

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

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Análise do Processo MIG Pulsado-CA
Aplicado à Soldagem do Alumínio
5052-H34

Autor: Saulo Italo Dias da Mata

Orientador: Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa

Co-orientador: Prof. Dr. Gilbert Silva

Itajubá, dezembro de 2017

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

Saulo Italo Dias da Mata

Análise do Processo MIG Pulsado-CA
Aplicado à Soldagem do Alumínio
5052-H34

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

Área de Concentração: **Projeto e Fabricação**

Orientador: **Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa**

Co-orientador: **Prof. Dr. Gilbert Silva**

Itajubá, dezembro de 2017

M.G. – Brasil

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

Saulo Italo Dias da Mata

Análise do Processo MIG Pulsado-CA
Aplicado à Soldagem do Alumínio
5052-H34

Dissertação aprovada por banca examinadora em 01 de dezembro de 2017, conferindo ao autor o título de *Mestre em Engenharia Mecânica*.

Composição da Banca Examinadora:

Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa (Orientador) – IEPG/UNIFEI

Prof. Dr. Gilbert Silva (Co-orientador) – IEM/UNIFEI

Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa – IEM/UNIFEI

Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro – FATEA

Itajubá – MG

2017

Dedicatória

Eloisa H. Dias da Mata, minha amada mãe.

Wagner da Mata, meu amado pai.

Eliane Teixeira, minha amada esposa.

Sem eles, eu não teria chegado até aqui.

Agradecimentos

Primeiramente, agradeço ao Criador por me permitir fazer parte da criação.

Aos meus pais, por acreditarem que o único caminho para uma vida próspera é através do conhecimento. Também, por compreenderem as minhas ausências.

À minha esposa Eliane Teixeira, por dedicar todo o seu tempo, amor e carinho, me motivando sempre nos momentos de desânimo.

Ao meu orientador Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa e co-orientador Prof. Dr. Gilbert Silva pelo voto de confiança depositado desde os primeiros momentos de orientação. Pelo valioso ensinamento, empenho e competência em suas orientações ao longo deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Antonio Carlos Ancelotti Junior, por ter dedicado os primeiros momentos do curso à minha orientação. A tecnologia de materiais compostos me foi despertada através dele.

Ao corpo docente do Instituto de Engenharia Mecânica (IEM), à Pró-Reitoria de Pós-Graduação e aos seus dedicados funcionários, pela oportunidade de desenvolver este trabalho.

À minha amiga de mestrado Thayla Aparecida Rigo Recla, por me ajudar desde o princípio até a conclusão deste trabalho.

Aos meus familiares, pela paciência de não poder contar comigo nos momentos de união da família.

À empresa Octans Aircraft, por permitir a conciliação deste trabalho com as minhas responsabilidades na empresa. Também, por fornecer todas as amostras e dispositivo de fixação para execução dos ensaios.

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

“Os que se encantam com a prática sem a ciência são como os timoneiros que entram no navio sem timão nem bússola, nunca tendo certeza do seu destino”.

(Leonardo da Vinci 1452-1519)

Resumo

MATA, S. I. D. (2017), Análise do Processo MIG Pulsado-CA Aplicado à Soldagem do Alumínio 5052-H34. Dissertação, Mestrado em Engenharia Mecânica, Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá – MG, 121 p.

Este estudo analisa o emprego de uma metodologia para parametrização do processo de soldagem MIG-CA e, compara aos processos MIG Convencional e MIG Pulsado. Apesar do processo de soldagem MIG-CA ainda se encontrar em fase desenvolvimento tecnológico, proporciona um cenário propício para aplicação em diversos campos da engenharia, por exemplo, em juntas sobrepostas com maiores tolerâncias constituídas de chapas relativamente finas. O objetivo foi obter juntas sobrepostas soldadas em chapas da liga de alumínio 5052-H34 com boa qualidade, por meio de uma metodologia que possibilite a adequada parametrização do processo de soldagem MIG-CA. O estudo foi desenvolvido com base nas referências bibliográficas especializadas sobre o tema e, ensaios mecânicos de resistência ao cisalhamento, microdureza Vickers e metalográficos realizados nos Laboratórios de Soldagem (LSO), Metalurgia e Materiais (LMM) e Caracterização Microestrutural (LCE). Para análise dos resultados, foram realizadas análises comparativas com base na literatura e avaliações por meio da técnica estatística baseada na análise dos gráficos dos efeitos principais e de interações das variáveis do processo nos aspectos geométricos e microestruturais. Os resultados apresentados fornecem respostas em termos mecânico, tendo obtido uma eficiência de junta de 81,8% na força de cisalhamento, soldando com uma taxa de corrente em negativo (%EN) de 50% com abertura da junta de 1,5 mm. No contexto de engenharia, o processo se mostrou capaz de reproduzir soldas estáveis com qualidade aceitável para projetos de engenharia, por meio da metodologia de parametrização aplicada, conciliada com a equação experimental desenvolvida por meio de observação.

Palavras-chave: MIG/MAG Pulsado – CA; Soldagem MIG em Corrente Alternada; Liga de Alumínio 5052-H34; Arame Eletrodo ER5356; Soldagem de Chapa Fina em Junta Sobreposta.

Abstract

MATA, S. I. D. (2017), Analysis of the VP-GMAW Process Applied to Aluminum Welding 5052-H34. MSc. Dissertation, Master Degree in Mechanical Engineering, Mechanical Engineering Institute, Federal University of Itajubá, Itajubá – MG, 121 p.

This study analyzes the use of a methodology for parameterization of the MIG-CA welding process and, compared to conventional and MIG Pulsed MIG processes. Although the VP-GMAW process is still in the technological development phase, it provides a suitable scenario for application in various engineering fields, for example in overlap joints with higher tolerances made up of relatively thin sheets. The objective was to obtain overlapping welded joints in sheets of 5052-H34 aluminum alloy with good quality, through a methodology that allows the proper parameterization of the VP-GMAW process. The study was developed based on the specialized bibliographic references on the subject and mechanical tests of shear strength, Vickers microhardness and metallography performed in the laboratories of Welding (LSO), Metallurgy and Materials (LMM) and Microstructural Characterization (LCE). To analyze the results, comparative analyzes were performed based on the literature and evaluations using the statistical technique based on the analysis of the graphs of the main effects and interactions of the process variables in the geometric and microstructural aspects. The results presented provide mechanical responses, obtaining a joint efficiency of 81.8% in the shear force, welding with a 50% negative current rate ($\% EN$) with a joint opening of 1.5 mm. In the engineering context, the process was able to reproduce stable welds with acceptable quality for engineering projects, through the applied parameterization methodology, reconciled with the experimental equation developed through observation.

Key-words: VP-GMAW; Alternating Current-Gas Metal Arc Welding; Aluminum Alloy 5052-H34; Filler Metal ER5356; Lap Joint Thin Sheet Welding.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	IV
AGRADECIMENTOS	V
RESUMO.....	VII
ABSTRACT	VIII
LISTA DE FIGURAS.....	XI
LISTA DE TABELAS	XVI
SIMBOLOGIA	XVII
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Justificativa.....	3
1.2 Objetivo Geral	5
1.3 Objetivos Específicos	5
1.4 Estrutura do Trabalho	6
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
2.1 Ligas de Alumínio da Série 5xxx	7
2.2 Soldabilidade das Ligas de Alumínio da Série 5xxx.....	12
2.3 Processo MIG/ MAG e Suas Variantes	14
2.3.1 Soldagem MIG/MAG por Curto-Circuito (MIG/MAG Convencional)	17
2.3.2 MIG/MAG Pulsado	20
2.3.3 Soldagem MIG/MAG Pulsado em Corrente Alternada (MIG/MAG-CA)..	21
2.3.3.1 Principais Parâmetros do Processo.....	29
3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	32
3.1 Equipamentos e Materiais Empregados	33
3.2 Métodos	35
3.2.1 Parametrização do Processo MIG-CA	35
3.2.2 Parametrização do Processo MIG Pulsado.....	38
3.2.3 Ensaios Preliminares: Soldas em Simples Deposição.....	39
3.2.4 Ensaios Preliminares e Finais: Soldas em Juntas Sobrepostas	41

3.3	Ensaio e Análises	43
3.3.1	Ensaio de Líquido Penetrante	43
3.3.2	Ensaio de Cisalhamento	45
3.3.3	Análise Metalográfica.....	47
3.3.4	Ensaio de Microdureza	48
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	49
4.1	Análise dos Ensaio Preliminares.....	49
4.2	Ensaio Finais: Juntas Sobrepostas.....	56
4.3	Ensaio de Líquido Penetrante	62
4.4	Macrografia e Análise de Tolerâncias	63
4.5	Ensaio de Cisalhamento.....	66
4.5.1	Análise dos Efeitos Principais e Interações dos Parâmetros	71
4.5.2	Análise do Rompimento da Solda	76
4.6	Análise da Dureza (Transversal)	79
4.7	Análise Microestrutural	84
4.7.1	Análise Microestrutural da Zona Fundida	87
4.7.2	Análise Microestrutural da Interface Zona Fundida-Metal Base	94
5	CONCLUSÕES.....	100
5.1	Conclusões Gerais	100
5.2	Sugestões de Trabalhos Futuros	101
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	102
	ANEXOS	110

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - MACH-I protótipo do Ford Fusion com 64% de sua estrutura em alumínio.	4
Figura 2.1 –Diagrama de fase alumínio-magnésio.	8
Figura 2.2 - Diagrama TTT semi-esquemático para a precipitação de Mg_5Al_8 de uma solução sólida de 5,5% em peso de Mg.	8
Figura 2.3 - Micrografias indicando a têmpera das chapas (a) 5052-O, (b) 5052-H32 e (c) 5052-H34.	10
Figura 2.4 - Efeito da laminação a frio nas propriedades de chapas Al 5052. Composição nominal: 2,5% Mg, 0,25% Cr.	11
Figura 2.5 – (a) Mapa de dureza mostrando as diferentes zonas do material para uma junta MIG soldada na liga 5083-H116, (b) metal base do material (não afetado pelo calor) e (c) interface ZTA/ZF (afetada pelo calor).	13
Figura 2.6 - Efeito da soldagem no limite de resistência à tração da liga AA5052.	14
Figura 2.7 - Configuração básica dos equipamentos para execução do processo MIG/MAG.	15
Figura 2.8 - Representação esquemática do processo MIG/MAG em polaridade reversa (CCEP), contendo os valores envolvidos no cálculo da taxa de fusão.	16
Figura 2.9 - Condições de corrente e tensão para as diferentes formas de transferência.	17
Figura 2.10 - Oscilogramas de $U [V] \times t [ms]$ e $I [A] \times t [ms]$ para $K_s = 5$; $K_d = 5$; $V_a = 4,0$ m/min; $U_{ref.} = 19V$; eletrodo ER70S-6 de 1,0 mm; gás Ar + 8% CO_2 ; $V_s = 40$ cm/min.	19
Figura 2.11 – Oscilogramas de $U [V] \times t [ms]$ e $I [A] \times t [ms]$ para $K_s = 30$; $K_d = 30$ e $V_a = 4,0$ m/min; $U_{ref.} = 19V$; eletrodo ER70S-6 de 1,0 mm; gás Ar + 8% CO_2 ; $V_s = 40$ cm/min.	19
Figura 2.12 - Diagrama esquemático de uma onda do tipo corrente pulsada e transferência do metal.	21
Figura 2.13 - Características do arco nas polaridades CCEP e CCEN.	22
Figura 2.14 - Forma de onda para MIG/MAG Pulsado e MIG/MAG-CA.	23
Figura 2.15 - Força repulsiva sobre a gota na polaridade negativa.	24
Figura 2.16 - Formas de ondas (a) tipo, (b) tipo B, (c) tipo C e (d) tipo D, para soldagem MIG-CA.	25
Figura 2.17 - Proposta esquemática para maior taxa de fusão da forma de onda C em comparação à forma de onda B. A parte sombreada representaria uma integral da energia, equivalente ao aquecimento do arame.	27

Figura 2.18 - Esquema do formato de onda comum para MIG/MAG Pulsado – CA destinado para aços e suas variáveis.	29
Figura 2.19 - Destacamento da gota sob diferentes níveis de corrente negativa. (a) Forma estável com $EN = 60A$. (b) Forma repulsiva com corrente negativa de 198A.	31
Figura 3.1 - Fluxograma do desenvolvimento experimental.	32
Figura 3.2 - Bancada experimental.	34
Figura 3.3 – Curva para parametrização do tempo de pico.	36
Figura 3.4 - Ensaio preliminares realizados com alguns parâmetros de Santos (2008).	40
Figura 3.5 - Preparação dos CDP's para soldas de simples deposição.	41
Figura 3.6 - Dispositivo de soldagem para juntas sobrepostas.	42
Figura 3.7 - Soldagem da junta sobreposta.	42
Figura 3.8 - Ensaio preliminares no processo MIG-CA em juntas sobrepostas obtidas através dos parâmetros da Tabela 3.8	43
Figura 3.9 - Fluxograma do processo de ensaio de líquido penetrante.	45
Figura 3.10 - Equipamento Instron 8801 [®] para ensaios mecânicos dinâmico e estático.	46
Figura 3.11 - Método de corte utilizado nos CDP's finais soldados em juntas sobrepostas.	47
Figura 3.12 - Perfil registrado no ensaio de microdureza Vickers em junta sobreposta com espessura da chapa 2 mm.	48
Figura 4.1 – Oscilograma de corrente e tensão do cordão de solda referente ao teste 5-3 usando $V_a = 6$ m/min e $EN = 30\%$	51
Figura 4.2 – Cordão de solda referente ao teste 7-3 conduzido usando $V_a = 6$ m/min e $EN = 30\%$	52
Figura 4.3 - Cordão de solda referente ao teste 8-3 conduzido usando $I_p = 280$ A, $V_a = 6$ m/min e $EN = 30\%$	52
Figura 4.4 - Oscilograma de corrente e tensão do cordão de solda referente ao teste 14-2R usando $V_a = 6$ m/min e $EN = 50\%$	54
Figura 4.5 - Ciclograma de corrente e tensão do cordão de solda referente ao teste 14-2R usando $V_a = 6$ m/min e $EN = 50\%$	55
Figura 4.6 - Excesso de penetração e falta de fusão observadas nos ensaios 1-1 e 2-1.	56
Figura 4.7 - Cordões de solda e lados opostos obtidos com o processo MIG Convencional usando os parâmetros listados na Tabela 4.4	57
Figura 4.8 - Cordões de solda e lados opostos dos ensaios 1P, 2P e 3P, obtidos com o processo MIG Pulsado usando os parâmetros listados na Tabela 4.5	59

Figura 4.9 - Cordões de solda e lados opostos dos ensaios 4P e 5P, obtidos com o processo MIG Pulsado usando os parâmetros listados na Tabela 4.5 .	59
Figura 4.10 - Cordões de solda obtidos pelo processo MIG-CA com (a) EN = 30% e gap = 1,5 mm e (b) EN = 50% e gap = 2,0 mm.	61
Figura 4.11 - Cordões de soldas obtidos pelos processos (a) MIG Pulsado (EN = 0%) e (b) MIG-CA com EN = 30%.	61
Figura 4.12 – Corpo de prova 11A (EN = 50% e gap = 0) submetido ao ensaio de líquido penetrante.	62
Figura 4.13 - Macrografia referente ao teste 11 com EN = 50%, gap = 0 e P = 0,41 mm.	64
Figura 4.14 - Macrografias construídas com variação da %EN e gap.	65
Figura 4.15 - Corpos de prova submetidos ao ensaio de cisalhamento.	66
Figura 4.16 - Resistência ao cisalhamento dos corpos de prova soldados em MIG Pulsado (EN = 0%).	68
Figura 4.17 - Resistência ao cisalhamento dos corpos de prova soldados em MIG-CA com taxa de EN = 30%.	68
Figura 4.18 - Resistência ao cisalhamento dos corpos de prova soldados em MIG-CA com taxa de EN = 50%.	69
Figura 4.19 - Curva tensão-deformação referente ao ensaio de tração executado no metal base 5052-H34 com espessura de 2 mm.	70
Figura 4.20 - Melhores valores de resistência ao cisalhamento para taxas de EN = 0%, 30% e 50%, comparadas ao metal base 5052-H34.	70
Figura 4.21 - Gráfico de efeitos principais referente aos fatores e respostas da Tabela 4.11 .	72
Figura 4.22 - Gráfico de interação entre penetração, gap e taxa de EN.	73
Figura 4.23 - Correlação da força de cisalhamento, gap e taxa de EN.	74
Figura 4.24 - Correlação de penetração da solda, gap e força de cisalhamento para a taxa de EN = 50%.	75
Figura 4.25 - Melhores resultados de resistência ao cisalhamento para os gaps ensaiados na taxa de EN = 50%.	76
Figura 4.26 - Modo de fratura das juntas sobrepostas soldadas pelo processo <i>Laser</i> no ensaio de cisalhamento. (a) FMB, (b) FS e (c) FLF.	77
Figura 4.27 - Modo de fratura das juntas sobrepostas soldadas pelos processos MIG Pulsado e MIG-CA no ensaio de cisalhamento.	77
Figura 4.28 - Fraturas do tipo FS nos CDP's 2 e 6.	78

