na poça de fusão, a microestrutura pode apresentar altos teores de ferrita quando a soldagem for autógena [42]

Latanision [43] afirma que o teor de ferrita deve ser limitado já que altos teores de ferrita diminuem a tenacidade da junta. A utilização de nitrogênio no gás de proteção e/ou metal de adição com teor de níquel elevado pode resolver este problema causado pela microestrutura da zona fundida.

Os metais de adição mais indicados para a soldagem dos aços inoxidáveis duplex são aqueles que apresentam a mesma composição química do metal de base, porém enriquecida em níquel (de 2,5 a 3,5% a mais). Os maiores teores de níquel do metal de adição favorecem a formação da fase austenita na zona fundida da junta, mesmo com as elevadas velocidades de resfriamento que esses locais apresentam. Desse modo, tem-se a garantia da manutenção das propriedades das ligas duplex também na região da solda [41].

2.3 Processo P-GMAW

O processo P-GMAW também conhecido como GMAW pulsado, é uma evolução do processo GMAW convencional. No modo pulsado, um pico de corrente implica também em um pico de tensão e a pressão do arco aumenta proporcionalmente ao quadrado da corrente de pulso e deforma a poça [19].

Este processo é obtido quando a corrente de soldagem é pulsada entre a base e o pico da onda visando fornecer uma ampla faixa de entrada de calor e massa enquanto a transferência do metal ainda líquido é realizada do arame fundido para dentro da poça de fusão no modo desejado [20].

A Figura 9 ilustra o processo de soldagem GMAW destacando suas partes fundamentais.

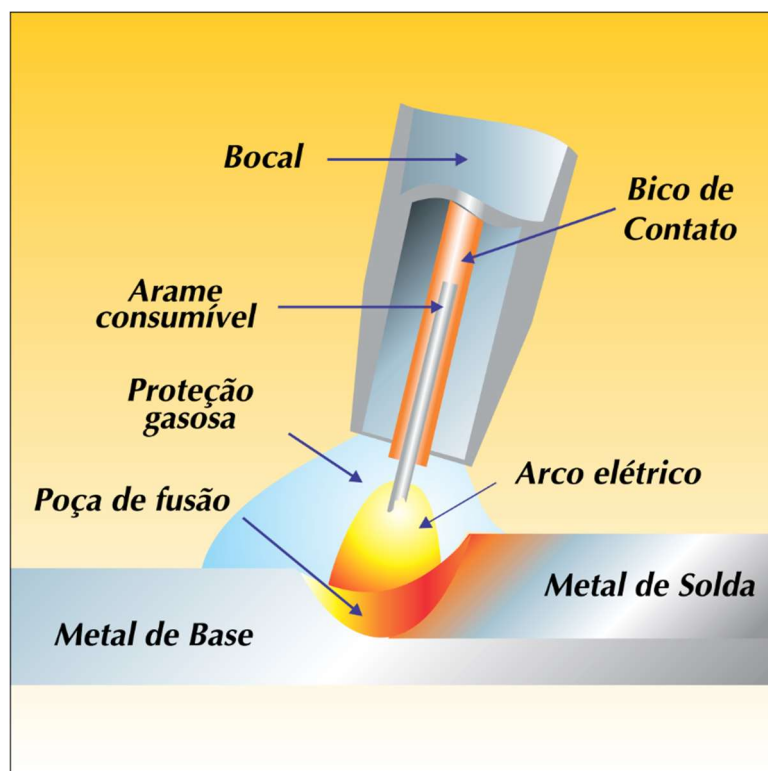


Figura 9 - Ilustração do processo de soldagem GMAW

Fonte: Eutetic Castolin [44].

Para Ghosh [21] qualidade da solda depositada pelo processo GMAW pulsado (P-GMAW) é muito dependente da característica do arco, e do comportamento da transferência de metal. Mas o controle das características do arco e do comportamento da transferência de metal pela seleção apropriada dos parâmetros do pulso é bastante difícil devido à influência simultânea de um número relativamente grande de parâmetros durante a soldagem. Isso envolve os parâmetros de pulso como corrente média (I_m), corrente de pico (I_p), corrente de base (I_b), tempo de pico (t_p), tempo de base (t_b), frequência (f), assim como a tensão do arco. Portanto, é imprescindível tanto conhecimento do comportamento, como o controle rigoroso das variáveis visando a qualidade da solda realizada.

2.3.1 Componentes da onda P-GMAW

Nove componentes essenciais são utilizadas para manipular a característica de saída da forma de onda P-GMAW. A interação entre estes componentes determina a característica do resultado específico da forma de onda. Neste entendimento básico é importante conhecer o efeito que o gás de proteção, o diâmetro do eletrodo e tipo de eletrodo tem no acabamento solda.

A Figura 10 apresenta esquematicamente a representação do oscilograma da forma de onda do processo GMAW pulsado.

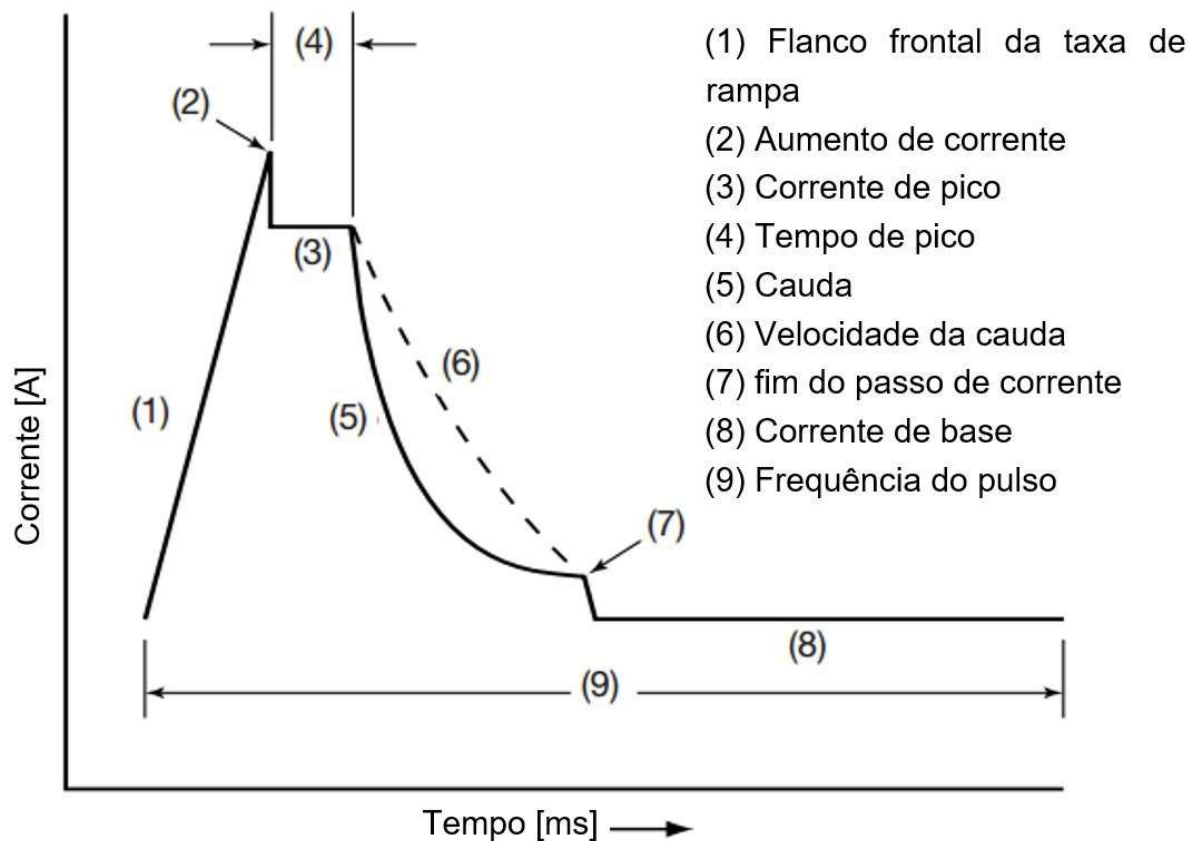


Figura 10 - Oscilograma da forma de onda P-GMAW.

Fonte: Armao [4].

- 1) *Flanco frontal da taxa de rampa*: A taxa de rampa determina a rapidez com que a corrente aumenta a partir da corrente de base para a corrente de pico e auxilia na formação da gota fundida na ponta do eletrodo. Esta é medida em A/ms, seu aumento pode chegar a 1000 A/ms. Como a inclinação taxa de rampa aumenta a rigidez do arco também aumenta, um aumento rápido da taxa de rampa está associado a rigidez do arco e ruído mais alto. A diminuição da taxa de crescimento contribui para um arco com soar mais macio.
- 2) *Aumento de corrente*: O aumento de corrente descreve a condição em que o flanco frontal cresce para um nível predeterminado além do nível da corrente de pico. Isto é expresso em unidades de percentagem. O aumento da superação está associado a um arco mais rígido e menos propenso a deflexão. Este, acresce à corrente de “*pinch*” aumentando a força de estrangulamento eletromagnética aplicada a gota fundida.

- 3) *Corrente de pico*: A corrente de pico é a corrente nominal para o pulso de alta energia. Ela é ajustada para um nível que é definido consistentemente acima da corrente de transição do modo globular para *spray*. Esta é expressa em unidades de ampere (A). Durante o tempo em que a corrente de pico é entregue, a gota fundida destaca do eletrodo. Um aumento na corrente de pico aumenta a corrente média de soldagem e a penetração da solda.
- 4) *Tempo de pico*: O tempo de pico de corrente descreve a duração do tempo que a corrente permanecerá em seu pico e está associada ao tamanho de gota. O tempo de pico é expresso em milissegundos (ms). Com o aumento do tempo de pico, as gotas diminuem seu tamanho e à medida que o tempo de pico diminui, o tamanho das gotas aumenta. A expectativa tradicional é que uma única gota fundida seja transferida a cada um dos picos de pulso. O tempo efetivo de pico pode variar de menos do que 1 milissegundo para 3 ou mais milissegundos. Um aumento no tempo de pico aumenta corrente média, e também aumenta a penetração da solda.
- 5) *Cauda*: A cauda está associada a queda da corrente de pico para a corrente de base. Geralmente segue um caminho exponencial para a corrente de base. O aumento do tempo de cauda aumenta a média atual e marginalmente aumenta a penetração. O aumento do tempo de cauda fornece maior fluidez à gota, isto resulta na melhoria da molhabilidade do cordão de solda, um som de arco mais macio, e maior fluidez poça.
- 6) *Velocidade da cauda*: Velocidade cauda define a taxa na qual a onda se move a partir de a corrente de pico para ambos o passo de corrente ou a corrente de base. A manipulação dessa parte da onda aumenta ou diminui a queda exponencial para a corrente de base.
- 7) *Fim do passo de corrente*: O passo da corrente define o nível de corrente na porção da onda onde a cauda termina. Este, pode adicionar ou subtrair a área abaixo da onda e está associada à estabilidade do arco com aço inoxidável ou ligas níquel para metal de adição.
- 8) *Corrente de base*: A corrente de base refere-se a mais baixa corrente nominal da saída. Esta, é medida em ampere (A), seu acréscimo aumenta a penetração.
- 9) *Frequência do pulso*: A frequência do pulso é responsável quantidade de vezes que o ciclo de pulso ocorre em um segundo. Com o aumento da frequência, o arco fica mais estreito, a corrente média aumenta, e as gotas de metal fundido tornam-se menores. À medida que a frequência diminui, o cordão de solda e o arco se torna mais largo. A frequência, geralmente é proporcional à velocidade de alimentação do arame.

2.3.2 Tecnologia de Controle da forma de onda

O conceito de fonte de alimentação do tipo inversora foi introduzido no início dos anos 1980, no desenvolvimento de fontes de energia de soldagem a arco. Ela afetou o desenvolvimento de toda a gama de processos de soldagem, mas nas áreas específicas de GMAW os resultados de intensa pesquisa e desenvolvimento são surpreendentes.

O conceito exclusivo do recursos de *Waveform Control Technology*™ (tecnologia do controle de onda) consiste em uma fonte de alimentação do transformador inversor e uma unidade central de processamento. A energia de saída para soldagem é produzida por um amplificador de alta velocidade. O software desenvolvido para acionar a saída é aprimorado para fornecer saída de soldagem otimizado para uma variedade de modos de transferência de metal GMAW. O mais notável deste desenvolvimento o modo STT®, modo de energia constante™, e uma variedade de transferência especial de modos de transferência por *spray*.

As fontes de energia mais recentes caracterizam-se pela capacidade de interação com o usuário final e permite que ao operador criar seu próprio programa de soldagem P-GMAW. Para a transferência de *spray* pulsado, transferência por curto-circuito e STT®, a saída é modulada em resposta a alterações feitas para os componentes da onda.

O uso de software de controle da forma de onda permite uma maior otimização para um dado modo de transferência de metal. Modelos para transferência por *spray* pulsado, transferência por curto-circuito e STT® estão disponíveis para ajuste para atender aos requisitos críticos de soldagem.

O objetivo para o desenvolvimento pode ser melhorar a molhabilidade do cordão de solda, reduzir níveis de diluição ou para melhorar o desempenho da onda pulsada à alta velocidade de deslocamento. Em qualquer caso, a interação entre o arco o desempenho e a saída adaptável são fundamentais para o sucesso da tecnologia de controle da forma da onda [4].

2.3.3 Tecnologia STT®

Para Scotti & Ponomarev [45] os modos de transferência metálica de forma geral apresentam limitações quando se requer a otimização de características operacionais, como por exemplo, soldar chapas finas ou fora da posição plana sem respingos. Esta solução só foi possível com a implementação de equipamentos modernos, que controlam a transferência metálica.

As transferências controladas são obtidas por meio da utilização de fontes de soldagem que permitem obter formatos de onda específicos para a corrente, com ou sem monitoramento

da tensão conseguida. As tecnologias mais comumente encontradas são a pulsada e o curto-circuito controlado, obtidas via modificações e monitoramento dos formatos de onda dos parâmetros elétricos. Estas refletem o desenvolvimento da tecnologia das fontes de soldagem [47].

Como exemplo de fontes controladas comerciais que utilizam a transferência por curto-circuito, pode-se citar a patente de 1994 da empresa Lincoln Electric com a tecnologia STT[®], que foi desenvolvida prometendo um avançado controle do processo de curto-circuito ao utilizar uma fonte inversora de alta potência. Já em 2004, o fabricante Miller Electric introduziu a tecnologia de soldagem chamada de RMD (Regulated Metal Deposition) e em 2005, a empresa Fronius patenteou a tecnologia chamada de Cold Metal Transfer (CMT). Além dessas tecnologias, existem outras no mercado, que estão em contínuo aprimoramento.

A tecnologia STT[®] faz uso da eletrônica para controlar a corrente durante todo o ciclo de soldagem. Este processo GMAW derivativo não tem características de fonte corrente constante (CC) e nem de fonte de tensão constante (VCC). Em vez disso, a fonte de alimentação de corrente ajusta automaticamente para os requisitos instantâneos de calor do arco e controla a corrente de soldagem, independentemente da velocidade de alimentação [4].

De acordo com [6], o processo STT[®] não opera nem no modo de corrente constante nem em tensão constante, mas sim em uma máquina de alta frequência (largura de banda larga) controlada por corrente, na qual a potência do arco é baseada no arco instantâneo e não em uma "tensão DC média". Em princípio, é uma fonte de energia que é capaz de fornecer e alterar a corrente do eletrodo na ordem de microssegundos. Além disso, ele é projetado para aplicações semiautomáticas, onde a taxa de deslocamento, velocidade e extensão do eletrodo podem variar.

Esta tecnologia se baseia no controle de forma de onda avançada por meio de inversor de frequência para produzir uma solda de alta qualidade com menos respingos, radiação de calor e fumos [46].

Nesse processo, o operador define a velocidade de alimentação do arame e a tensão média, com base no calor necessário para a aplicação. Isso é levado em consideração, o tipo do material, configuração da junta, tamanho e tipo do eletrodo, velocidade de deslocamento e gás de proteção, porém, não se limita a estes fatores, uma vez que o módulo STT[®] realiza o controle de subida e descida da corrente e tensão a fim de promover uma transferência metálica mais estável.

O processo STT[®] usa tecnologia eletrônica sofisticada para combinar as melhores características dos processos Arco Curto e TIG. O processo STT[®] poderia ser chamado de processo de soldagem inteligente TIG para soldagem por arco curto.

O processo Arco Curto é caracterizado por sua indesejável explosão de metal fundido, conhecido como respingos. Respingos ocorre quando o eletrodo entra em contato com o metal base (curto-circuito do circuito), então uma alta corrente, conhecida como corrente de *pinch* é aplicada para "soprar" ou separar este curto. A gota fundida que entra em contato com o eletrodo e a peça de trabalho atua como um fusível e “sopra”, depositando uma parte dentro da poça e sua adjacência, enquanto lança outras partes no ar. Esse processo se repete cerca de cem vezes por segundo, enquanto a máquina tenta manter a tensão definida. Para garantir controle deste processo de soldagem volátil e produzir soldas de qualidade superior, a fonte de energia precisa ser melhor controlada.

Os cientistas de soldagem que inventaram este processo projetaram a corrente de solda (forma de onda) para ser modificada centenas de vezes por segundo para transferir cada gota de metal fundido quando o eletrodo está em curto, de tal forma que não há explosões voláteis, eliminando assim respingos.

Segundo DeRuntz [7], a chave para a tecnologia STT[®] é sua capacidade de controlar a corrente independente da velocidade de alimentação do arame. Isso significa que mais ou menos corrente pode ser aplicada sem adicionar mais fio. O processo STT[®] recebeu o nome da maneira como essa tecnologia monitora e controla a tensão superficial da gota de solda à medida que adere à poça de solda. Ele faz isso por meio de um inversor de alta velocidade que ajusta precisamente a forma de onda da corrente durante todo o ciclo de curto-circuito. Esta tecnologia exclusiva de inversor de alta frequência é conhecida como Waveform Control Technology[™].

A tecnologia Waveform Control tem a capacidade de programar a fonte de alimentação para formas de onda exclusivas para otimizar as características do arco para uma aplicação específica. Fatores como o tipo de junta, material e espessura, taxa de deslocamento, tamanho e tipo de eletrodo, bem como o gás específico de proteção contra arco são considerados. Uma vez que o programa é inserido na fonte de alimentação, o arco ideal para essa aplicação é obtido, tornando esta tecnologia muito versátil para uma variedade de aplicações e materiais de base.

As aplicações são idênticas àquelas associadas aos processos de curto-circuito padrão. Vários gases de proteção, incluindo 100% de dióxido de carbono e misturas de dióxido de carbono e argônio para aço-carbono, bem como misturas de gás com hélio para aço inoxidável, podem ser usados com essa nova fonte de energia.

Para ilustrar como essa tecnologia de forma de onda funciona, a Figura 11 e 12 contrastam os processos de soldagem de STT[®] e arco curto (*Short Arc*). As seis etapas a seguir ilustram as etapas distintas que ocorrem no processo STT[®] [6]:

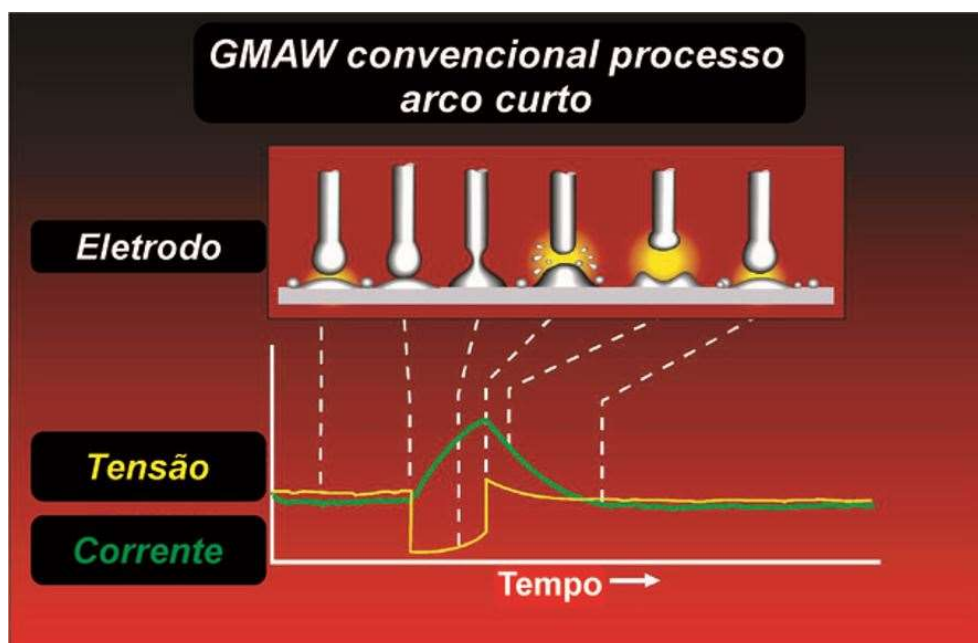


Figura 11 - Oscilogramas processo GMAW convencional arco curto. (Adaptado a partir de DeRuntz, B. D. Assessing the Benefits of Surface Tension Transfer® Welding to Industry. Journal Of Industrial Technology, V. 19,2003.)

Fonte: DeRuntz [5].

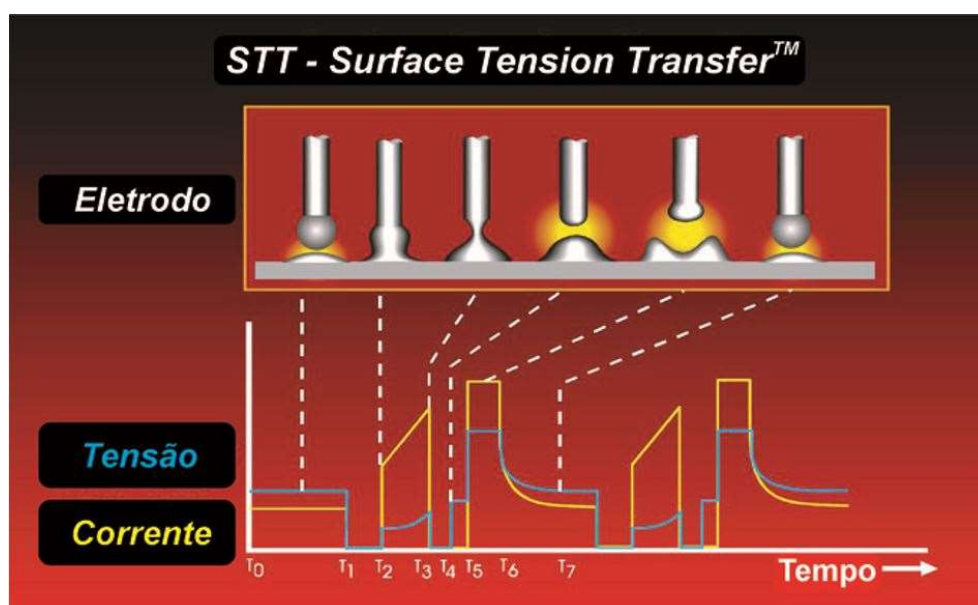


Figura 12 - Oscilogramas da forma de onda dos processos GMAW-STT®. (Adaptado a partir de DeHuntz, B. D. Assessing the Benefits of Surface Tension Transfer® Welding to Industry. Journal Of Industrial Technology, V. 19,2003.)

Fonte: DeRuntz [5].

Corrente de base ($T0 - T1$): Este é o nível atual do arco antes do curto para o conjunto de solda. É um nível de corrente constante, entre 50 e 100 amperes. O eletrodo se aproxima da peça de trabalho.

Tempo da bola ($T1 - T2$): Pouco antes de o eletrodo estar prestes a completar o curto (na corrente de base), o clipe de detecção de tensão lê uma diminuição na tensão e a máquina retira a corrente. (Na soldagem convencional por curto-circuito, o curto-circuito ocorreria e a corrente aumentaria drasticamente). A corrente de base é reduzida para 10 amperes por aproximadamente 0,75 milissegundos. Este intervalo de tempo é referido como o tempo da bola.

Modo de aperto (pinch) ($T2 - T3$): O fio ainda está sendo alimentado; portanto, a fusão está ocorrendo entre o eletrodo com a peça de trabalho. Para transferir a gota fundida, a corrente deve ser aumentada. Uma alta corrente é aplicada ao eletrodo em curto de uma maneira controlada. Isso acelera a transferência de metal fundido do eletrodo para a poça de solda aplicando forças de aperto eletrônico. (Observe que a tensão entre o eletrodo e o trabalho não é zero durante esse período. Isso é devido à alta resistividade do ferro no seu ponto de fusão de 1550 °C).

Cálculo dv/dt ($T2 - T3$): Este cálculo indica o momento antes de o fio se desligar completamente. É o primeiro cálculo derivativo da taxa de variação da tensão do eletrodo em curto com o tempo. Quando este cálculo indica que um valor dv / dt específico foi atingido, indicando que a separação do fusível está prestes a ocorrer, a corrente é reduzida novamente para 50 amperes em alguns microssegundos. Isso é para evitar uma separação violenta e explosão que criaria respingos. (Nota: este evento ocorre antes do eletrodo em curto se separar). $T4$ indica que a separação ocorreu, mas a uma corrente baixa.

Aumento de plasma ($T5 - T6$): A corrente é novamente aumentada e uma separação uniforme controlada ocorre e cria o cordão de solda com pouco respingos. É nesse período de alta corrente de arco que o eletrodo é rapidamente fundido (a geometria do eletrodo fundido neste ponto é muito irregular).

Plasma ($T6 - T7$): Este é o período do ciclo em que a corrente de arco é reduzida do aumento de plasma para o nível de corrente de base. Neste período de rampa de saída, a corrente vai deste nível mais alto até o seu nível de base inicial. O ciclo então se repete, com o tempo necessário para que uma forma de onda entre 25 e 35 milissegundos.

2.3.4 Comparação do Processo GMAW Tradicional com o Processo STT®.

Uma comparação com o GMAW convencional melhora ainda mais a compreensão do processo STT®. No processo convencional de curto-circuito GMAW, um alto nível de respingos e fumaça resulta da separação do eletrodo ocorrendo em uma alta corrente de *pinch* em comparação com o STT® (vide Figura 11). Neste modo, a magnitude da corrente é relativamente alta no momento em que a gota se separa do fio, fazendo com que a gota fundida exploda e gerando um alto nível de respingos [47].

A comparação destes dois processos é especialmente dramática na soldagem de tubos. O processo GMAW de tensão constante normalmente usado para soldagem de tubos não controla diretamente a corrente; em vez disso, controla a tensão média. Isso pode fazer com que a temperatura ou a fluidez da poça de solda seja muito alta, e a esfera interna pode encolher na raiz, uma reação conhecida como “rechupe”. Além disso, ao usar o arco curto GMAW convencional, o operador deve concentrar o arco no labelo ou a ponta da poça para garantir a penetração e a fusão adequadas. Se o arco estiver muito atrás, a penetração será incompleta. O processo STT® também possibilita a realização de soldas de raiz aberta três ou quatro vezes mais rápido que o GTAW, com baixa entrada de calor e sem falta de fusão (Stava, 2001). Com a tecnologia STT®, a zona afetada pelo calor (ZTA) é minimizada. Além disso, enquanto a maioria dos processos de soldagem convencionais pode ter entradas de calor de até 25.000 a 30.000 joules por polegadas, a entrada de calor do STT® é normalmente de 7.000 joules por polegada, o que, em última instância, reduz a distorção. Para a soldagem de tubos, o processo também facilita a execução da soldagem de passes de raiz, com melhores reforços e fusão das bordas do cordão. É mais fácil de operar do que outros processos, e ainda produz soldas de qualidade de raios-x.

O Quadro 1 apresenta uma comparação entre os processos GMAW convencional e STT®.

Quadro 1 - Quadro comparativo entre as características fundamentais do processo GMAW convencional e STT®.

	GMAW	STT®
Processo de transferência do metal	Transferência Curto-circuito	Arco curto modificado com a escolha da corrente e tensão baseado na necessidade do arco
Faixa de Tensões	16V a 22V	16V a 22V
Faixa de Correntes	Baixas correntes: (30A a 200A)	Dois níveis de correntes: • Corrente de pico (0A a 450A) • Corrente de base (0A a 125A)

Tamanho do eletrodo	Diâmetros tipicamente menores (0.025 in a 0.045 in) (0.60 mm a 1.10 mm)	Diâmetros tipicamente maiores (0.035 e 0.045)
Gás de proteção	• 100% CO₂ (baixo custo) • 75% Ar - 25% CO₂	• 100% CO₂ (baixo custo) • Mistura personalizada para atender a física do arco ideal
Vantagens	• Todas as posições de soldagem • Baixo custo	• Baixo calor de entrada • Calor de entrada controlado • Todas as posições de soldagem • Fácil ajuste manual • Poucos respingos • Ampla gama de eletrodos • Baixa emissão de fumos • Gás de baixo custo • Boa fusão
Desvantagens	• Respingos • Potencial de falta de fusão • Limitado a chapas finas	• Equipamento mais caro • Limitado ao modo curto circuito modificado
Custo da fonte	\$ 3,000	\$ 6,000
Treinamento/habilidade	Similar	Similar
Materiais	• Aço carbono e aços de baixa liga • Revestimento galvanizado/zincado • Aços inoxidáveis de ligas de Níquel • bronze ao Silício e ligas de cobre	• Aço carbono e aços de baixa liga • Revestimento galvanizado/zincado (revestimento não afetado na parte traseira da chapa) • Aços inoxidáveis de ligas de Níquel (com grande redução de respingo) • bronze ao Silício e ligas de cobre
Indústrias	• Automotiva • Alimentícia e de processamento químico • Bens de consumo	• Automotiva • Tubos e vasos de pressão • Geração de energia • Alimentícia e de processamento químico • Bens de consumo de alto padrão

Fonte: Aggem [30].

2.3.5 Vantagens, Benefícios e Limitações.

O STT[®] oferece muitas vantagens, principalmente sobre os meios de transferência de metal do arco curto. As maiores vantagens são as melhores qualidades de solda, custos operacionais reduzidos e melhores condições de operação. A espinha dorsal da STT[®] é a revolucionária tecnologia de forma de onda que controla a corrente com precisão e independentemente da velocidade de alimentação do arame durante todo o ciclo de soldagem. Este controle digital preciso da corrente de solda representa a próxima geração em tecnologia de soldagem e um novo futuro em aplicações industriais.

A descrição dos processos e a comparação técnica do STT[®] com as formas de onda convencionais do Arco Curto fornecem uma compreensão importante das semelhanças e diferenças entre os dois métodos. Para entender os atributos do local de trabalho, as vantagens, benefícios e limitações da STT[®] serão categorizados em qualidade de solda, custos de operação e condições de operação.

Vantagens

Qualidade da solda - A melhor qualidade de solda pode ser alcançada em todas as posições de soldagem por meio de uma melhor fusão em áreas de baixo ajuste, menor entrada de calor e menor oxidação.

Fusão - Melhor fusão é possível por meio do controle preciso da corrente durante todo o ciclo de solda.

Maior controle da gota - O controle preciso da corrente elimina a explosão volátil de metal fundido quando o arco é curto, depositando assim mais do eletrodo consumível e concentrando o arco no metal base.

Melhor controle do arco - A capacidade de concentrar o arco também ajuda na eliminação de defeitos de falta de fusão nas juntas de raiz para tubos e vasos de pressão.

Menor entrada de calor - A menor entrada de calor fornece a vantagem de menor distorção e queima do material, fornecendo apenas a quantidade necessária de calor para produzir a solda, mesmo em materiais sensíveis como o aço inoxidável. Este controle preciso do calor significa que mesmo chapas galvanizadas de espessura fina podem ser soldadas sem queimar o galvanizado na parte de trás do metal.

Redução dos custos com consumíveis - Uma redução nos custos de operação é obtida por meio do uso de eletrodos de menor diâmetro, mais baratos, gás de proteção de CO₂ mais barato e menos respingos. O uso de um eletrodo de maior diâmetro reduzirá o tempo real de solda e melhorará a eficiência.

Redução de respingos - A redução de respingos traduz-se em economias de custo significativas devido a menor “limpeza” exigida da junta e da área da superfície de solda antes da preparação final da superfície, e também porque mais do eletrodo permanece na junta de solda, resultando em menor consumo de eletrodo.

Redução de limpeza do bico e bocal da tocha de soldagem - O intervalo entre as limpezas dos respingos acumulados no bico da pistola é ampliado, aumentando o tempo de soldagem.

Melhoria das condições para o operador - As condições operacionais também são aprimoradas para soldadores que se sentirão mais confortáveis com a diminuição de respingos, diminuição dos níveis de fumaça e redução da radiação do arco elétrico na transferência de arco curto. Criar um ambiente mais seguro aumentará o conforto, a concentração e a confiança do operador para produzir uma solda com variação mínima.

Menor habilidade requerida do operador - Devido suas características superiores de arco, a soldagem com STT[®] requer menor habilidade do operador no manuseio da tocha, minimizando assim o treinamento.