Figura 4.29 - (a) Interface MB-ZTA caracterizando o final da ZTA e (b) interface ZTA-ZF onde se inicia a ZTA, referente ao material 5052-H34.	79
Figura 4.30 - Perfil de microdureza do pior resultado de resistência ao cisalhamento, CDP 2	80
Figura 4.31 - Perfil de microdureza do melhor resultado de resistência ao cisalhamento, CDP 13 ($EN = 50\%$, $I_p = 300$ A e $gap = 1,5$ mm).....	80
Figura 4.32 – Perfil de microdureza do CDP 4 ($EN = 0\%$, $I_p = 300$ A e $gap = 1$ mm).....	81
Figura 4.33 - Perfil de microdureza do CDP 8 ($EN = 30\%$, $I_p = 300$ A e $gap = 1$ mm).....	82
Figura 4.34 - Perfil de microdureza do CDP 12 ($EN = 50\%$, $I_p = 300$ A e $gap = 1$ mm).....	82
Figura 4.35 - Comparação dos perfis de microdureza referentes as taxas de $EN = 50\%$ com $gaps$ de 1,0 e 1,5 mm (CDP's 12 e 13).....	83
Figura 4.36 - Perfil de microdureza obtido pelo processo MIG Convencional.....	84
Figura 4.37 - Microestrutura do metal base 5052-H34.	85
Figura 4.38 - Microestrutura do metal base 5052-0.	85
Figura 4.39 - Mapeamento EDS das composições químicas do metal base 5052-H34.	86
Figura 4.40 - Micrografia MEV da ZF do CDP 2 ($EN = 0\%$ e $gap = 0$) referente ao pior resultado de cisalhamento.....	87
Figura 4.41 - Micrografia MEV da ZF do CDP 13 ($EN = 50\%$ e $gap = 1,5$ mm) referente ao melhor resultado de cisalhamento.	88
Figura 4.42 - Região escaneada da ZF referente ao CDP 12 ($EN = 50\%$ e $gap = 1,0$ mm)....	88
Figura 4.43 - Gráfico do escaneamento das composições químicas dos precipitados formados na ZF do CDP 12 ($EN = 50\%$ e $gap = 1,0$ mm).	89
Figura 4.44 - Gráfico logarítmico do escaneamento das composições químicas dos precipitados formados na ZF do CDP 12 ($EN = 50\%$ e $gap = 1,0$ mm).	90
Figura 4.45 - Gráfico do mapeamento EDS das composições químicas da ZF do CDP 2.	90
Figura 4.46 - Micrografia MEV e mapeamento EDS das composições químicas referente a região da ZF do CDP 2.	91
Figura 4.47 – Micrografia MEV e mapeamento EDS das composições químicas referentes à região da ZF do CDP 13.	92
Figura 4.48 - Micrografias MEV referentes às interfaces ZF-MB dos CDP's 4, 8 e 12, soldados com gap de 1 mm e $EN = 0\%$, 30% e 50%, respectivamente.	93
Figura 4.49 – Micrografia MEV da interface ZF-MB do CDP 2 ($EN = 0\%$ e $gap = 0$) referente ao pior resultado de cisalhamento. “A” precipitados Al_3Fe , “B” Si do lixamento e “C” poros.	94

Figura 4.50 - Micrografia de MEV da interface ZF-MB do CDP 13 ($EN = 50\%$ e $gap = 1,5$ mm) referente ao melhor resultado de cisalhamento. “A” precipitados Al_3Fe , “B” Si do lixamento e “C” poros.	95
Figura 4.51 - Imagem micrográfica de MEV e mapeamento EDS das composições químicas da interface ZF-MB do CDP 2 (pior resultado de cisalhamento).....	96
Figura 4.52 - Imagem micrográfica de MEV e mapeamento EDS das composições químicas da interface ZF-MB do CDP 13.	97
Figura 4.53 - Micrografias de MEV referentes às interfaces ZF-MB dos CDP's 4, 8 e 12, soldados com gap de 1 mm e $EN = 0\%$, 30% e 50%, respectivamente.	98

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Sistema de nomenclatura para classificação de ligas de alumínio endurecíveis por deformação.	9
Tabela 3.1 - Composição química em (% p.) da liga 5052-H34.	33
Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas da liga 5052-H34.	33
Tabela 3.3 - Composição química em (%p.) do arame eletrodo ER 5356.	33
Tabela 3.4 - Parâmetros para reprodução dos ensaios iniciais em MIG-CA.....	40
Tabela 3.5 - Parâmetros dos ensaios preliminares no processo MIG-CA.	43
Tabela 3.6 - Dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio de cisalhamento.	46
Tabela 4.1 - Ensaios preliminares MIG-CA em chapas com 3 mm de espessura.	50
Tabela 4.2 - Ensaios preliminares MIG-CA em chapas com 2 mm de espessura.	53
Tabela 4.3 - Ensaios preliminares MIG-CA em chapas com 1 mm de espessura.	55
Tabela 4.4 – Ensaios finais em juntas sobrepostas usando o processo MIG Convencional....	57
Tabela 4.5 - Parâmetros do processo MIG Pulsado para execução dos ensaios finais em juntas sobrepostas.	58
Tabela 4.6 - Parâmetros do processo MIG-CA para execução dos ensaios finais de juntas sobrepostas.	60
Tabela 4.7 - Corpos de prova selecionados para o ensaio de líquido penetrante segundo norma ASTM E1417 (2013).....	62
Tabela 4.8 - Penetração da solda dos ensaios MIG Pulsado e MIG-CA em juntas sobrepostas.	64
Tabela 4.9 - Corpos de prova submetidos ao ensaio de cisalhamento.	67
Tabela 4.10 - Propriedades mecânicas do metal base 5052-H34 com espessura de 2 mm.	68
Tabela 4.11 - Corpos de prova escolhidos para análise dos efeitos principais.....	71
Tabela 4.12 - Corpos de prova fraturados referentes aos melhores resultados do ensaio de cisalhamento.	78
Tabela 4.13 - Composição química média obtida da liga 5052-H34.	86

SIMBOLOGIA

Lista de Abreviaturas e Siglas

%EN	Taxa do Eletrodo em Negativo
CA	Corrente Alternada
CCEN	Corrente Contínua Eletrodo em Negativo
CCEP	Corrente Contínua Eletrodo em Positivo
CDP	Corpo de Prova
DBCP	Distância do Bico de Contato com a Peça
EN	Eletrodo em Negativo
FLF	Fratura na Linha de Fusão
FMB	Fratura no Metal Base
FS	Fratura na Solda
Gap	Abertura da Junta Soldada
MAG	Metal Active Gas
MB	Metal Base
MIG	Metal Inert Gas
MMLV	Multi-material Lightweight Vehicle
TIG	Tungsten Inert Gas
UGPP	Uma Gota por Pulso
VP	Variable Polarity
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

Lista de Símbolos

D	Destacamento da gota ($A^n.ms$)
d_d	Diâmetro da gota (mm)
d_e	Diâmetro do arame-eletrodo (mm)
I	Corrente elétrica (A)
I-	Corrente de soldagem na polaridade negativa (A)
I+	Corrente de soldagem na polaridade positiva (A)

I_b	Corrente de base em polaridade positiva (A)
I_{b1}	Corrente de base em polaridade positiva antes do pico (A)
I_{b2}	Corrente de base em polaridade positiva após o pico (A)
I_m	Corrente média (A)
I_n	Corrente em polaridade negativa (A)
I_p	Corrente de pico em polaridade positiva (A)
K_d	Dinâmica de descida
K_s	Dinâmica de subida
L	Extensão do eletrodo (mm)
n	Expoente da equação de destacamento da gota (D)
t	Tempo (ms)
T	Período de pulsação (Hz)
t_b	Tempo da corrente de base em polaridade positiva (ms)
t_{b1}	Tempo da corrente de base em polaridade positiva antes do pico (ms)
t_{b2}	Tempo da corrente de base em polaridade positiva após o pico (ms)
t_n	Tempo da corrente em polaridade negativa (ms)
t_p	Tempo de pico da corrente em polaridade positiva (ms)
U_{ref}	Tensão elétrica de referência (V)
V_a	Taxa de fusão ou velocidade de alimentação (m.min ⁻¹)
V_g	Volume da gota, $\pi.d_d^3/6$ (mm ³)
V_s	Velocidade de soldagem (m.min ⁻¹)
α	Coefficiente de fusão m.min ⁻¹ .A)
α^-	Coefficiente de fusão negativa (m.min ⁻¹ .A)
α^+	Coefficiente de fusão positiva (m.min ⁻¹ .A)
β	Coefficiente de resistividade térmica (min ⁻¹ .A ⁻²)

1 INTRODUÇÃO

O avanço dos processos de soldagem nas últimas décadas foi em função do desenvolvimento e aperfeiçoamento dos equipamentos de soldagem, com a evolução da eletrônica; com o desenvolvimento do conhecimento pela experiência em campo, bem como a evolução dos materiais que impulsionam o mercado no desenvolvimento de novas metodologias de soldagem.

A crescente necessidade de processos de soldagem que agreguem alta produtividade a baixo custo, bem como a obtenção de cordões de solda de boa qualidade e aspecto superficial, aliado ao desenvolvimento das fontes de soldagem, impulsionou o uso e novas pesquisas do processo MIG/MAG (*Metal Inert Gas/ Metal Active Gas*) no intuito de desenvolver processos chamados derivados que melhorassem as características operacionais do processo e a qualidade do metal depositado.

Tradicionalmente, o processo MIG/MAG é operado quase que exclusivamente com o eletrodo em polaridade positiva, garantindo assim a estabilidade do arco. Atualmente, algumas técnicas estão sendo adotadas para proporcionar alta taxa de deposição com menor distorção e penetração, dentre as quais se podem destacar a utilização de corrente pulsada e corrente alternada.

De acordo com Nixon e Norrish (1988) apud Vilarinho (2011) o processo MIG/MAG em corrente pulsada vem ganhando cada vez mais espaço dentro da soldagem, por superar suas limitações quanto ao controle da transferência metálica. Por outro lado, juntamente com as vantagens deste processo, vieram as dificuldades devido à grande complexidade em se ajustar todas as variáveis do processo, que de uma forma geral são interdependentes. A correta seleção destas variáveis deve respeitar duas premissas importantes. A primeira premissa se deve ao fato da estabilidade do arco demandar uma única gota se transferindo ao fim de cada pulso, também conhecida como UGPP (uma gota por pulso) e a outra premissa, citada na literatura (RAJASEKARAN et al, 1998 e NIXON e NORRISH, 1988 apud VILARINHO, 2011), se refere à necessidade da gota possuir o diâmetro igual ao do eletrodo, ou ainda segundo Subramaniam et al. (1999) e Alcan (1993), o diâmetro da gota, representado por seu volume, pode variar dentro de uma determinada faixa.

A soldagem MIG/MAG Pulsada em Corrente Alternada (MIG/MAG-CA) surgiu no mercado como uma nova técnica capaz de aliar baixo aporte térmico e alta produtividade, conciliando as características e vantagens de cada polaridade.

Scotti e Monteiro (2012) citam em seu trabalho que, com a corrente em polaridade negativa é possível atingir elevadas taxas de fusão do eletrodo com baixa penetração na peça. Isto se deve à maior concentração do calor na ponta do arame eletrodo quando em polaridade negativa. Duas aplicações de destaque para a baixa penetração, obtida na polaridade negativa, são: possibilitar operações de soldagem de chapas finas e também de revestimento por soldagem.

Na soldagem de chapas finas o excesso de calor transferido para a peça pode ocasionar a perfuração da chapa, comprometendo a soldagem. Esta penetração excessiva pode ser evitada com a utilização da polaridade negativa. No entanto, um obstáculo que acompanha o uso de eletrodo com polaridade negativa é a elevada instabilidade de arco e a transferência metálica predominante é do tipo globular. Neste contexto, Scotti e Monteiro (2012) observam que a ação de forças repulsivas que atuam no hemisfério inferior da gota na ponta do arame-eletrodo fundido (cátodo) atua dificultando o destacamento da gota, contribuindo para o crescimento excessivo da mesma (transferência globular) e seu destacamento pode ocorrer de forma assimétrica devido à mobilidade da região catódica na ponta do eletrodo.

Em contrapartida a soldagem MIG/MAG em corrente positiva se destacam como características a obtenção de elevada penetração na peça soldada, boa estabilidade de arco e transferência metálica estável. Solda com elevada penetração, no entanto, pode ser indesejável em várias aplicações, como é o caso da soldagem de chapas finas; podendo, assim como mencionado, ocorrer à perfuração da mesma, e operações de revestimento por soldagem, em que a alta penetração implica em alta diluição e assim prejudicando as propriedades físicas e químicas do revestimento.

Aplicações como soldagem de chapas finas a altas velocidades e operações de revestimento por soldagem potencializam pesquisas sobre este processo. Adicionalmente, a redução de custos por este processo de soldagem comparado com os demais, justifica um maior custo inicial associado aos equipamentos. Nas fontes eletrônicas modernas, a corrente pode alternar entre polaridade positiva e negativa com rápida mudança de polaridade, de modo que a estabilidade do arco é melhorada por meio da diminuição do tempo em que a corrente fica próxima de zero. Assim, é possível obter a combinação das características mais interessantes da polaridade positiva e negativa em um único processo de soldagem (PESSOA, 2007).

No que diz respeito à aplicação do processo na soldagem do alumínio e suas ligas, algumas peculiaridades são encontradas em relação à soldagem dos aços. A principal dificuldade associada à soldagem do alumínio e suas ligas está relacionada à presença de uma fina camada de óxido refratário que se forma na superfície do metal base e que lhe confere

resistência à corrosão. Os problemas relacionados com as suas propriedades físicas também são comuns, particularmente em relação à sua condutividade térmica, elétrica e ao seu alto coeficiente de expansão térmica. No caso de chapas finas, esta característica pode causar distorções e levar ao risco de perfuração da chapa. Por esta razão, a penetração e o controle do calor de entrada são distinções nestas aplicações.

Dentro deste contexto, autores como Tong et al. (2001) e Dwivedi et al. (2009) defendem que o processo de soldagem MIG/MAG-CA para chapas finas de liga de alumínio, como uma solução promissora para os inconvenientes desta aplicação. Além da penetração da solda e controle do calor de entrada para a peça, o método resulta em aumentos de produtividade, uma vez que existe um aumento na taxa de fusão através da utilização de corrente alternada (negativo e polaridade positiva). Adicionalmente, a utilização do processo nesta polaridade se mostra mais tolerante com relação ao espaçamento entre as juntas a serem soldadas (gap) o que resulta, teoricamente, em vantagens para o setor industrial. Entretanto, tais informações, comprovadas na soldagem dos aços (Aguiar, 2014), ainda necessita de maiores investigações para ligas de alumínio.

1.1 Justificativa

Programas governamentais impulsionam a aplicação do alumínio, pois visam à diminuição da emissão de CO₂ por meio da redução de massa dos automóveis. Nesse contexto, estudos indicam que o consumo médio de alumínio nos veículos norte-americanos saltará de 156 kg (previsão 2012) para 250 kg em 2025, representando 16% do total das matérias-primas aplicadas na produção. A indústria automotiva europeia também deverá elevar o uso de alumínio dos atuais 140 kg/veículo para 180 kg/veículo até 2020 (ABAL, 2016).

Na direção dessa meta, as diretrizes do Departamento de Energia dos Estados Unidos impulsionaram a Ford[®] e a Magna International[®] a realizarem o programa do “Veículo Ultraleve de Multimateriais” (*Multi-material Lightweight Vehicle*, o MMLV). A pesquisa levou a construção do MACH-I[®], protótipo do Ford Fusion[®], que leva 64% de alumínio extrudado, fundido, forjado e laminado; tendo um volume de 54% a mais em relação ao modelo convencional do veículo, o que garantiu a redução de 23% da massa total, cerca de 364 kg (REVISTA ALUMÍNIO, 2016).

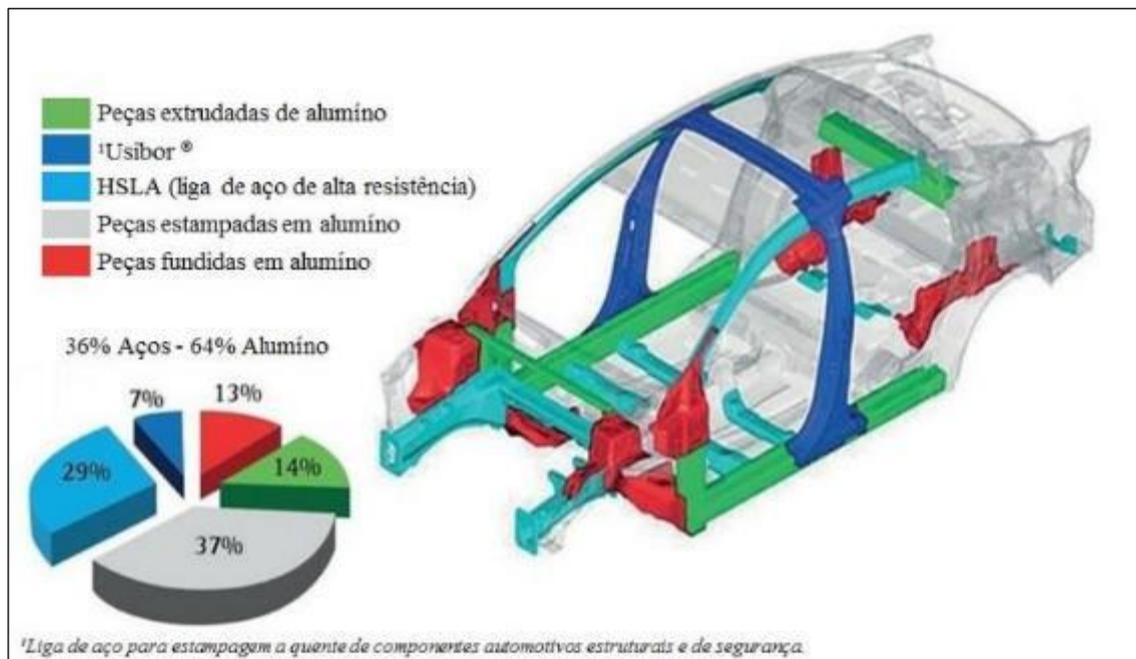


Figura 1.1 - MACH-I protótipo do Ford Fusion com 64% de sua estrutura em alumínio.
Fonte: Revista Alumínio (2016).

No Brasil, a média de utilização de alumínio em automóveis é de 45 kg/veículo (ABAL, 2016). As expectativas de aumento vêm com o programa Inovar-Auto do Governo Federal, que tem como uma das metas específicas a produção de veículos mais econômicos e mais eficientes (INOVAR-AUTO, 2016). Neste sentido, o “Projeto Abal Carga Seca” fruto de um consórcio entre dez empresas do setor do alumínio e capitaneada pela Associação Brasileira do Alumínio (ABAL), tem obtido bons resultados nos ensaios estruturais e de rodagem. Em termos de consumo e eficiência, os modelos registraram uma economia em combustível de 15% se comparados aos modelos fabricados em aço (REVISTA ALUMÍNIO, 2016a).

Entretanto, o aumento da utilização das ligas de alumínio, faz com que os processos de fabricação existentes nas indústrias se adaptem ao emprego das mesmas. Além da adaptação dos processos de fabricação para as ligas de alumínio, a cada novo projeto de um produto, no geral, também é perceptível a preocupação com a redução da massa e a durabilidade dos componentes envolvidos em sua estrutura, onde tem gerado uma necessidade crescente de utilização de chapas cada vez mais finas e resistentes à corrosão. A união destas chapas finas se constitui em um desafio, não somente do ponto de vista da qualidade da união, como também da produtividade decorrente do processo escolhido e dos parâmetros empregados.

A grande demanda por desenvolvimento tecnológico na soldagem de alumínio e, mais especificamente, o interesse em se ter um maior controle das distorções provocadas pela soldagem de chapas de alumínio incentivaram o desenvolvimento do presente trabalho. O

material objeto de estudo foi à liga de alumínio-magnésio (Al-Mg) 5052-H34, em forma de chapa com espessuras de 1, 2 e 3 mm. As ligas Al-Mg são as mais utilizadas em escala industrial por oferecerem uma ótima relação entre massa e propriedades mecânicas, elevada resistência à corrosão e boa soldabilidade. Contendo até 5% de magnésio, são estruturalmente estáveis à temperatura ambiente, e também em temperaturas elevadas. O magnésio fornece boa ductilidade, além de excelente resistência à corrosão e soldabilidade, o que faz com que essas ligas combinem propriedades muito interessantes. Esta liga apresenta inúmeras aplicações, dentre elas podem ser citadas a utilização em barcos, carrocerias de ônibus, coberturas para construção civil, estampagem em geral e na indústria aeronáutica, mais especificamente em projetos de tanques de combustíveis e estruturas soldadas que não requerem elevada resistência mecânica.

1.2 Objetivo Geral

Obter cordões de soldas com qualidade em juntas sobrepostas soldadas em chapas da liga de alumínio 5052-H34 por meio de uma metodologia que possibilite a adequada parametrização do processo MIG-CA, principalmente no que tange a geometria do cordão e maior tolerância no espaçamento entre as juntas.

1.3 Objetivos Específicos

Para que o objetivo principal deste trabalho possa ser atingido, é importante que os seguintes objetivos específicos sejam cumpridos:

- I. Identificar os limites inferior e superior dos principais parâmetros do processo MIG-CA em juntas sobrepostas, através de ensaios preliminares;
- II. Avaliar condições de soldagem no modo CA que permitam uma maior tolerância com relação ao espaçamento entre juntas (*gap*), bem como a correlação com a geometria do cordão soldado em juntas sobrepostas.
- III. Avaliar a influência deste espaçamento e geometria da solda nas propriedades mecânicas por meio de ensaio de cisalhamento dos corpos de prova soldados em juntas sobrepostas, bem como analisar os modos de fratura resultantes;

- IV. Caracterizar microestruturalmente as fases presentes nas amostras de juntas soldadas e correlacioná-las com a variação de microdureza nas zonas fundida e termicamente afetada.

1.4 Estrutura do Trabalho

Este trabalho se baseia em cinco capítulos. Os capítulos estão estruturados de maneira a conduzir uma sequência lógica das etapas até os resultados obtidos no processo de soldagem MIG Pulsado CA.

- **Capítulo 1 – INTRODUÇÃO:** Na introdução é descrita a importância do tema, os objetivos, as limitações, as motivações e contribuições e a estrutura do trabalho.
- **Capítulo 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA:** Aborda por meio de uma revisão da literatura conceitos fundamentais necessários para compreender o processo MIG/MAG Pulsado – CA, bem como os desenvolvimentos até o presente momento.
- **Capítulo 3 – PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS:** Neste capítulo é exposto todo método experimental utilizado para realização do trabalho e descreve os passos e procedimentos seguidos para se chegar aos resultados.
- **Capítulo 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES:** São apresentados e discutidos os resultados obtidos para variação dos parâmetros do processo MIG/MAG Pulsado – CA.
- **Capítulo 5 – CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS:** Conclusões após todo o percurso bibliográfico percorrido e ensaios realizados são gerados neste capítulo, bem como são propostas sugestões para possível continuidade da pesquisa em relação ao processo estudado.
- **REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:** Relação do acervo bibliográfico necessário para confecção do trabalho.
- **ANEXOS:** Figuras estão anexadas para informações complementares.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ligas de Alumínio da Série 5xxx

As ligas Al-Mg (Série 5xxx) se destacam entre os grupos de ligas de alumínio não-tratáveis termicamente por serem aquelas que possuem a melhor combinação de resistência mecânica, resistência à corrosão e ductilidade. Estas, são utilizadas em aplicações estruturais nas quais exigem razoável resistência mecânica com excelente resistência à corrosão, especialmente em ambientes marítimos (BARBOSA, 2014). O magnésio, elemento de liga que caracteriza essa série, é o responsável pelo aumento da resistência mecânica sob trabalho a frio. O elemento, pode ser dissolvido no alumínio para fornecer um aumento substancial da resistência mecânica (endurecimento por solução sólida): quanto maior o teor de Mg, maior a resistência. ASHBY et al. (2009) menciona que a quantidade de Mg que pode ser dissolvida em condições de equilíbrio à temperatura ambiente é de apenas 1,8% em peso, o que significa que há sempre uma tendência de o Mg sair da solução quando as ligas com maior teor de magnésio são aquecidas e resfriadas lentamente. Na prática, as ligas de Al-Mg podem conter até 5,5% em peso de Mg na solução sólida à temperatura ambiente – uma supersaturação igual a 3,7% em peso. Para obter esta supersaturação, a liga recebe a seguinte ordem de tratamentos térmicos:

- a) Manter à solução a 450°C: Isto coloca a liga 5,5% no campo da fase α e todo o Mg dissolverá no Al para disponibilizar uma solução sólida substitucional randômica;
- b) Resfriar moderadamente rápido à temperatura ambiente: O diagrama de fase (**Figura 2.1**) nos diz que, abaixo de 275°C, a liga de 5,5% tem uma estrutura de equilíbrio com duas fases, $\alpha + \text{Mg}_5\text{Al}_8$. Se, então, resfriarmos a liga lentamente abaixo de 275°C, átomos de Al e Mg se difundirão para formar compostos de precipitados intermetálico Mg_5Al_8 . No entanto, abaixo de 275°C, a difusão é lenta e a curva C para a reação de precipitação está bem para a direita (**Figura 2.2**). Então, se resfriarmos a liga de 5,5% moderadamente rápido, perderemos o nariz da curva C. Dessa forma, não serão formados precipitados de magnésio (Mg_5Al_8) na solução, e resultará em uma solução sólida supersaturada à temperatura ambiente.

Pelo fato dessa reação ser muito lenta, os processos de soldagem não causam nenhuma alteração apreciável na microestrutura, exceto nas ligas trabalhadas a frio, onde a resistência mecânica será reduzida (MATHERS, 2002; ASHBY et al., 2009).

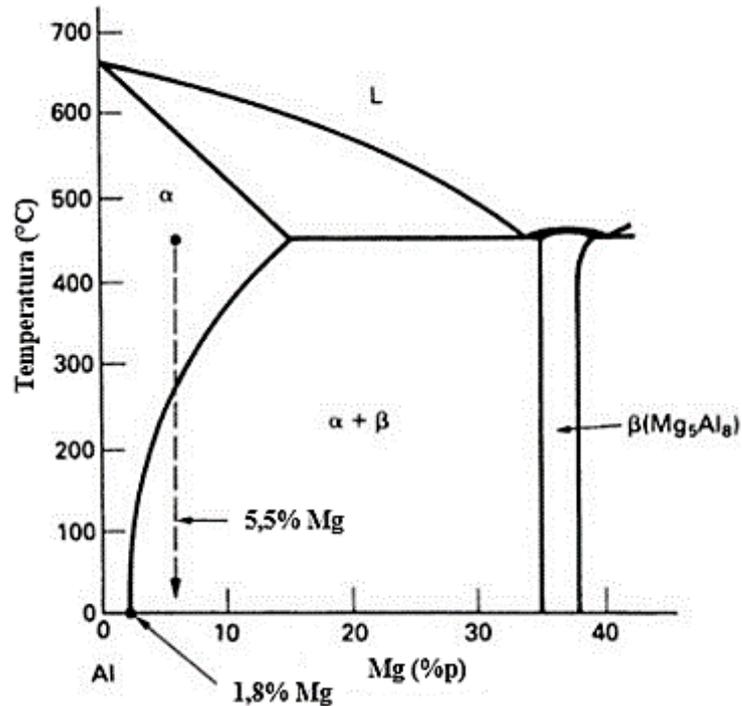


Figura 2.1 –Diagrama de fase alumínio-magnésio. Fonte: Adaptado de Ashby et al. (2009).

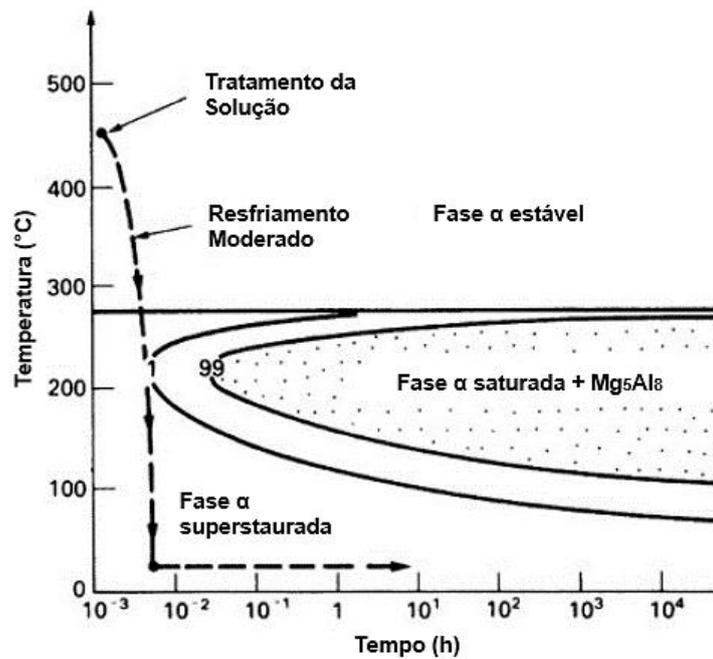


Figura 2.2 - Diagrama TTT semi-esquemático para a precipitação de Mg_5Al_8 de uma solução sólida de 5,5% em peso de Mg. Fonte: Adaptado de Ashby et al. (2009).

Após serem processadas termicamente, as ligas Al-Mg cujo o ganho de dureza e resistência mecânica é atingido por trabalho a frio, passam pelo processo de laminação ou trefilação. Resultando em uma estrutura encruada, as ligas tendem a ter as suas durezas reduzidas ao serem mantidas à temperatura ambiente, efeito esse que se torna mais intenso com o aumento do grau de encruamento e com o aumento do teor de Mg, tendo como explicação a liberação da energia de deformação e o alívio das discordâncias das redes, porém sem alteração da densidade de discordâncias. Para minimizar esse problema, a prática industrial recomenda a aceleração artificial dessa redução da dureza mediante aquecimento rápido entre 120°C e 175°C, o que também aumenta a ductilidade. As propriedades resultantes desse processo são razoavelmente estáveis e, as têmperas resultantes são denominadas H3x (HATCH, 1990 apud BARBOSA, 2014).

A **Tabela 2.1** apresenta o sistema de nomenclatura para classificação das têmperas das ligas de alumínio endurecíveis por trabalho a frio.

Tabela 2.1 - Sistema de nomenclatura para classificação de ligas de alumínio endurecíveis por deformação.