Limitações

Embora o STT[®] ofereça muitos benefícios, também é muito importante entender suas desvantagens e limitações em comparação ao processo convencional de curto-circuito.

Maior custo inicial com a fonte de soldagem - A fonte de energia do STT[®] é inicialmente mais cara do que uma fonte de energia de tensão constante. Isso pode ser explicado pelo uso de uma tecnologia protegida por patentes e pela redução de custos que são percebidos por seus benefícios.

Menores taxas de deposição - As taxas de deposição são mais baixas que as de pulverização globular, arco de pulverização e pulso, mas são iguais às da soldagem por curto-circuito.

Pode exigir treinamento adicional ao operador - Como na soldagem por pulverização pulsada, a configuração dos parâmetros de soldagem para STT[®] é bastante diferente das configurações normalmente usadas e pode exigir treinamento adicional.

Incapacidade de soldar alumínio - Finalmente, o processo STT[®] difere do processo convencional de curto-circuito pela sua incapacidade de realizar soldagem de alumínio até o momento.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Para o desenvolvimento do trabalho foi utilizado como metal base o aço inoxidável duplex UNS S32205 em forma de chapa, com 3,67mm de espessura. As soldas foram realizadas utilizando-se o processo GMAW acoplado ao módulo STT[®] em uma fonte de soldagem Power Wave 350 do fabricante Lincoln Electric em juntas de topo com chanfro em V de 60° sem

abertura de raiz. Os corpos de prova soldados foram preparados posteriormente para os ensaios de tração mecânica, impacto (charpy) e microdureza da região soldada e adjacências. Para a análise, as amostras foram preparadas utilizando-se técnicas metalográficas, sendo submetidas a microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) onde foram analisadas a micrografia da ZTA e adjacência, bem como a região da fratura.

3.1.1 Metal Base

O Material utilizado como metal base foi o aço inoxidável duplex UNS S32205 com as dimensões de 85x22x3,67mm, soldado em junta de topo. A Figura 13 ilustra a montagem da junta como soldado.

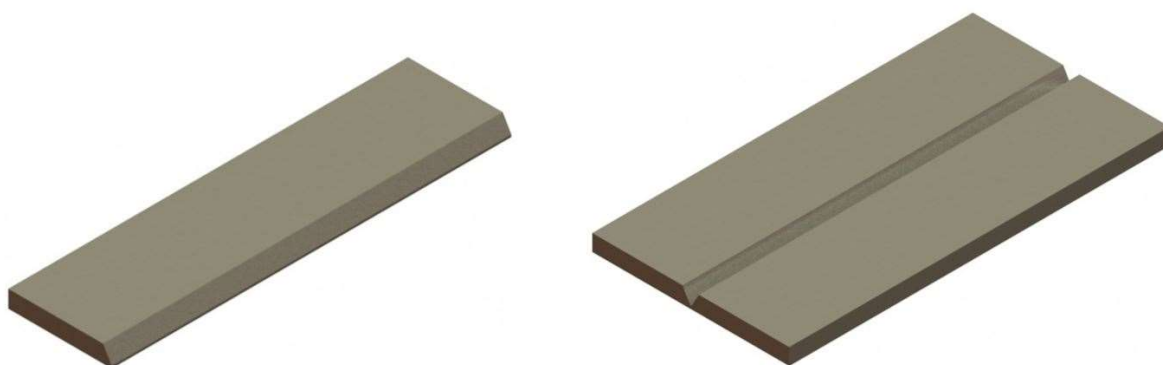


Figura 13 - Ilustração do CP e sua montagem na junta a ser soldada.

A Tabela 5 apresenta a composição química do metal base utilizado.

Tabela 5 - Composição química do aço inoxidável UNS S32205 Aperam

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	N
%	0,03	2	1	22 - 23	4,5 - 6,5	0,03	0,015	3,0 - 3,5	0,14 - 0,20

Fonte: Chen [11].

3.1.2 Metal de Adição

O metal de adição utilizado foi o eletrodo indicado para soldagem de aços inoxidáveis duplex, AWS ER E2209 com 1,0 mm de diâmetro. A Tabela 6 fornece sua composição química.

Tabela 6 - Composição química do eletrodo ER E2209 ESAB

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N
%	0,01	1,5	0,5	22,7	8,5	3,2	0,17

Fonte: Gideon [12].

3.1.3 Gás de Proteção

Para proteção da poça de fusão foi utilizado uma mistura binária de gás contendo 98% de argônio e 2% de O₂.

3.2 Métodos

3.2.1 Método Experimental

O fluxograma da Figura 14 representa esquematicamente as quatro etapas em que o projeto foi desenvolvido.

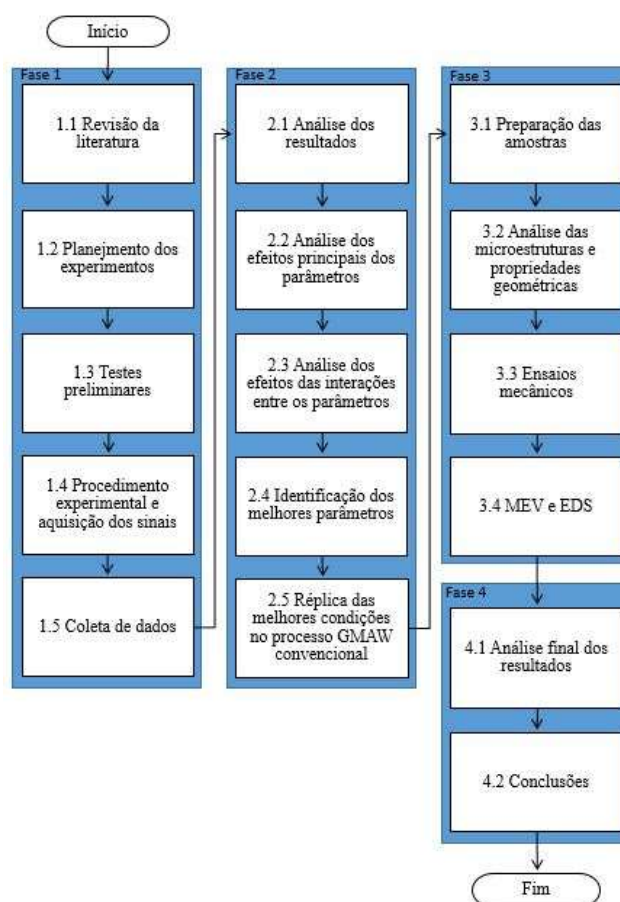


Figura 14 - Fluxograma das etapas do projeto.

A Figura 15 sintetiza o escopo do projeto relacionando as seis variáveis de entrada e as oito respostas analisadas.

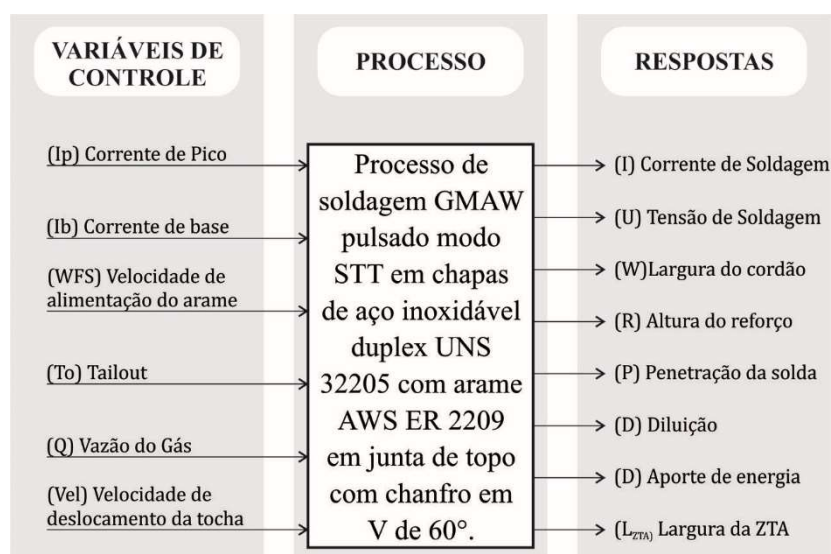


Figura 15 - Representação esquemática do objeto de estudo.

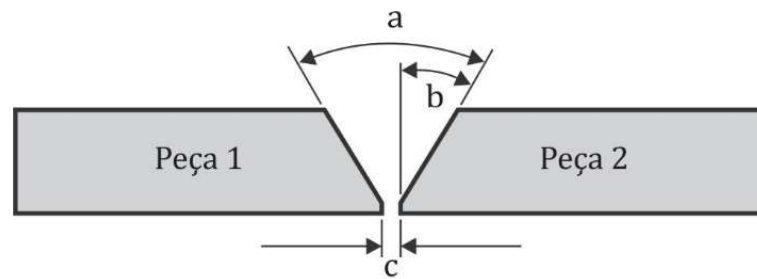
O Planejamento dos experimentos (DoE - Design of Experiments) foi realizado com o auxílio do software Minitab®, onde foi criado um planejamento fatorial fracionado 2^{k-2} considerando seis variáveis de entrada com dois níveis a partir da referência. Para evitar réplica mantendo a confiabilidade dentro da margem de 95% foi adicionado quatro pontos centrais conforme mostra a Tabela 7 [48].

Tabela 7 - Fatores e seus respectivos níveis de variação utilizado no projeto.

Parâmetros	Unidade	Notação	Níveis de trabalho		
			-1	Ponto Central	+1
Vazão do gás de proteção	l/min	Q	10,00	12,50	15,00
Velocidade e alimentação do eletrodo	m/min	WFS	0,32	0,39	0,46
Corrente de pico	A	Ip	140	160	180
Corrente de base	A	Ib	60	70	80
Velocidade de soldagem	m/min.	Vs	0,53	0,65	0,77
Tail-out (rampa de saída)	1	To	6,00	6,55	7,10

3.2.2 Preparação dos Corpos de Prova

Todos os corpos de prova foram cortados e usinados nas dimensões de 85x22mm e chanfrados com o ângulo do bisel em 30° e nariz de 0,5mm, como mostra a Figura 16.



a = ângulo do chanfro

b = ângulo do bisel

c = abertura da raiz

Figura 16 - Desenho da junta e indicação de suas respectivas dimensões.

3.2.3 Bancada Experimental

Uma bancada experimental foi montada para a realização dos ensaios com o objetivo de padronizar os mesmos e garantir sua repetibilidade. A Figura 17 apresenta a bancada bem como seus componentes.

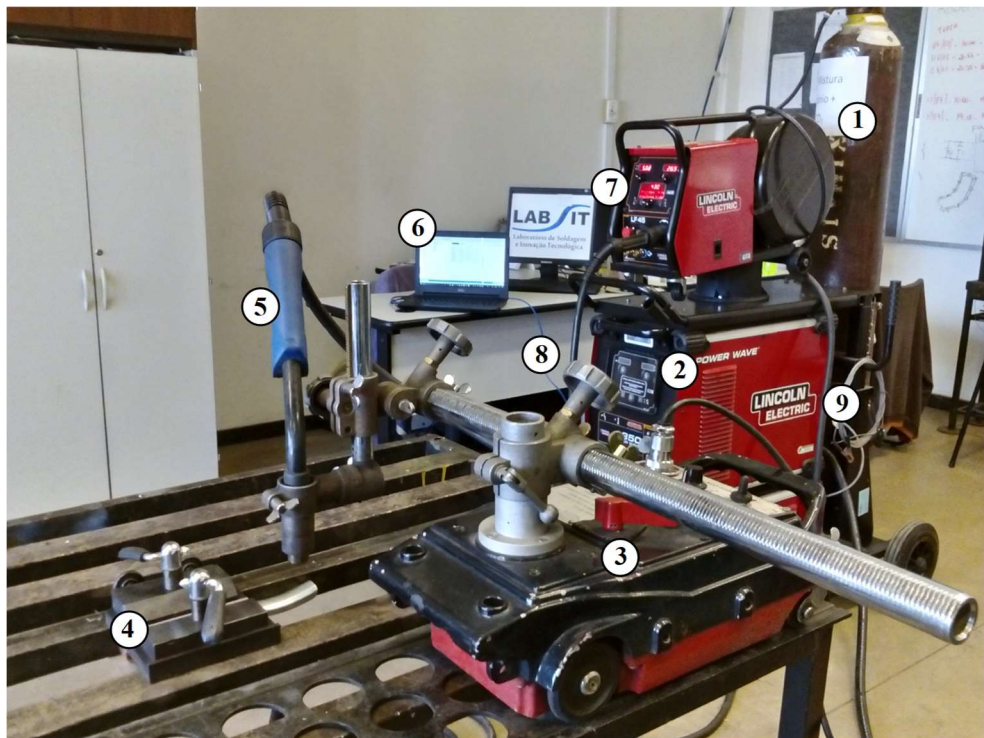


Figura 17 - Bancada experimental. (1) cilindro de gás, (2) Fonte de soldagem, (3) Carro deslocador da tocha, (4) Dispositivo de fixação dos CPs, (5) Tocha de soldagem, (6) Computador para aquisição dos sinais, (7) Cabeçote alimentado, (8) Cabo de aquisição, (9) Cabo de detecção.

Para a fixação das amostras e melhor ajuste da junta foi criado um dispositivo, que permite prender os corpos de prova e realizar o alinhamento da junta. A Figura 18 apresenta o dispositivo e suas partes.

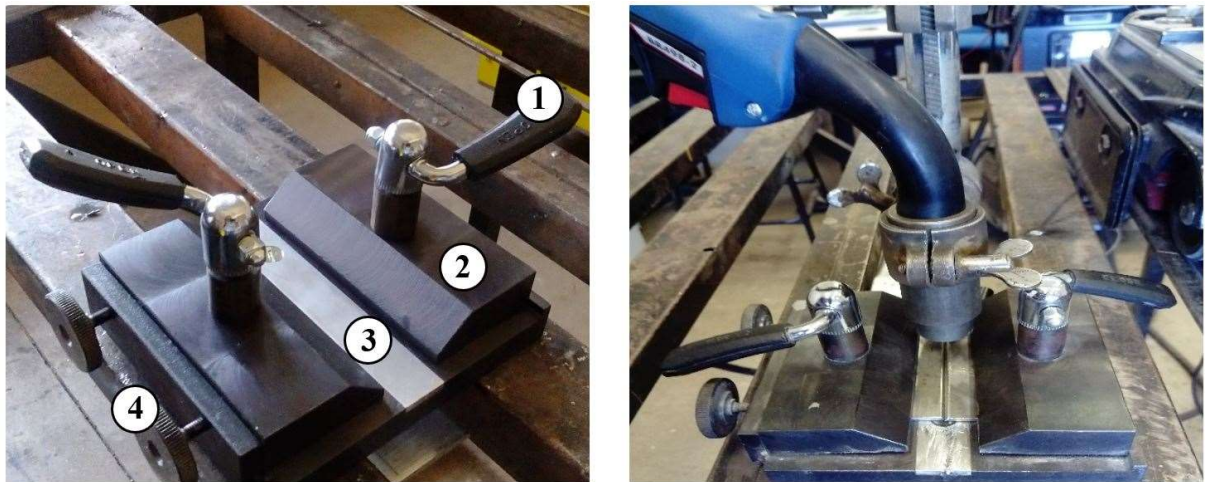


Figura 18 - Dispositivo de fixação das amostras.(1) Manípulo de fixação, (2) Mordente com rebaixo para encosto das amostras, (3) Cobre junta em alumínio, (4) Manípulo de ajuste.

3.2.4 Aquisição do sinais de soldagem

Para a aquisição dos sinais foi conectado um computador a fonte de soldagem por um cabo de rede UTP, e utilizado o software Power Wave Manager. A Figura 19 apresenta a tela do software com suas possíveis configurações.

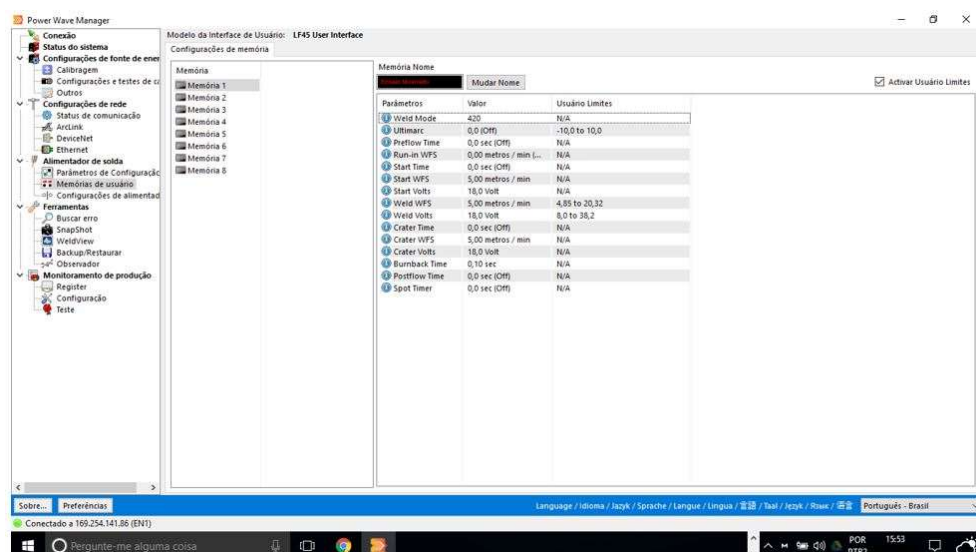


Figura 19 - Tela do software Power Wave Manager.

Após a realização da configuração dos parâmetros de soldagem via software, este, é colocado no modo de monitoramento aguardando a realização da solda. Enquanto a solda é realizada o software aquisita os dados de corrente elétrica, tensão elétrica, status do arco, etc a uma taxa de amostragem pré-configurada, podendo variar de 10^{-3} a 10^{-6} s. Ao final da solda é possível obter os gráficos que expressam a forma da onda que fornece importantes informações sobre o comportamento do arco elétrico, bem como formação e transferência da gota de metal.

A Figura 20 apresenta o gráfico da tensão e corrente elétrica aquisitado durante a soldagem.



Figura 20 - Espectro da corrente e tensão elétrica aquisitado durante a soldagem.

3.2.5 Caracterização microestrutural

Foram realizadas macro e micrografias das juntas soldadas para caracterização da região soldada. As amostras foram cortadas na região de interesse em uma cortadeira de amostras Arotec, modelo Arocor-40 (Figura 21a) e embutidas posteriormente em baquelite em embutidora Arotec PRE 30Mi (Figura 21b).



Figura 21 - Cortadeira de amostra (a) e embutidora de amostras (b).

(a)

(b)

Para as macrografias das amostras foi utilizado um estereoscópio Olympus SZ-61 (Figura 22a), já para as micrografias foi utilizado um microscópio Olympus BX41M-LED (Figura 22b), ambos com câmera acoplada para aquisição das imagens. As imagens foram aqisitadas e mensuradas utilizando o software Analysis do mesmo fabricante do microscópio.

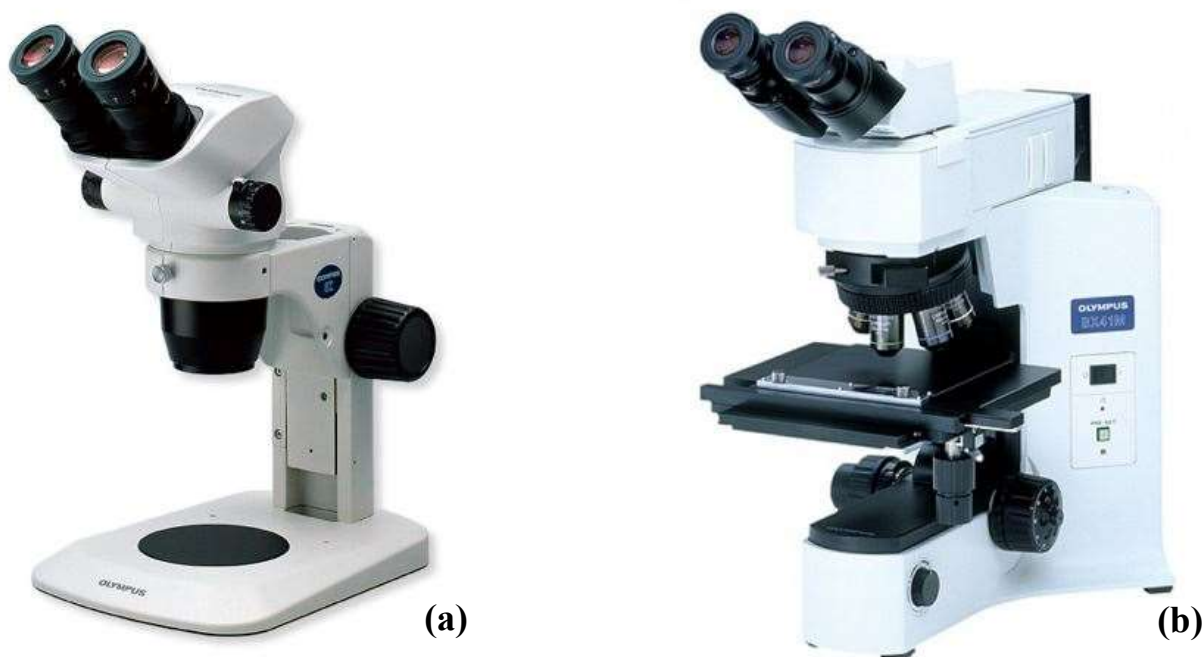


Figura 22 - Imagem do estereoscópio (a) e microscópio (b) utilizados durante na pesquisa.

A preparação das amostras foi realizada no Laboratório de Materiais do CEFET-MG, Campus-VIII em Varginha, com exceção das operações de lixamento e polimento que foram realizadas no Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI em Itajubá/MG, utilizando uma politriz da marca Allied High Tech, modelo 5-2500-230, como mostra Figura 23.



Figura 23 - Politriz de amostras automática.

3.2.6 Ensaio de Tração

Os corpos de prova das condições que geraram as melhores respostas foram usinados nas dimensões necessárias para o ensaio de tração. Devido a chapa do metal de base ser mais fina do que o corpo de prova padrão previsto na norma, foi necessário realizar uma adaptação da norma para adequar as dimensões. A Figura 24 apresenta as dimensões que os CPs foram usinados. Além dos corpos de prova das melhores condições, foi realizado também ensaios com o material virgem a fim de aferir os resultados com os valores fornecidos pelo fabricante, em função da adaptação realizado nas dimensões dos CPs.

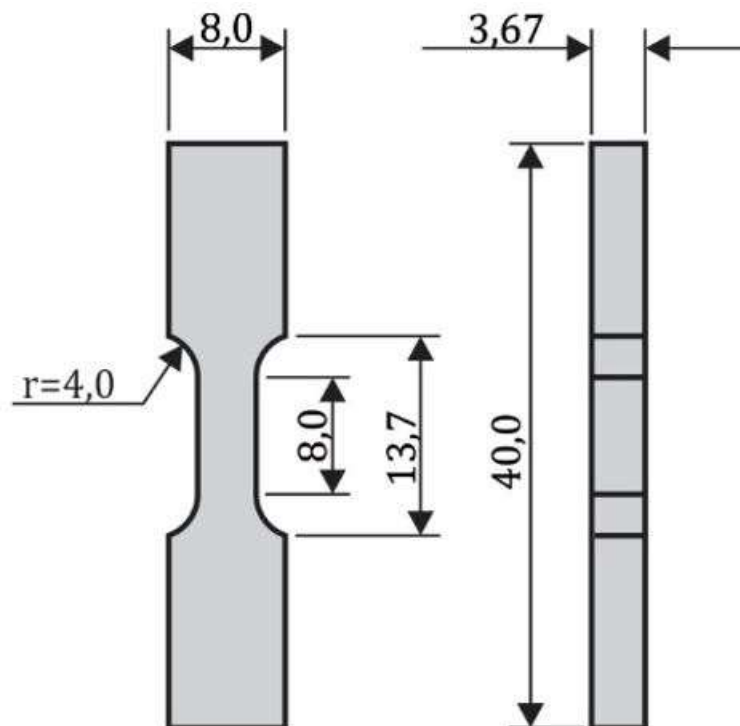


Figura 24 - Desenho do CP para ensaio de tração com as dimensões adaptadas a partir da norma ABNT NBR ISO 6892:2013.

A Figura 25a mostra a usinagem dos CPs e a Figura 25b mostra um CP usinado.

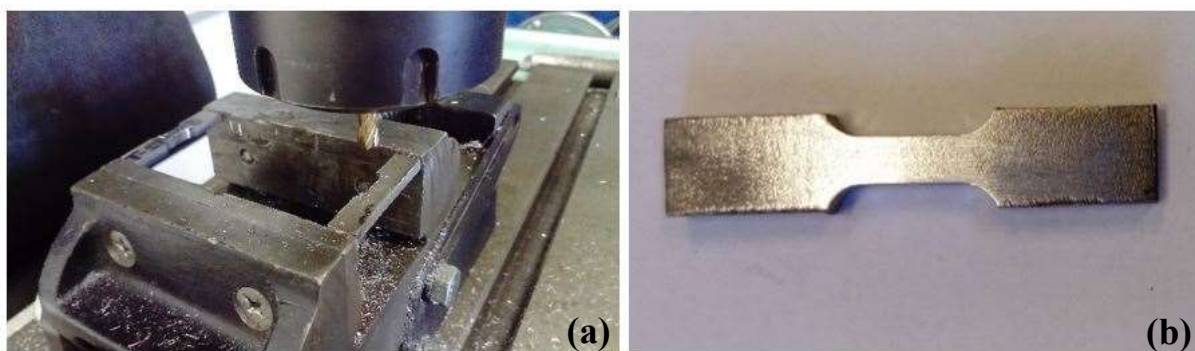


Figura 25 – Figura (a) um CP sendo usinado e Figura (b) um CP usinado.

Para a realização do ensaio de tração foi utilizado um equipamento universal de ensaios da marca Time Group Inc. modelo WDW 300-E acoplada a um computador para aquisição dos dados do ensaio em tempo real. A Figura 26 apresenta um CP preso às garras, pronto para ser ensaiado. O ensaio foi realizado a uma velocidade de deslocamento de 2mm/min.



Figura 26 - Corpo de prova de ensaio de tração preso às garras no momento do ensaio.

3.2.7 Ensaio de Impacto

Foram preparados dois CPs de cada uma das três melhores condições, bem como do material virgem, resultando em 14 CPs. Assim como para o ensaio de tração, para o ensaio de impacto os corpos de prova também necessitaram se adaptados. A adaptação resultou em CPs com as dimensões apresentadas na Figura 27.

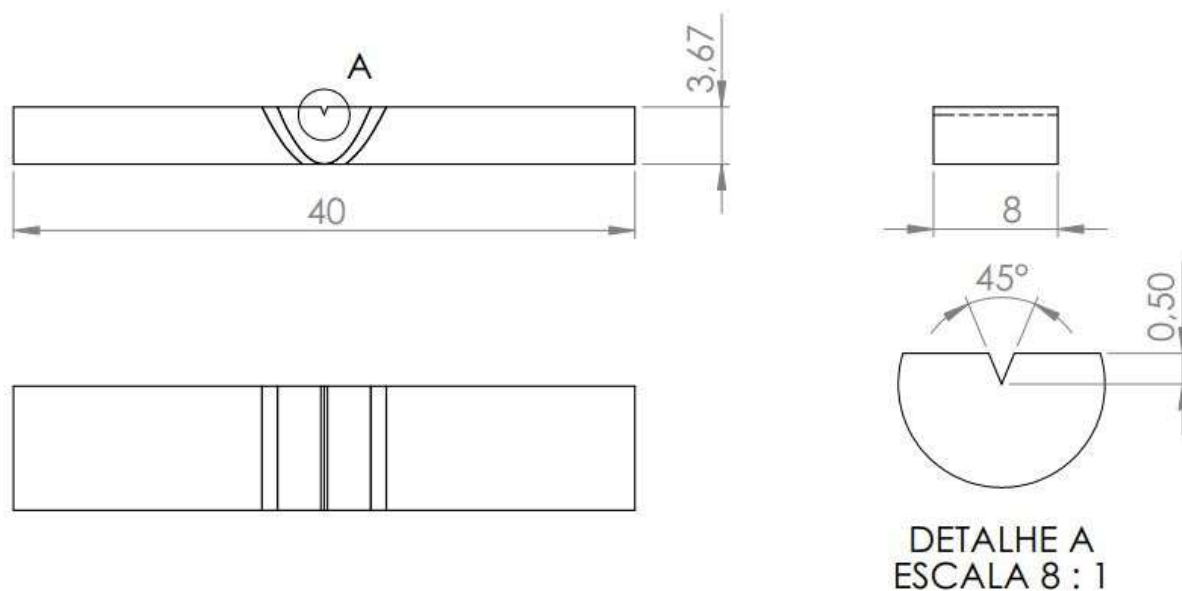


Figura 27 - Desenho do CP para ensaio de impacto adptado a partir da norma ABNT NBR ISO 148-1:2013.

A Figura 28a apresenta o desenho indicando a posição do entalhe em relação a posição do cordão de solda, a faixa clara na figura representa a ZTA, a Figura 28b apresenta um CP já usinado.

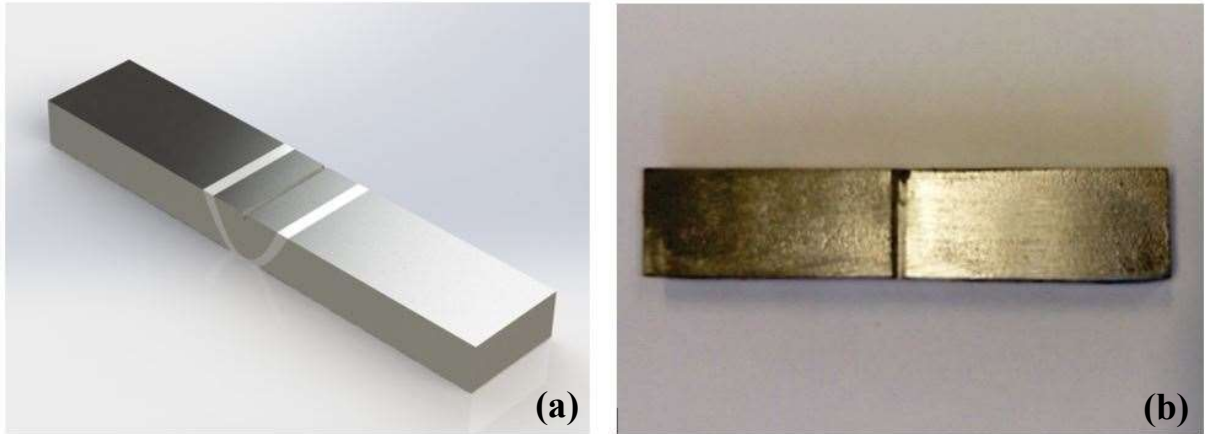


Figura 28 - Figura (a), um CP para ensaio de impacto representando a localização do entalhe em relação ao cordão de solda e ZTA, Figura (b) apresenta um CP usinado.

Para a execução dos ensaios de impacto foi utilizado o equipamento Pêndulo *The Charpy Test* da marca Time Group Inc. Modelo XT-50Z, conforme a Figura 29.

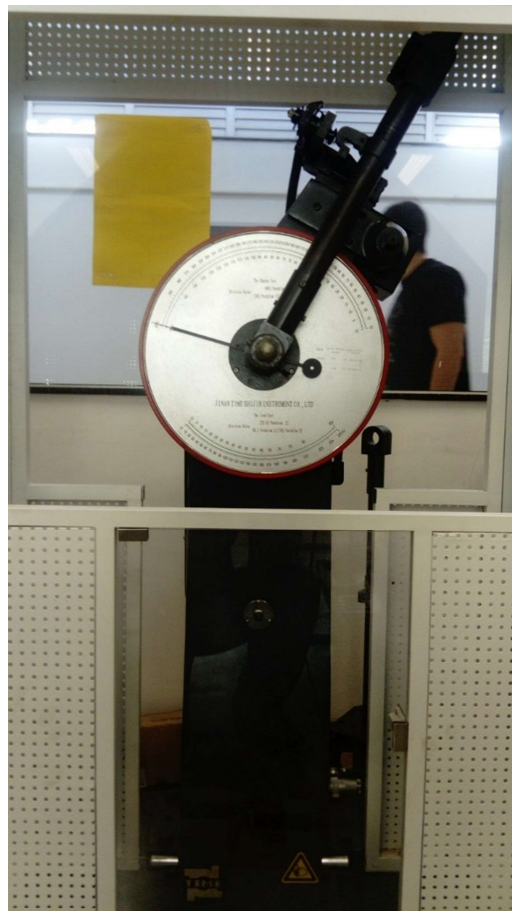


Figura 29 - Imagem do Pêndulo onde foram realizados os ensaios de impacto.

Devido a adaptação dos CPs foi necessário ajustar o suporte do Pêndulo onde é fixado o CP, para tanto, foi realizada uma simulação para garantir a mesma proporção da distância entre o martelo do pêndulo e as faces do suporte em relação a norma. A Figura 30 mostra a simulação.