Classificação	Designação
F	Como fabricado: se aplica aos produtos resultantes de conformação mecânica (laminação, extrusão e outros), sem controle de parâmetros de processo.
O	Recozido: se aplica aos produtos inicialmente trabalhados e depois recozidos para obter a resistência mecânica mais baixa, e aos produtos fundidos que são recozidos com o objetivo de aumentar a ductilidade e a estabilidade dimensional. A letra “O” pode ser seguida por um número diferente de zero.
H	Endurecido por deformação: se aplica ao produto que teve sua resistência mecânica aumentada através de encruamento, podendo ou não apresentar tratamento térmico posterior. A letra “H” é seguida por até dois dígitos que indica se houve ou não a realização de alívio de tensões e o percentual de redução sofrido, respectivamente.
-	H1x: apenas encruado, sem nenhum tratamento suplementar (x refere-se ao grau de encruamento ou deformação).
	H12: trabalho a frio que fornece resistência à tensão média entre o recozido (O) e a têmpera H14.
	H14: trabalho a frio que fornece resistência à tensão média entre o recozido (O) e a têmpera H18.

Continuação da tabela.

Classificação	Designação
H	H16: trabalho a frio que fornece resistência à tensão média entre as têmperas H14 e H18.
	H18: trabalho a frio que sofre redução mecânica a frio de aproximadamente 75% após um recozimento completo
	H19: têmperas de limite de resistência mecânica mínimo acima da têmpera H18, os seja, 15 MPa.
	H2x: encruada e parcialmente recozida (o significado de x é similar aos das têmperas H1x).
	H3x: encruada e estabilizada a baixas temperaturas para prevenir endurecimento por envelhecimento da estrutura (idem para o significado de x).
	H32: 1/4 de endurecimento.
	H34: 1/2 de endurecimento.
	H36: 3/4 de endurecimento.
	H38: endurecimento total.

Fonte: Fraga (2009) e Barbosa (2014).

A **Figura 2.3** exemplifica a microestrutura de chapas da liga 5052 com as têmperas O, H32 e H34. É possível observar em (a) uma microestrutura totalmente recozida, e em (b) e (c) nota-se os graus de encruamento advindo do trabalho a frio.

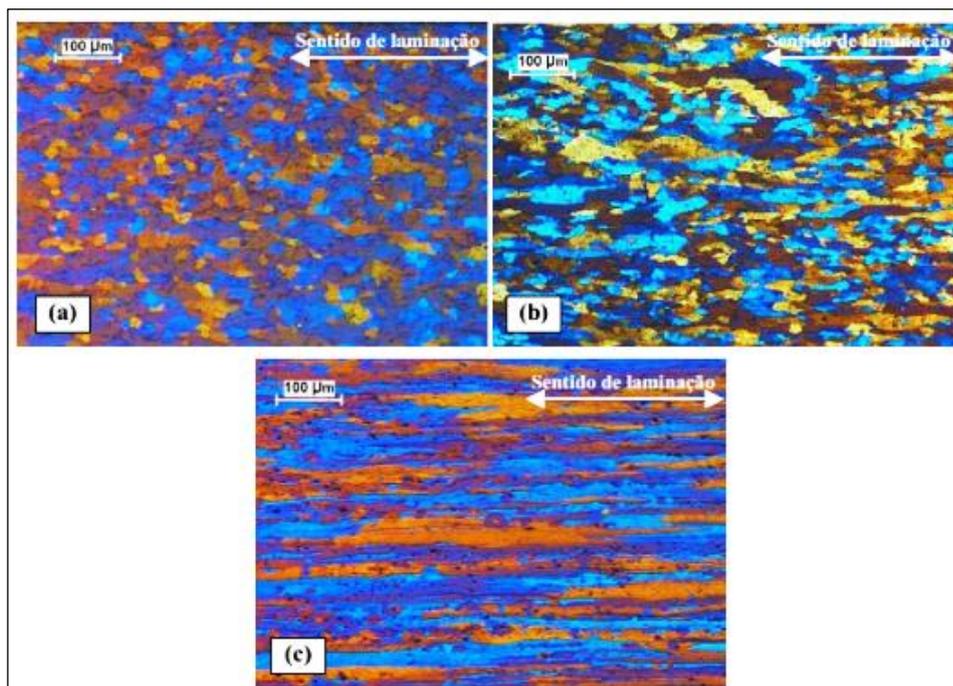


Figura 2.3 - Micrografias indicando a têmpera das chapas (a) 5052-O, (b) 5052-H32 e (c) 5052-H34. Fonte: Fraga (2009).

Especificamente na liga 5052, o teor de Mg deve ser entre 2,20% e 2,80% e o cromo deve ser mantido entre 0,15% e 0,35%. Outros elementos que complementam a composição dessa liga são: manganês, cobre e zinco, que não podem ultrapassar a quantidade de 0,10%. A quantidade de ferro e silício (impurezas do processamento da liga) deve ser no máximo de 0,40% e 0,25%, respectivamente (ASTM B209M, 2014).

A introdução dos elementos de liga no alumínio tem um efeito importante nas características de encruamento da liga, mesmo que quando não confere a capacidade de endurecimento por precipitação. A adição de elementos como Mg e Mn, por exemplo, permite obter maiores taxas de endurecimento por deformação, devido à maior densidade de discordâncias (HATCH, 1990 apud BARBOSA, 2014). O cromo pode ser adicionado no lugar ou em adição ao Mn para adquirir também aumento de resistência mecânica, 0,2% de Cr é equivalente à 0,4% de Mn. O ferro forma precipitados de FeMnAl_6 (MATHERS, 2002).

Como nas ligas da série 5xxx, o ganho em propriedades mecânicas é conseguido por conformação, principalmente laminação e trefilação, é mostrado na **Figura 2.4** o comportamento das propriedades mecânicas da liga 5052 em função do grau de laminação, a partir do estado recozido (condição “O”).

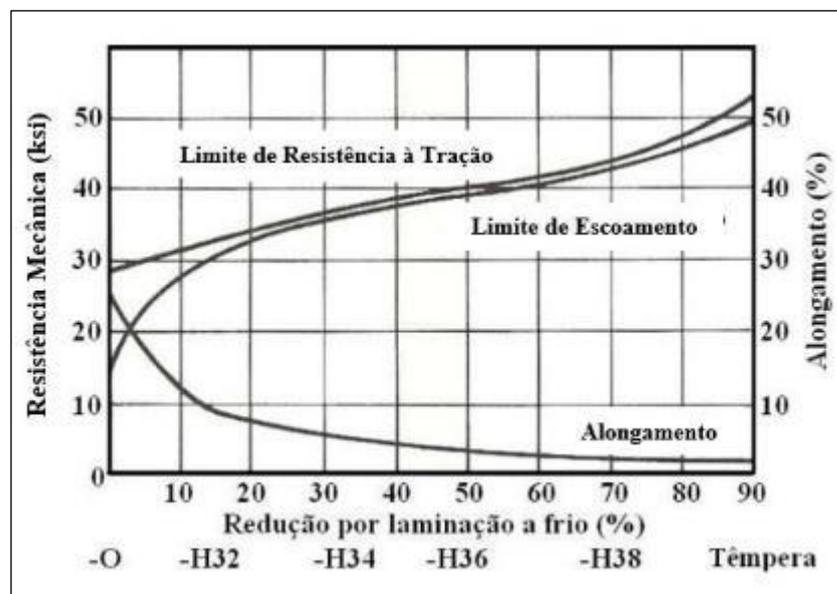


Figura 2.4 - Efeito da laminação a frio nas propriedades de chapas Al 5052. Composição nominal: 2,5% Mg, 0,25% Cr. Fonte: Adaptado de Kaiser (1978) apud Fraga (2009).

Na **Figura 2.4**, note-se que a liga 5052 em estado recozido (condição “O”) tem os limites de resistência à tração e de escoamento de aproximadamente 30 ksi (206,8 MPa) e 15 ksi (103,4 MPa), respectivamente. Na têmpera “H34”, os limites de resistência à tração e de

escoamento ficam cerca de 35 ksi (241,3 MPa), enquanto que a têmpera “H32” apresenta valores intermediários entre as têmperas “O” e “H34”.

Finalmente, um aspecto importante à ser considerado referente a liga 5052, é de que, assim como as demais ligas da série 5xxx, ela não apresenta mudanças de fase no estado sólido durante a soldagem (KAISER, 1978 apud Fraga, 2009).

2.2 Soldabilidade das Ligas de Alumínio da Série 5xxx

Tendo como característica uma excelente soldabilidade, as ligas Al-Mg podem usualmente ser soldadas tanto por fusão, como por resistência elétrica. As ligas dessa série são bastante utilizadas em projetos que envolvem soldagem, devido a soldabilidade aliada às suas propriedades mecânicas, tais como, elevada resistência mecânica e excelente resistência à corrosão, quando comparada à outras ligas (FRAGA, 2009).

O material soldado pode ser caracterizado por três regiões de diferentes resistência mecânica e ductilidade, sendo: zona fundida ou metal da solda (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB). As soldas de alumínio apresentam tipicamente um gradiente de estrutura dos grãos que resulta em diferentes propriedades mecânicas na própria ZTA. Além disso, em certas soldas existem sub-regiões distintas onde as propriedades mecânicas são mais baixas. Vários meios de caracterização do material nessas regiões foram propostos. O teste de dureza Vickers é o mais comum, que é usado para fornecer um perfil de dureza da solda a várias distâncias do centro da solda (WOELKE et al., 2017). Um exemplo de um mapa de dureza de uma amostra da liga 5086-H116 soldada com o processo MIG, juntamente com imagens microestruturais das três regiões desta solda são mostradas na **Figura 2.5**.

Na **Figura 2.5**, o perfil de dureza indica claramente redução significativa da resistência mecânica na ZF e na ZTA. As imagens microestruturais mostram uma mudança correspondente na estrutura dos grãos: a orientação dos grãos típica do trabalho à frio (conformação) é visível em (b) e em (c) a perda da orientação dos grãos resultante do aquecimento local é visível na interface ZTA/ZF.

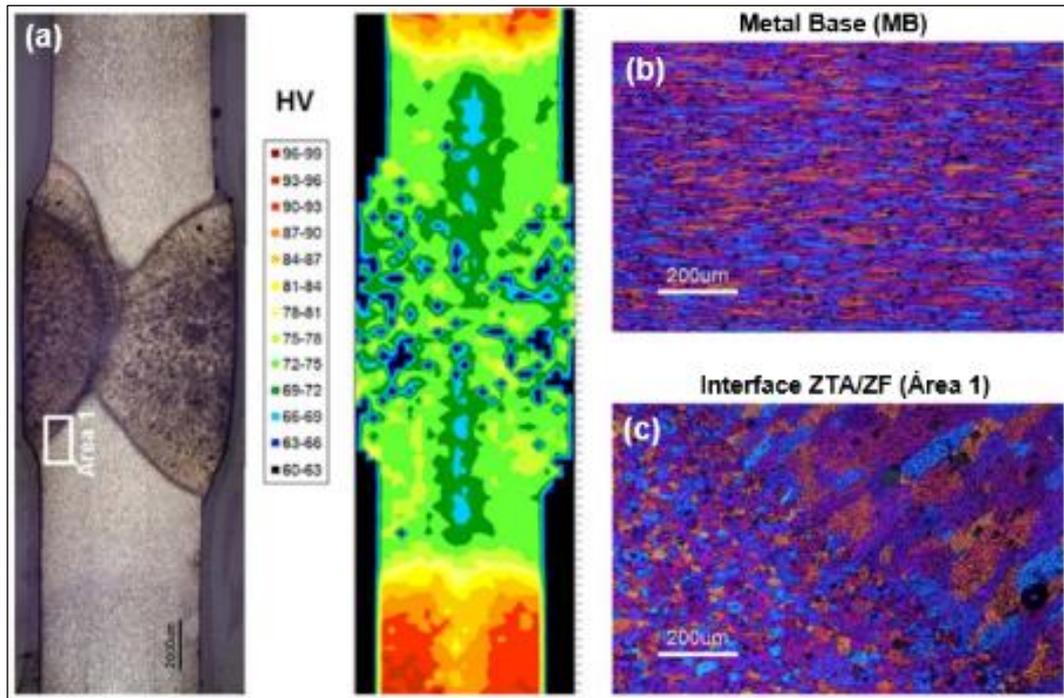


Figura 2.5 – (a) Mapa de dureza mostrando as diferentes zonas do material para uma junta MIG soldada na liga 5083-H116, (b) metal base do material (não afetado pelo calor) e (c) interface ZTA/ZF (afetada pelo calor).

Fonte: Adaptado de Woelke et al. (2017).

Juntas de topo em metal base com mais de 4% em peso de Mg, às vezes mostram resistência mecânicas na junta menores que o próprio metal base na condição recozida. Na soldagem MIG, isso pode ser devido à perda de magnésio no arco e pode ser aconselhável usar um arame eletrodo mais altamente ligado, como o ER5556 ($\text{AlMg}_{5,2}\text{Cr}$) (MATHERS, 2002).

As ligas da série 5xxx contendo entre 1% e 2,5% em peso de Mg, podem ser suscetíveis a trincas à quente se executadas soldas autógenas ou com arame eletrodo com a composição errada. A solução é usar arame eletrodo contendo mais do que 3,5% em peso de Mg (MATHERS, 2002).

Além das mudanças na microestrutura e dureza, o aquecimento das ligas Al-Mg a temperaturas de 200 a 350°C ou superior, que ocorre durante a soldagem, tendem a reverter os efeitos do trabalho a frio, devolvendo à liga o seu estado original (condição recozida “O” - menor resistência mecânica e maior ductilidade). As propriedades mecânicas comprometidas pelo aporte térmico são: limite de escoamento e limite de resistência à tração; o módulo de elasticidade não é afetado pelo calor. Estas propriedades apenas podem ser restauradas por trabalho a frio adicional (KISSELL e FERRY, 2002; WOELKE et al., 2017). A **Figura 2.6** indica a perda no limite de resistência à tração de uma liga não-tratável termicamente.

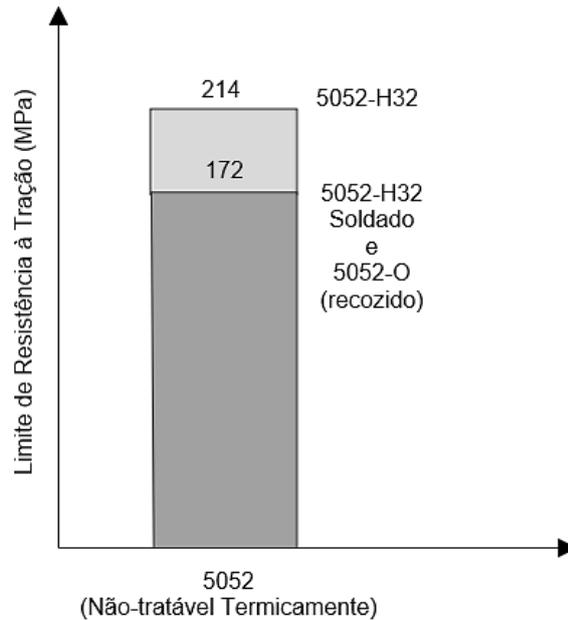


Figura 2.6 - Efeito da soldagem no limite de resistência à tração da liga AA5052. Fonte: Adaptado de Kissell e Ferry (2002).

Observa-se na **Figura 2.6**, uma redução de aproximadamente 20% na resistência mecânica da liga 5052-H32 soldada. Do ponto de vista da tenacidade à fratura, a redução na resistência é muitas vezes compensada pelo significativo aumento na ductilidade. A perda de resistência leva à localização de deformação plástica na solda e/ou ZTA, que tem uma forte consequência no comportamento de estruturas de alumínio soldadas (WOELKE et al., 2017).

Diante das perdas em propriedades mecânicas causados pela soldagem nas ligas Al-Mg, Kaiser (1978) apud Fraga (2009) sugeriu que o procedimento mais adequado para minimizar os efeitos térmicos da soldagem é ajustar a corrente e a velocidade de soldagem e, assim, limitar a temperatura. Assim, acredita-se que a aplicação do processo de soldagem MIG-CA possa garantir soldas com boas qualidades em termos de propriedades mecânicas devido à diminuição da temperatura e potência durante a soldagem evidenciadas nos respectivos trabalhos de Ueyama et al. (2005) e Savi et al. (2015).

2.3 Processo MIG/ MAG e Suas Variantes

O conceito básico do processo de soldagem MIG/MAG, foi introduzido na década de 20; porém, o mesmo apenas se tornou comercialmente disponível no ano de 1948 (O'BRIEN, 2004). Este processo utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre um eletrodo nu consumível, alimentado de maneira contínua e simultânea com a poça de fusão, sendo protegido

da atmosfera por fluxos de gases inerte (MIG), ativo (MAG) ou misturas entre eles (WAINER et al, 2004).

Os componentes básicos necessários para a execução do processo de soldagem MIG/MAG são apresentados na **Figura 2.7**.

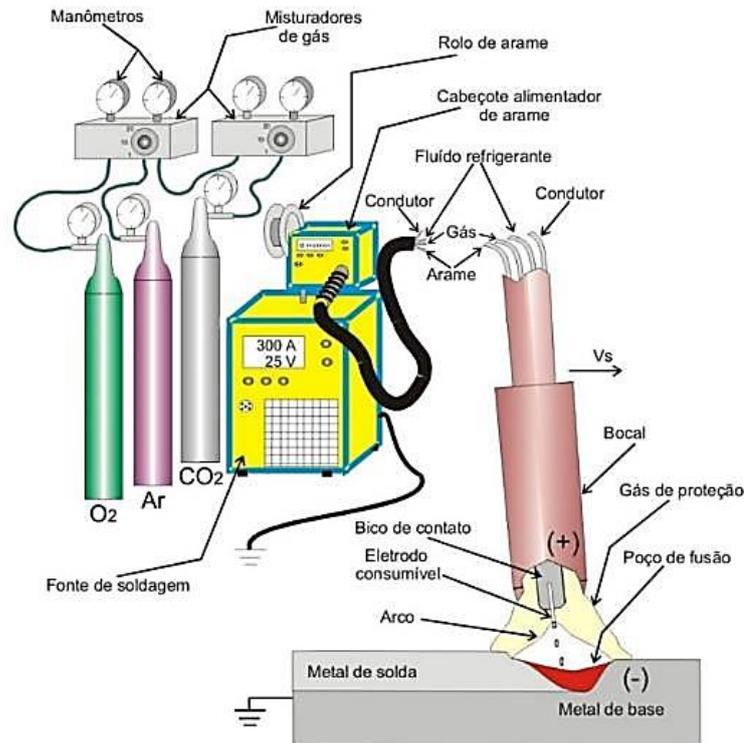


Figura 2.7 - Configuração básica dos equipamentos para execução do processo MIG/MAG. Fonte: Barra (2003).

Caracterizado por um processo de alta produtividade devido à alimentação contínua do metal de adição, o mesmo pode ser configurado de forma automática ou semiautomática. Isto faz com que o processo ofereça flexibilidade e versatilidade, pois requer menos habilidades de manipulação e oferece altas taxas de deposição (5-20 kg/h) e eficiência (80-90%) (MESSLER, 2004).

Uma característica importante no processo é a pequena extensão do arame eletrodo em relação à peça, no qual é energizado por uma alta densidade de corrente que ocasiona um elevado consumo do arame. Esta característica se deve ao aspecto fundamental do processo que é a polaridade elétrica. Tipicamente, é conectado o eletrodo ao polo positivo da fonte, sendo a configuração representada por CCEP (polaridade reversa) na **Figura 2.8**. Nesta condição, o processo apresenta boas características de geometria do cordão de solda, estabilidade do arco elétrico adequadas para utilização do processo e altos valores das taxas de fusão comparados a

outros processos de soldagem, tais como, TIG (*Tungsten Inert Gas*) e eletrodo revestido (CIRINO, 2009).

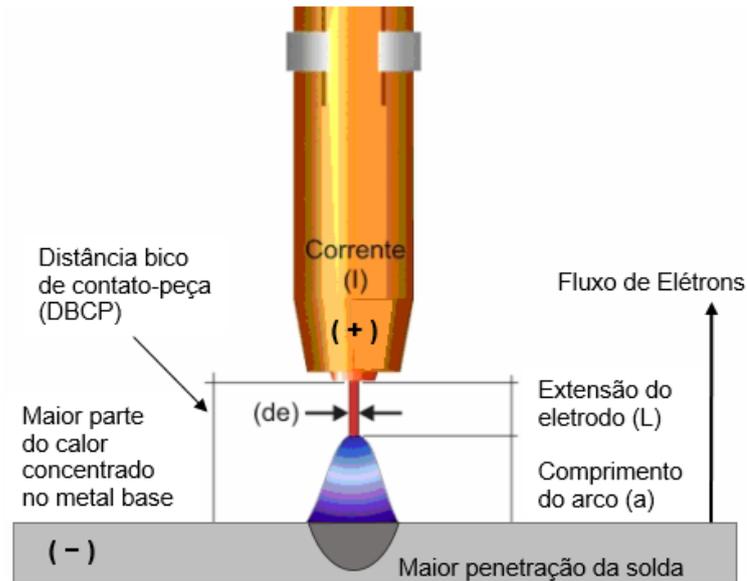


Figura 2.8 - Representação esquemática do processo MIG/MAG em polaridade reversa (CCEP), contendo os valores envolvidos no cálculo da taxa de fusão. Fonte: Adaptado de Cirino (2009).

A taxa de fusão do processo MIG/MAG em polaridade reversa foi desenvolvida por Lesnewich (1958) apud HARWIG et al. (2006). Baseado em sua pesquisa, a **Equação (1)** foi estabelecida para o cálculo da taxa de fusão de um dado tipo de eletrodo e diâmetro. Assim,

$$V_a = \alpha \cdot I + \beta \cdot I^2 \cdot L \quad (1)$$

Onde:

V_a = taxa de fusão ou velocidade de alimentação (m/min);

α = coeficiente de fusão (m/min.A). Constante relacionada ao calor gerado por fenômenos no arco. Dependente também da composição do gás de proteção e da polaridade;

β = coeficiente de resistividade térmica ($\text{min}^{-1} \cdot \text{A}^{-2}$);

L = extensão do eletrodo (mm);

I = corrente elétrica (A).

O primeiro termo da equação ($\alpha \cdot I$) representa a contribuição para a fusão do arco e o segundo termo da equação ($\beta \cdot I^2 \cdot L$) representa a contribuição da resistência térmica da extensão do eletrodo. O termo da fusão do arco é dependente da polaridade e do tipo e tamanho do eletrodo (HARWIG et al., 2006).

O modo de transferência metálica é outro fenômeno fundamental do processo (**Figura 2.9**). Scotti et. al. (2012) menciona que tal fenômeno decorre de diversos parâmetros, tais como, composição e diâmetro do arame, composição do gás de proteção, polaridade elétrica, comprimento do arco e nível de corrente empregada.

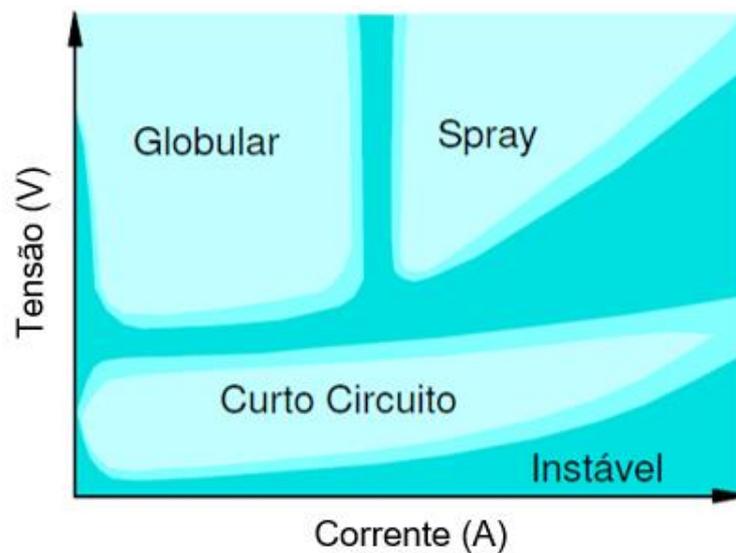


Figura 2.9 - Condições de corrente e tensão para as diferentes formas de transferência. Fonte: Modenesi (2007).

Naturalmente, os modos de transferência são: curto-circuito, globular e spray. Estes, ocorrem como uma função do nível de ajuste da tensão e corrente conciliadas à velocidade de alimentação do arame.

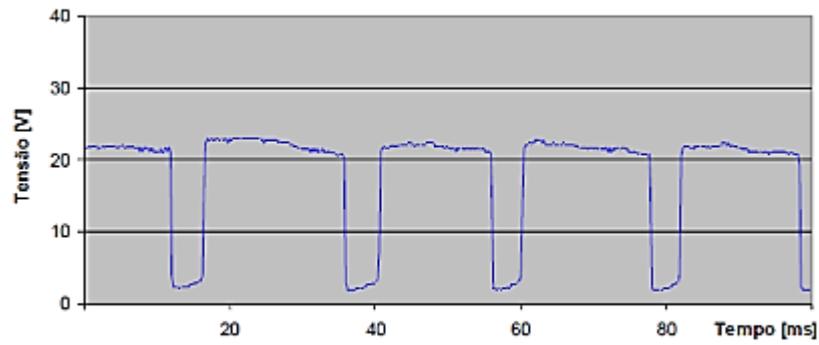
2.3.1 Soldagem MIG/MAG por Curto-Circuito (MIG/MAG Convencional)

Este modo de operação é relativamente fácil de ser conduzido, pois o número de variáveis é muito pequeno, basicamente são: U_{ref} (tensão de referência), K_s (dinâmica de subida), K_d (dinâmica de descida) e V_a (velocidade de alimentação do arame). Fundamentalmente, a tensão de referência deve ser ajustada em valores na faixa de 15 a 32 V e em dependência da velocidade do arame-eletrodo, sendo esta última, a principal determinante da corrente de soldagem resultante. Assim, pode-se dizer que a corrente é uma variável

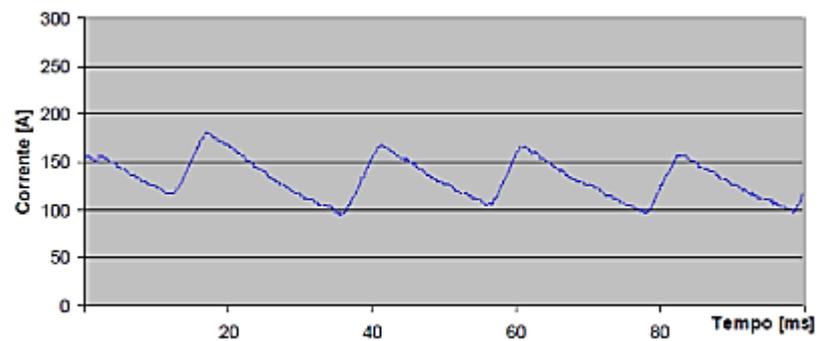
dependente da velocidade do arame-eletrodo. Diz também que existe um auto-ajustamento da corrente em função das circunstâncias do processo, como, por exemplo, alteração da distância da pistola de soldagem até a peça (IMC SOLDAGEM, 2015).

Um fator importante na soldagem MIG/MAG por curto-circuito é o efeito da indutância, influenciando diretamente na formação de salpicos e na estabilidade do arco voltaico. Esta propriedade é de extrema importância para o processo, pois o efeito da indutância, que é o de variar a taxa de crescimento/decrescimento da corrente, afeta diretamente o comportamento de destacamento das gotas. No processo por curto-circuito, a regularidade da transferência e, em boa parte, a formação de respingos estão fortemente relacionados ao efeito indutivo. Fontes convencionais de soldagem realizam o controle da indutância por meio de um indutor ligado em série com o arco. Já em fontes eletrônicas, existe um circuito que simula o efeito do indutor, ou seja, age de forma a variar a taxa de subida e descida da corrente. Em soldagem, não é possível se basear somente numa regulagem de um valor de indutância na fonte, pois a indutância do sistema não depende só do circuito da fonte, mas também do próprio arco, cabos, etc. Por este motivo, as fontes possuem regulagens de posições de indutância e não valores de indutância. Então, a melhor forma de se fazer referência à indutância de um equipamento é pelo termo “efeito indutivo”, ou seja, pelas taxas de crescimento e decrescimento da corrente para uma dada condição de soldagem (SCOTTI et al., 2011).

O efeito da indutância na estabilidade do arco, segue nas **Figuras 2.10(a), 2.10(b), 2.11(a) e 2.11(b)** mostram oscilogramas de $(U) x (t)$ e $(I) x (t)$ para uma $U_{ref.} = 19$ V, com eletrodo ER70S-6 de 1,0 mm, gás Ar + 8% CO₂, $V_s = 0,4$ m/min e dois diferentes conjuntos de indutâncias obtidos com diferentes regulagens de K_s e K_d (IMC SOLDAGEM, 2015).

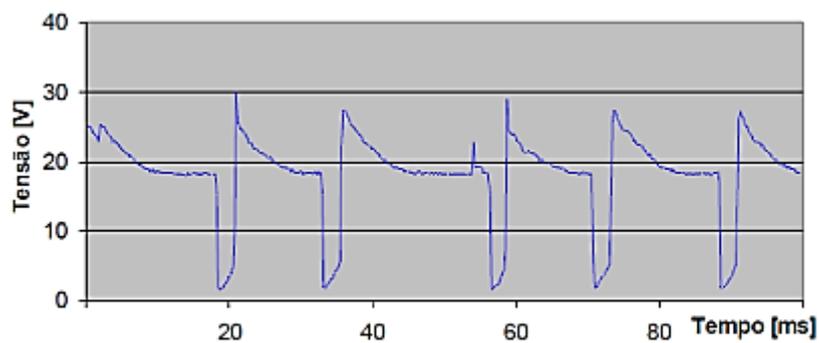


(a)

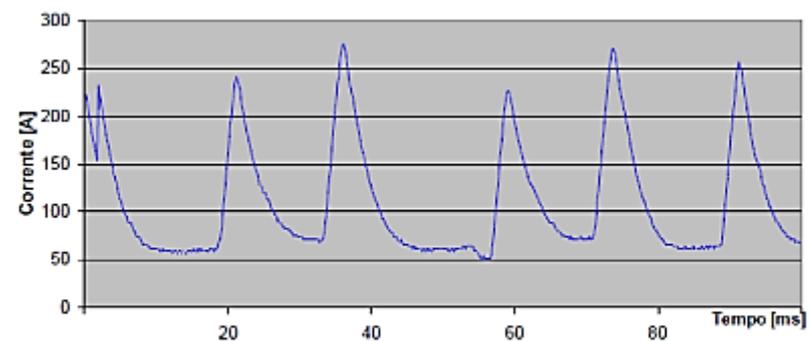


(b)

Figura 2.10 - Oscilogramas de U [V] \times t [ms] e I [A] \times t [ms] para $K_s = 5$; $K_d = 5$; $V_a = 4,0$ m/min; $U_{ref.} = 19$ V; eletrodo ER70S-6 de 1,0 mm; gás Ar + 8% CO_2 ; $V_s = 40$ cm/min. Fonte: IMC Soldagem (2015).



(a)



(b)

Figura 2.11 - Oscilogramas de U [V] \times t [ms] e I [A] \times t [ms] para $K_s = 30$; $K_d = 30$ e $V_a = 4,0$ m/min; $U_{ref.} = 19$ V; eletrodo ER70S-6 de 1,0 mm; gás Ar + 8% CO_2 ; $V_s = 40$ cm/min. Fonte: IMC Soldagem (2015).

2.3.2 MIG/MAG Pulsado

Apesar da ampla aplicação, o processo de soldagem MIG/MAG Convencional possui algumas limitações quanto ao controle da transferência metálica. Embora a soldagem MIG/MAG tenha sido inicialmente desenvolvida como um processo que visa alta deposição, altas taxas de fusão facilitada pela alimentação contínua do arame e altas correntes de soldagem, susceptibilidade à porosidade e defeitos de fusão (por exemplo, penetração excessiva), limitou sua utilização em aplicações onde esses fatores não influenciariam na qualidade final da solda (BERNARD, 1989 apud MURUGAN e PALANI, 2005).