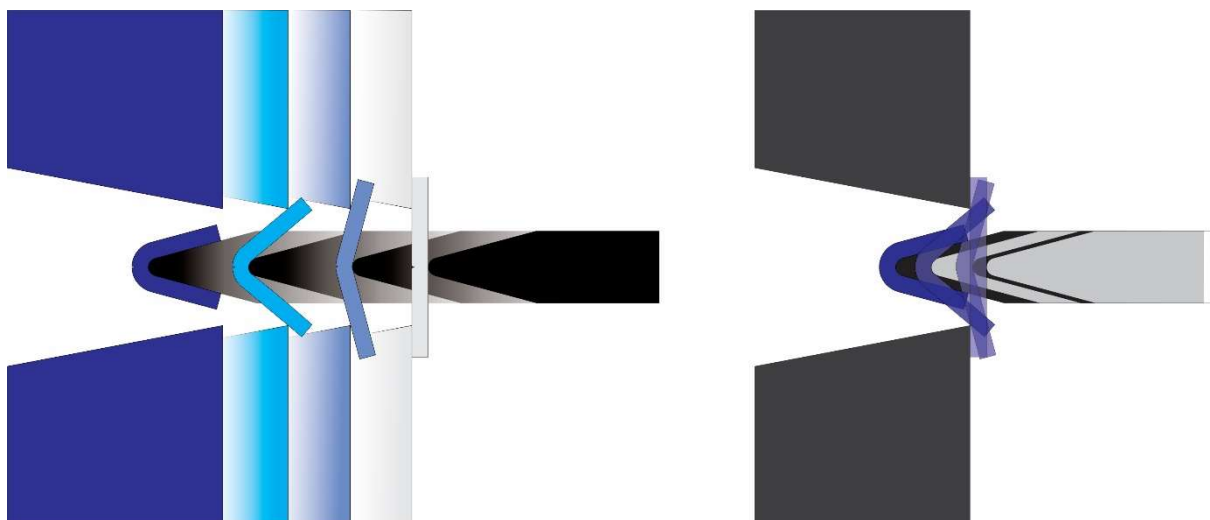


Figura 30 - Imagem da simulação realizada para ajuste do pêndulo de ensaio de impacto.

A partir da simulação constatou-se que a distância entre os aparatos de apoio do CPs deveriam ser 26mm. Devido a adaptação dos CPs a norma e aos ajustes do equipamento, foram realizados além dos ensaios das amostras soldadas, ensaios em CPs com material virgem para caracterização e aferição. A Figura 31 apresenta um CP pronto para ser ensaiado.

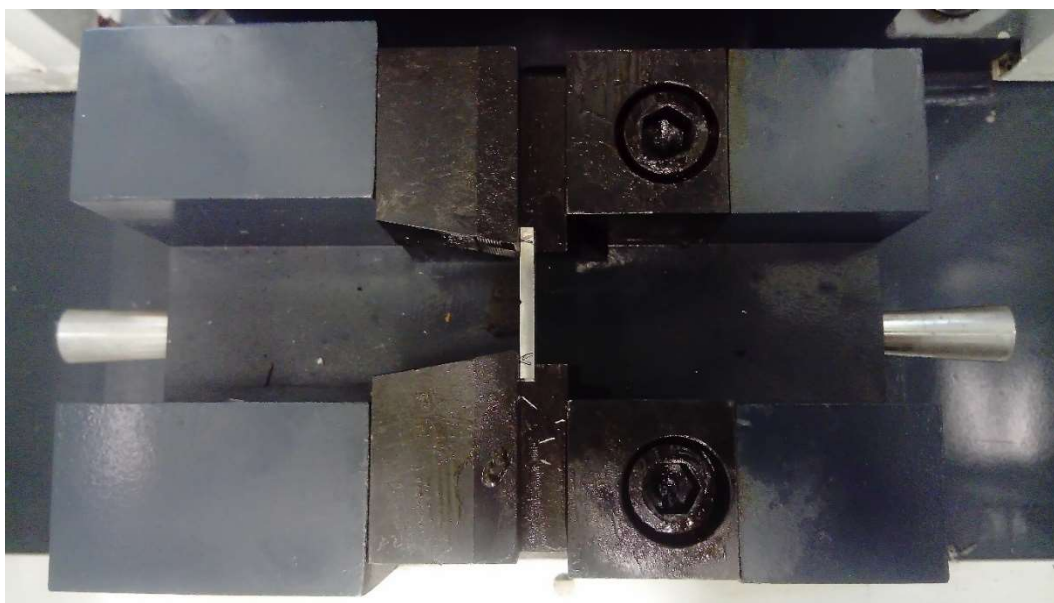


Figura 31 - Imagem de um CP no pêndulo de ensaio de impacto pronto para ser ensaiado.

3.2.8 Ensaio de Microdureza

Para a realização dos ensaios de microdureza foi utilizado uma carga de 9,81N e unidade adotada foi Vickers (HV) sendo obtidas em 12 pontos em cada CP. As medidas foram tomadas em duas direções, na direção horizontal iniciando no MB, passando pela ZTA, ZF e MA, até o MB da outra extremidade e na vertical iniciando no MB, passando pela ZTA e ZF, finalizando no MA. A Figura 32 apresenta a disposição em que foram coletados as microdurezas.

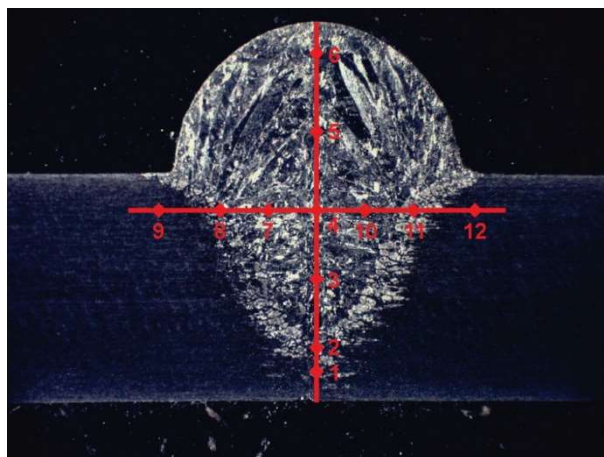


Figura 32 - Disposição das identações no ensaio de microdureza.

O equipamento utilizado foi um microdurômetro utilizado foi um *Digital Micro Hardness Tester*, modelo TH712, da marca Time Group, conforme a Figura 33.



Figura 33 - Microdurômetro Time, mod.: TH712 utilizado para aquisição das durezas nas regiões soldadas.

O valor de dureza Vickers (HV) é o quociente da carga aplicada (F) pela área de impressão (A) deixada no corpo ensaiado. A máquina que faz o ensaio Vickers não fornece o valor da área de impressão da pirâmide, mas permite obter, por meio de um microscópio acoplado, as medidas das diagonais formadas pelos vértices opostos da base da pirâmide. A Figura 34 mostra a imagem da impressão como visualizada pela lente o equipamento.



Figura 34 - CP identado visto pela lente de um microscópio ótico.

Para melhor ajuste e alinhamento das amostras ao microdurômetro, foi desenvolvido e confeccionado um dispositivo que acopla à mesa do equipamento onde é preso o CP, o dispositivo permite rotacionar com precisão o CP em torno do eixo de simetria por meio de um manípulo (1), facilitando o alinhamento. A Figura 35 apresenta o dispositivo confeccionado.

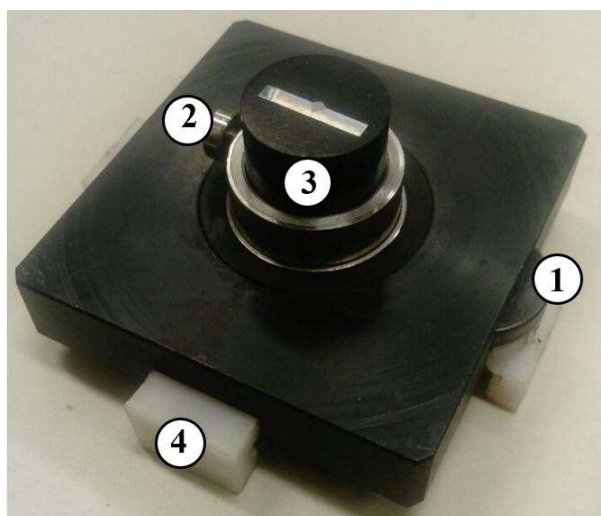


Figura 35 - Dispositivo de fixação de amostra para microdurômetro. (1) Manípulo de ajuste, (2) Manípulo fixador do corpo de prova, (3) Corpo de prova, (4) Suporte de fixação.

Os ensaios de microdureza foram realizados no Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI em Itajubá/MG.

3.2.9 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS)

Para a realização das análises no MEV, os corpos de prova foram metalizados com ouro devido a característica isolante da baquelite em que as amostras estavam embutidas. A metalização foi realizada utilizando uma corrente elétrica de 3mA por aproximadamente 5 minutos em cada corpo de prova. A metalizadora utilizada foi uma Sanyu *Electron Quick Coater* modelo SC-701 (Figura 36).



Figura 36 - Equipamento para metalização de amostras para preparação de ensaio no MEV.

O MEV utilizado foi SSX 550 da Shimadzu, onde foram realizados tanto ensaios de microscopia como de EDS dos corpos de prova das três melhores condições tanto do processo STT[®] quanto do GMAW convencional. A Figura 37 mostra o equipamento utilizado.



Figura 37 - Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV utilizado para caracterização das amostras.

As análises no MEV foram realizadas no Laboratório de Caracterização de Materiais do CEFET-MG Campus I em Belo Horizonte.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Esta seção é composta por 5 partes: Delineamento dos Experimentos, Interação estatística dos parâmetros, caracterização microestrutural, análise dos sinais de soldagem e ensaios mecânicos.

4.1 Delineamento dos Experimentos

O delineamento de experimentos ou *Design of experiments* (DoE) pode ser definido como uma abordagem sistemática e rigorosa para resolução de problemas de engenharia que se aplica princípios e técnicas para recolher dados, de modo a assegurar a validade da produção, defensável, e suportáveis conclusões de engenharia [48].

Segundo Neto [49] é fundamental no projeto de um novo processo, no estudo e determinação de condições operacionais e no melhoramento contínuo da qualidade de um produto ou de um processo e vêm sendo utilizado como uma ferramenta para verificar o funcionamento de sistemas ou processos podendo ainda identificar as causa mais prováveis de um determinado problema e testá-las em menor tempo e custos reduzidos, mantendo-se o nível de confiança pré-estabelecida por meio da realização de experimentos estatisticamente planejados.

De acordo com Montgomery [48], o planejamento experimental é extremamente importante para engenheiros e cientistas melhorarem o desempenho de um processo de fabricação. Essa ferramenta representa um conjunto de critérios estabelecidos com fundamentos científicos e estatísticos, objetivando determinar a influência de diversas variáveis nos resultados de um processo. O delineamento de experimentos ajuda a definir o menor número de experimentos necessários para a obtenção de um determinado resultado com a confiabilidade requerida.

Com o objetivo de reduzir o número de experimentos sem perder a confiabilidade do processo, foi utilizado o DoE para gerar a matriz experimental. Segundo Montgomery 2012 a adição de pontos centrais na matriz experimental evita a necessidade de réplicas mantendo a consistência dos resultados. Para tanto foi utilizado um fatorial 2^{k-2} sendo considerados seis fatores variáveis no processo. A partir da aquisição dos sinais de soldagem e análise macrográfica das amostras foi coletado dados de resposta para compor a matriz apresentada na Tabela 8.

Tabela 8 - Matriz experimental gerada a partir do DoE utilizando 2k-2 com seis fatores variando em dois níveis fator, e quatro pontos centrais.

Variáveis de Controle							Respostas							
CP	Ip	Ib	To	Q	W F S	Vs	Is [A]	U [V]	P [cm]	L _C [mm]	L _{ZTA} [mm]	Ap [J/s]	D [%]	r [mm]
1	-1	-1	-1	-1	-1	-1	87,3	14,19	0,26	4,31	0,28	2,28	2,11	2,10
2	1	-1	-1	-1	1	-1	98,1	14,63	0,36	5,69	0,51	2,64	16,77	2,30
3	-1	1	-1	-1	1	1	95,4	14,59	0,22	4,79	0,22	1,78	28,95	1,10
4	1	1	-1	-1	-1	1	82,3	19,05	0,23	5,17	0,26	2,00	14,36	0,50
5	-1	-1	1	-1	1	1	87,1	14,17	0,25	3,60	0,19	1,58	11,47	1,00
6	1	-1	1	-1	-1	1	78,7	14,93	0,19	3,66	0,14	1,50	23,48	0,90
7	-1	1	1	-1	-1	-1	81,9	20,66	0,20	6,75	0,36	3,11	8,18	1,20
8	1	1	1	-1	1	-1	103,1	16,73	0,36	5,74	0,47	3,17	15,06	2,10
9*	-1	-1	-1	1	-1	1	77,87	14,85				1,48		
10	1	-1	-1	1	1	1	86,73	15,23	0,25	4,26	0,27	1,69	27,47	1,40
11	-1	1	-1	1	1	-1	106,9	14,11	0,36	5,23	0,70	2,77	9,86	2,80
12	1	1	-1	1	-1	-1	83,67	20,26	0,25	7,14	0,50	3,11	13,34	2,10
13	-1	-1	1	1	1	-1	94,68	13,98	0,35	4,76	0,56	2,43	17,88	2,50
14	1	-1	1	1	-1	-1	84,57	15,94	0,24	5,30	0,38	2,48	8,64	1,90
15	-1	1	1	1	-1	1	81,60	19,15	0,18	5,87	0,32	2,00	11,71	0,80
16	1	1	1	1	1	1	97,65	16,19	0,25	4,68	0,22	2,02	12,64	1,10
17	0	0	0	0	0	0	91,59	15,08	0,22	4,56	0,23	2,08	9,67	1,70
18	0	0	0	0	0	0	89,40	15,25	0,24	4,56	0,29	2,06	12,26	1,70
19	0	0	0	0	0	0	92,75	14,82	0,28	4,76	0,46	2,07	16,80	1,50
20	0	0	0	0	0	0	89,33	19,36	0,24	4,95	0,32	2,61	11,43	1,10

Obs.: a condição 9 não produziu a união da junta.

4.2 Influência dos Parâmetros nas propriedades geométricas do cordão

Neste tópico a influência dos parâmetros nas propriedades geométricas do cordão de solda foram analisadas sob três aspectos, conforme ilustra a Figura 38, largura do cordão (L_c), profundidade da penetração (P) e altura do reforço (r).

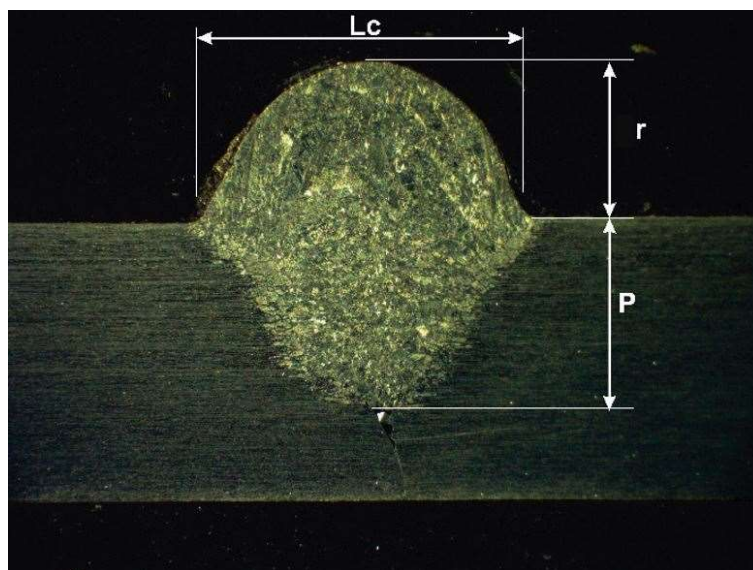


Figura 38 - Características geométricas que foram consideradas para análise.

Para a análise foi utilizado o software estatístico Minitab® . inicialmente foi realizado o teste de normalidade para cada resposta e os gráficos das Figuras 39, 40 e 41 foram obtidos como resultado.

Observa-se em relação a largura (L_c) e altura (r) do cordão de solda o Valor- $p > \alpha$ demonstrando que os dados seguem a distribuição normal e estão dentro do intervalo de confiança de 95%.

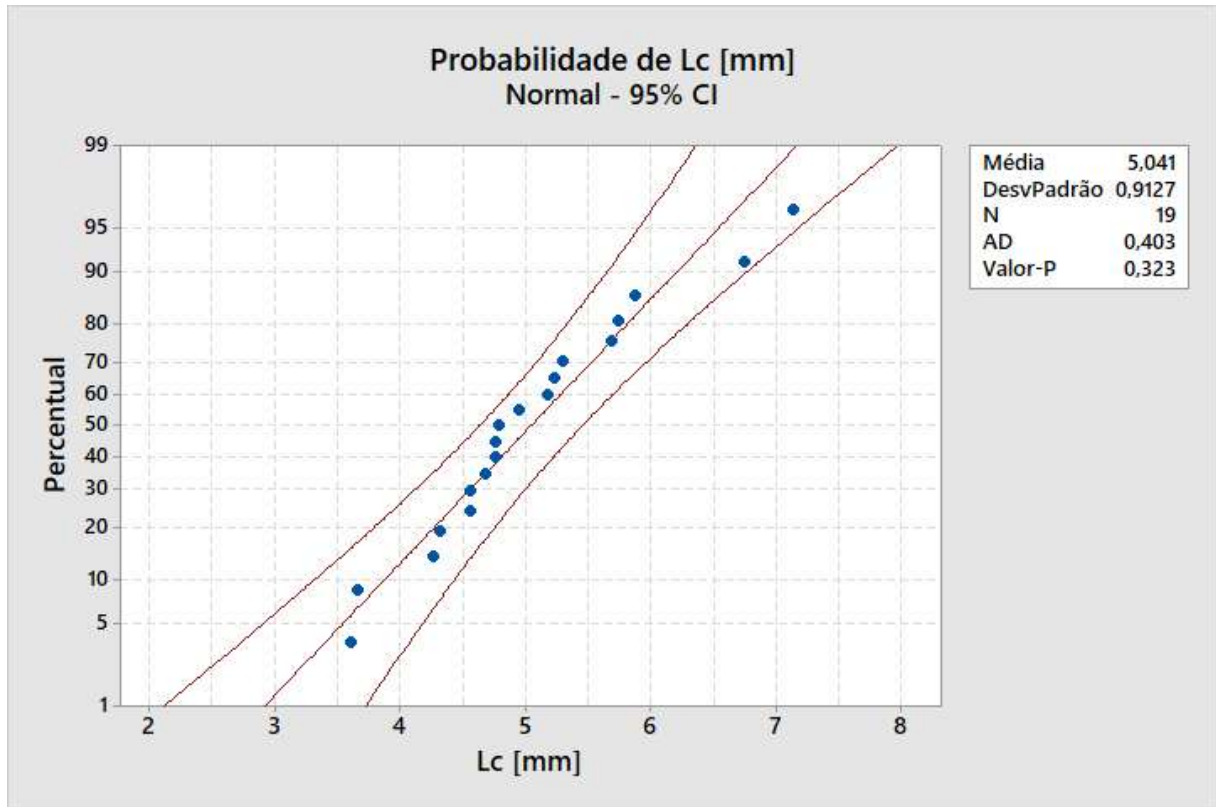


Figura 39 - Gráfico do teste de normalidade tendo como resposta Largura do cordão de solda (Lc)

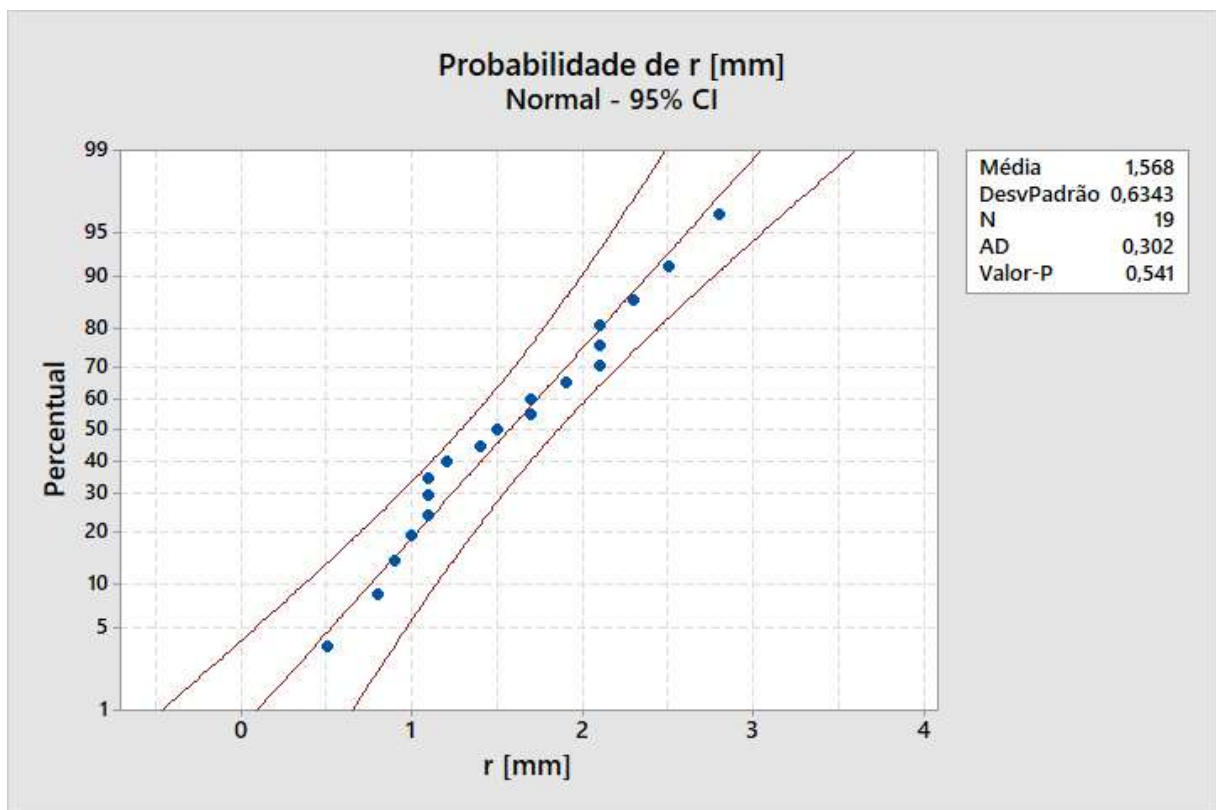


Figura 40 - Gráfico do teste de normalidade tendo como resposta a altura do cordão do cordão de solda, também conhecida como reforço (r).

Já para penetração (P) não pode-se afirmar que, esta segue a distribuição para os mesmos parâmetros de análise uma vez que o valor- $p < \alpha$ pode observar na Figura 41 que quatro valores não estão dentro do intervalo de confiança estando disperso em relação a linha de distribuição ajustada.

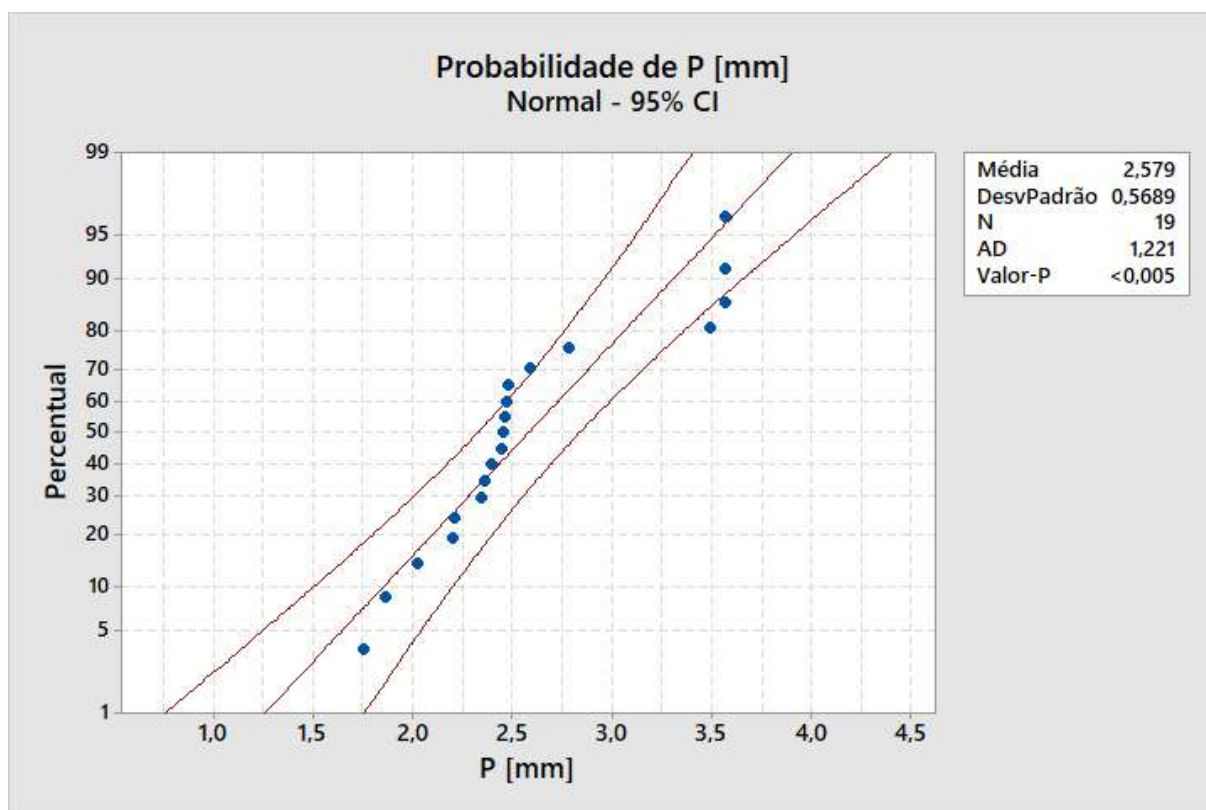


Figura 41 - Gráfico do teste de normalidade tendo como resposta a penetração do cordão de solda (P).

Para verificar a influência de cada variável e suas interações nas respostas foi utilizado o gráfico dos efeitos padronizados de Pareto. A Figura 42 apresenta o resultado dos efeitos da variáveis de entrada na largura do cordão. Dentre as três respostas analisadas (P, Lc e r), Lc apresentou maior sensibilidade aos efeitos dos parâmetros de entrada. Nesta figura observa-se as variáveis e suas interações que influenciam em Lc. As variáveis Corrente de base (Ib), Velocidade de soldagem (Vs) e Corrente de pico (Ip) exerceram influência significativa sobre a largura do cordão de solda, assim como as interações Ip-To (Tail-out), Ip-Ib e Ib-Vs.

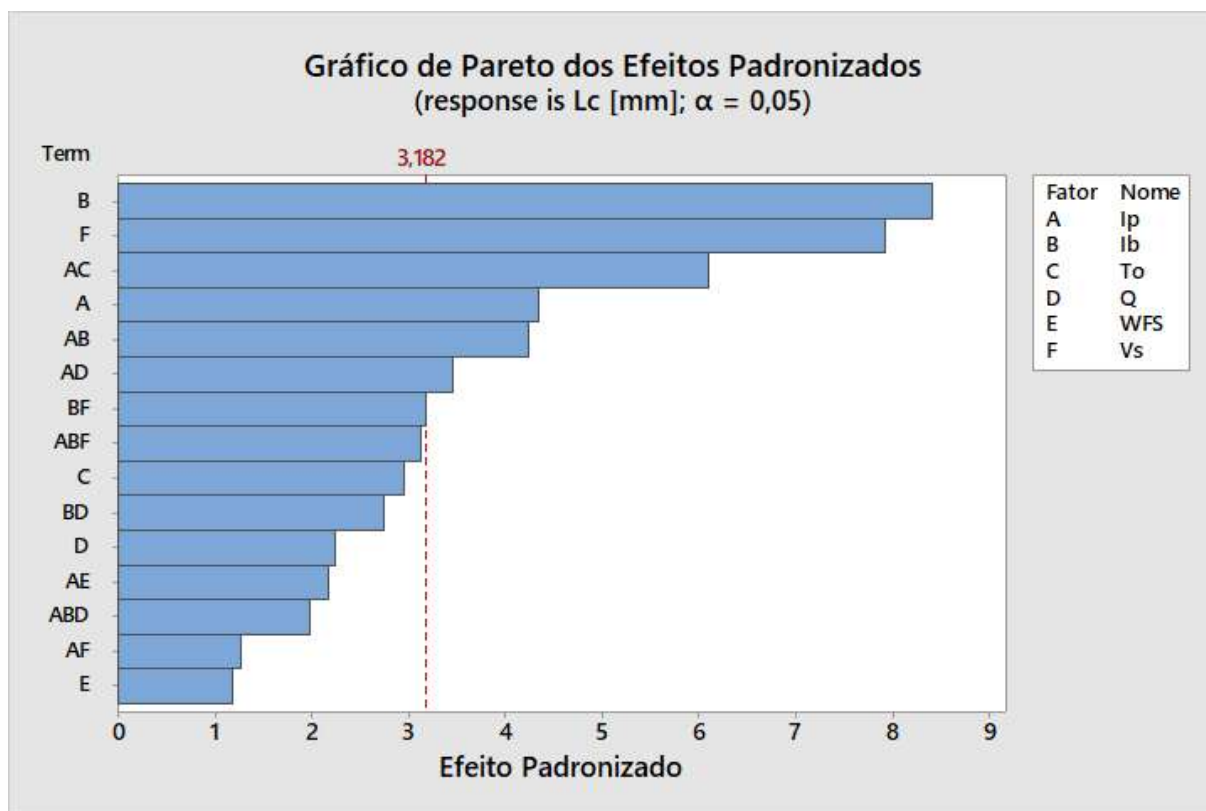


Figura 42 - Gráfico dos efeitos padronizados de Pareto tendo como resposta Lc.

4.2.1 Parametros de influência na largura do cordão

Com base na Figura 43, observa-se que individualmente a corrente de base exerceu maior influência seguidas da velocidade de soldagem e corrente de pico sucessivamente, o que significa que se deseja-se alterar a largura do cordão de solda para o processo estudado deve atentar a estas três variáveis. Com base na macrografia da amostras observa-se que mantendo a corrente de pico constante em seu nível mínimo (-1) ou máximo (1), a largura do cordão torna-se proporcional a taxa de corrente de base, ou seja, aumentado-se esta, aumenta também àquela, mesmo aumentando-se o nível da velocidade de soldagem. Esta observação é importante para previsão no planejamento de um procedimento de soldagem.

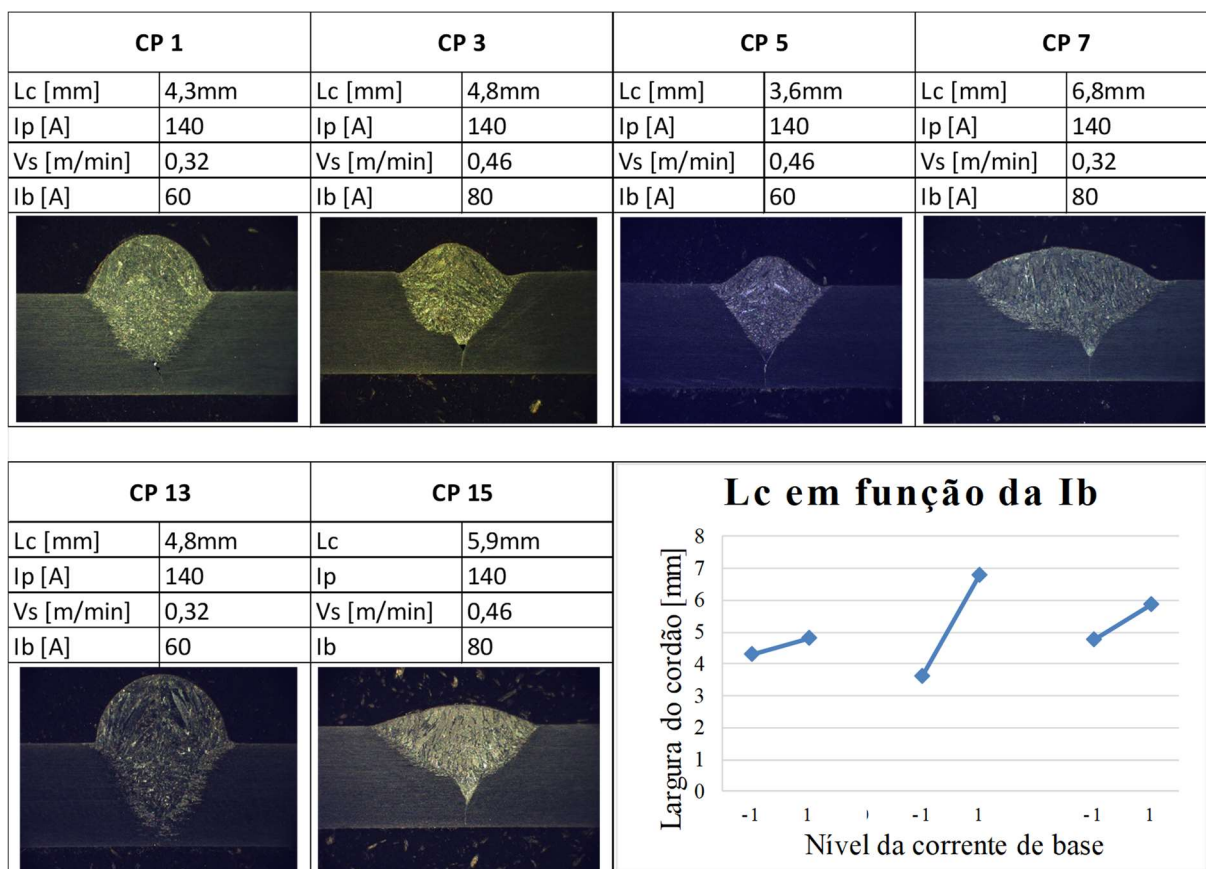


Figura 43 - Condições de soldagem semelhantes variando a Corrente de base (Ib).

A velocidade de soldagem exerceu influência inversamente proporcional a largura do cordão de solda quando as correntes de pico e base premaneceram constantes. A Figura 44 mostra que a largura do cordão aumenta a medida que a velocidade de soldagem diminui. Observa-se que fixando as correntes de pico e de base as variáveis fundamentais (corrente, tensão e velocidade de soldagem) no processo STT[®] comportam-se semelhante ao processo GMAW convencional.

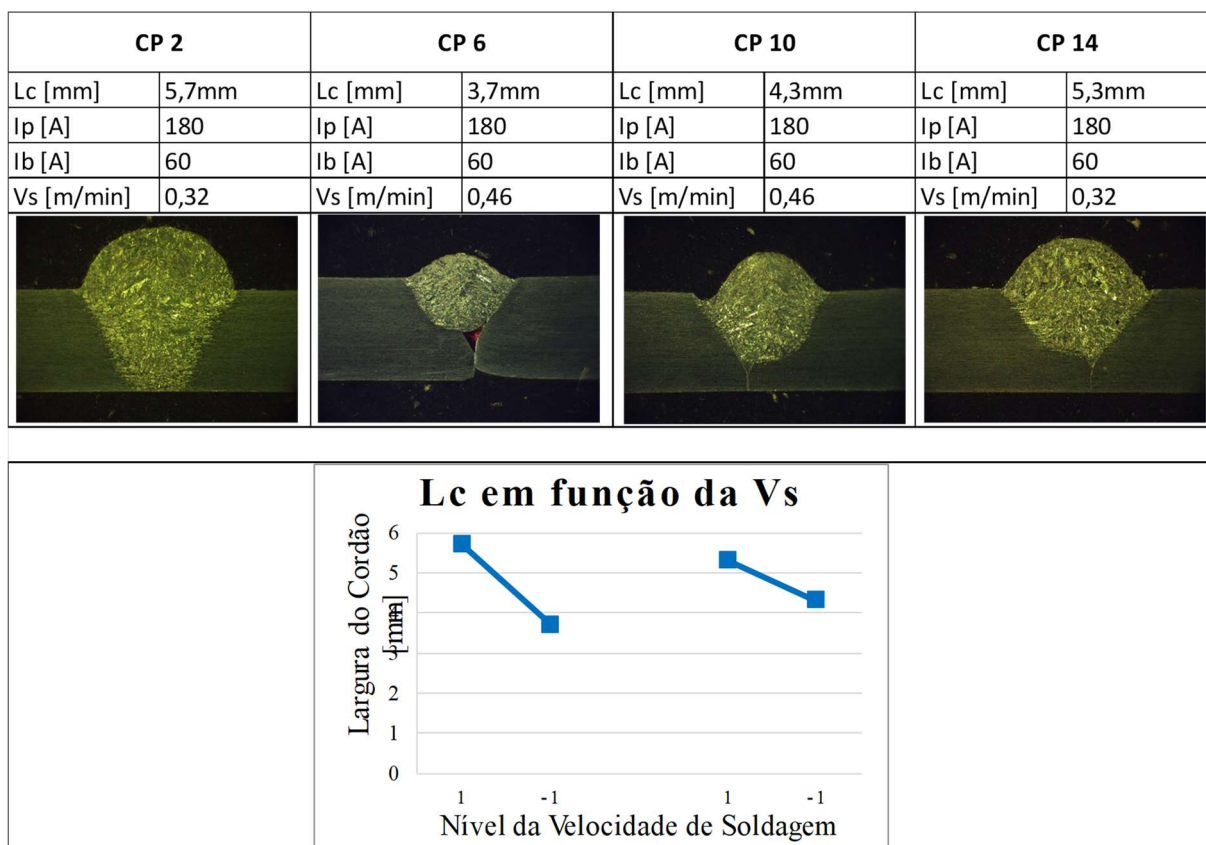


Figura 44 - Condições de soldagem semelhantes variando a Velocidade de Soldagem (Vs).

A corrente de pico manteve um comportamento semelhante a corrente de base no resultado da largura do cordão quando analisada sua influência individualmente, mantendo-se a corrente de base e a velocidade de soldagem constantes, porém, este comportamento só se mantém quando a velocidade de soldagem permanece constante, pois, observa-se que para as condições que a velocidade de soldagem subiu de -1 para 1 concomitantemente a corrente de pico, a largura do cordão na aumentou. A Figura 45 apresenta os valores da penetração em função da variação da corrente de pico.

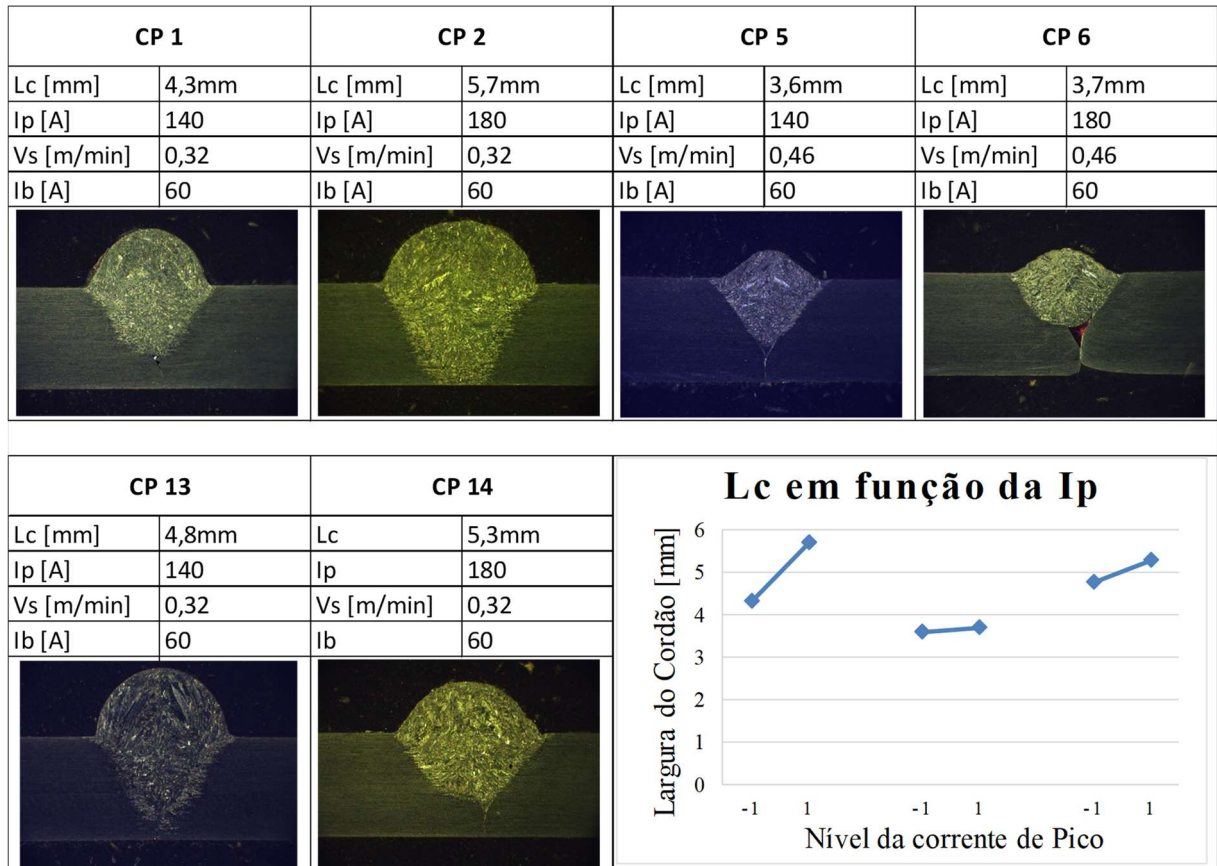


Figura 45 - Condições de soldagem semelhantes variando a Corrente de pico (Ip).

4.2.2 Interação dos parâmetros de influência na largura do cordão

Para a análise das interações foi utilizado a técnica da ANOVA (Análise da variância). A Figura 46 apresenta o gráfico da interação Ip-To na largura do cordão.

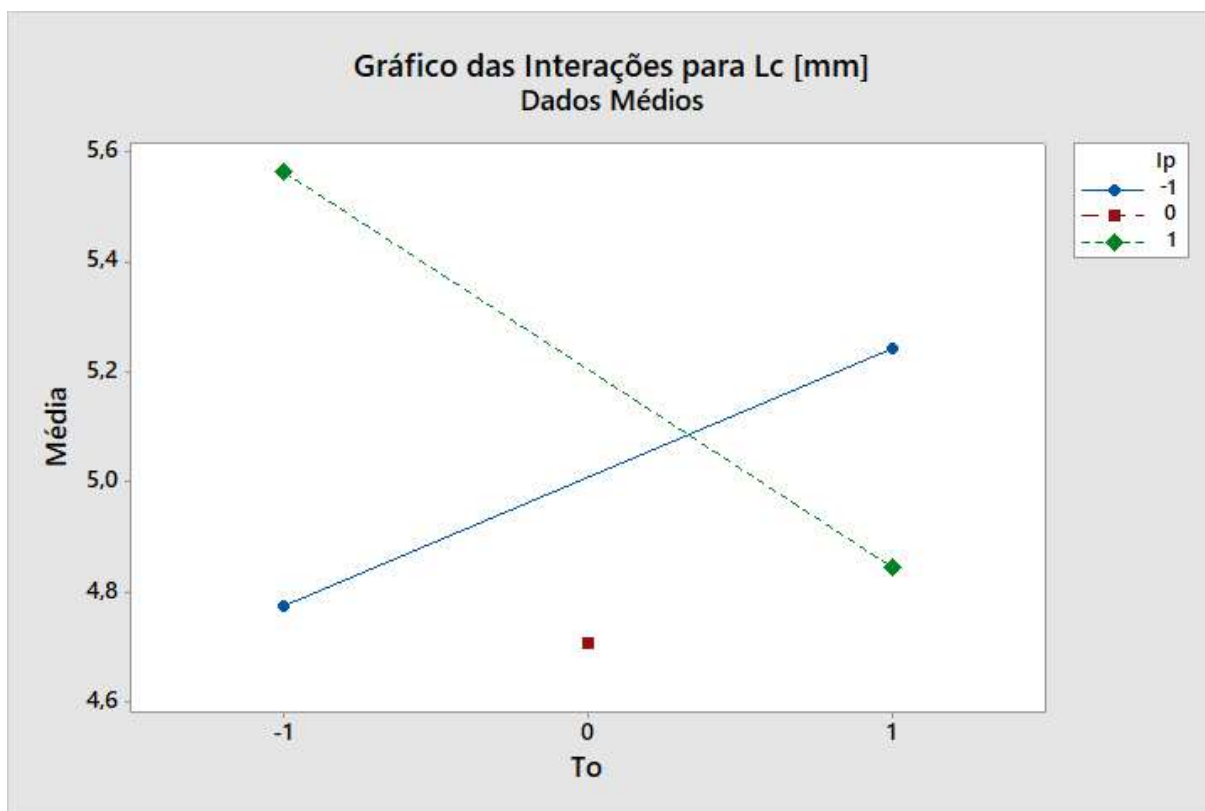


Figura 46 - Gráfico das interações da I_p e T_o na largura do cordão de solda.

O fato das linhas do gráfico do efeito da interação I_p - T_o não serem paralelas, indica que a relação entre a corrente de pico e a largura do cordão depende do valor do Tail-out. Portanto, pode-se inferir por meio da figura do gráfico apresentado, que se o valor do tail-out e da corrente de pico permanecer no nível -1, a relação entre I_p - T_o está associada a menor largura do cordão, já para tail-out em -1 e corrente de pico em 1 está associada a maior largura do cordão.

A interação I_p - I_b na largura do cordão expressa na Figura 47, mostra que para as condições de soldagem onde a I_b e I_p se mantiveram no nível -1 obteve-se menor largura do cordão, já para a corrente de base no nível 1 a corrente de pico não exerceu influência significativa, obtendo-se uma maior largura do cordão independente do seu nível.

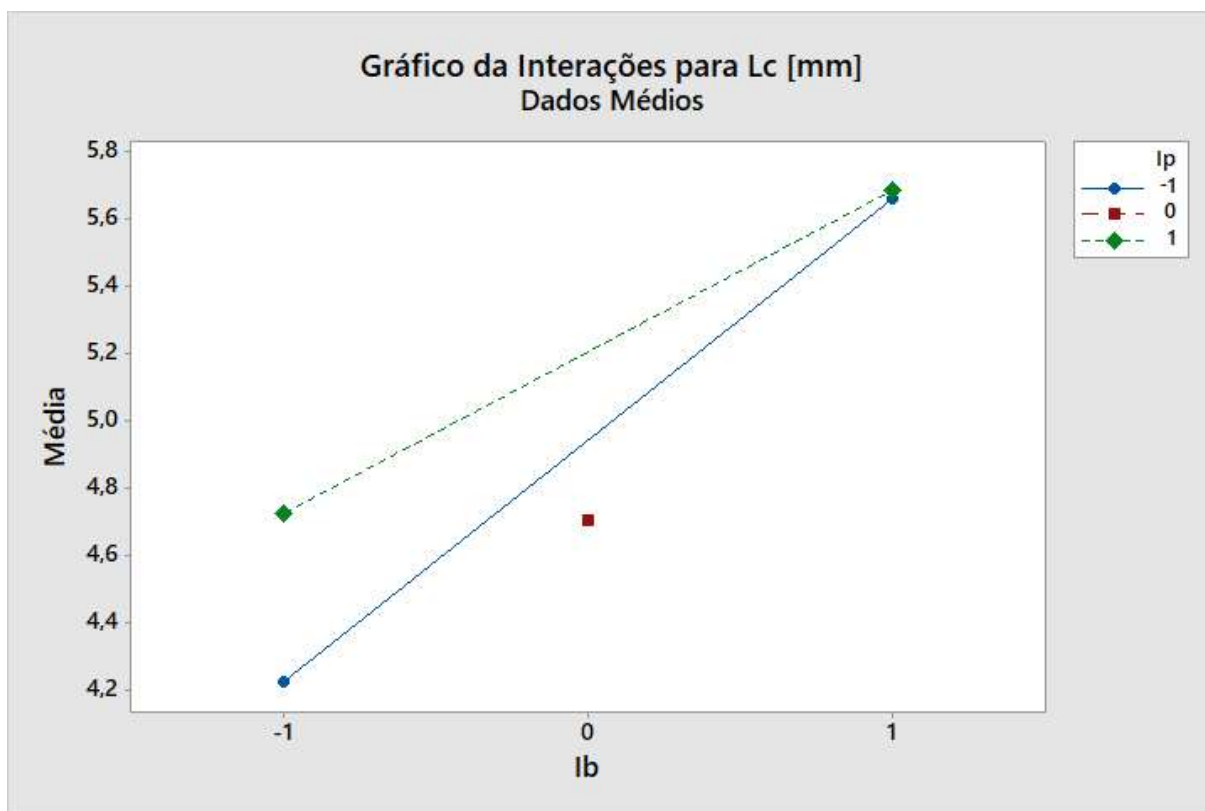


Figura 47 - Gráfico das interações da corrente de pico (I_p) e corrente de base (I_b) na largura (L_c) do cordão de solda.

Como apresenta a Figura 48, as linhas que representam a interação da I_p -Q na largura do cordão estão quase paralelas, o que denota uma pequena influência no resultado. Esta pequena influência pode ser vista também no gráfico de pareto da Figura 42 onde a magnitude da interação está muito próxima a linha de referência. Contudo, observa-se que a maior largura do cordão está associada ao maior nível de vazão do gás de proteção e maior corrente de pico e a menor largura está associada ao menor nível de vazão e menor corrente de pico.

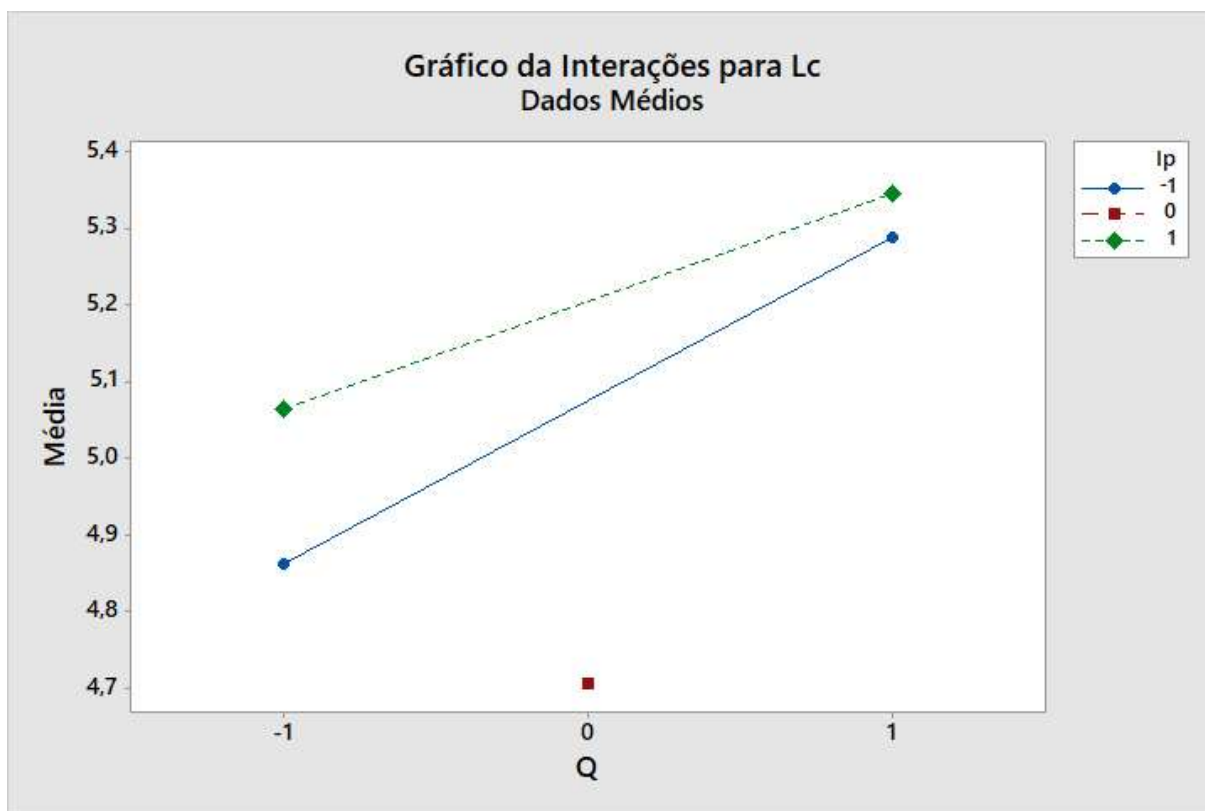


Figura 48 - Gráfico das interações da Corrente de pico (I_p) e vazão do gás de proteção (Q) na largura do cordão de solda (L_c).

4.2.3 Parametros de influência na penetração

Considerando a resposta penetração (P), não obteve-se influência do efeito da interação dos parâmetro, somente influência linear dos efeitos de dois dos parâmetros, sendo estes, a velocidade de alimentação do arame (WFS) e a velocidade de soldagem (V_s). A Figura 49 apresenta o gráfico dos efeitos padronizados de Pareto para as variáveis de entrada tendo como resposta a penetração.

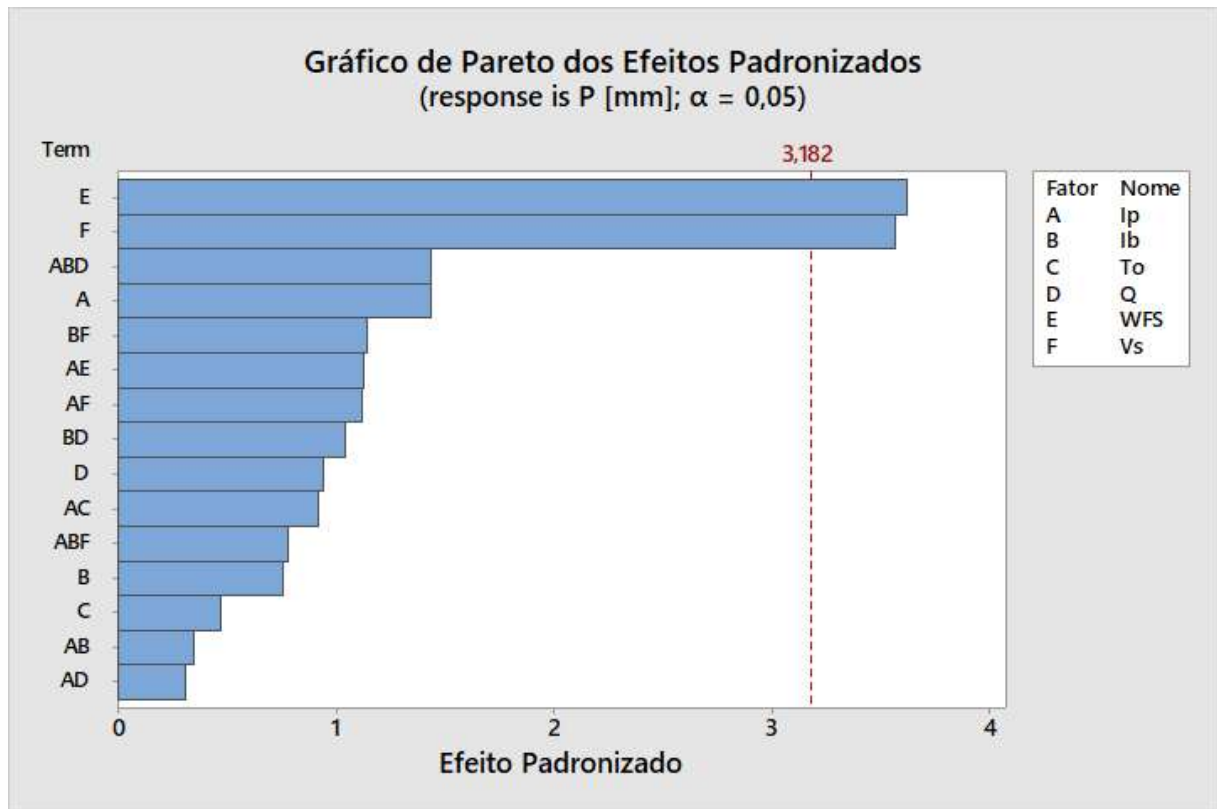


Figura 49 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a resposta penetração (P).

O efeito desta influência pode ser observado na Figura 50, que apresenta a comparação de condições de soldagem similares alterando-se somente a variável de interesse.

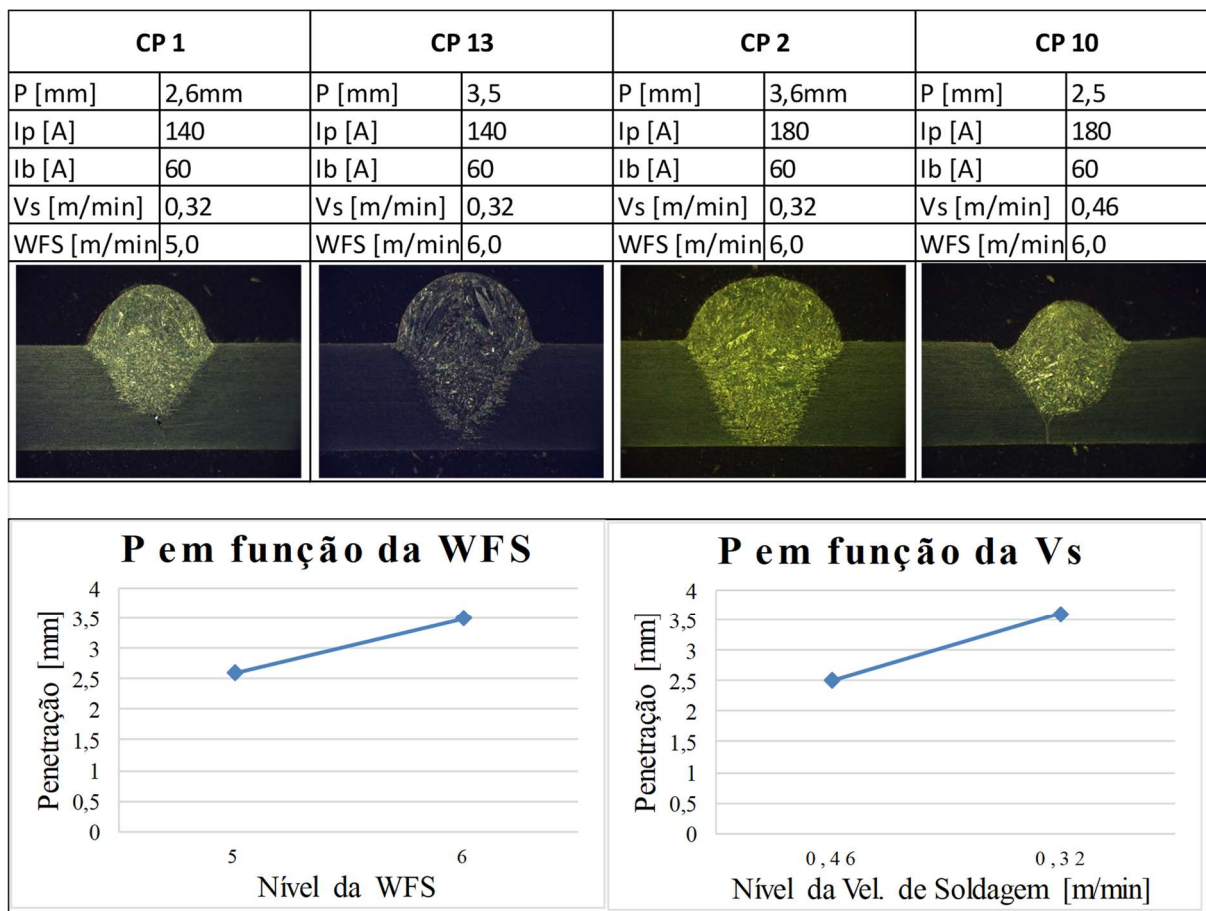


Figura 50 - Condições de soldagem semelhantes variando a Velocidade de alimentação do arame (WFS) e a velocidade de Soldagem (Vs).

Observa-se que para os corpos de prova 1 e 13 os parâmetros foram iguais, alterando-se a WFS. A variação do nível -1 (5m/min) para o 1 (6m/min) resultou no aumento da penetração, este efeito se dá, por a velocidade de alimentação do arame ser intrínseca a corrente de soldagem. Para os corpos de prova 2 e 10 o parâmetro variado foi a velocidade de soldagem, a medida que esta diminuiu a penetração aumentou.

4.2.4 Parametro de influência na altura do cordão

Assim como no caso da penetração, a altura do cordão também não sofreu o efeito da interação dos parâmetros de entrada, somente um efeito linear exerceu influência na altura do cordão, a velocidade de soldagem. A Figura 51 mostra a análise dos efeitos para o caso citado.

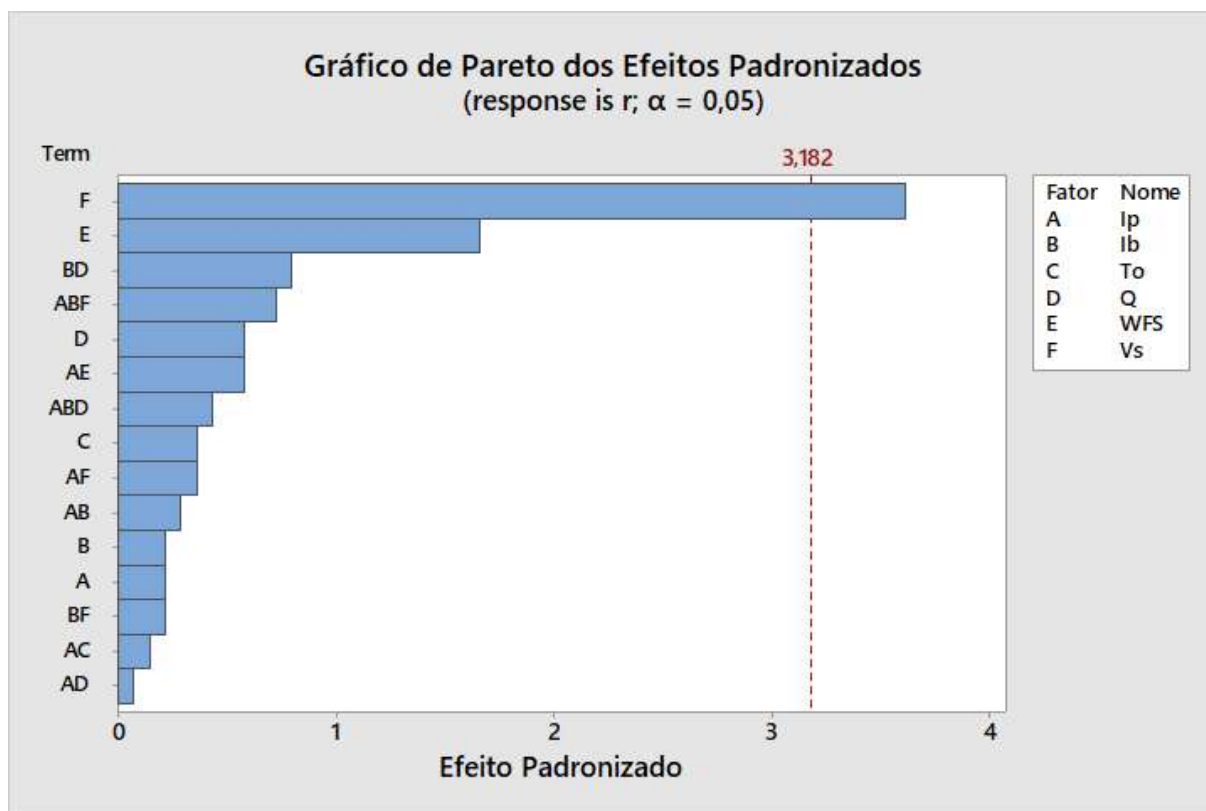


Figura 51 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a resposta reforço (r).

Neste caso observa-se que somente a variável velocidade de soldagem exerceu influência significativa sobre a altura do cordão, é importante ressaltar que análise realizada é uma análise numérica que leva em conta a contribuição de cada variável entrada na resposta de interesse em um intervalo de confiança de 95%, salientando que os efeitos que regem o processo na sua totalidade estão sujeito a variação de todas as entradas, e não somente destas, mas também das condições ambientais.

A Figura 52 mostra os resultados que comprovam os efeitos da velocidade de soldagem na altura do cordão de solda. Os CPs 5 e 13, 8 e 16 foram soldados com parâmetros iguais alterando-se somente a velocidade de soldagem, em ambos os casos a altura do cordão aumentou significativamente quando a velocidade diminuiu.