Com a problemática percebível na soldagem com o processo MIG/MAG Convencional, mais recentemente, o modo pulsado do processo (MIG/MAG Pulsado) aumentou a faixa de utilização deste processo, com transferência metálica que evita o curto-circuito pela imposição de dois diferentes níveis de correntes, denominados: corrente de pulso (I_p) e corrente de base (I_b), com seus respectivos tempos de duração (t_p) e (t_b). Desta forma, evitando-se o curto a tensão não alcança níveis baixos e consegue-se, portanto, um aumento da relação potência/velocidade de arame, comparando-se com a transferência por curto-circuito, a qual esta relação é reduzida pelo fato do arco extinguir-se. Nas primeiras fontes de energia, este aumento de corrente de pulso era regulado pela elevação da tensão, assim como nas fontes do modo convencional. Entretanto, na prática, este processo não alcançou êxito já que o controle da transferência metálica se dá pelo controle da corrente. Portanto, só com o a inserção das fontes de controle da corrente que o processo pulsado atingiu seus propósitos. A forma de onda é variável entre os fabricantes, e outros detalhes científicos sobre a estabilidade do processo, e melhor conjunto de variáveis são conjecturados por diferentes autores. A principal premissa e utilizada por todos é a condição de destacamento de uma gota por pulso (UGPP) (AMIN, 1983 e DUTRA et al., 1995 apud SAVI, 2014).

Na **Figura 2.12**, é mostrado a forma de onda teórica do processo e as fases de um ciclo completo do destacamento da gota. Fase1- A corrente de base serve principalmente para manter o arco aberto e pré-aquecer o material de base e do eletrodo. Fase2- A subida da corrente para o nível de corrente de pulso. Fase3- O estrangulamento do material fundido na ponta de eletrodo. Fase4- A descida da corrente e separação da gota do eletrodo. Fase5- A gota foi transferida para a poça de fusão (KOCH e WELZ, 1996 apud FISCHER, 2011).

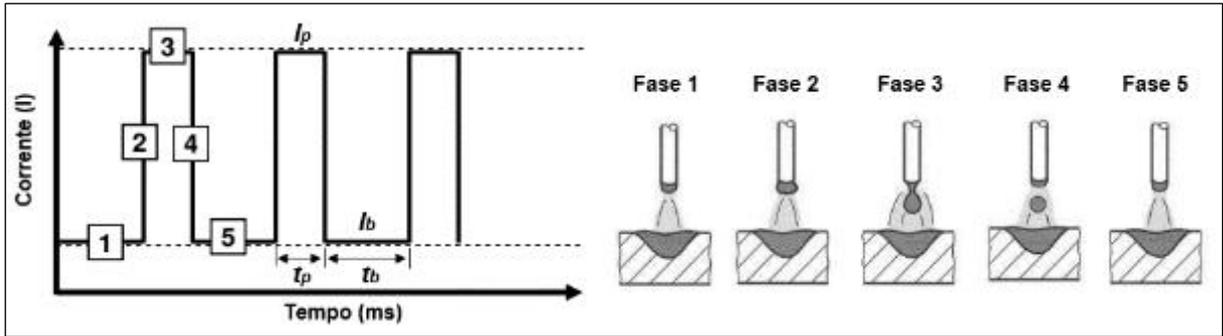


Figura 2.12 - Diagrama esquemático de uma onda do tipo corrente pulsada e transferência do metal.
Fonte: Adaptado de Fischer (2011).

Para que o processo opere em condições de estabilidade do arco, todos os parâmetros devem ser ajustados em uma combinação ótima considerando cada condição de soldagem (metal base, diâmetro e material do arame eletrodo, tipo do gás de proteção, etc.). Além da premissa principal de que deve ocorrer o destacamento de uma gota por pulso ao fim da corrente de pulso, uma outra premissa correntemente citada nas literaturas Norrish (1992) apud Vilarinho e Scotti (2001) e Rajasekaran et al. (1998), é referente a necessidade da gota destacada possuir o mesmo diâmetro do arame eletrodo. Contudo, o método de parametrização do processo MIG Pulsado segue detalhado na seção 3.2.2 deste trabalho.

2.3.3 Soldagem MIG/MAG Pulsado em Corrente Alternada (MIG/MAG-CA)

Partindo do processo MIG/MAG Pulsado, o avanço considerável nas últimas duas décadas no desenvolvimento de microprocessadores controlados, onde ajustes no modo de transferência metálica se tornaram muito mais eficazes. Assim, pesquisas e investigações vêm sendo desenvolvidas baseadas em novas formas de ondas e maneiras alternativas para a transferência metálica, possibilitando a exploração de novos métodos de união de chapas metálicas que atingissem ou melhorassem o controle operacional (HARWIG et al., 2006).

Na polaridade negativa CCEN (polaridade direta), o processo não apresenta o problema de penetração excessiva, mencionado anteriormente. Porém, a falta de estabilidade do arco é o fator responsável pela pouca aplicação da polaridade negativa. Esta resulta em um cordão de solda de qualidade inaceitável com respingos nas laterais dos cordões soldados com CCEN (PUHL, 2011). A **Figura 2.13** mostra as principais características do arco em ambas as polaridades.

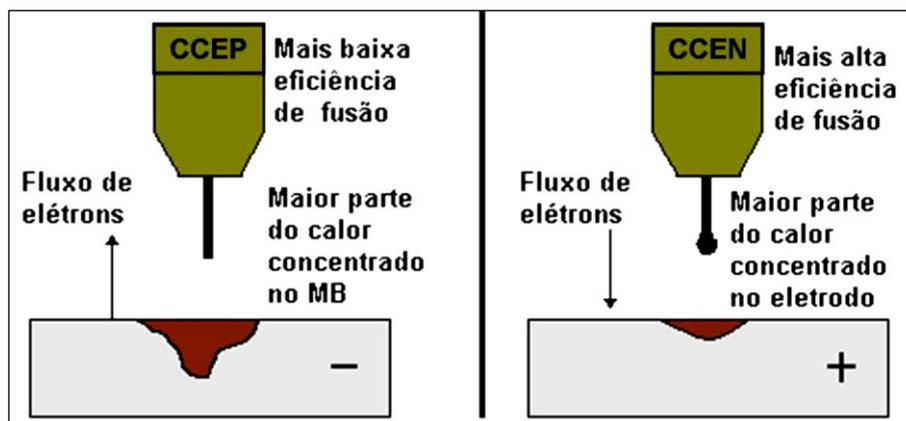


Figura 2.13 - Características do arco nas polaridades CCEP e CCEN. Fonte: Nascimento (2011).

Mudanças de forma relevante na característica do arco e do cordão de solda são apresentadas quando se alterna a polaridade do eletrodo. Por exemplo, a profundidade de penetração e tamanho da zona fundida de uma solda em MIG/MAG CCEN são menores em relação à outra solda realizada com MIG/MAG CCEP para as mesmas condições de gás de proteção, corrente de soldagem e relação entre a velocidade de alimentação de arame e a velocidade de deslocamento (PUHL, 2011).

Contudo, a exploração de novos métodos de soldagem MIG/MAG Pulsado em Corrente Alternada (MIG/MAG-CA) para a aplicação em chapas finas e maior tolerância com relação ao posicionamento das juntas, surge como uma oportunidade para sanar, em tese, as dificuldades e limitações mencionadas anteriormente e que será abordado neste trabalho de pesquisa.

O processo MIG-CA foi primeiramente reportado por Harada et al. (1999) apud Chung e Arif (2015), desta forma este processo foi apresentado sob diversas denominações na literatura, por exemplo, VP-GMAW (*Variable Polarity Gas Metal Arc Welding*). No Brasil, o mesmo é popularmente denominado como MIG/MAG-CA, que assim como no processo TIG-CA (Tungstênio Inerte Gás em Corrente Alternada), representa não apenas uma forma de onda senoidal, mas também uma forma de onda com alternância entre as polaridades positiva e negativa. O processo MIG/MAG-CA é uma variação do processo MIG/MAG Pulsado, em que é introduzido um intervalo com polaridade negativa na forma de onda de corrente, ou seja, enquanto o MIG/MAG Pulsado apresenta dois intervalos, correspondentes a uma base positiva e um pulso positivo, o processo MIG-CA possui adicionalmente uma base negativa, (**Figura 2.14**). A inserção deste intervalo no formato de onda promove variações tanto na taxa de fusão do arame como no calor transferido ao metal de base (SANTOS, 2008).

Mesmo sem dados para conclusão da ideia, Tong et al. (2001) menciona que o processo MIG-CA parece ser uma técnica de soldagem ideal aos problemas de perfuração de chapas finas de alumínio, a dificuldade de soldar juntas afastadas e a distorção das chapas devido ao aquecimento.

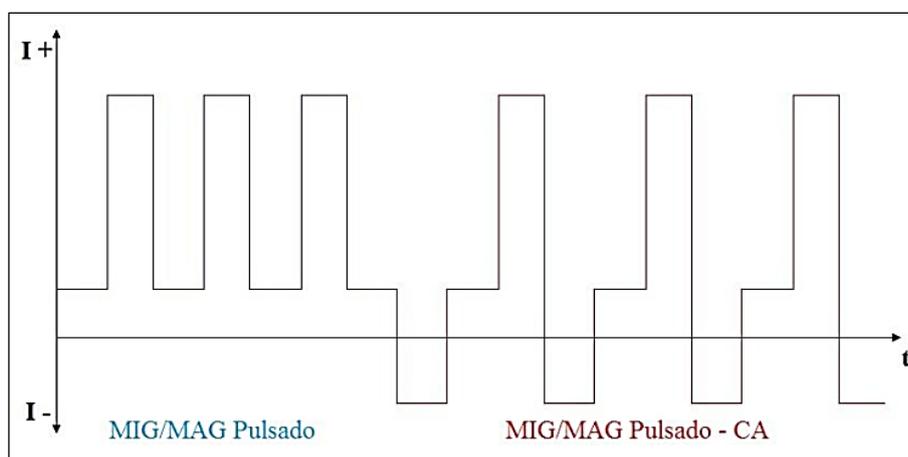


Figura 2.14 - Forma de onda para MIG/MAG Pulsado e MIG/MAG-CA. Fonte: Aguiar (2014).

Embora Tong et al. (2001) expresse sem dados conclusivos, Nascimento e Vilarinho (2007) mencionam que o processo de soldagem MIG-CA possui a combinação das vantagens da soldagem MIG convencional (polaridade reversa), com o aumento na taxa de deposição e redução do aporte térmico que ocorre quando o processo é operado com o eletrodo em polaridade direta (CCEN). Uma vez que o uso dessa polaridade tem gerado interesse para o controle do aporte térmico sobre o metal base e penetração. No entanto, a instabilidade do arco e respingos gerados pela forte força repulsiva que age na gota na ponta do arame eletrodo na polaridade negativa (**Figura 2.15**), têm sido os obstáculos para o seu emprego pleno. Isto poderia ser facilmente resolvido com a utilização de fluxos com elementos estabilizantes, como nos processos a eletrodo revestido, arame tubular e arco submerso. No entanto, como o processo MIG opera com o arame eletrodo maciço, problemas de instabilidade são mais difíceis de resolver. Por isso, a soldagem com arame maciço é operada quase exclusivamente em polaridade positiva.

Outro problema reportado por Talkington (1998) é o problema de reignição do arco quando a corrente passa pelo zero (apagamento do arco) durante a mudança de polaridade em CA; altos picos de tensão elétrica são aplicados para manter a ionização na coluna de arco, deste modo ajudando a reignição. Contudo, altas tensões tem sido sempre um problema de segurança.

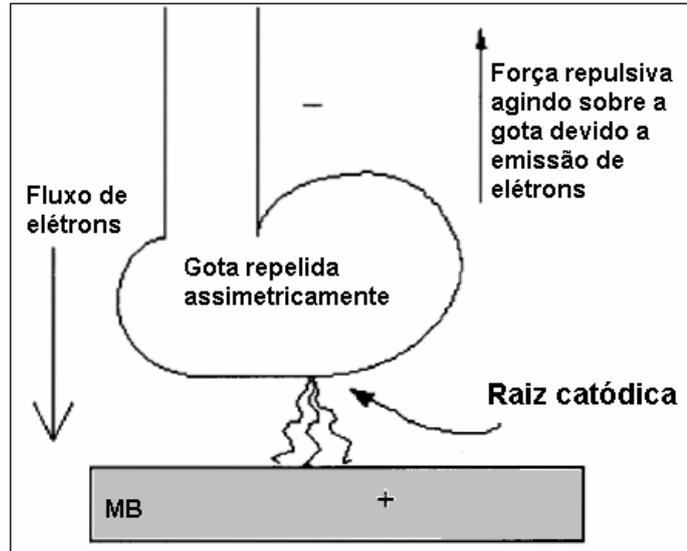


Figura 2.15 - Força repulsiva sobre a gota na polaridade negativa. Fonte: Nascimento e Vilarinho (2007).

Segundo Harwig (2000) apud Nascimento e Vilarinho (2007), valores de tensões como 400 V quando a corrente passa por zero depende do teor de dióxido de carbono no gás de proteção. No entanto, tal problema foi solucionado com o avanço da eletrônica em relação à tecnologia dos inversores que são capazes de gerar quase todas as formas de ondas concebíveis. O emprego de uma forma de onda retangular reduz o tempo que a corrente está no ou próxima do zero, eliminando assim o problema de reignição do arco. Isto, descarta o emprego de altas tensões.

O formato de onda para MIG-CA apresentado na **Figura 2.14** não é único. Outros formatos são possíveis adquirir através de ajustes, isto dependerá da capacidade tecnológica dos equipamentos utilizados. Segundo Nascimento et al. (2009), os formatos de ondas que comumente podem ser aplicados ao processo de soldagem MIG-CA seguem apresentados na **Figura 2.16**.

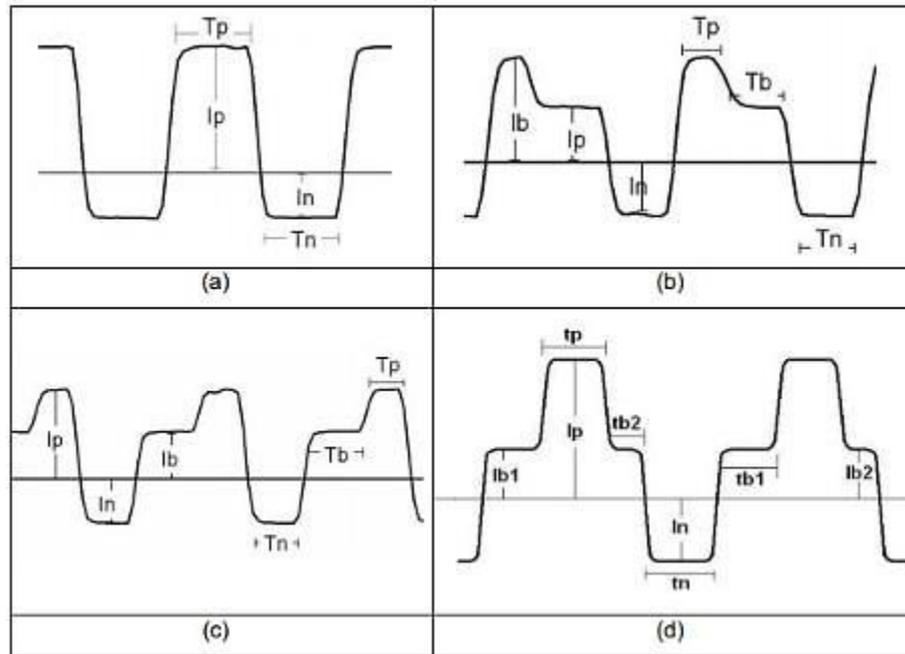


Figura 2.16 - Formas de ondas (a) tipo, (b) tipo B, (c) tipo C e (d) tipo D, para soldagem MIG-CA.
Fonte: Adaptado de Nascimento (2011).