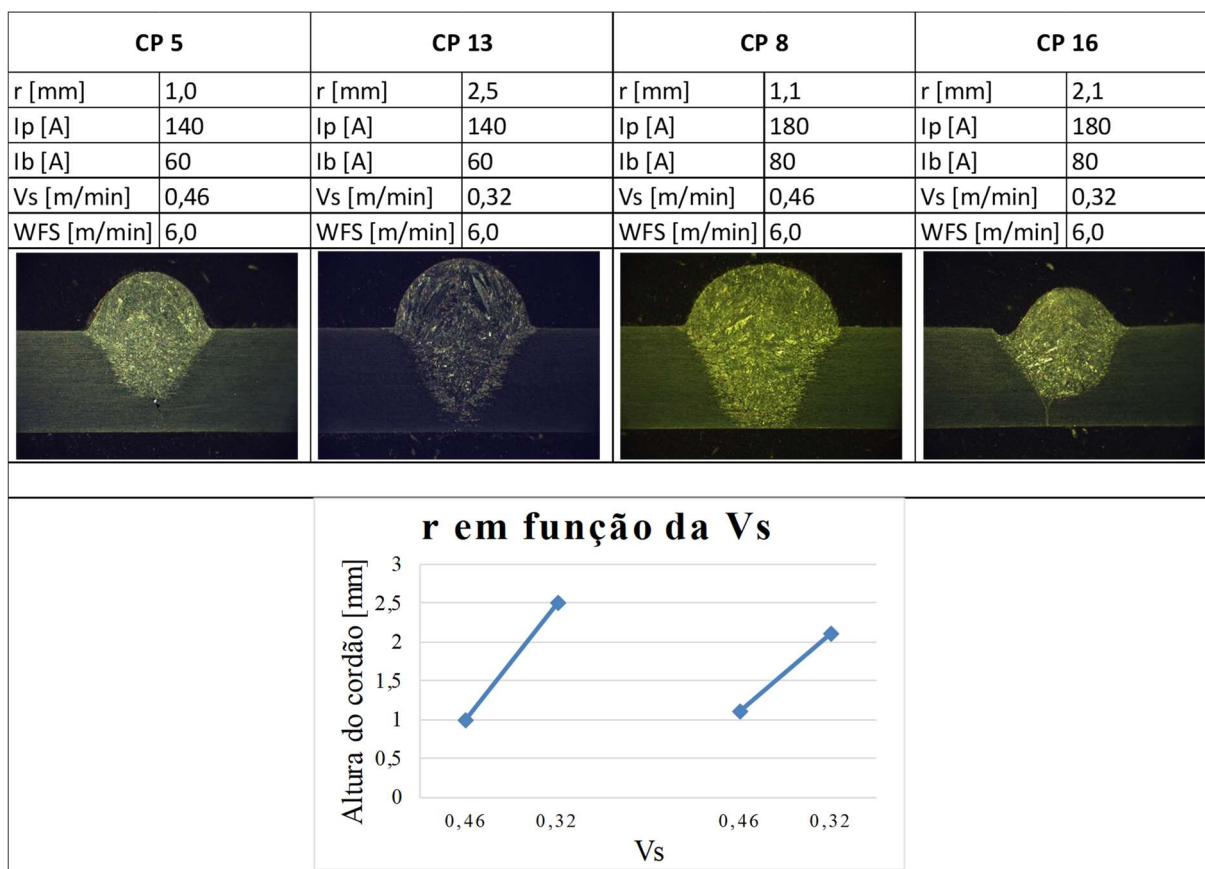


Figura 52 - Condições de soldagem semelhantes variando a Velocidade de soldagem (V_s)

4.3 Análise das características geométricas

Todas as condições de soldagem utilizadas geraram um baixo índice de respingos, satisfazendo as condições de qualidade em soldagem e destacando esta características da tecnologia STT®.

4.3.1 Convexidade do cordão

O perfil de uma solda é importante pois variações geométricas bruscas agem como concentradores de tensão, facilitando o aparecimento de trincas. O perfil do cordão pode também ser considerado como inadequado quando:

O perfil de uma solda é importante pois variações geométricas bruscas agem como concentradores de tensão, facilitando o aparecimento de trincas. O perfil do cordão pode também ser considerado como inadequado quando:

- (i) Facilitar o aprisionamento escória entre passes de soldagem;

- (ii) Levar ao acúmulo de resíduos e, assim, prejudicar a resistência a corrosão da estrutura ou
- (iii) Fazer com que a solda tenha, em alguns locais, dimensões incorretas [41].

Silva [50] diz que com relação ao índice de convexidade ($IC = 100 \cdot r/L$), estabelece que valores próximos de 30% representam condições desejáveis para a relação largura (L) e reforço de cordão (r). A Tabela 9 apresenta o índice de convexidade das soldas realizadas.

Tabela 9 - Relação dos índices de convexidade (IC) das soldas realizadas e suas respectivas condições.

CP	Ip [A]	Ib [A]	To	Q [l/min]	WFS [m/min]	Vs [m/min]	r [mm]	Lc [mm]	IC
1	-1	-1	-1	-1	-1	-1	2,10	4,31	48,72
2	1	-1	-1	-1	1	-1	2,30	5,69	40,42
3	-1	1	-1	-1	1	1	1,10	4,79	22,96
4	1	1	-1	-1	-1	1	0,50	5,17	9,67
5	-1	-1	1	-1	1	1	1,00	3,60	27,78
6	1	-1	1	-1	-1	1	0,90	3,66	24,59
7	-1	1	1	-1	-1	-1	1,20	6,75	17,78
8	1	1	1	-1	1	-1	2,10	5,74	36,59
9*	-1	-1	-1	1	-1	1			
10	1	-1	-1	1	1	1	1,40	4,26	32,86
11	-1	1	-1	1	1	-1	2,80	5,23	53,54
12	1	1	-1	1	-1	-1	2,10	7,14	29,41
13	-1	-1	1	1	1	-1	2,50	4,76	52,52
14	1	-1	1	1	-1	-1	1,90	5,30	35,85
15	-1	1	1	1	-1	1	0,80	5,87	13,63
16	1	1	1	1	1	1	1,10	4,68	23,50
17	0	0	0	0	0	0	1,70	4,56	37,28
18	0	0	0	0	0	0	1,70	4,56	37,28
19	0	0	0	0	0	0	1,50	4,76	31,51
20	0	0	0	0	0	0	1,10	4,95	22,22

Com base no índice de convexidade, 10 condições de soldagem foram descartadas, as condições 1, 11, e 13 por estarem com alto índice, como mostra a Figura 53.



Figura 53 - Imagens dos CPs com alto índice de convexidade.

A Figura 54 apresenta as condições 3, 4, 6, 7, 15, 16 e 20, que também foram descartadas por apresentarem índice de convexidade baixo.

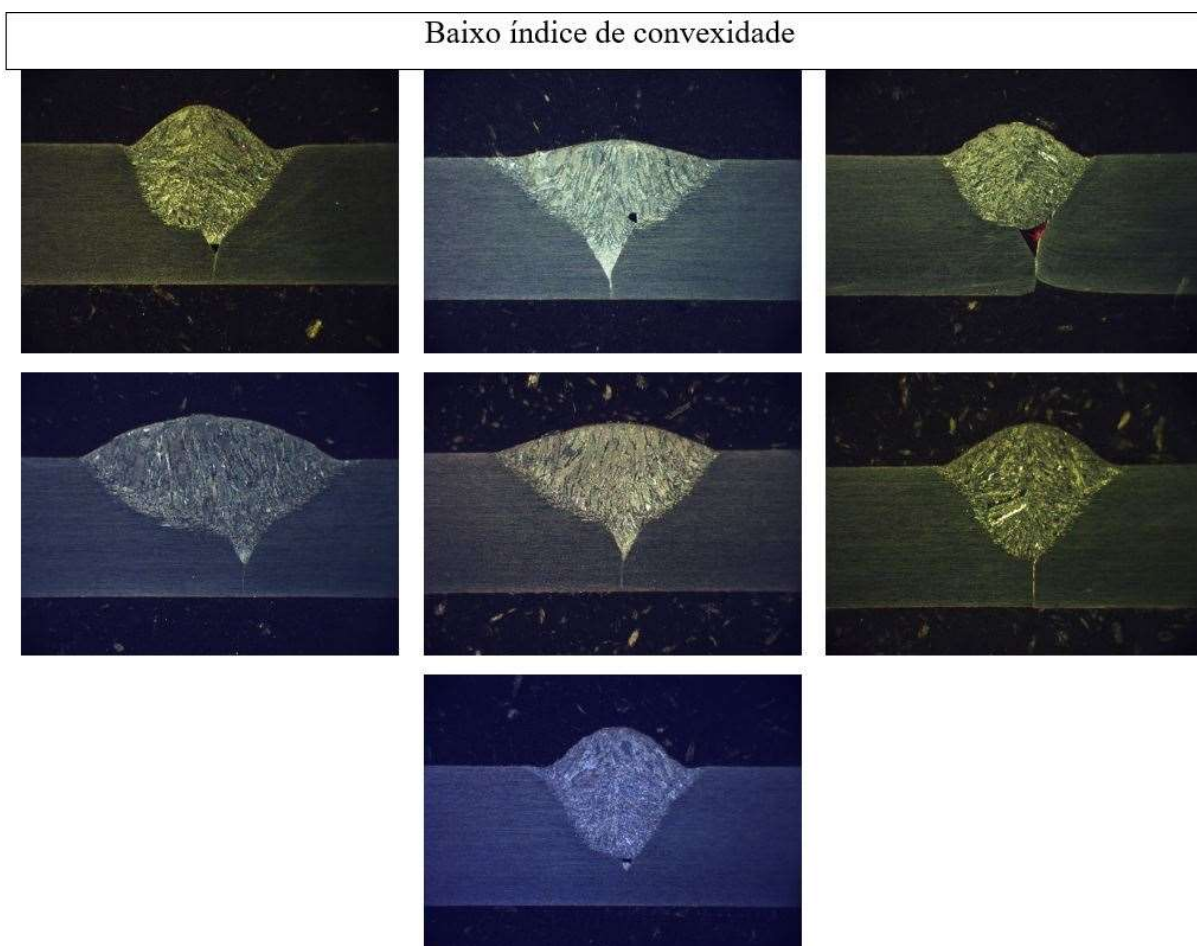


Figura 54 - Imagens dos CPs com baixo índice de convexidade.

As nove condições restantes, 2, 5, 8, 10, 12, 14, 17, 18 e 19 atenderam a este requisito, apresentando o índice de convexidade próximo dos 30%. A Figura 55 apresenta estas nove condições.

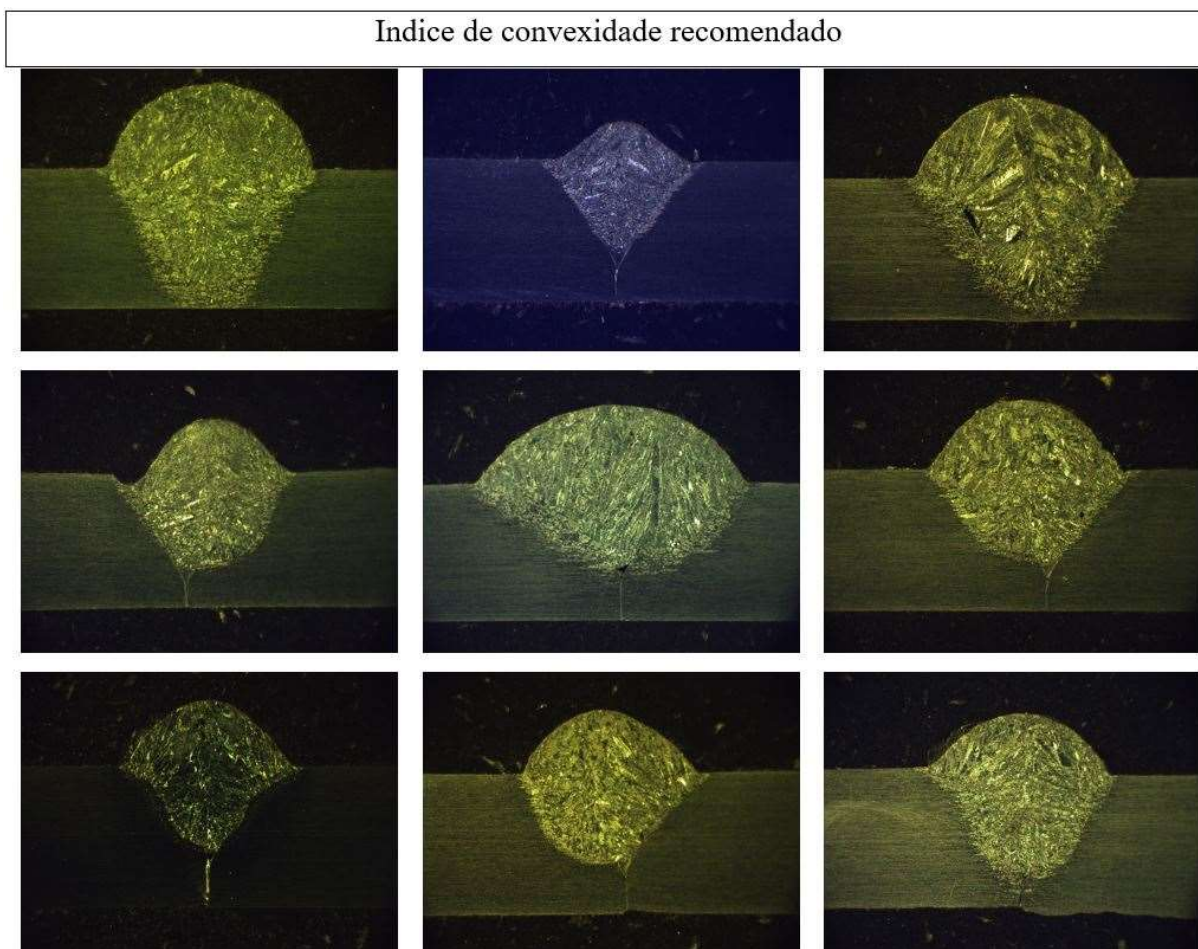


Figura 55 - Imagens dos CPs com índice de convexidade recomendado.

4.3.2 Diluição

Na soldagem por fusão chama-se diluição a parcela de metal de base que entra na composição da zona fundida (metal de solda). Para a maioria das aplicações (em aços de baixo carbono) a diluição apresenta pequena importância no que diz respeito ao comportamento da junta em serviço, porém em algumas aplicações "especiais" esta característica pode ser determinante na performance do componente, podendo inclusive favorecer falhas durante a operação do equipamento, sem que o problema - elevada diluição - possa ser detectado durante a fabricação [51]

A diluição é a quantidade percentual de metal de base que entra na composição do metal de solda na soldagem por fusão, podendo variar desde valores muito baixos como 5% até 100% na soldagem autógena (sem metal de adição) [52].

Segundo Villani [41] a diluição ideal é aproximadamente 30%, a Tabela 10 apresenta as diluições das soldas realizadas.

As condições 1, 5, 13, 14 e 17, não obtiveram diluição satisfatórias, as demais atendem ao percentual recomendado pela literatura.

Tabela 10 - Relação das diluições das soldas realizadas e suas respectivas condições.

CP	Diluição [%]	CP	Diluição [%]
1	17,16	11	33,82
2	36,44	12	35,35
3	26,85	13	20,63
4	31,15	14	25,65
5	13,34	15	32,38
6	26,84	16	29,38
7	35,5	17	7,12
8	37,84	18	28,01
9	-	19	27,65
10	29,4	20	26,79

4.3.3 Penetração

A penetração da solda é um parâmetro importante na soldagem, pois influi diretamente na resistência mecânica estrutural da junta. Essa penetração é influenciada por fatores como as propriedades do fundente ou do fluxo, polaridade, intensidade de corrente, velocidade e tensão de soldagem [53].

Para as condições ensaiadas, somente duas condições não resultaram em uma penetração satisfatória, as condições 6 e 14 (vide Tabela 8), porém, para juntas em chanfro é importante avaliar a penetração em face, pois o chanfro pode mascarar o resultado da penetração. Portanto esta característica deve ser avaliada conjuntamente a diluição, para não incorrer em erros de parâmetros.

A Tabela 11 apresenta o resultado das penetrações.

Tabela 11 - Relação das Penetrações das soldas realizadas e suas respectivas condições.

CP	Penetração [mm]	CP	Penetração [mm]
1	2,59	11	3,57
2	3,57	12	2,47
3	2,2	13	3,49
4	2,34	14	2,44
5	2,45	15	1,75
6	1,86	16	2,46
7	2,02	17	2,21
8	3,57	18	2,36
9	-	19	2,78

10	2,48	20	2,39
----	------	----	------

4.4 Caracterização Microestrutural

4.4.1 Metal base AID UNS S32205

A Figura 56 apresenta a microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S32205 como recebido, o corte da amostra foi realizado no sentido da laminação, motivo pelo qual os grãos se apresentam de forma alongada que é característico do processo. Verifica-se a presença de grão com contornos bem definidos e uma microestrutura austeno-ferrítica, onde os grãos assumem morfologias bem distintas sendo a austenita a parte clara. Observa-se ainda que pela microscopia ótica não foi possível identificar nenhum tipo de precipitado intermetálico.

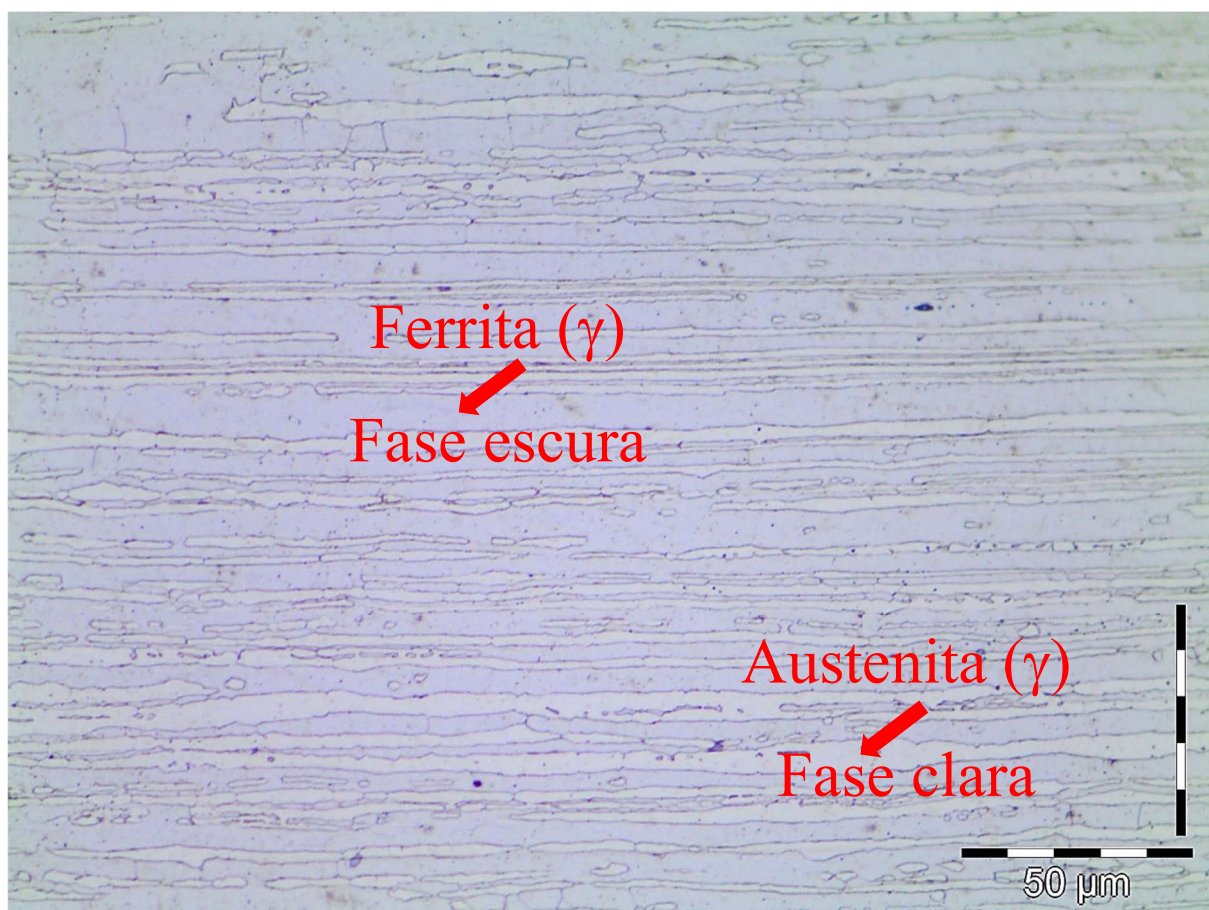


Figura 56 - Microestrutura do AID UNS S32205 no estado como recebido. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% por 10s. Ampliação 500x.

Wessman [54] afirma que a fase chi tem sido muito pouco estudada em relação a fase sigma, pois além de ser registrada em frações muito inferiores aos teores de sigma, também é

muito difícil de ser diferenciada desta utilizando-se microscopia óptica com ataques metalográficos convencionais.

Para atestar se realmente o material está livre de precipitados e fases deletéria a amostra foi submetida a análise em MEV como mostra a Figura 57, sendo a microestrutura do metal como recebido com o corte da amostra realizado no sentido da laminação, por meio da qual observa-se a morfologia austeno-ferrítica que é própria do material em estudo, livre de quaisquer precipitados.

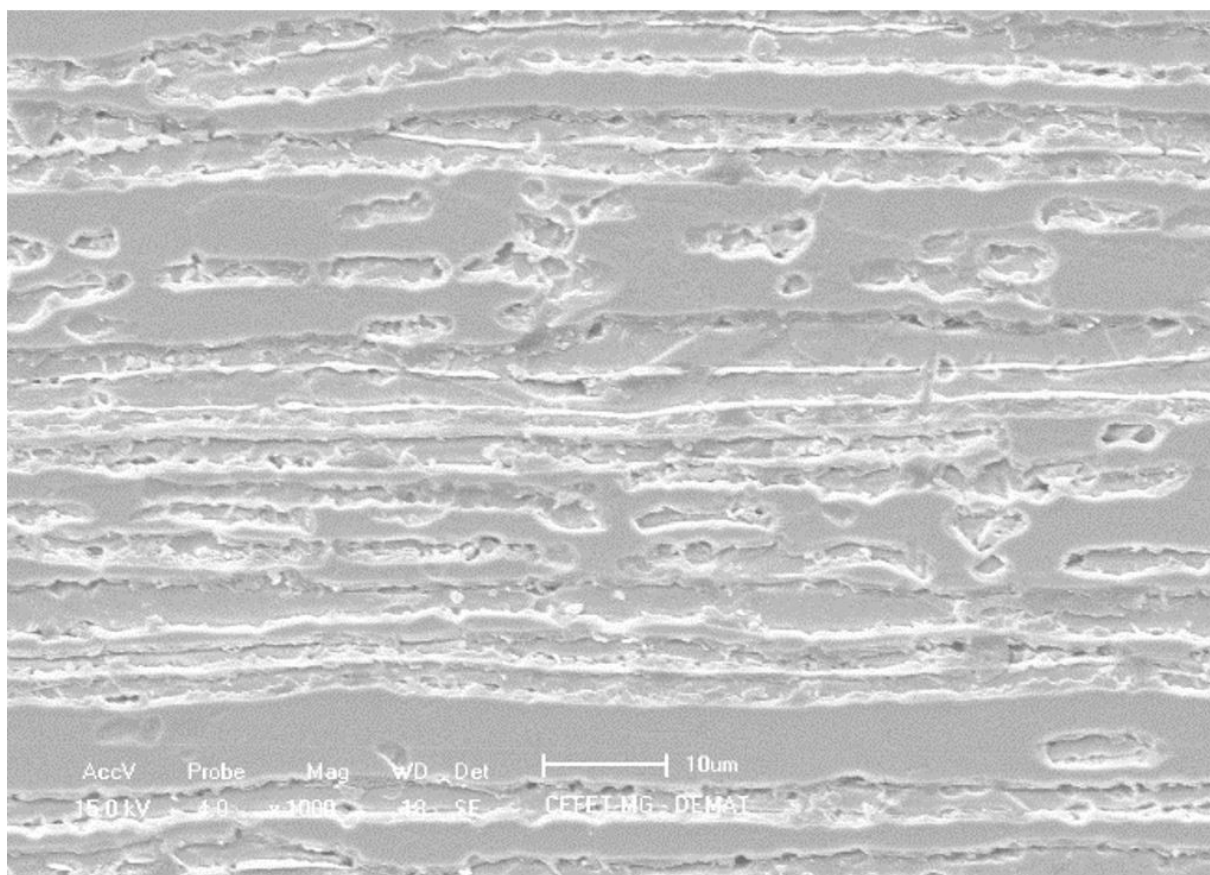


Figura 57 - Microestrutura do AID UNS S32205 no estado como recebido vista pelo MEV. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% por 10s. Ampliação 1000x.

Posteriormente a mesma amostra foi submetida a análise de mapeamento por EDS e a Figura 58 mostra a imagem gerada pela análise.

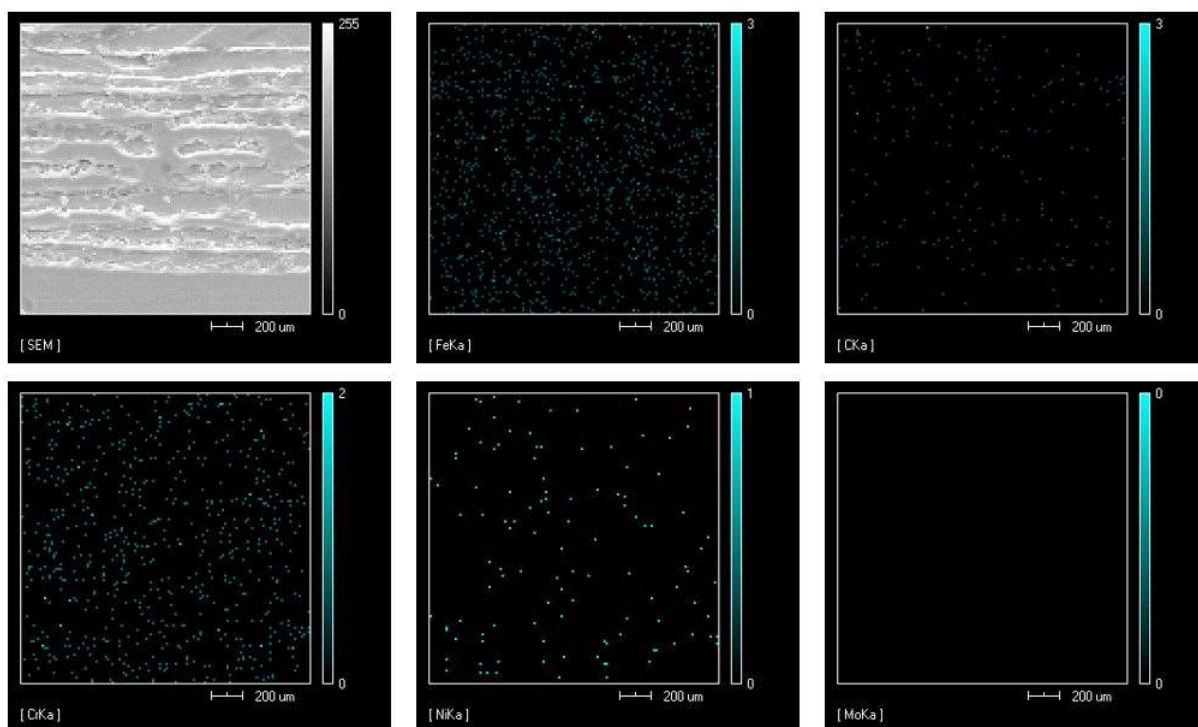


Figura 58 - Análise por mapeamento realizada no MEV no AID UNS S32205 no estado como recebido.

Com base no resultado pode-se atestar que amostra está livre das fases intermetálicas propensas a se formar no AID duplex em estudo, a saber, fase σ e χ (χ), pela ausência de molibdênio, uma vez que este elemento é um agente identificador destas fases, como afirma [55] dizendo que a fase χ é mais rica em elementos pesados, particularmente o molibdênio, em relação a sigma. A fase χ é rica em molibdênio e forma-se normalmente paralelamente a formação de sigma.

4.4.2 Juntas soldadas

Este tópico apresenta uma análise das microestruturas dos corpos de prova soldados pelo processo GMAW STT[®] e GMAW convencional em junta de topo com chanfro de 60°, sendo a junta similar de AID UNS S32205 soldada com eletrodo ER E2209 com um milímetro de diâmetro, utilizando uma mistura de gás de proteção com 98%Ar e 2%O. Neste, foi discutido sobre as características geométricas do cordão, a precipitação das fases e suas morfologias.

A Figura 59 apresenta a microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S32205 soldado pelo processo GMAW-STT[®] com aporte de 2,08 kJ/cm, valor considerado baixo para soldagem deste material no processo GMAW convencional. Observa-se nitidamente as três regiões distintas que são característica no processo de soldagem, o metal base, a zona termicamente afetada e o metal de adição.

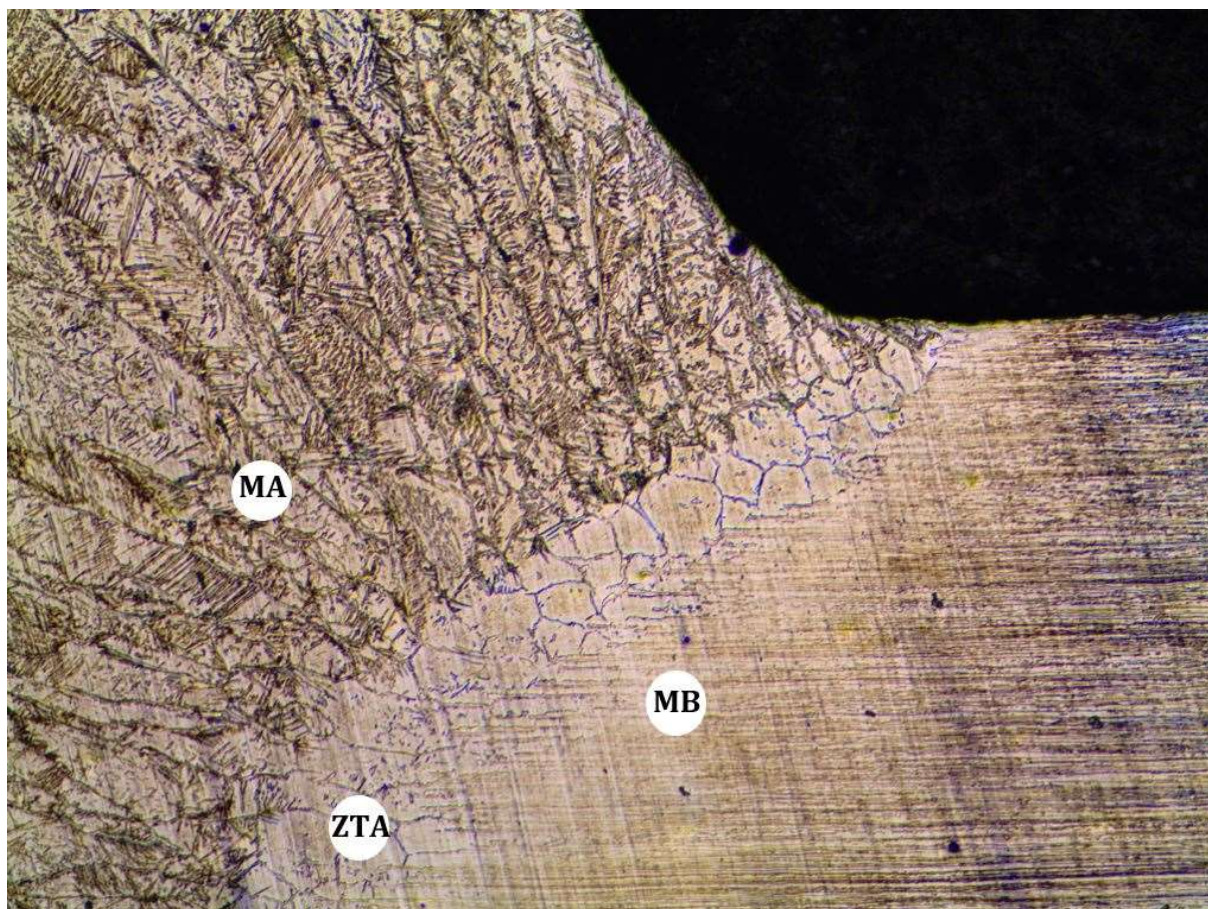


Figura 59 - Microestrutura do AID UNS S32205 soldado pelo processo GMAW-STT® apresentando a ZTA e adjacências.

O MB geralmente apresenta uma microestrutura lamelar e, consequentemente orientada no sentido da laminação dentro do campo bifásico. Segundo Ramirez [56], durante a solidificação da poça de fusão, uma estrutura colunar grosseira de grãos de ferrita é produzida por crescimento epitaxial a partir dos grãos de ferrita da zona parcialmente fundida da ZTA-AT. Continuando-se o resfriamento, ocorre a precipitação da austenita e das demais fases intermetálicas, nitretos e carbonetos possíveis. A austenita precipita-se nos contornos de grão da ferrita ou no interior dos mesmos.

De acordo com Muthapandi [57] o crescimento da austenita a partir da ferrita ocorre de três modos diferentes:

- A primeira austenita a se precipitar no resfriamento é a austenita alotrimórfica de contorno de grão, a qual pode ser descontínua para altas velocidades de resfriamento. Ela vai se tornando cada vez mais contínua à medida que a velocidade de resfriamento diminui.

- A austenita de Widmanstätten nucleia-se na austenita de contorno de grão e vai crescendo para o interior do grão de ferrita logo que os sítios de nucleação nos contornos de grão da ferrita tornam-se saturados.
- A austenita intragranular é a última a se formar, e quanto maior a velocidade de resfriamento, maior é a tendência de sua precipitação. Na ausência de sítios para a nucleação e crescimento da austenita a partir da austenita de contorno de grão, a austenita intragranular pode se precipitar.