As variáveis apresentadas na **Figura 2.16** são definidas como:

- I_p , nível da corrente de pico em polaridade positiva [A];
- t_p , tempo de pico da corrente em polaridade positiva [ms].
- I_n , nível da corrente em polaridade negativa [A];
- t_n , tempo da corrente em polaridade negativa [ms];
- I_b , nível da corrente de base em polaridade positiva [A];
- I_{b1} , nível da corrente em polaridade positiva de base antes do pico [A];
- I_{b2} , nível da corrente em polaridade positiva de base após o pico [A];
- t_b , tempo de base da corrente em polaridade positiva [ms];
- t_{b1} , tempo de base da corrente em polaridade positiva antes do pico [ms];
- t_{b2} , tempo de base da corrente em polaridade positiva após o pico [ms].

Trabalhos vêm sendo desenvolvidos no sentido de obter a melhor parametrização no formato de onda para o entendimento dos fatores relacionados ao controle na penetração, à taxa de fusão do arame, geometria do cordão e estabilidade do processo. Nascimento et al. (2009) em um comparativo com quatro diferentes formatos de onda (A, B, C e D) concluíram que através das análises realizadas, ao operar com o arame eletrodo em 70% de EN ocorreu uma

grande instabilidade na transferência metálica, independentemente da forma de onda utilizada. Os autores consideraram tal fato, devido à formação de gotas com diâmetros três vezes maiores que o diâmetro do arame eletrodo e alto nível de respingos em função da força repulsiva atuante na gota em CCEN (Corrente Contínua Eletrodo Negativo), o que condiz com Lancaster (1986).

Nascimento et al. (2012) estudou os efeitos das formas de onda tipo B e C nos fatores: penetração, taxa de fusão e geometria do cordão. Nesse trabalho, os autores concluíram que o reforço do cordão de solda tende a aumentar à medida que se aumenta a %EN (porcentagem do tempo na polaridade negativa) para os dois formatos de ondas. Ainda relacionado à geometria do cordão, a largura do mesmo diminui com o aumento da %EN, apresentando tendência a cordões mais convexos. Para a penetração, foi observado que à medida que o tempo da %EN aumenta, a mesma diminui. Além disto, os autores perceberam que: “os resultados para o tipo de onda “C” que possui período de base positiva antes do pulso de destacamento apresentou maiores valores de penetração quando comparado ao formato de onda B com base positiva após o pulso de destacamento. A razão para isto pode ser atribuída ao fato de que no formato de onda “C”, a gota metálica é destacada ao final do pulso positivo e é transferida no momento em que ocorre a inversão de polaridade, ou seja, atravessa o arco sobre ação das forças repulsivas típicas do uso de eletrodo negativo, permanecendo mais tempo no arco sobre correntes mais elevada e aquecendo mais. Em razão disto, resulta em maior penetração do que os cordões de solda resultantes da onda B, onde as gotas atravessam mais rapidamente e sobre efeito da corrente de base positiva que é inferior a corrente negativa utilizada”. Na questão econômica do processo, o tipo de forma de onda com base positiva anterior ao pulso (onda tipo “C”) proporciona maiores valores na taxa de fusão. Tal característica acontece em virtude da paralização após o pulso reduzir o aquecimento do arame-eletrodo enquanto que, se a pausa for ao início o aquecimento se torna mais lento. Tais reflexos na taxa de fusão são apresentados na **Figura 2.17**.

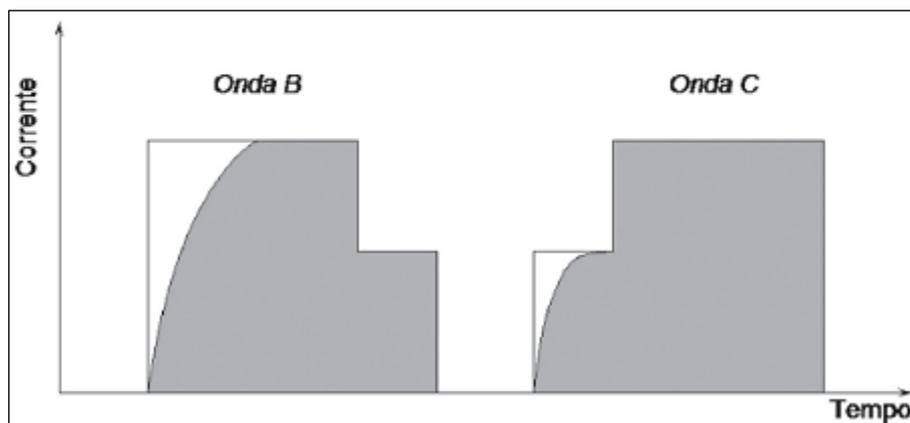


Figura 2.17 - Proposta esquemática para maior taxa de fusão da forma de onda C em comparação à forma de onda B. A parte sombreada representaria uma integral da energia, equivalente ao aquecimento do arame.
Fonte: Nascimento et al. (2012).

Valores de *EN* com 30 e 50%, foram adotados por Nascimento (2011) para as formas de onda B, C e D da figura anterior e obteve a condição de UGPP com diâmetros equivalentes ao do arame eletrodo. Porém, para o formato “A” que não possui uma base para suavizar as inversões de polaridades, a transferência metálica foi de forma irregular não atingindo a UGPP, como mostra a **Figura 2.18**.

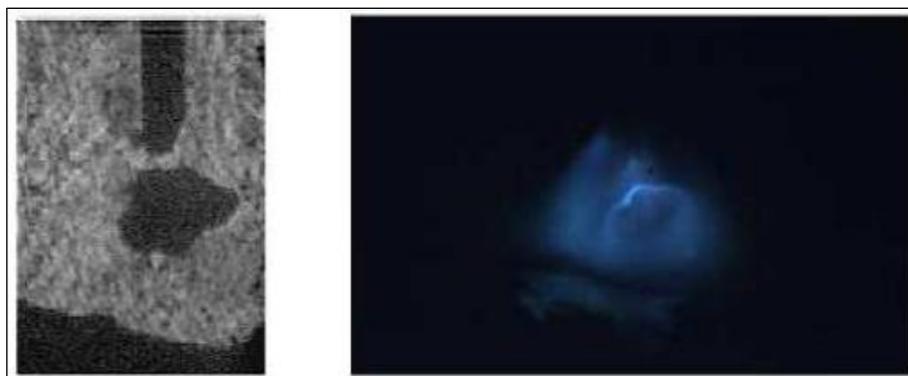


Figura 2.18 – Transferência metálica operando com EN 50% e formato de onda “A”. Fonte: Nascimento (2011).

Faria et al. (2007) ao utilizarem formas de onda A, B e C referente à **Figura 2.16**, também averiguaram boa performance do processo, entretanto, concluíram que esses formatos não influenciaram estatisticamente a geometria do cordão de solda aplicada às chapas de alumínio.

No formato de onda C (adotada neste trabalho), Vilarinho et al. (2009) afirmam que a transferência metálica é realizada de forma regular e estável sempre na polaridade positiva onde a gota se destaca no final do pulso positivo e ao cruzar o arco sofre ação de forças repulsivas na polaridade negativa, que provocam o aquecimento e desaceleração suavizando sua

transferência metálica e diminuindo o nível de respingo. Também notam um aumento na penetração.

Para Ueyama et al. (2005) e Tong et al. (2001) a base após o pulso para chapas de alumínio, tem a finalidade de impedir que a gota se destaque em polaridade negativa para prevenir a produção de respingos.

Santos (2008) cita que a utilização de rampas suaves pode ter uma significativa contribuição para reduzir o ruído acústico gerado em alguns equipamentos.

Tong et al. (2001) mencionam que para uma forma de onda de corrente modulada em baixa frequência, o processo de soldagem CA é altamente competitivo e produtivo com soldas de qualidade em chapas finas de alumínio com grande distanciamento entre elas, a qual fornece cordões com alto valor de reforço e o mínimo de deformação para o metal base conforme mostra a **Figura 2.12**.

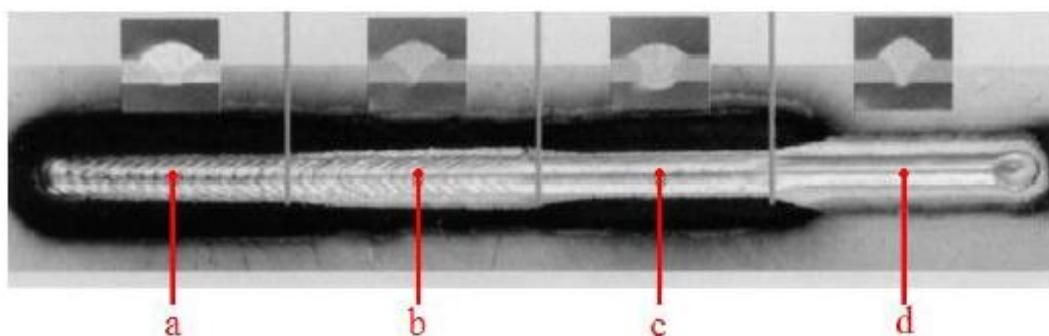


Figura 2.12 – Comparativo para união de chapas de alumínio: (a) CC+ modulada em baixa frequência, (b) CA modulada em baixa frequência, (c) CC+ e (d) CA. Fonte: Adaptada de Tong et al. (2001).

Ueyama et al. (2011) também comprovaram o bom desempenho do processo aplicado a união de chapas finas de alumínio. Ao realizarem uma comparação para uma taxa de alimentação constante, a utilização de *EN* com 0% exigia uma corrente de 100A para efetuar a união das chapas, ao passo que para *EN* com 40% a corrente necessária para realizar a solda diminuiu para 65 A, reduzindo assim o calor imposto nas chapas.

Nascimento et al. (2012) afirmam que, tanto para os formatos de onda com base positiva antes ou após o pulso, não influenciam no reforço do cordão tanto quanto o percentual de tempo em que o arame eletrodo permaneceu em polaridade negativa. Concluíram que há acúmulo de calor no arame eletrodo gerado em função do maior tempo de envolvimento do arco que produz um aumento do volume de metal depositado e menor molhabilidade resultando em maiores reforços.

Nascimento (2011) menciona a grande diversidade de formatos de ondas para corrente aplicada no processo MIG/MAG-CA, porém existe uma escassez nas informações relativas aos benefícios ou inferioridade de cada onda, assunto o qual Santos (2008) sugere ainda carecer de mais investigações.

2.3.3.1 Principais Parâmetros do Processo

Dentre todas as formas de ondas expostas na seção anterior, a forma de onda tipo “C” será utilizada no desenvolvimento deste trabalho, pois a fonte de soldagem possui este formato em específico. Sendo assim, a **Figura 2.17** apresenta os parâmetros de regulagem para tal forma.

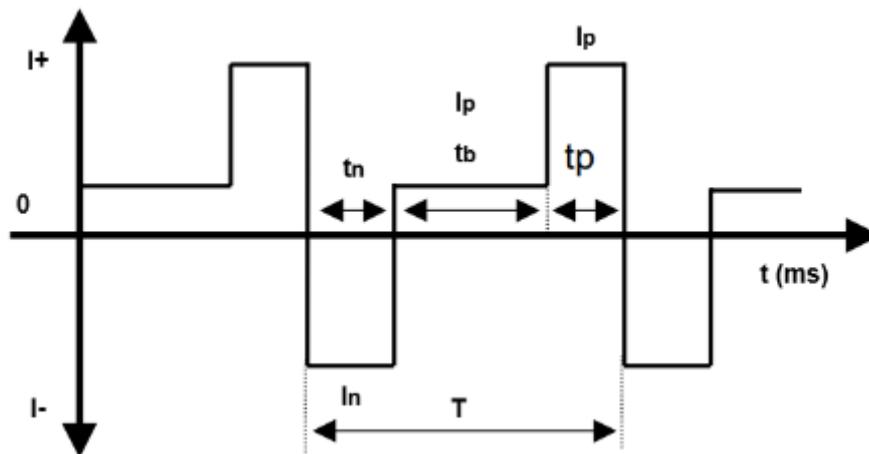


Figura 2.18 - Esquema do formato de onda comum para MIG/MAG Pulsado – CA destinado para aços e suas variáveis. Fonte: Adaptado de Gohr (2002).

Os parâmetros da **Figura 2.18** são definidos como:

- I_+ , corrente de soldagem na polaridade positiva [A];
- I_- , corrente de soldagem na polaridade negativa [A];
- T , período [ms];
- I_n , nível da corrente em polaridade negativa [A];
- t_n , tempo da corrente em polaridade negativa [ms];
- I_b , nível da corrente em polaridade positiva de base [A];
- t_b , tempo da corrente em polaridade positiva de base [ms];
- I_p , nível da corrente em polaridade positiva de pico [A];
- t_p , tempo da corrente em polaridade positiva de pico [ms].

Um fator preocupante reconhecido por vários autores está associado à estabilidade do processo que a cada semi-ciclo de corrente ocorre inversão da polaridade, momento em que o arco se apaga e reacende com uma polaridade diferente (GOHR, 2002; MODENESI E REIS, 2007; SCOTTI et al., 2012). Gohr (2002) entre outros pesquisadores cita que no exato momento em que ocorre a mudança das polaridades e ocasiona a extinção do arco, é gerada instabilidade no processo de transferência metálica, fato que está presente em todos os formatos de onda do processo MIG/MAG-CA.

Scotti e Monteiro (2012) direcionaram seus estudos a uma metodologia para definir os parâmetros do processo MIG/MAG-CA. Os pesquisadores explicam que, por se tratar de um processo de alternância de polaridades, deve-se garantir que a transferência metálica ocorra somente na polaridade positiva condicionada a ocorrência da UGPP, o que condiz com Dutra et al. (1992) apud Scotti e Monteiro (2012), com diâmetro próximo ao do arame eletrodo. Sendo assim, inicialmente é selecionado o formato de onda de corrente que atenda essa necessidade. Logo em seguida, os valores de corrente média na polaridade positiva, o valor de percentual de tempo em que o eletrodo trabalha em polaridade negativa (*EN*), a seleção do gás de proteção e o tipo de arame eletrodo.

A definição de um nível de trabalho para a corrente de pulso em MIG/MAG-CA irá depender da finalidade da aplicação. Scotti e Monteiro (2012) ressaltam que, se almejar maior penetração, o valor adotado será excessivamente maior que a corrente de transição, já no caso de revestimento o valor será ligeiramente maior que a corrente de transição.

A corrente de base positiva pode ser aplicada antes e/ou depois da corrente de pulso positivo com a função de evitar a inversão brusca das polaridades e estabilizar o arco. A aplicação da corrente de base antes do pulso positivo tem a função de manter a gota antes da corrente de pico que intensifica a força eletromagnética e ocasiona o destacamento da gota metálica. Scotti e Monteiro (2012) afirmam que a corrente de base deve ser selecionada tendo em vista a corrente média desejada e recomenda valores acima de 40A.

Em relação à corrente na polaridade negativa, Santos (2008) e Nascimento (2011) obtiveram diferentes resultados ao efetuarem em suas pesquisas cordões de soldas por simples deposição. A intensidade dessa corrente influenciou na transferência da gota, conforme mostrado na Figura 2.8. Percebe-se que, ao se utilizar o mesmo percentual de tempo de permanência do eletrodo em polaridade negativa, índice que pode ser determinado pela Equação (2.1), a utilização de uma corrente na fase negativa de 60 A conduziu a uma transferência metálica mais estável (SANTOS, 2008). Ao passo que uma corrente de 198 A levou a uma forma de transferência repulsiva (NASCIMENTO, 2011).

De toda forma, para Nascimento e Vilarinho (2007) o modo de transferência em corrente alternada é tipicamente pulsado globular (**Figura 2.19(a)**), com crescimento substancial das gotas durante o período em *EN* devido às forças de repulsão presentes durante esta fase. Segundo os autores, outro fator que influencia no tamanho das gotas transferidas se refere à frequência de pulsação e, neste sentido, menor frequência provoca o aumento do tamanho da gota, efeito este, porém, inferior ao do período em *EN*.