Com base na análises das características geométricas e macrográficas das amostras da matriz experimental selecionou-se as três melhores condições para as análises micrográficas tanto na MO como na MEV e EDS. Estas três condições apresentaram penetração total na soldagem da junta e bons aspectos geométricos.

Com objetivo de dar mais clareza a análise, as amostras soldadas foram classificadas em três grupos que se distinguem quanto a energia de soldagem, a Tabela 12 apresenta esta classificação.

Tabela 12 - Classificação das soldas em relação ao nível do aporte de energia empregado.

CP	Aporte de energia	Nível de aporte
	[kJ/cm]	
9	1,478	I
6	1,501	
5	1,578	
10	1,688	
3	1,779	
15	1,997	
4	2,003	II
16	2,021	
18	2,056	
19	2,072	
17	2,082	
1	2,277	
13	2,432	
14	2,477	

20	2,607	III
2	2,636	
11	2,771	
7	3,109	
12	3,115	
8	3,168	

4.4.3 Soldas com nível de aporte de energia I

Para as condições de aporte de energia nível I a energia variou entre 1,4 e 1,9 kJ/cm, nestas condições as soldas não obtiveram penetração satisfatória, não houve boa penetração em face e o reforço não obteve o IC adequado (conforme Figura 60), comprometendo também a diluição. Esta amostra soldada pelo processo GMAW-STT[®] com os parâmetro da condição 10 (conforme Figura 61), onde constata-se o defeito de falta de fusão em ambas as faces do chanfro.

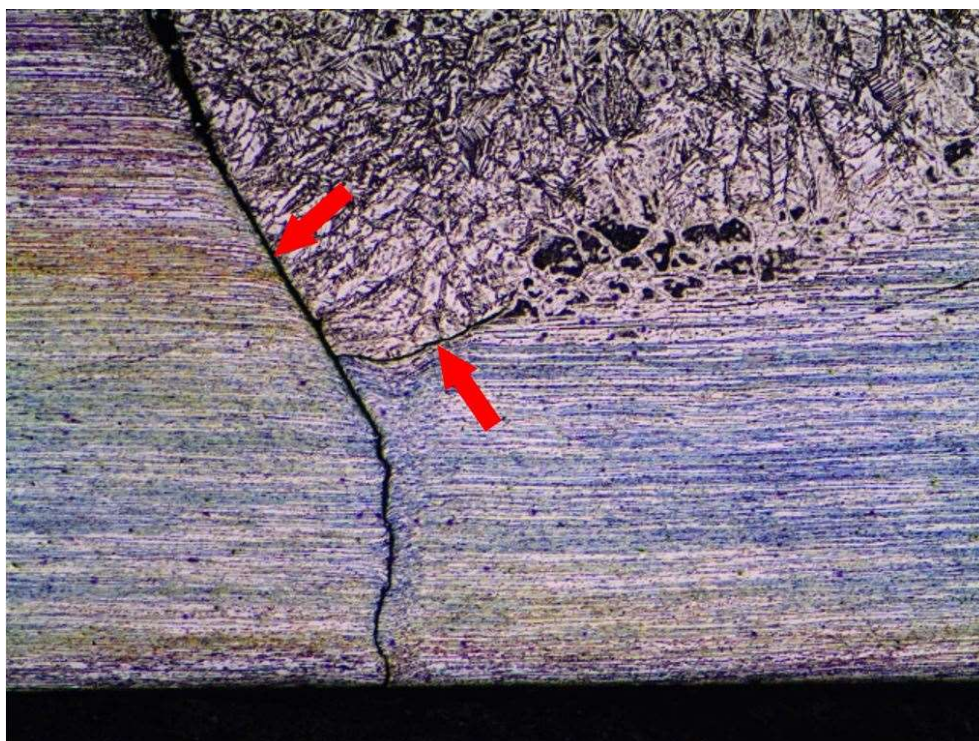


Figura 60 - Microestrutura do AID UNS S32205 soldado pelo processo GMAW- STT[®] com aporte de energia de 1,69kJ/cm.

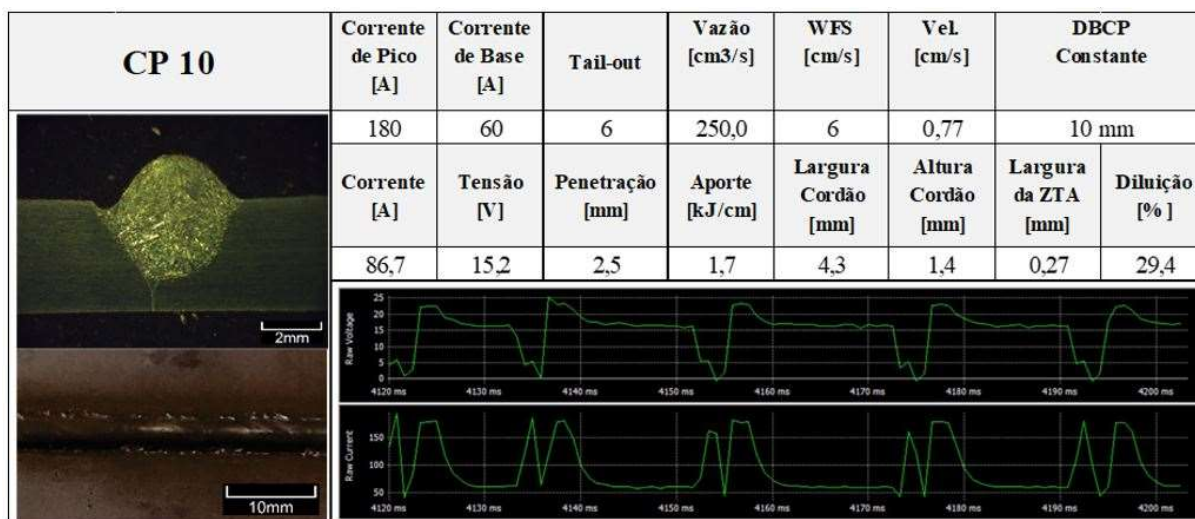


Figura 61 - Parâmetros de entrada e resultados obtidos da solda realizada com a condição de soldagem 10 pelo processo STT®.

Para a condição 6 (Figura 62), observa-se na (Figura 63) a baixa penetração em face e o defeito de falta de fusão (1) pela baixa energia de soldagem.

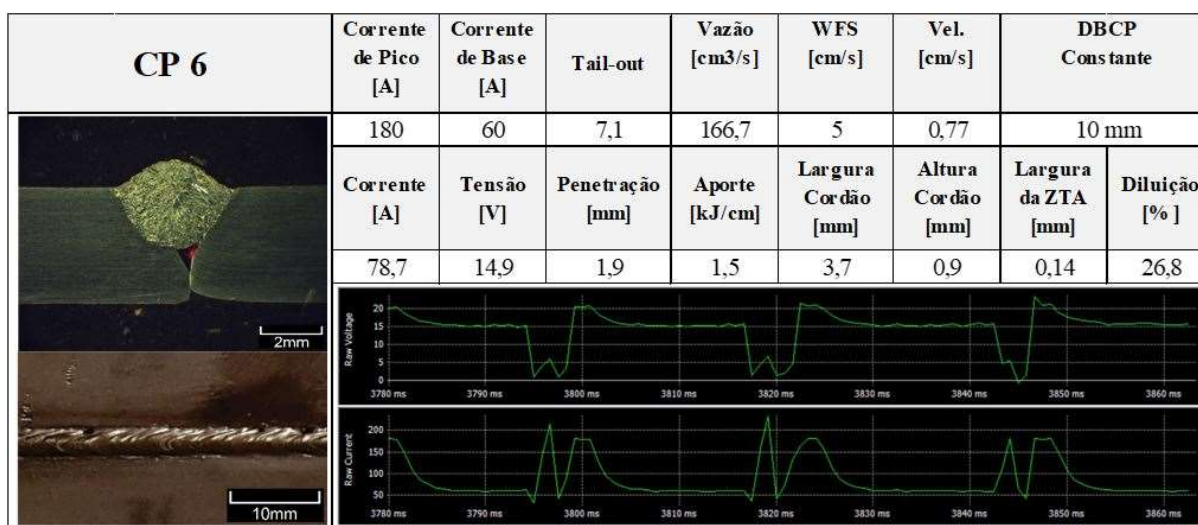


Figura 62 - Parâmetro de soldagem utilizado para para o CP 6 no modo GMAW-STT®.

As soldas realizadas com nível de aporte de energia I, apesar de apresentarem defeitos macro geométricos, não apresentaram defeitos a nível microestrutural como trincas, precipitação de carbonetos e fases de baixo ponto de fusão. A Figura 63 apresenta a microestrutura nas três regiões estudadas e sua integridade.

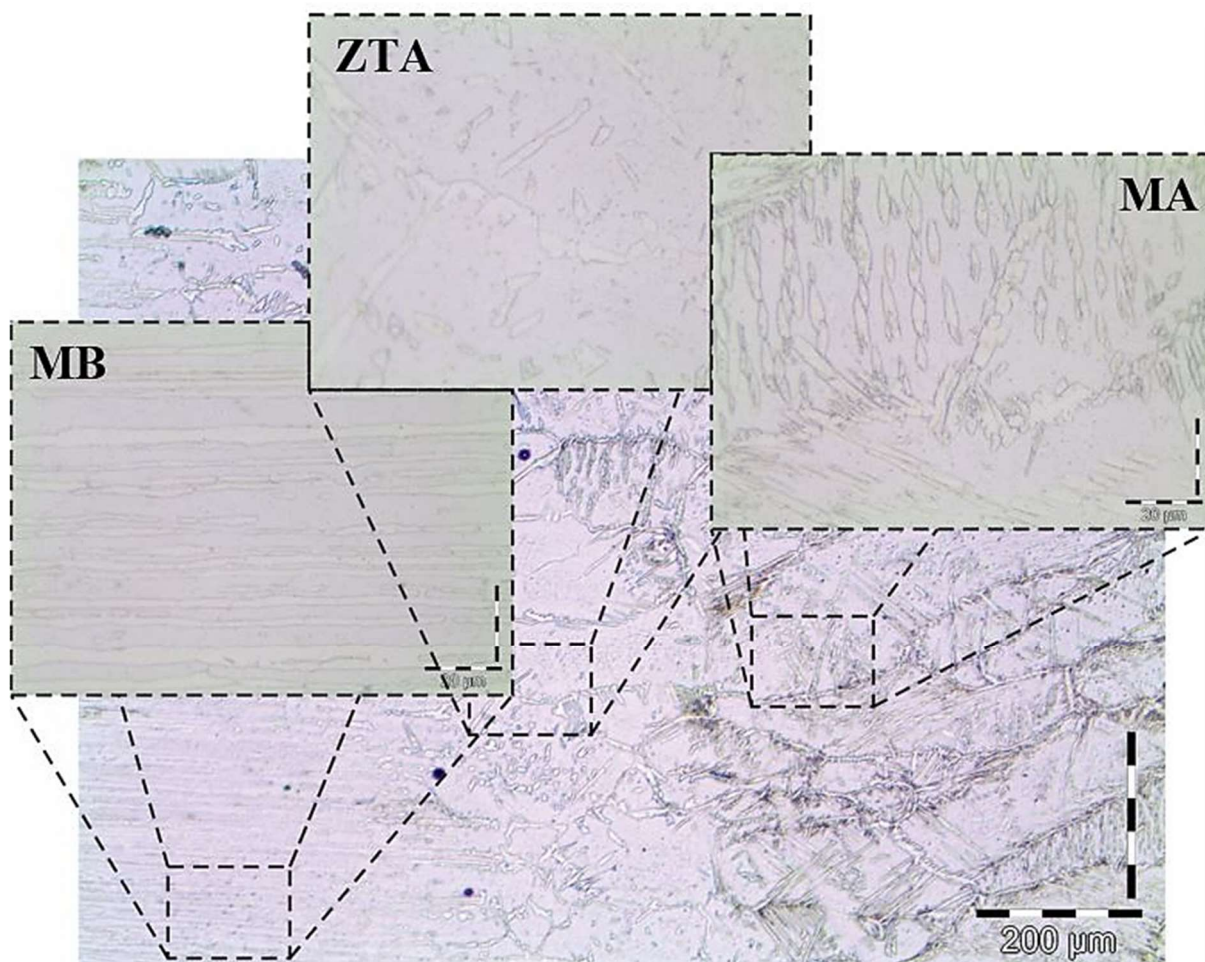


Figura 63 - Micrografia do AID S32205 soldado pelo processo GMAW-STT® com aporte de energia nível I, destacando MB, ZTA e MA. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%, por 10s.

Observa-se na Figura 63 que as três regiões estão livres de precipitados, os grãos possuem contornos bem definidos e morfologia distinta.

4.4.4 Soldas com nível de aporte de energia II

A energia de soldagem para as soldas realizadas com aporte de energia II variou entre 2,0 e 2,5 kJ/cm, estas, não obtiveram penetração total, porém tiveram boa penetração, boas características geométricas e mantiveram suas microestruturas íntegras. Com excessão das condições 4, 13 e 14 que apresentaram defeito de falta de fusão na zona de ligação (Figura 64).

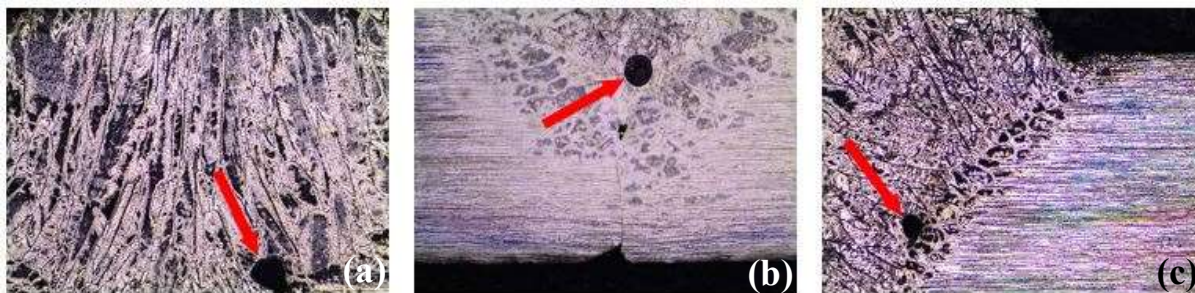


Figura 64 - Micrografia MA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT® com eletrodo ER E2209, utilizando energia 2kJ/cm, 2,4kJ/cm, e 2,5kJ/cm respectivamente, da Figura (a) para (c).

As soldas realizadas com essa classe de energia promoveu uma microestrutura desejável tanto ZTA com no MA e MB, onde há a presença de fases características do material submetidos ao processo de soldagem, que não comprometem as propriedades mecânicas e não necessitam de tratamento pós-soldagem. A micrografia da Figura 65 representa a microestrutura encontrada nos CPs desta classe, observa-se a presença de austenita de Widmanstätten (1), austenita intragranular (2), e austenita alotrimórfica de contorno de grão (3), a austenita intergranular pode ser também austenita de Widmanstätten interceptada transversalmente ao seu eixo longitudinal.

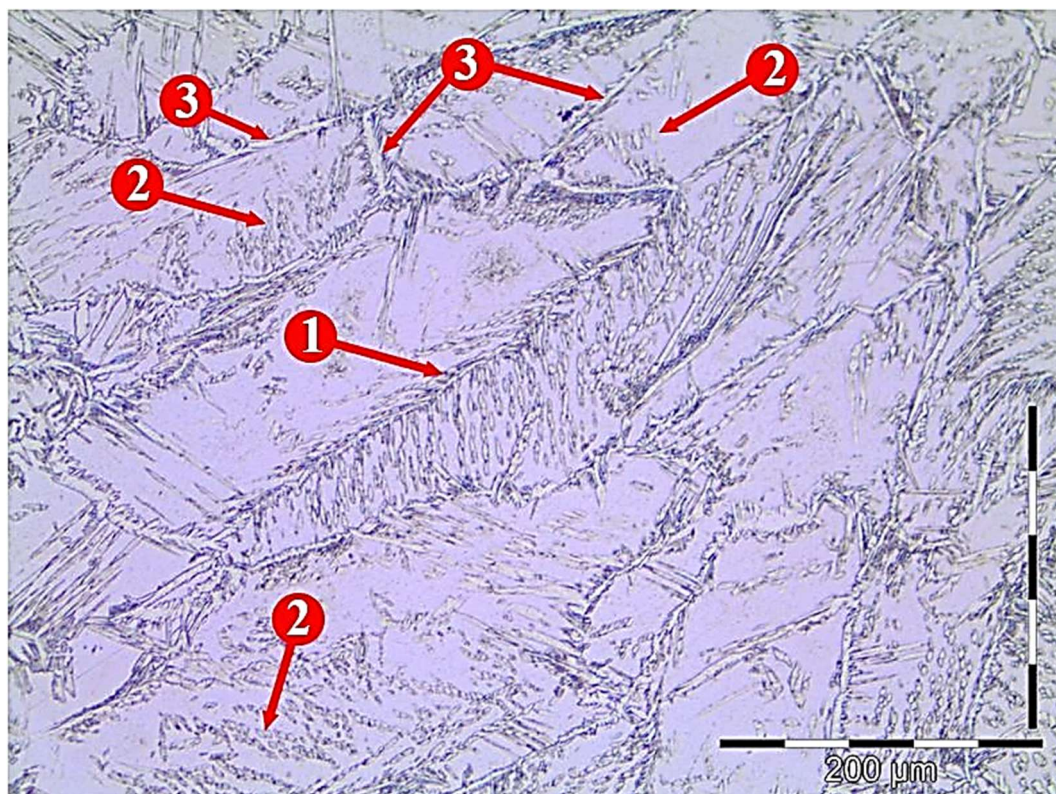


Figura 65 - Micrografia MA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT® com eletrodo ER E2209, utilizando o nível II de energia.

De acordo com Ramirez [56] a austenita alotrimórfica de contorno de grão além da forma contínua, pode se apresentar de forma descontínua (4), como mostra a Figura 66 na região da ZTA.

Segundo [16] a austenita com morfologia Widmanstätten nucleia nos contornos de grão da ferrita ou da austenita alotrimórfica pré-existente e desenvolve-se ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas. Já a austenita alotrimórfica de contorno de grão pode ser descontínua (4) para velocidades elevadas de resfriamento, e a medida que a velocidade de resfriamento reduz, esta se torna cada vez mais contínua.

A permanência da austenita arredondada (5) na matriz ferrítica na região da ZTA indica que a liga não foi totalmente ferritizada com a temperatura de pico de 1300 °C e aporte térmico de 5 kJ/cm [58].

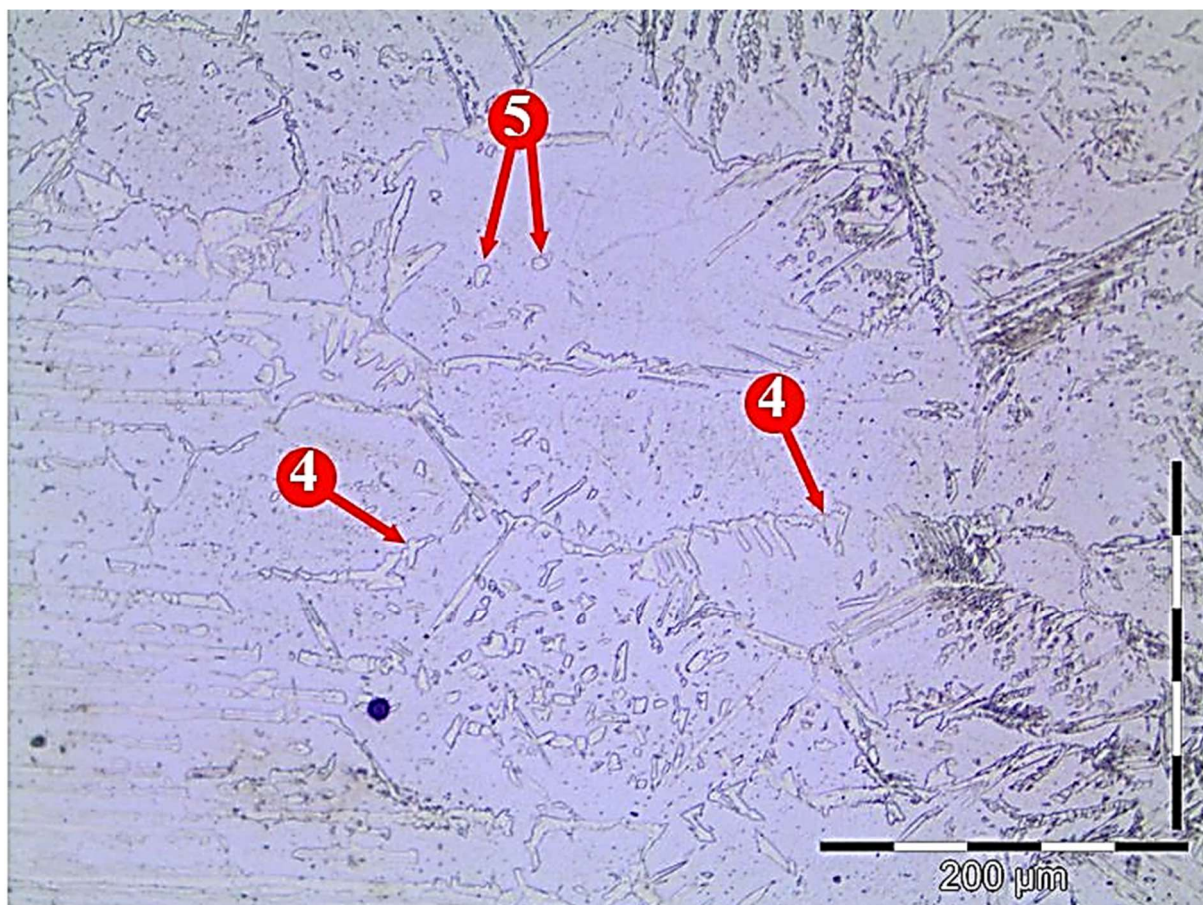


Figura 66 - Micrografia ZTA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT® com eletrodo ER E2209, utilizando o nível II de energia.

4.4.5 Soldas com nível de aporte de energia III

As soldas realizadas com aporte de energia III variou entre 2,6 e 3,2 kJ/cm. Dentre a matriz experimental as três condições que obtiveram penetração total pertencem a esta classe

de energia, estas condições são 2, 8 e 11. Para esta classe, as soldas soldas apresentaram boas propriedades geométricas, porém o nível de energia de soldagem comprometeu a integridade microestrutural de algumas juntas. A Figura 67a apresenta a micrografia de uma amostra soldada com aporte de energia nível III. (3,17 kJ/cm) e a Figura 67b com aporte de energia nível II (2,08kJ/cm).

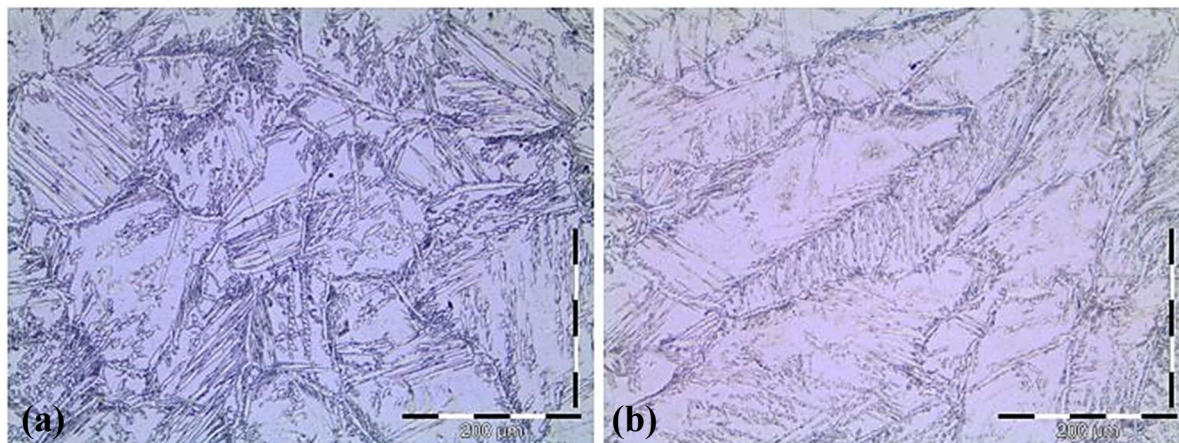


Figura 67 - Micrografia ZTA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT® com eletrodo ER E2209, utilizando o nível II de energia.

Em ambas as imagens observa-se ilhas com alta concentração de austenita intragranular extremamente finas, porém, em maior quantidade na Figura 67b. Esta alteração provavelmente ocorre devido a formação de austenita intragranular, sendo estas, austenitas de Widmanstätten interceptadas transversalmente ao seu eixo longitudinal. Observa-se também que a Figura 67b apresenta, maior quantidade de austenita de contorno de grão do que a Figura 67a. Este fenômeno pode estar associado a diferença de energia de soldagem, pois a baixa energia tende a gerar grãos de ferrita menores.

A Figura 68a (maior energia) apresenta a micrografia da condição 2 de soldagem com energia de 2,6 kJ/cm. Observa-se o MA da Figura 68b e a ZTA a da Figura 68a, ambos livre de precipitação.

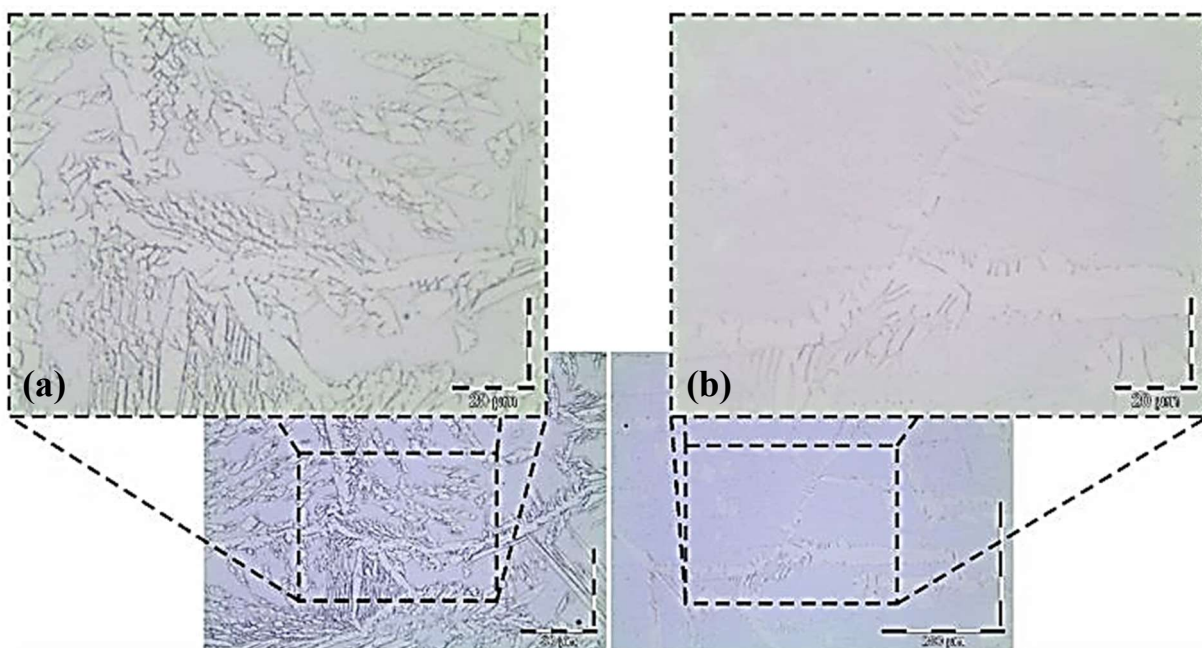


Figura 68 - Micrografia ZTA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT® com eletrodo ER E2209, utilizando o nível II de energia.

Já as Figuras 69 e 70 apresentam a micrografia da condição 8 com aporte de energia de 3,2 kJ/cm. a Figura 69a mostra o MA próximo a ZTA, observa-se a integridade da microestrutura quanto a presença de precipitados, a Figura 69b e 70 são da ZTA, fica evidente em (1) a presença veios de carboneto de cromo nos grãos de ferrita que estão permeados de precipitados deste mesmo carbonetos(2), em (3) na Figura 70 observa-se precipitação de fase sigma na região do contorno de grão da austenita.

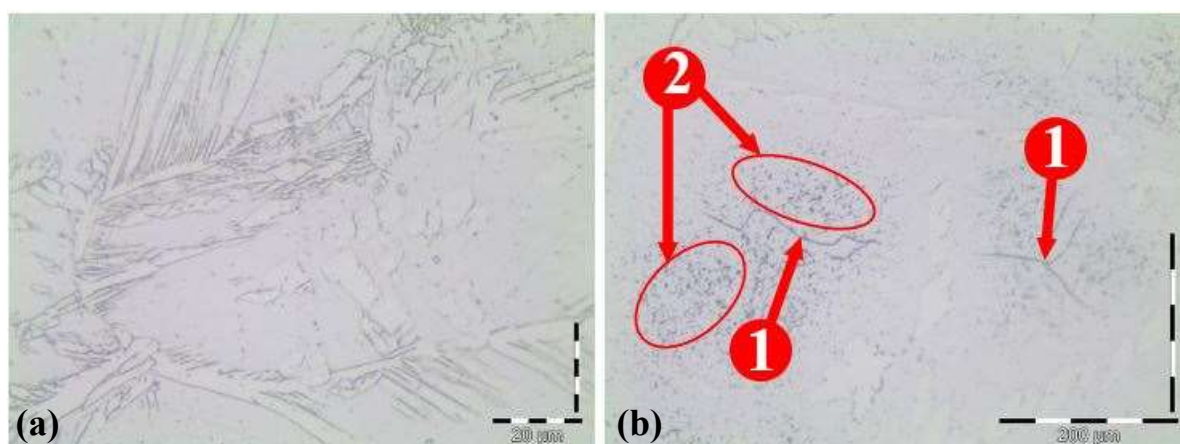


Figura 69 - Micrografia ZTA e adjacências do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT® com eletrodo ER E2209.

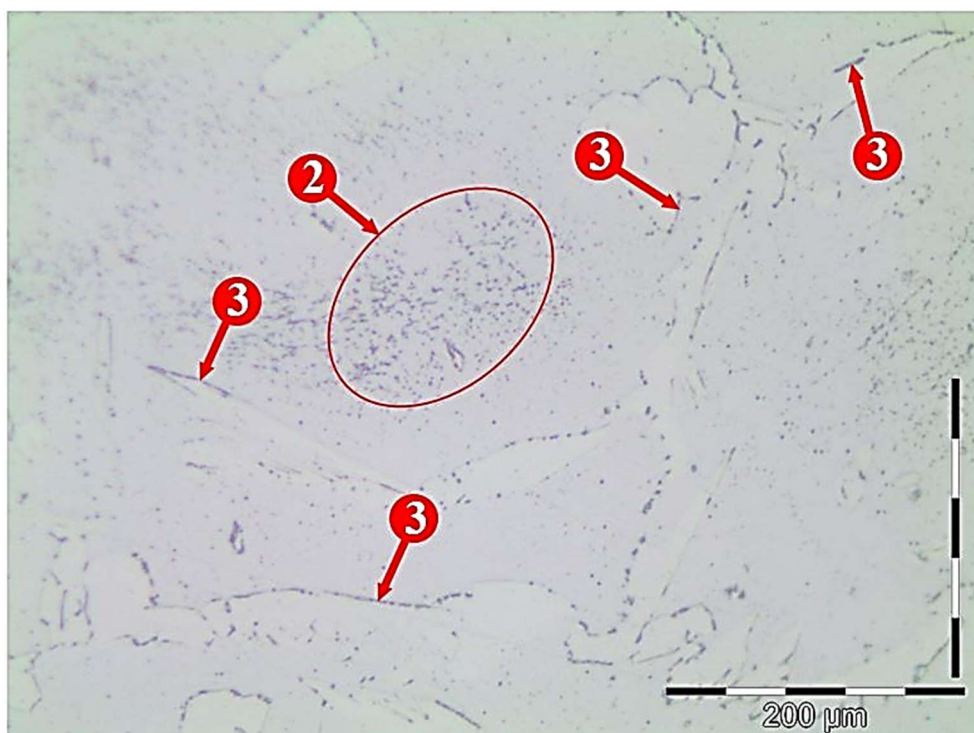


Figura 70 - Micrografia ZTA do AID S32205 soldado no modo GMAW-STT® com eletrodo ER E2209 destacando a precipitação de fase sigma. Ataque eletrolítico com ácido oxálico por 10s.

Foi realizado um ensaio pontual de EDS tanto na austenita como na ferrita do MA para comprovar se realmente não houve a precipitação das fases σ ou χ , a Figura 71 apresenta o resultado da análise na austenita e a Figura 72 na ferrita.

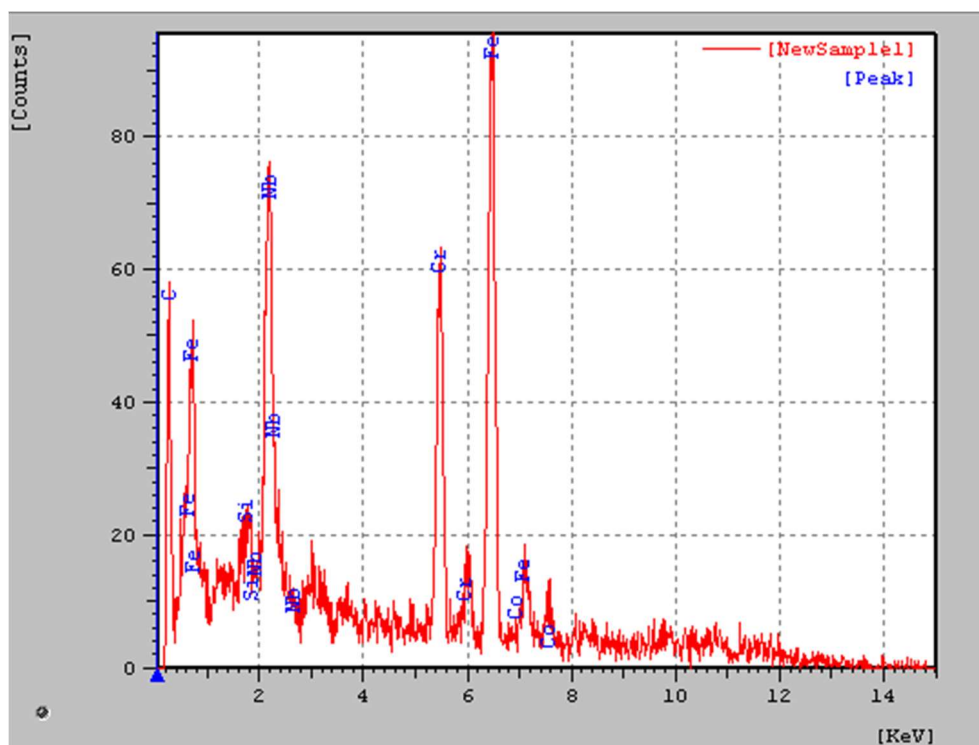


Figura 71 - Análise EDS no grão de austenita no MA da amostra 8.

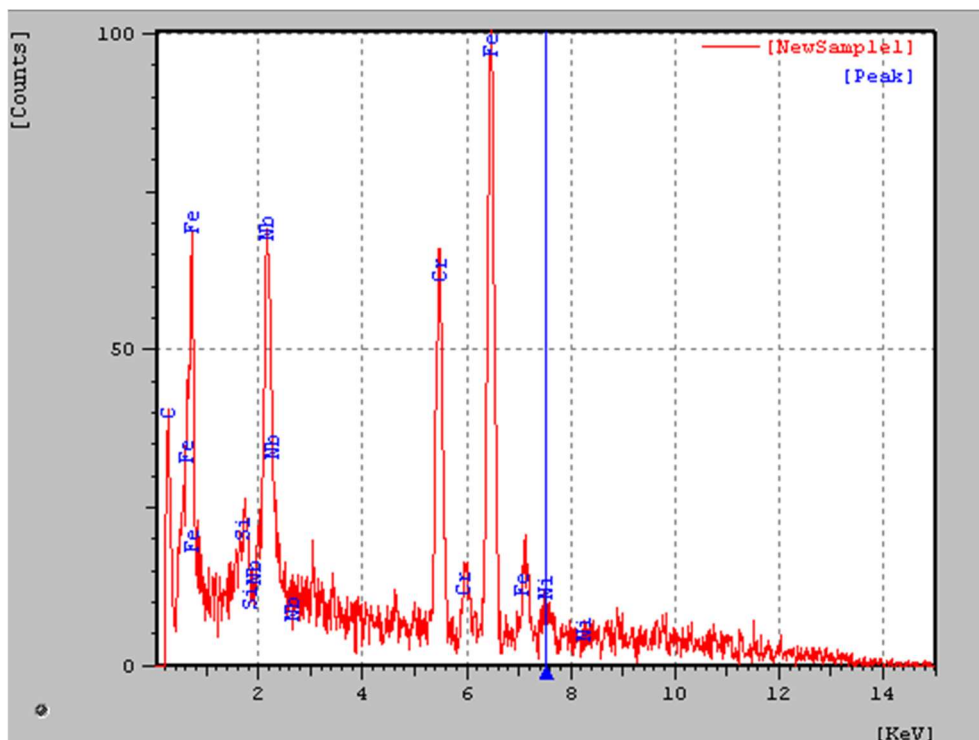


Figura 72 - Análise EDS no grão de austenita no MA da amostra 8.

A ausência de molibdênio a quantidades significativas no espectro evidencia a ausência destas fases deletérias, o pico de nióbio (Nb) presente nos dois espectro é devido ao processo de metalização no qual a amostra foi submetida, uma vez que estas estavam embutidas em baquelite. Na ZTA não houve necessidade da realização do ensaio de EDS para confirmação da fase, pois esta foi claramente identificada pela sua morfologia por meio da MO.

As Figuras 73 e 74 são micrografias das soldas realizadas com o parâmetro oito, onde as Figuras 73a e 74a foram soldadas pelo processo GMAW-STT® e as Figuras 73b e 74b no modo convencional, ambas utilizando uma energia de 3,2 kJ/cm.

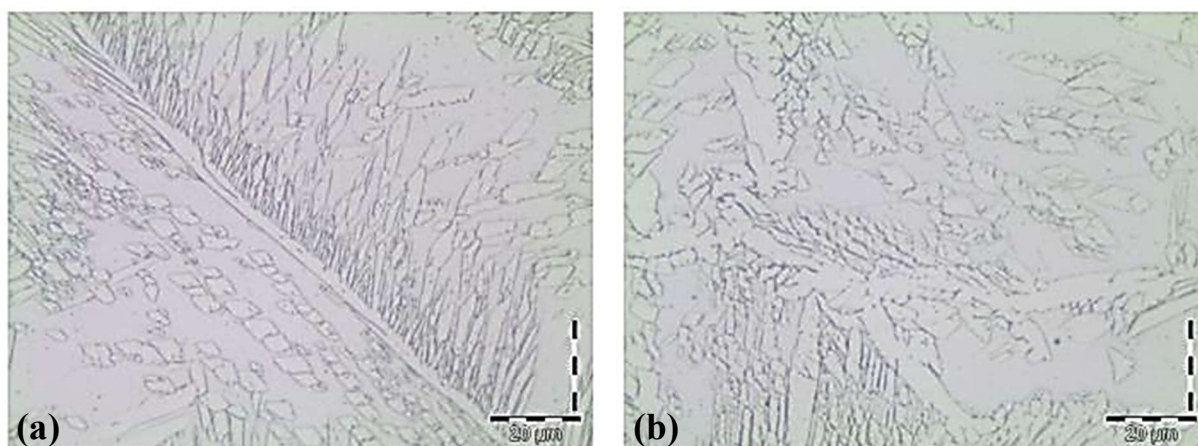


Figura 73 - Micrografias da solda na região do MA, realizada com o parâmetro 8 no processo GMAW nos modos STT® (Figura a) e convencional (Figura b).

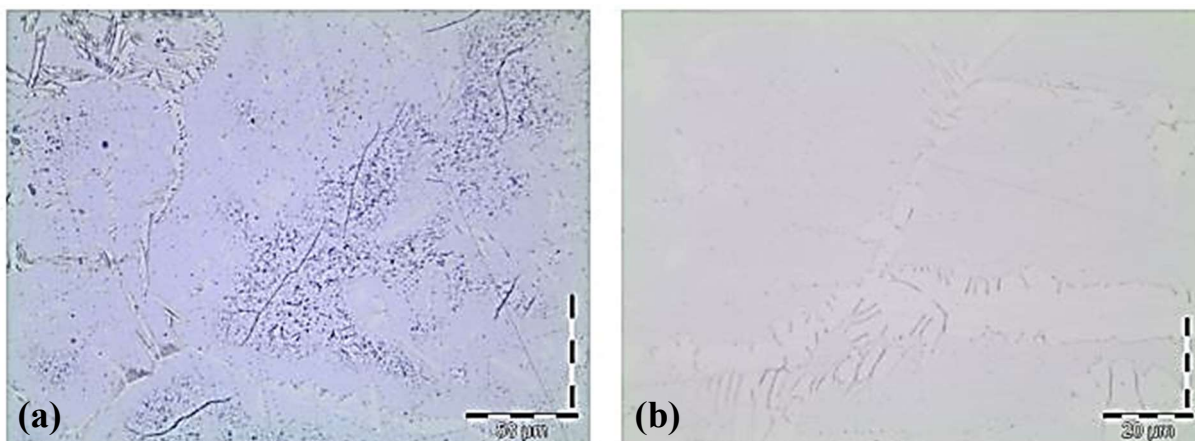


Figura 74 - Micrografias da solda na região do ZTA, realizada com o parâmetro 8 no processo GMAW nos modos STT® (Figura a) e convencional (Figura b).

A solda nesta condição no processo STT® promoveu penetração total e um refinamento dos grão na região da ZTA, no metal base, houve formação abundante de austenita de widmanstatten o que confere boa tenaciadada a esta região, isto foi comprovado pelo ensaio de microdureza. Já a solda realizada pelo processo GMAW convencional com a mesma energia, obteve penetração parcial, com a presença de grãos mais grosseiros e heterogêos tanta na ZTA como no MA, contudo, não houve precipitados nem trinca inrtergranular como no modo STT®.

Acredita-se que a precipitação gerada nas amostras soldadas pelo processo STT® deve-se a variação da Tail-out (rampa de saída), que quando aumentado, mantém a poça de fusão aquecida entre os pulsos de transferência da gota do metal, este aquecimento foi responsável por promover maior penetração, consequentemente proporcionou a precipitação da fase por aumentar o gradiente de resfriamento.

Já as trincas intergranulares na ferrita, acredita-se serem propiciadas pela fragilização pelo carbonetos de cromo precipitados e induzidas pela força de contração atuante na junta no resfriamento, força esta que é potencializada pelo maior volume de material depositado e pela soldas terem sido realizadas com restrição (vide Figura 18).

A Figura 75 mostra o mapeamento dos pontos onde foram coletados as medidas de dureza ao londo do CP, sendo que:

- a) Os pontos 1, 9 e 12 estão no metal base não afetado pelo calor;
- b) Os pontos 2, 8 e 11 estão na ZTA;
- c) Os pontos 3, 7 e 10 estão no metal de adição próximos a zona de ligação;
- d) Os pontos 4, 5 e 6 partem da superfície para o centro do cordão localizados na linha média do mesmo.

A Figura 76 apresenta o perfil de microdureza ao longo da linha horizontal partindo do MB passando pela ZTA e terminando no outro extremo do MB, comparando os parâmetro da condição 8 (Figura 73 e 74) soldada no modo STT® e convencional. O aumento do valor da dureza na ZTA pode ser explicado pelo coalescimento dos grãos austeníticos e pela possível formação de carbonetos de cromo [59].

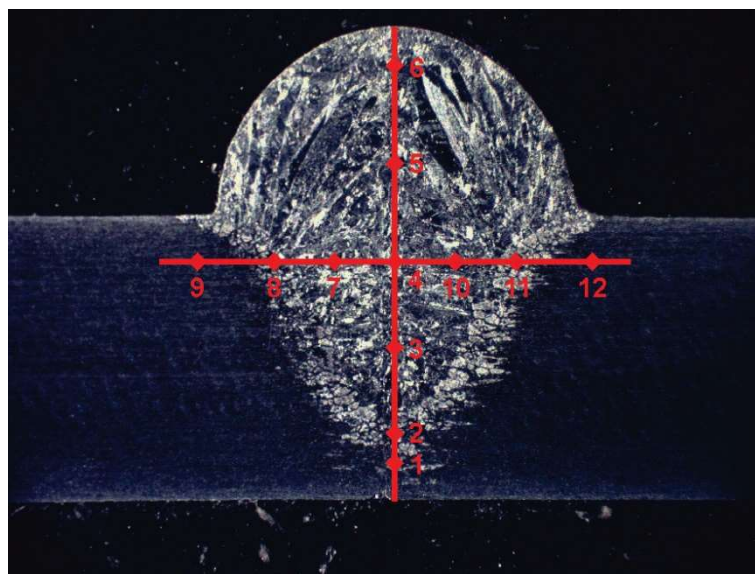


Figura 75 - Mapeamento dos pontos onde foram coletados as medidas de dureza ao longo da região soldada.

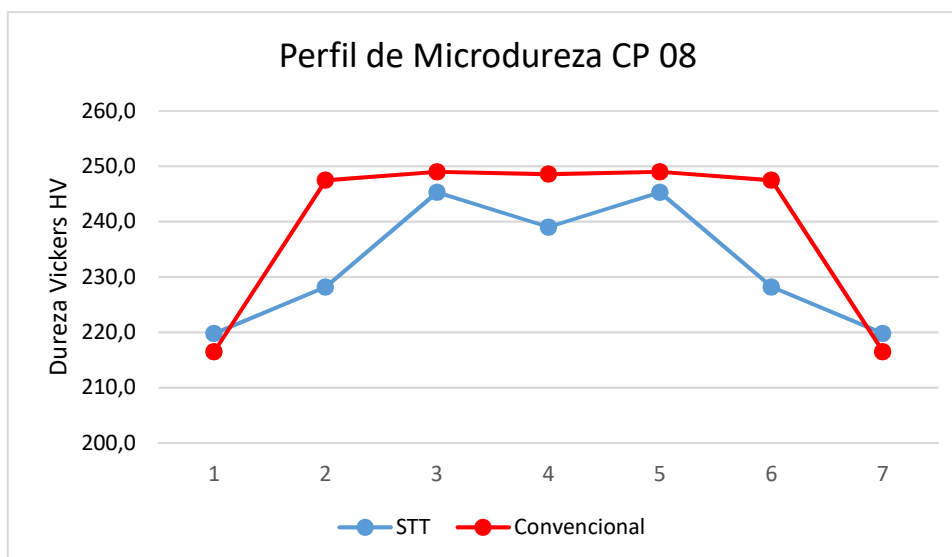


Figura 76 – Comparação do perfil de dureza ao longo da linha horizontal partindo do MB passando pela ZTA e terminando no outro extremo do MB nos CPs soldados na condição 8 variando-se o processo de soldagem.

Observa-se para esta condição que a dureza da ZTA para os dois processos foram foram equivalentes, porém, no metal de adição o processo STT® promoveu uma dureza menor, o que

confere mais tenacidade a junta melhorando sua capacidade de absorver energias de vibração e/ou cargas intermitentes. A Figura 77a e 77b mostram respectivamente o resultado da tensão de resistência e absorção de energia para cada processo, o ensaio de impacto (Charpy) foi realizado por meio de um pêndulo com ângulo de pico de 151,42° e o ensaio de tração foi realizado uma máquina universal de ensaio com velocidade de deslocamento de 2mm/min.

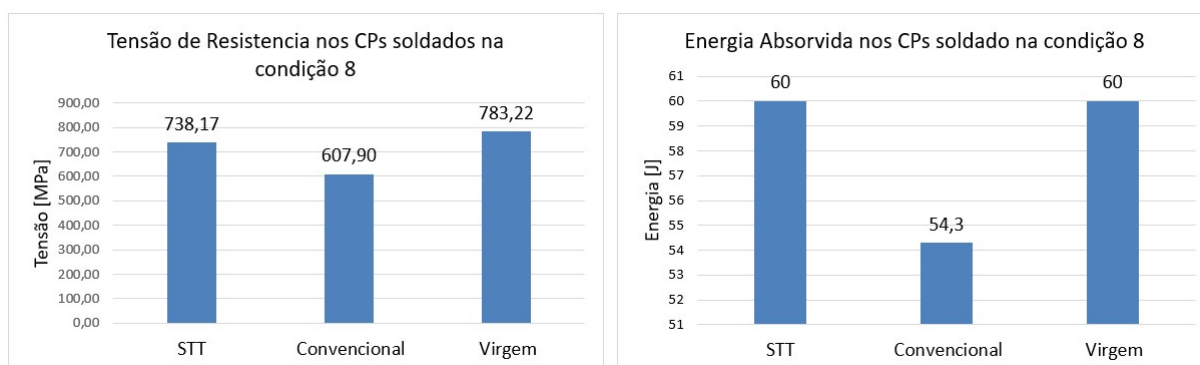


Figura 77 - Gráficos comparativos da tensão de resistência e energia de impacto absorvida entre os processos GMAW- STT® e convencional

O CPs soldados pelo processo STT® absorveram 10,5% mais energia do que os soldados pelo processo convencional e a mesma energia do material virgem. A tensão de resistência do processo STT® foi 21,4% maior do que o processo convencional e apenas 6% abaixo da tensão de resistência do material virgem.

4.5 Ensaios mecânicos

4.5.1 Ensaio de Tração

Os corpos de prova foram usinados de maneira que a tração ocorreu no sentido laminação. Os resultados dos ensaios de tração estão expressos na Tabela 13, que apresenta a condição e o modo de soldagem utilizado.

Tabela 13 - Valores da tensão de resistência para cada condição soldada e para o material virgem obtidos a partir de ensaio de tração.

Amostra	Tensão de Resistência [MPa]	%
CP 02 STT®	674,015	86,1

CP 02 Convencional	593,855	75,8
CP 08 STT [®]	738,165	94,2
CP 08 Convencional	607,895	77,6
CP 11 STT [®]	729,785	93,2
CP 11 Convencional	325,205	41,5
Material Virgem	783,22	100

Com base nos resultados apresentados na Tabela 13, observa-se que a microestrutura refinada com grãos mais homogêneos gerados pelo processo GMAW- STT[®] promoveu maior resistência a tração das juntas soldadas comparada ao processo GMAW convencional. É importante ressaltar que todos os CPs romperam fora do metal de solda.

A condição 8 no modo STT[®] é a que apresenta maior resistência a tração, suportando 738,17 MPa, este valor representa 94,2% da resistência do material virgem. Já os CPs soldados com mesma condição, porém pelo processo GMAW convencional suportou 607,90MPa, que equivale a 77,6% da resistência do material virgem. Vale ressaltar que a menor resistência a tração dos corpos de soldados no modo STT[®] (condição 2 - 674,02 MPa) é superior a maior resistência (607,90 MPa) obtida nos CPs soldados pelo processo convencional. Observa-se pela área inferior as linhas de cada curva que os CPs soldados pelo modo convencional tiveram sua tenacidade muito comprometida, ficando sua área aproximadamente um terço da área do material virgem. A Figura 78 apresenta os gráficos comparativos das condições de soldagem nos dois modos estudados com o material virgem.

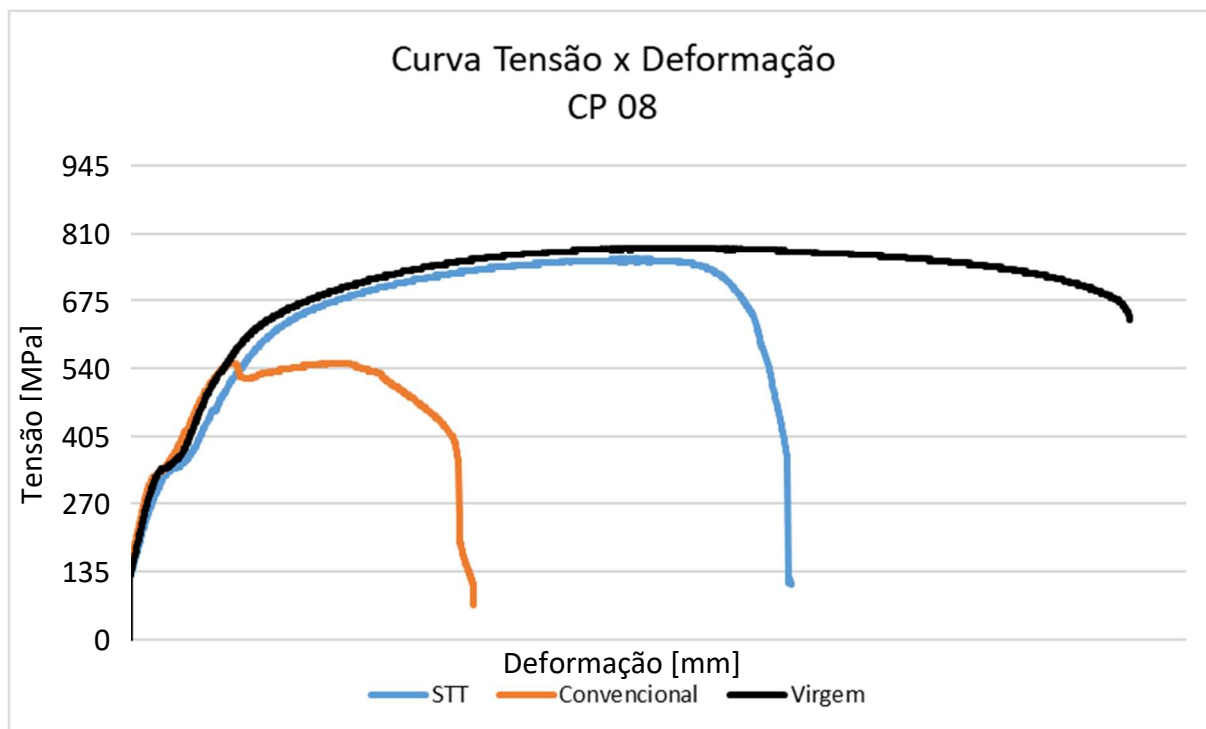


Figura 78 - Gráfico tensão x deformação comparando AID S32205 soldado com eletrodo ER E2209 no modo GMAW-STT® e GMAW convencional com material virgem, na condição 08.

A condição 11 (Figura 79) no modo STT® apresentou a segunda maior resistência a tração, 729,79 MPa, contra 325,21 MPa do processo GMAW convencional. Entretanto, percebe-se que o limite de resistência a tração é influenciado pelo encruamento da austenita, resultante da quantidade de austenita presente e pelo tamanho de grão da zona fundida. Embora a resistência a tração tenha apresentado uma diferença significativa entre os dois processos, observa-se que área inferior as linhas de cada curva não apresentaram diferença significativa, indicando que o módulo de tenacidade não diferiu muito entre si, e ficaram bem abaixo em relação ao material virgem.

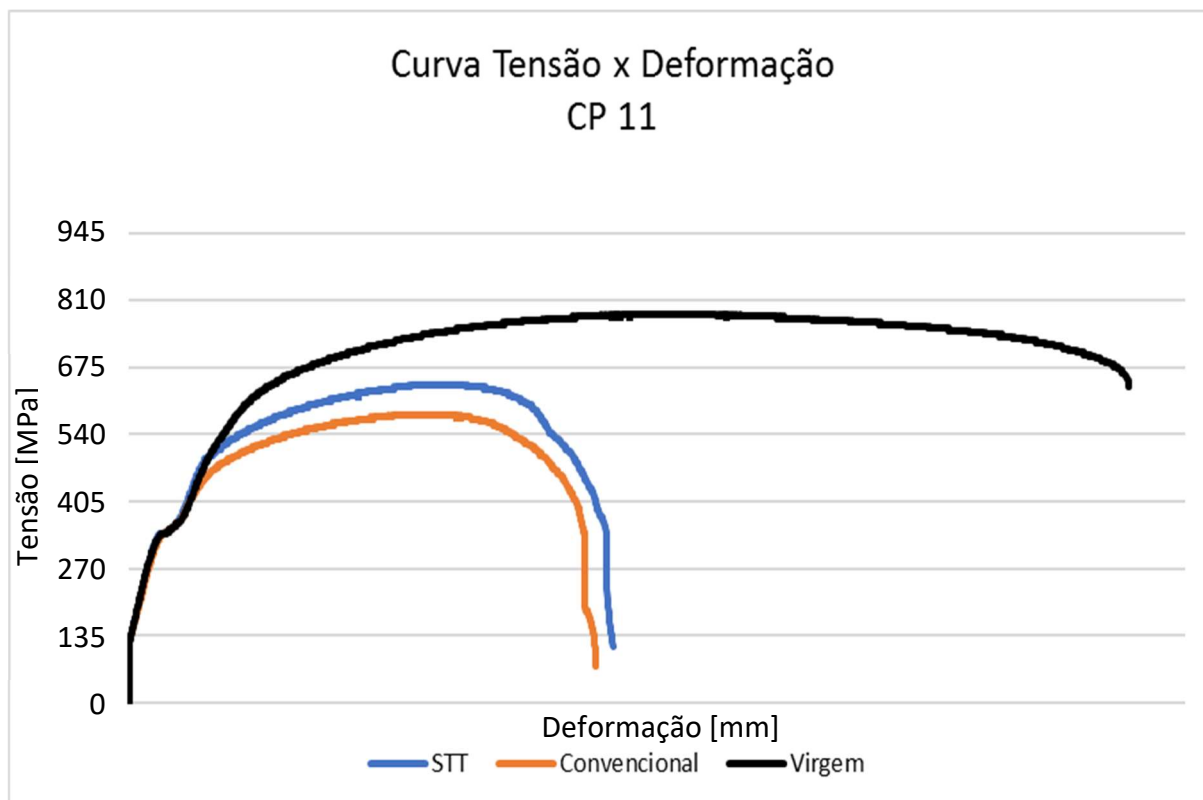


Figura 79 - Gráfico tensão x deformação comparando AID S32205 soldado com eletrodo ER E2209 no modo GMAW-STT® e GMAW convencional com material virgem, na condição 11.

Finalmente a condição 02 (Figura 80) que supurtou 674,00 MPa, contra 593,86 MPa do processo convencional. Obser-se em relação ao módulo de tenacidade que nos CPs soldados pelo modo STT® ficaram bem próximos ao do material virgem, mas os CPs soldados pelo processo convencional resultaram em um módulo de tenacidade bem abaixo.

Segundo Padilha [59] as propriedades da solda dependem da composição química, do procedimento e processo de soldagem e do balanço entre a austenita e a ferrita na microestrutura. Este balanço pode ser ajustado pela alteração da composição química e pelo controle da temperatura durante a soldagem. Embora a energia de soldagem tenha sido igual para os dois processos, observa-se que para o processo GMAW convencional as propriedades mecânicas foram grandemente comprometidas pela baixa energia, como apresentado na Figura 59 (condição 2) a falta de penetração em face comprometeu a resistência a tração deste CP.

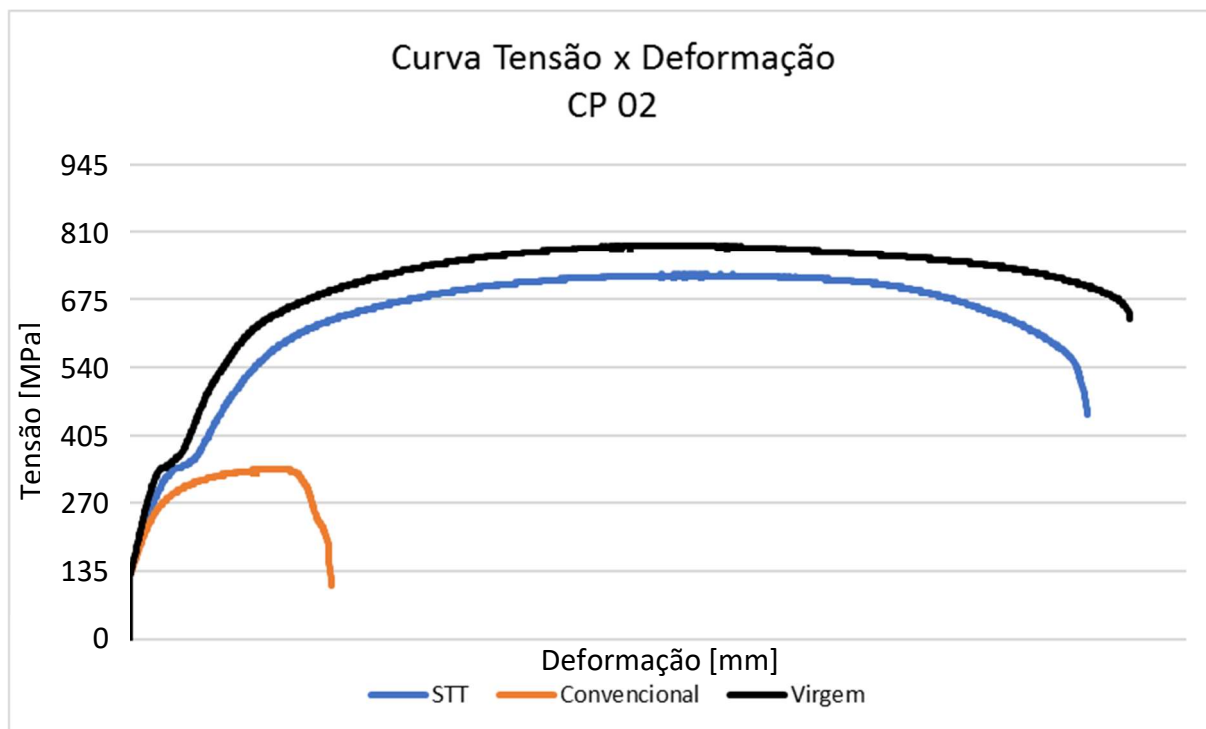


Figura 80 - Gráfico tensão x deformação comparando AID S32205 soldado com eletrodo ER E2209 no modo GMAW-STT® e GMAW convencional com material virgem, na condição 02.

Os resultados dos ensaios de tração coadunam-se aos resultados da análise macro e micrográficas, evidenciando a grande influência da morfologia microestrutural e fases presentes na resistência mecânica do material em estudo. Embora não tenha sido quantificado o módulo de tenacidade para ensaios de tração, está claro que área abaixo do gráfico para as três condições ensaiadas é maior no processo GMAW-STT® do que no processo convencional, conferindo maior tenacidade a junta soldada. O ensaio de impacto atesta esta verdade, como se vê a seguir.

4.5.2 Ensaio de Impacto

O ensaio de impacto realizado foi o de Charpy, este, objetivou verificar a resistência ao impacto do material em estudo após o efeito da soldagem sob diferentes parâmetros, vale ressaltar que a variação de tais parâmetro, sujeitou a junta a diferentes aportes de energia. O resultado demonstrou a capacidade do material em absorver energia antes da falha.

A Figura 81 apresenta os resultados obtidos no ensaio tanto para os CPs soldados com pelo processo GMAW-STT® e convencional como para os CPs de material virgem.

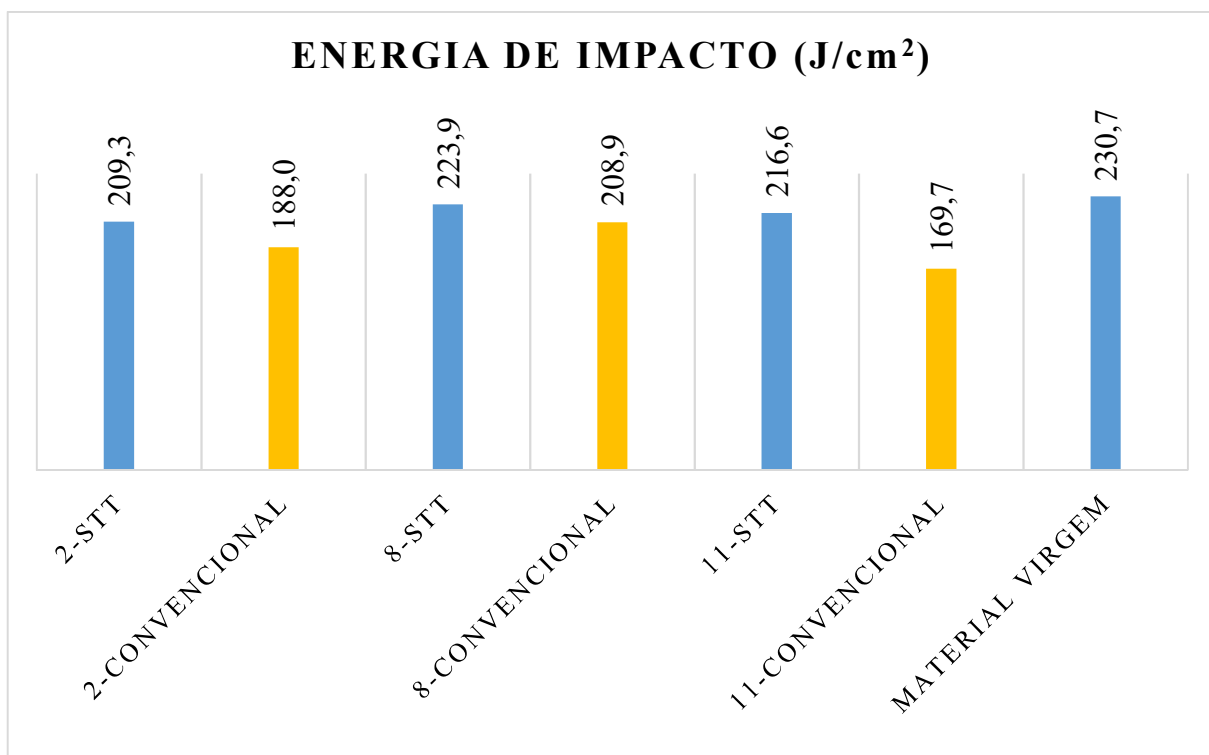


Figura 81 - Gráfico com os resultados do ensaio de impacto charpy.

Observa-se que os CPs soldados pelo processo STT[®] absorveram maior energia, entre 209,3 J/cm² (condição 2) e 223,9 J/cm² (condição 8), estes valores em percentual são respectivamente 90,8% e 97,1% em relação ao material virgem. Já para os corpos de prova soldados pelo processo convencional com a mesma energia de soldagem somente a condição 8 absorveu acima de 90% de energia em relação ao material virgem, este absorveu 208,9 J/cm² que representa 90,6%. As condições 2 e 11 suportaram respectivamente 188,0 e 169,7 J/cm² que representa 81,5% e 73,6%.

Em relação as soldas realizadas com o processo GMAW-STT[®], nota-se que a medida que a diferença da dureza da ZTA em relação ao MB aumenta, a resistência ao impacto diminui, sendo esta, inversamente proporcional àquela.

Já a condição 11 embora tenha apresentado uma diferença menor entre a dureza da ZTA e metal base, em relação as condições 2 e 8, permaneceu intermediária a estas em absorção de energia, este fenômeno ocorreu devido a precipitação de carboneto de cromo e trincas intergranulares nos grãos de ferrita na região da ZTA como apresentado no capítulo 12.5.

Para as soldas realizadas pelo processo GMAW convencional com a mesma energia de soldagem houve um aumento exagerado na dureza da ZTA em relação ao metal base, ultrapassando 1600% a mais do que no processo STT[®], como apresenta a Figura 82.

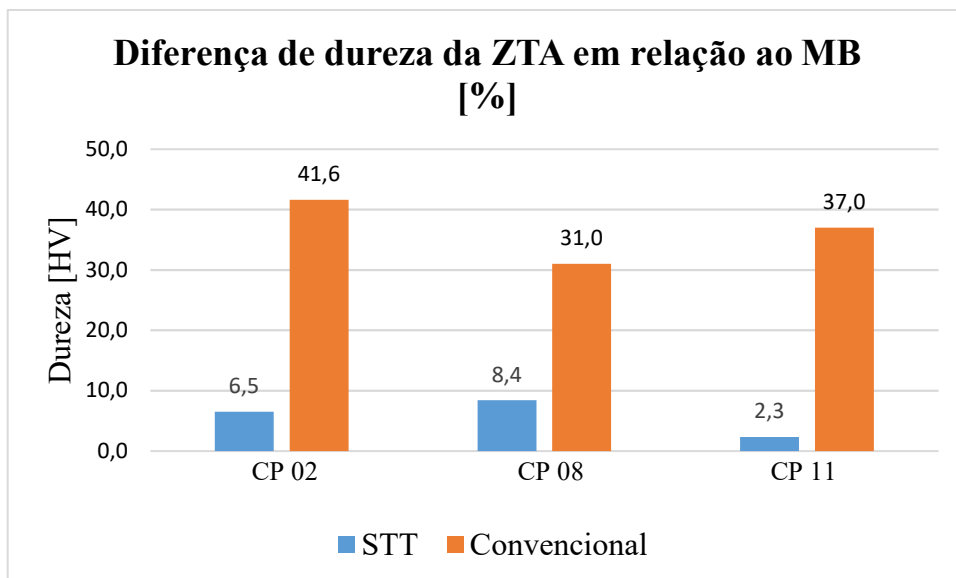


Figura 82 - Gráfico da diferença da dureza ZTA-MB entre os CPs soldados pelo processo GMAW-STT® e convencional com a mesma energia de soldagem, sendo: CP 2 (2,6 kJ/cm), CP 8 (3,2 kJ/cm) e CP 11 (2,8 kJ/cm).

Os valores expressos na Tabela 14 demonstram que a região da ZTA dos CPs soldados pelo processo GMAW convencional apresentou mais frágil em relação aos soldados pelo processo GMAW-STT®, o que se comprova pelo resultado do ensaio de impacto conforme o gráfico da Figura 83.

Tabela 14 – Tabela comparativa dos valores de energia de impacto absorvida em relação a diferença de dureza da ZTA para o metal base.

Processo de Soldagem	CP	Posição da indentação							Energia absorvida	Diferença de dureza
		9	8	7	4	10	11	12		
		MB	ZTA	MA	MA	MA	ZTA	MB		
		Dureza [HV]								
STT®	2	228,2	234,7	232,9	265,1	232,9	234,7	228,2	209,3	6,5
	8	219,8	228,2	245,3	239,0	245,3	228,2	219,8	223,9	8,4
	11	224,8	227,1	247,9	260,8	247,9	227,1	224,8	216,6	2,3
Convencional	2	208,8	250,4	238,5	244,3	238,5	250,4	208,8	188,0	41,6
	8	216,5	247,5	234,5	248,6	234,5	247,5	216,5	208,9	31,0
	11	221,2	258,2	248,2	249,0	248,2	258,2	221,2	169,9	37,0

4.5.3 Ensaio de Microdureza

Observa-se que para as mesmas as energias de soldagem entre os processos estudados houve uma alteração significativa na dureza do material soldado nas regiões afetadas pelo calor.

Desta forma fica manifesto que o aporte de energia e o gradiente de resfriamento não são as únicas variáveis influentes nesta propriedade, estando notadamente visível para as condições adotadas nesta pesquisa, que a variação dos parâmetros de controle da onda foi expressiva nos níveis trabalhados. Na Figura 83 pode-se observar que o processo GMAW-STT[®] resultou em menor dureza na região da ZTA (pontos 2 e 6), mantendo esta muito próxima do valor da dureza no MB. Já no metal de adição (pontos 3, 4 e 5), a medida que se aproxima do centro do cordão de solda a dureza tem um aumento devido a maior taxa de deposição e consequentemente maior taxa de resfriamento resultando em uma microestrutura mais grosseira nesta região. É importante salientar que este aumento na dureza no MB não afetou sua resistência tração e impacto.

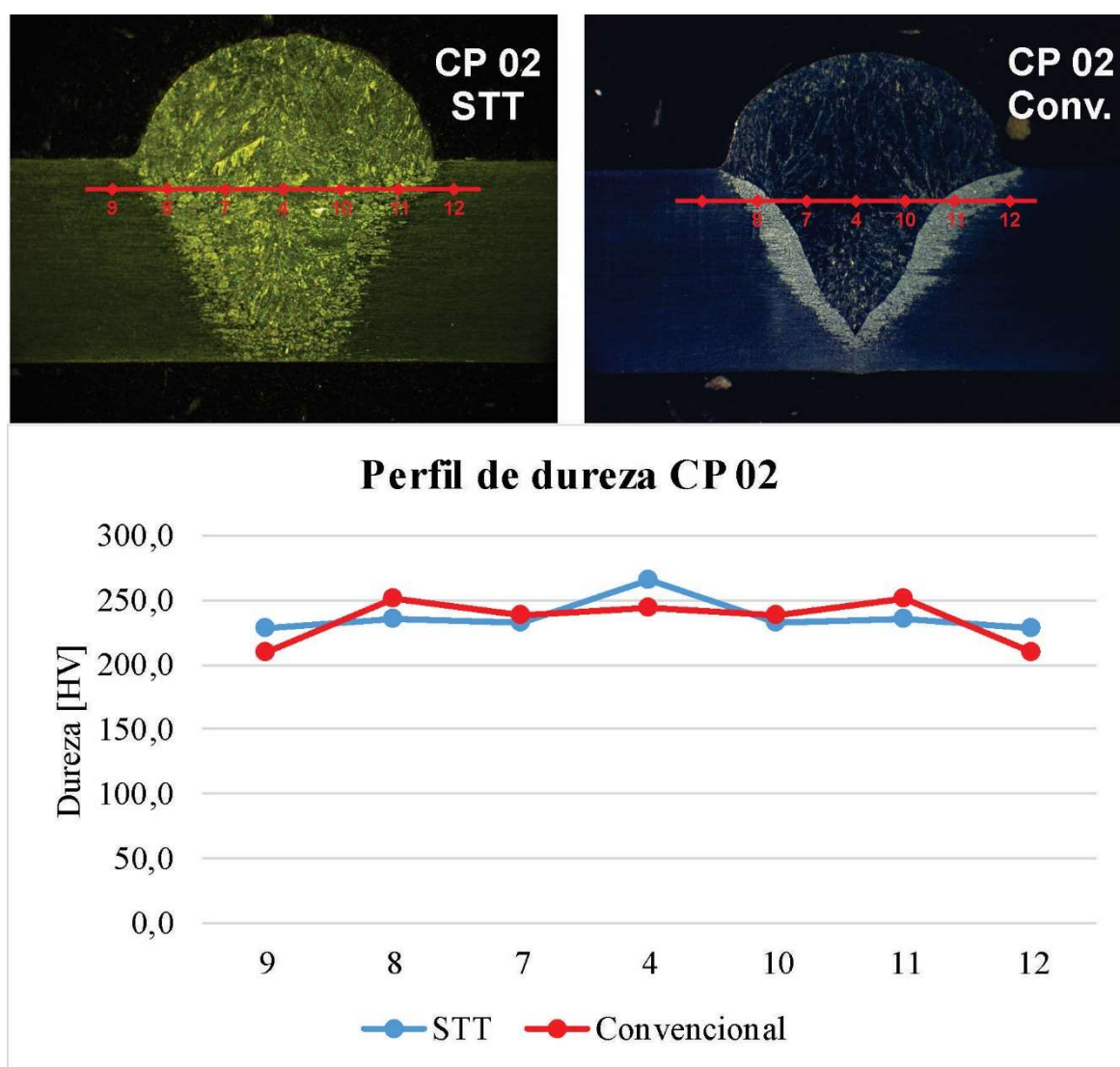


Figura 83 - Gráfico comparativo do perfil de dureza ao longo do CP 2 partindo do metal base, passando pela ZTA e chegando ao metal base do outro extremo.

Para a condição 8, expressa na Figura 84 a dureza na ZTA (pontos 2 e 6) não houve diferença para os dois processos, porém o processo GMAW-STT[®] proporcionou uma dureza mais homogênea ao longo do cordão, ao passo que no processo convencional houve significativa alteração.

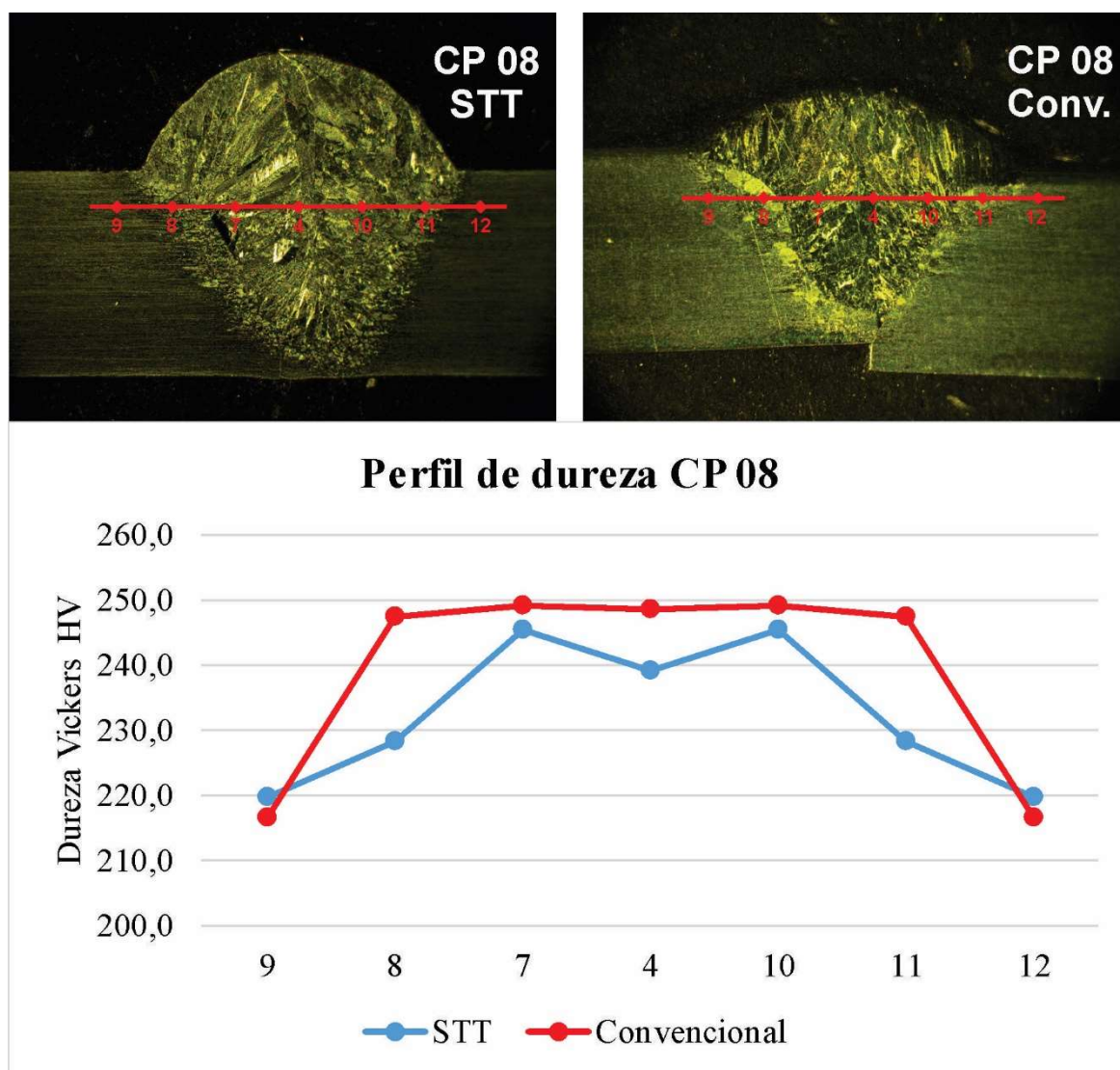


Figura 84 - Gráfico comparativo do perfil de dureza ao longo do CP 8 partindo do metal base, passando pela ZTA e chegando ao metal base do outro extremo.

Para a condição 11, apresentada na Figura 85, observa-se no modo GMAW-STT[®], que embora a energia de soldagem seja maior do que as condições anteriores, nota-se que a dureza da ZTA (pontos 2 e 6) permaneceu praticamente igual a dureza do metal base (pontos 1 e 7), enquanto para o processo convencional houve um aumento de aproximadamente 14% na

mesma região. No metal de adição houve um aumento na dureza para os CPs soldados no modo GMAW-STT® e uma queda na mesma para o processo convencional. Sobretudo foi comprovado pelos ensaios de tração e impacto que a dureza do metal de adição não é um fator determinante nas propriedades mecânicas.

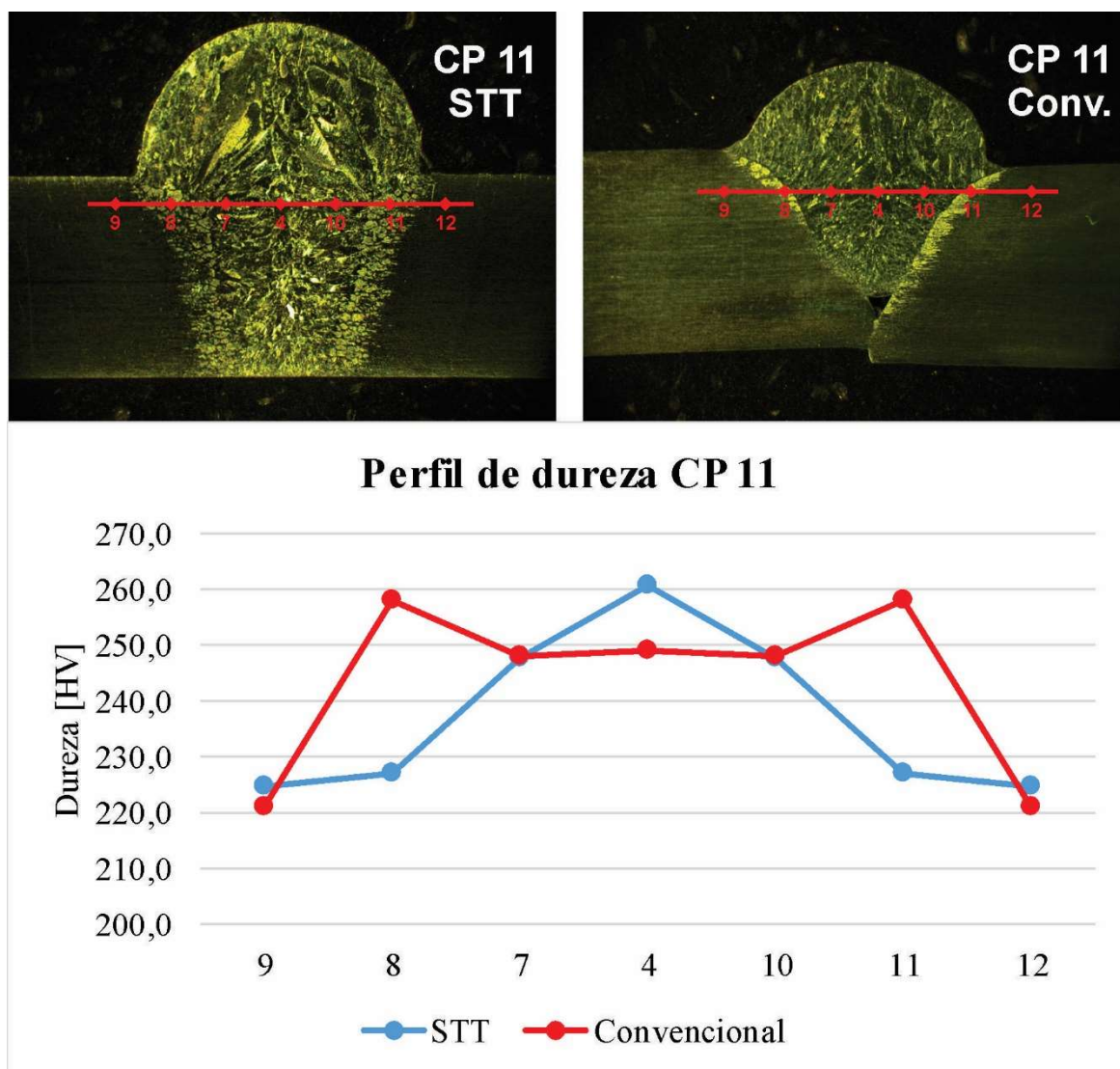


Figura 85 - Gráfico comparativo do perfil de dureza ao longo do CP 11 partindo do metal base, passando pela ZTA e chegando ao metal base do outro extremo.

5 CONCLUSÃO

A partir das análises e observações da influência dos parâmetros de soldagem do GMAW-STT[®] comparado ao processo GMAW convencional na soldagem de junta em chanfro do AID UNS S32205, conclui-se que:

Em relação ao processo GMAW-STT[®]:

1. A penetração do metal de solda não está diretamente ligada a energia de soldagem, pois as maiores penetrações não foram produto dos maiores aportes de energia;
2. A variável de maior influência na penetração é a corrente de base associada a velocidade de alimentação do arame, sendo diretamente proporcional a penetração do metal de solda, porém, mantendo-se a velocidade de alimentação do arame em valores baixos, passa a não ser proporcional, mesmo que a energia de soldagem aumente em função do aumento da I_b , a penetração fica comprometida não podendo ser prevista;
3. Quando as corrente de pico e corrente de base são +1 o T_o (rampa de saída) não influencia significativamente no aporte de energia, porém, com a corrente de pico -1 se o T_o (rampa de saída) for +1, tem-se um aumento no aporte. Contudo, a penetração dependerá do valores de corrente e tensão;
4. As variáveis T_o (rampa de saída) e vazão do gás, não influenciam significativamente nas propriedades geométricas do cordão isoladamente, somente quando estes estão associados a corrente de pico.
5. Para valores velocidade de alimentação do arame maiores e menores velocidade de soldagem tem-se maior penetração, independente do aporte de energia;
6. Maiores aportes de energia estão associados a maior corrente de pico e menor velocidade de soldagem, porquanto, embora a corrente de pico seja um dos principais parâmetros para o controle do tipo de transferência, esta, não demonstrou influência significativa no aporte de energia para os níveis adotados;

7. Para a mesma energia de soldagem, o processo GMAW-STT[®] gera uma microestrutura mais refinada com maior presença de austenita de Widmanstam em relação ao processo GMAW convencional;

8. Pelo processo GMAW-STT[®] é possível soldar o AID UNS S32205 com aporte de energia abaixo do que é recomendado pela literatura, (de 0,5 a 2,5 kJ/mm) com qualidade tanto geométrica como microestrutural, mantendo as propriedades mecânicas da ZTA a valores próximos dos valores do metal base.

9. Para aportes de energia a partir de 3kJ/cm, houve a precipitação da fase sigma no contorno de grão da região da ZTA, precipitação de carboneto de cromo no interior dos grãos de ferrita e trincas intergranular na região da ZTA.

Processo GMAW-STT[®] comparado ao convencional.

10. Os CPs soldados com o mesmo aporte de energia nos dois processos, apresentaram diferenças significativas em relação a tensão de resistência sendo que as soldas produzidas pelo processo GMAW-STT[®] se comportaram melhor, mantendo seus valores de resistência próximos ao material virgem.

11. Os CPs soldados com pelo processo GMAW-STT[®] apresentaram melhor absorção de energia de impacto em relação ao processo convencional.

12. O processo GMAW convencional produz soldas com maior dureza na região da ZTA, comparada ao processo GMAW-STT[®].

13. As soldas realizadas pelo processo GMAW-STT[®] apresentaram melhores propriedades mecânica do que as realizada pelo processo convencional, tanto em relação à tração e impacto, como a microdureza das regiões termicamente afetadas.

REFERÊNCIAS

- 1 LIPPOLD, J.; BAESLACK, W.; VAROL, I. Heat-affected zone liquation cracking in austenitic and duplex stainless steels. **Welding Journal** (USA), v. 71, n. 1, p. 1, 1988.
- 2 ARTHUR, J. **Boas práticas na soldagem de tubulações de aços inoxidáveis duplex e superduplex, utilizando o processo GTAW**. ENSOLD, Petrobrás, p. 1–42, 2012.
- 3 GNANASUNDARAM, B. R.; NATARAJAN, M. Influences of the heat input on a 2205 duplex stainless steel weld. **Materials and Technology**, v. 48, n. 5, p. 761–763, 2014.
- 4 ARMAO, F. et al. **Gas metal arc welding: Product and procedure selection**. Cleveland: Lincoln global Inc, 2014.
- 5 DERUNTZ, B. D. Assessing the benefits of surface tension transfer welding to industry. **Journal of Industrial Technology**, v. 19, n. 4, p. 55–62, 2003.
- 6 STAVA, Elliott K. **Short circuit welder**. U.S. Patent n. 6,051,810, 18 abr. 2000.
- 7 OLIVEIRA, F. F. de. **Estudo das transformações macro e microestruturais das juntas soldadas do aço SAE-4340 pelo processo FCAW**. 2015.
- 8 MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à metalurgia da soldagem**. Belo Horizonte: UFMG, 2012.
- 9 GARCÍA RENTERÍA, Marco Arturo et al. Effect on the microstructure and mechanical properties of the electromagnetic stirring during GMA welding of 2205 DSS plates. In: **Materials Science Forum**. Trans Tech Publications, 2013. p. 61-68.
- 10 ZOU, D. HAN, Y. ZHANG, W. FAN, G. **Phase transformation and its effects on mechanical properties and pitting corrosion resistance of 2205 duplex stainless steel**, J. Iron Steel Res. Int. 17 (2010) pp. 67-72.
- 11 CHEN, Lindou. HUA, Tan. WANG, Zhiyu. LI, Jin. JIANG, Yiming. **Influence of cooling rate on microstructure evolution and pitting corrosion resistance in the simulated heat-affected zone of 2304 duplex stainless steels**. Corrosion Science, 58 (2012), pp. 168–174.
- 12 GIDEON, B. WARD, L. BIDDLE, G. **Duplex stainless steel welds and their susceptibility to intergranular corrosion** J. Miner. Mater. Charact. Eng., 7 (2008), pp. 247–263.
- 13 ENJO, T. KORUDA, T. IMANISHI, R. **Microstructure and toughness in weld heat-affected zone of duplex stainless steel**. Trans. JWRI, 17 (1988), pp. 385–391.
- 14 FERREIRA, J. A. **Boas práticas na soldagem de tubulações de Aços Inoxidáveis Duplex e utilizando o processo GTAW**. ENSOLD. Anais...Rio de Janeiro: PETROBRAS, 2012
- 15 SALAZAR, J.M.G.D. SORIA, A. BARRENA, M.I. **The effect of N2 addition upon the MIG welding process of duplex steels**. J. Mater. Sci., 42 (2007), pp. 4892–4898.
- 16 MUTHUPANDI, V. et al. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 358, n. 1-2, p. 9–16, 2003.
- 17 LEIVA-GARCÍA, R. et al. Study of the sensitisation process of a duplex stainless steel (UNS 1.4462) by means of confocal microscopy and localised electrochemical techniques. **Corrosion Science**, v. 94, p. 327-341, 2015.
- 18 4 ATAMERT, S.; KING, J. E. Super duplex stainless steels part 1 heat affected zone microstructures. **Materials Science and Technology**, v. 8, n. 10, p. 896-912, 1992.
- 19 21 2RAMOS, Esdras Godinho; CARVALHO, Guilherme Caribé de; ALFARO, Sadek Crisóstomo Absi. Analysis of weld pool oscillation in P-GMAW by Means of Shadowgraphy Image Processing. **Soldagem & Inspeção**, v. 18, n. 1, p. 39-49, 2013.

- 20 WANG, Zhijiang; ZHANG, YuMing; WU, Lin. Adaptive interval model control of weld pool surface in pulsed gas metal arc welding. **Automatica**, v. 48, n. 1, p. 233-238, 2012.
- 21 23GHOSH, P. K. et al. Arc characteristics and behaviour of metal transfer in pulsed current GMA welding of stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 3, p. 1262-1274, 2009.
- 22 BADJI, Riad et al. Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds. **Materials Characterization**, v. 59, n. 4, p. 447-453, 2008.
- 23 **FIGURA CAMADA PASSIVA**. https://fei.edu.br/~rodrimagn/PROJETOS_IC/rel04/GHBD04_1a.pdf. Acessado: 04/02/2018.
- 24 CHIAVERINI, V. **Tratamentos térmicos das ligas metálicas**. São Paulo: ABM, 2003.
- 25 ACESITA, S. **Soldagem dos aços inoxidáveis**. Acesita SA associada à UNIFOR, 2011.
- 26 LAMPMAN, Steven R. (Ed.). **Metals handbook**. ASM, 1990.
- 27 DAVIS, Joseph R. **Metals Handbook, DESK EDITION 2nd Edition I**. Materials Park, Ohio: ASM International, 2003.
- 28 **AÇOS e Ferros Fundidos / aços inoxidáveis dúplex**. <<http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=207>>. Acessado: 02/02/2018.
- 29 LOUREIRO, J. P. **Caracterização do aço inoxidável duplex uns S31803 pela técnica não destrutiva de correntes parasitas pulsadas**. Projeto de Graduação para obtenção do título de Engenheira. Rio de Janeiro: UFRJ/Escola Politécnica, 2010.
- 30 AGGEN, G.; ALLEN, M. **ASM Handbook Volume I Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. [S.l.]: ASM International: The Materials Information Company, 2018.
- 31 PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L.; RIOS, P. R. **Stainless steel heat treatment**. Steel Heat Treatment Handbook, CRC Press Taylor and Francis Group, LLC, Boca Raton, USA, p. 695–739, 2007.
- 32 SILVA, A. L. V. da Costa e; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. São Paulo: Edgard Blucher, 2006.
- 33 HSIEH, C.-C.; WU, W. **Overview of intermetallic sigma phase precipitation in stainless steels**. ISRN Metallurgy, Hindawi publishing corporation, v. 2012, 2012.
- 34 VOORT, G. F. V.; LUCAS, G. M.; MANILOVA, E. P. **Metallography and microstructures of stainless steels and maraging steels**, 2004.
- 35 DELONG, W. **Ferrite in austenitic stainless steel weld metal**, 1974.
- 36 HULL, F. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels. **Welding journal**, v. 52, n. 5, p. 193, 1973.
- 37 ESPY, R. Weldability of nitrogen-strengthened stainless steels. **Engineers' Digest**, v. 43, p. 43, 1982.
- 38 ECKENROD, J.; PINNOW, K. **Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel**. New developments in stainless steel technology, p. 77–87, 1984.
- 39 ALVAREZ-ARMAS, I. **Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys**. Recent Patents on Mechanical Engineering, Bentham Science Publishers, v. 1, n. 1, p.51–57, 2008.
- 40 SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis aisi 304L/316L. Rem: **Revista Escola de Minas**, SciELO Brasil, v. 60, n. 1, p. 175–181, 2007.
- 41 VILLANI, Paulo; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Elsevier Brasil, 2016.
- 42 BAESLACK, W. Phase transformation behaviour in duplex stainless steel weldments. **Metal construction**, v. 20, p. 26, 1988.
- 43 LATANISION, R.; SEDRIKS, A. Aqueous corrosion resistance. **JOM, Springer**, v. 39, n. 12, p. 20–24, 1987.

- 44 EUTETIC CASTOLIN. **Processo de Soldagem MIG/MAG: Processo de soldagem por arco elétrico com gás de proteção de alta produtividade.** Disponível em: <<http://www.eutectic.com.br/equipamentos-soldagem-mig-mag.html>>. Acesso em: 08 set. 2018.
- 45 SCOTTI, Américo; PONOMAREV, Vladimir. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho.** Artliber, 2008.
- 46 VILARINHO, L. Ongoing activities and prospects related to welding technology at laprosolda-brazil. *Soldagem automática*, Academia Nacional de Ciências da Ucrânia, **EO Paton Electric Welding Institute**, n.10-11, p. 93–100, 2013.
- 47 DODSON, Darryll. New welding technology eases FGD wallpapering. **Power Engineering**, v. 103, n. 6, p. 38-41, 1999.
- 48 MONTGOMERY, Douglas C. **Design and analysis of experiments.** John Wiley & sons, 2017.
- 49 NETO, B. B.; SCARMINIO, I. S.; BRUNS, R. E. Como variar tudo ao mesmo tempo. **Como fazer Experimentos**, 2007.
- 50 SILVA, C. R.; FERRARESI, V. A.; SCOTTI, A. A quality and cost approach for welding process selection. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences**, SciELO Brasil, v. 22, n. 3, p. 389–398, 2000.
- 51 COLAÇO, F. H. G. et al. **Influência da energia de soldagem no desgaste abrasivo de revestimentos duros aplicados pelo processo FCAW.** In: VII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Maranhão. [S.l.: s.n.], 2012.
- 52 SILVA, C. C. et al. Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel inconel 625. **Soldagem & Inspeção**, SciELO Brasil, v. 17, n. 3, p. 251–263, 2012.
- 53 KLETTENBERG, L. G. **Ligações soldadas em estruturas metálicas.** 2017.
- 54 WESSMAN, S.; PETTERSSON, R.; HERTZMAN, S. **On phase equilibria in duplex stainless steels.** *steel research international*, Wiley Online Library, v. 81, n. 5, p. 337–346, 2010.
- 55 ESCRIBA, D. et al. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. **Materials Characterization**, Elsevier, v. 60, n. 11, p. 1214–1219, 2009.
- 56 LONDOÑO, A. J. R. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, 1997.
- 57 MUTHUPANDI, V. et al. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. **Materials Letters**, Elsevier, v. 59, n. 18, p. 2305–2309, 2005.
- 58 LONDOÑO, A. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex.** São Paulo, 2001.
- 59 PADILHA, A.; GUEDES, L. **Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades**, Hemus, S. Paulo, 1994.
- 60 19 FILHO, D. F.; BÁLSAMO, P. S. de S.; FERRARESI, V. A. **Influência do tipo de gás de proteção da soldagem MIG/MAG na qualidade do cordão de aço inoxidável.** 2013.
- 61 LAI, Rui et al. Influence of absorbed nitrogen on microstructure and corrosion resistance of 2205 duplex stainless steel joint processed by fiber laser welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 231, p. 397-405, 2016.
- 62 ASSOCIATION, I. M. et al. **Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels.** London, UK, p. 1–64, 2009.
- 63 TESTING, A. S. for; (FILADELFIA), M. **Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials.** In: ASTM, 2002.

64 PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L.; RIOS, P. R. **Stainless steel heat treatment**. Steel Heat Treatment Handbook, CRC Press Taylor and Francis Group, LLC, Boca Raton, USA, p. 695–739, 2007.

65 PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L. **Phase transformation and microstructure**. In: WILEY ONLINE LIBRARY. Duplex Stainless Steels, 2013. p. 115–139.

66 NILSSON, J.-O. Super duplex stainless steels. **Materials science and technology**, Taylor & Francis, v. 8, n. 8, p. 685–700, 1992.