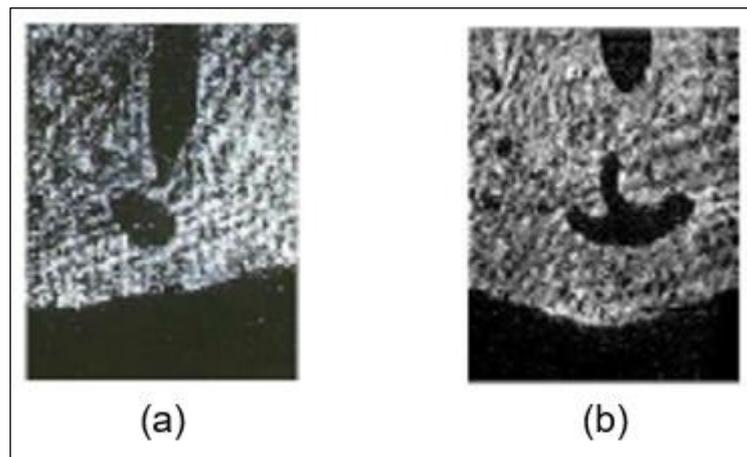


Figura 2.19 - Destacamento da gota sob diferentes níveis de corrente negativa. (a) Forma estável com $EN = 60A$. (b) Forma repulsiva com corrente negativa de 198A. Fonte: Santos (2008) e Nascimento (2011).

Nascimento (2011) sugere que não é recomendável adotar longos valores de tempo para a permanência do arame eletrodo em polaridade negativa em função das forças repulsivas que realizam o crescimento demasiado da gota metálica (**Figura 2.19(b)**), já que o ideal é obter gotas de menores diâmetros e modo de transferência metálica estável.

3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

A estratégia experimental definida para o desenvolvimento do trabalho ocorreu conforme fluxograma mostrado na **Figura 3.1**.

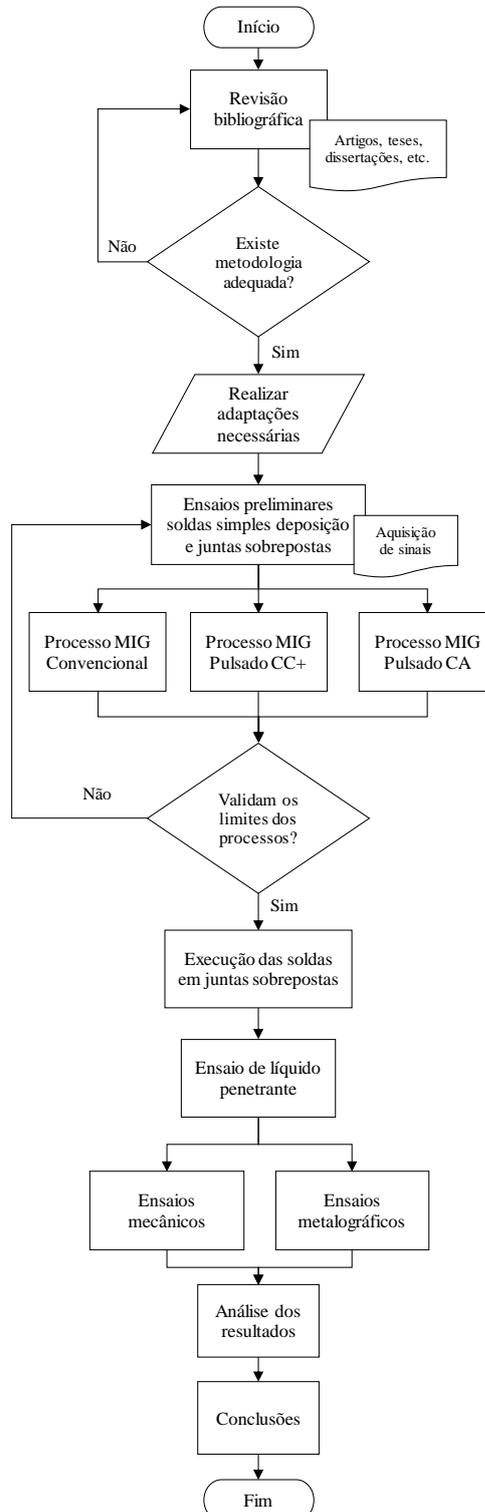


Figura 3.1 - Fluxograma do desenvolvimento experimental. Fonte: Autor (2017).

3.1 Equipamentos e Materiais Empregados

Foi utilizado como metal base chapa de liga de alumínio 5052-H34. Os CDP's foram cortados por meio de fresamento em uma máquina de corte router, nas dimensões de 200 x 50 (mm) e espessuras de 1, 2 e 3 mm. A composição química nominal da liga especificada na norma ASTM B209M-14 está expressa na **Tabela 3.1**.

Tabela 3.1 - Composição química em (% p.) da liga 5052-H34.

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
Restante	0,25	0,40	0,10	0,10	2,2 – 2,8	0,15 – 0,35	0,10

Fonte: ASTM B209M-14 (2014).

Na **Tabela 3.2** são apresentadas as propriedades mecânicas da liga na faixa de espessuras de 1,2 a 3,2 mm.

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas da liga 5052-H34.

Espessura Especificada (mm)		Limite de Resistência à Tração (MPa)		Limite de Escoamento (MPa)		Alongamento mín. (%)	
maior que	menor que	mín.	máx.	mín.	máx.	em 50 mm	em 5x diâmetro
1,20	3,20	235	285	180	-	6	-

Fonte: ASTM B209M-14 (2014).

O arame eletrodo empregado foi o ER 5356 da fabricante Welding Alloys Brasil® com diâmetro de 1,2 mm. A composição química do metal de adição segue apresentada na **Tabela 3.3**.

Tabela 3.3 - Composição química em (% p.) do arame eletrodo ER 5356.

Al	Si	Mn	Cr	Fe	Ti	B	Cu	Mg	Zn
Restante	0,04	0,16	0,12	0,14	0,10	0,0026	< 0,01	4,85	0,01

Fonte: Welding Alloys Brasil Ltda (2013).

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Soldagem da Universidade Federal de Itajubá (LSO), cujo detalhamento da bancada experimental é mostrado na **Figura 3.2**. Para a execução das soldas foi utilizado uma fonte IMC-INVERSAL 300[®] com comando digital e possibilidades de soldagem no modo MIG-CA em diferentes formatos de onda e um cabeçote alimentador IMC-STA-20[®].

Para a manutenção constante da distância do bico de contato com a peça (DBCP), a velocidade de soldagem (V_s) e o ângulo de arrasto da tocha em relação ao metal base, foi empregado um dispositivo deslocador semi-automático (carro tartaruga) para fixação da tocha na bancada de soldagem. Em todos os ensaios, foi utilizado o gás argônio (Ar) com vazão de 15 l/min para proteção da soldagem.



Figura 3.2 - Bancada experimental. Fonte: Aguiar (2014).

A bancada experimental apresentada na **Figura 3.2** constitui em:

- (1) Cabeçote alimentador IMC-STA-20[®] com arame eletrodo;
- (2) Fonte de soldagem multiprocessos IMC-INVERSAL 300[®];
- (3) Bancada de soldagem;
- (4) Medidor de vazão de gases;
- (5) Cilindro de gás de proteção;
- (6) Carro semi-automático para deslocamento da tocha de soldagem;
- (7) Corpo de prova;
- (8) Computador para aquisição de dados.

É importante ressaltar que foram utilizadas no cabeçote alimentador IMC-STA-20[®], roldanas de tração adequadas para arames de ligas de alumínio.

3.2 Métodos

3.2.1 Parametrização do Processo MIG-CA

Devido as numerosas variáveis de operação com diferentes níveis de regulagem, o processo de soldagem MIG-CA tem como características uma difícil parametrização. Partindo desta premissa, através da revisão da bibliografia foi possível encontrar uma metodologia de parametrização do processo aplicado em alumínio naval. Essa metodologia foi desenvolvida com o objetivo de garantir a estabilidade do arco, transferência metálica consistente e também uma boa aparência do cordão de solda (SAVI et al., 2015).

É conhecido que a taxa de fusão do arame aumenta com o aumento da polaridade em negativo, na qual leva a mudança do comprimento do arco. Assim pesquisadores como Vilarinho et al. (2009) e Scotti e Monteiro (2012), Savi et al. (2015) fizeram previsões da taxa de fusão para ambas polaridades (*EP* e *EN*) a partir da **Equação (2.1)**. O conhecimento das variações das taxas de fusão é necessário para se igualar a velocidade de alimentação do arame nas polaridades positiva e negativa. Uma vez que o alumínio apresenta baixa resistividade térmica (variável β da **Equação (2.1)**), esta equação pode ser expressa pela primeira parcela, na qual resultou na **Equação (3.1)** (SAVI et al., 2015).

$$V_a = \alpha \cdot I \tag{3.1}$$

Onde:

V_a = taxa de fusão ou velocidade de alimentação (m min^{-1});

α = coeficiente de fusão ($\text{m min}^{-1} \text{ A}$). Constante relacionada ao calor gerado por fenômenos no arco. Dependente também da composição do gás de proteção e da polaridade;

I = corrente elétrica (A).

Os valores médios do coeficiente de fusão (α), calculados da regressão linear dos valores médios da corrente (I_m) e velocidade de alimentação do arame (V_a), na qual foram obtidos pelo monitoramento dos experimentos em alumínio 1110 e arame eletrodo ER5087, são: $\alpha_+ = 0,051 \text{ m.min}^{-1}.\text{A}^{-1}$ e $\alpha_- = 0,129 \text{ m.min}^{-1}.\text{A}^{-1}$ (SAVI et al., 2015).

Assumidos os coeficientes de fusão, uma próxima etapa importante para a definição dos parâmetros é a escolha do tipo de onda do processo. A forma de onda tipo “C” foi aplicada neste trabalho. O intuito foi testar o método de parametrização escolhido com esse tipo de onda, uma vez que Savi *et al.* (2015) não o usa de maneira direta.

Alguns parâmetros do processo são invariáveis e foram utilizados como entradas para o cálculo dos outros parâmetros. Entre eles pode-se citar o coeficiente de fusão negativo (α_-), coeficiente de fusão positivo (α_+), corrente de pulso (I_p), tempo de pulso (t_p), diâmetro da gota (d_g), diâmetro do arame (d_a) e porcentagem do eletrodo em negativo (%EN). O autor ainda menciona que os parâmetros de pulso (I_p e t_p) são aqueles que garantem UGPP, após o pulso na base positiva (SAVI et al., 2015).

Como a metodologia adotada não prevê uma relação para obtenção do tempo de pico (t_p), e na presente instituição tais equipamentos para aquisição de sinais e imagem estavam disponíveis para esta pesquisa, optou-se por determinar uma curva que satisfizesse uma parametrização aceitável de t_p , por meio de extrapolação dos parâmetros de corrente de pico (I_p) 350 e 430 A e tempo de pico (t_p) de 1,2 e 2,0 ms, respectivamente. Estes valores foram extraídos de Savi et al. (2015). O valor de $I_p = 200$ A, foi assumido na extrapolação com base na literatura. Na **Figura 3.3** é apresentada a curva determinada para o cálculo de t_p considerando uma taxa de EN = 30%.

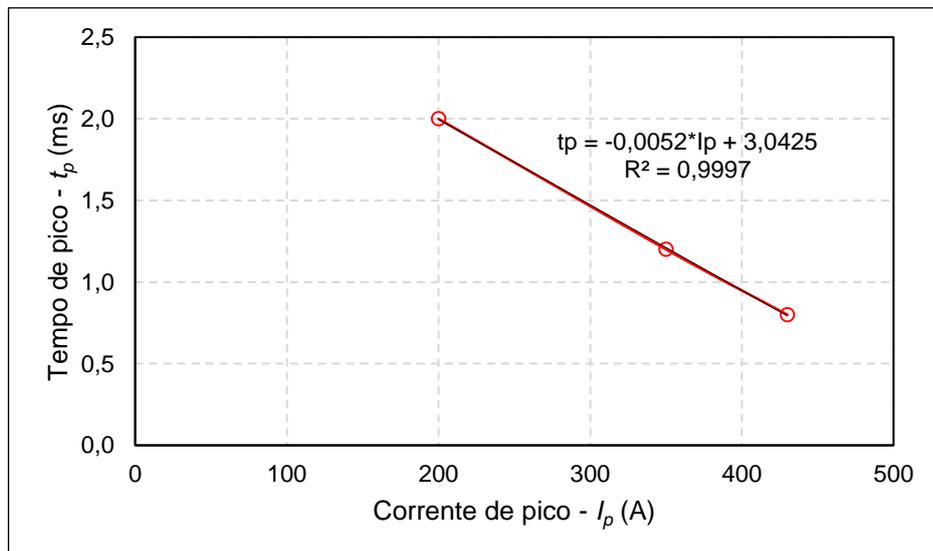


Figura 3.3 – Curva para parametrização do tempo de pico. Fonte: Autor (2016).

A **Equação (3.2)** é disponibilizada para que seja validada a sua eficácia nos ensaios preliminares, no que diz respeito aos critérios de estabilidade para uma corrente de pico (I_p) requerida. Inicialmente, os ensaios foram aplicados em chapas de 3 mm de espessura com solda de simples deposição.

$$t_p = -0,0052 \cdot I_p + 3,0425 \quad (3.2)$$

Onde:

t_p = tempo de pico calculado (ms);

I_p = corrente de pulso requerida (A).

De posse da Equação 3.2, que satisfaça os critérios de estabilidade para uma corrente de pico (I_p) requerida, foi possível seguir com o método de parametrização de Savi et al. (2015). Esse método é calculado com base em uma velocidade de alimentação do arame (V_a) desejada e nos parâmetros invariáveis do processo.

A corrente negativa (I_n) é calculada por meio da **Equação (3.3)**, utilizando o coeficiente de fusão negativo; o tempo da corrente em negativo é calculado pela **Equação (3.4)**, de acordo com uma %EN demandada. O período (T) de destacamento da gota é calculado pelo diâmetro da gota (d_g) desejado, o diâmetro do arame utilizado e a velocidade de alimentação do arame, como expresso na **Equação (3.5)** (SAVI et al., 2015).

$$V_a = I_n \cdot \alpha_{(-)} \quad (3.3)$$

$$t_n = \frac{T \cdot \%EN}{100} \quad (3.4)$$

$$T = \frac{40 \cdot d_g^3}{d_a^3 \cdot V_a} \quad (3.5)$$

A corrente média (I_{m+}) requerida para o cálculo da corrente de base (I_b) é definida pela **Equação (3.6)** e I_b é definido pela **Equação (3.7)**. O tempo da corrente de base (t_b) é calculado pela **Equação (3.8)**, que é baseada no período e no tempo de corrente em negativo (SAVI et al., 2015).

$$V_a = I_{m+} \cdot \alpha_{(+)} \quad (3.6)$$

$$I_b = \frac{[I_{m+} \cdot (t_p + t_b) - (I_p + t_p)]}{t_b} \quad (3.7)$$

$$t_b = T - t_p - t_n \quad (3.8)$$

3.2.2 Parametrização do Processo MIG Pulsado

A parametrização do processo MIG Pulsado se iniciou pelo cálculo da equação de destacamento de gota ($D = I_p^n \cdot t_p$). Como expoente (n) da equação, foi utilizado o valor de 1,83 validado por Marques (2013) para soldagem de ligas de alumínio-silício (Al-Si). O expoente foi utilizado neste trabalho para soldagem da liga 5052-H34 (Al-Mg) com o intuito de garantir parâmetros de pulso estáveis e observar a utilização inédita do expoente na liga objeto deste estudo. Savi (2014), utilizou como ponto de partida os valores de corrente e tempo de pulso do programa pulsado sinérgico da fonte de soldagem *Fronius*[®] que são $I_p = 320$ A e $t_p = 1,4$ ms. Assim o parâmetro (D) calculado foi de $53.771,54 \text{ A}^{1,83} \cdot \text{ms}$, onde foi aplicado na **Equação (3.9)** para cálculo do tempo de pulso.

$$t_p = \frac{53.771,54}{I_p^{1,83}} \quad (3.9)$$

Onde:

t_p = tempo de pico calculado (ms);

I_p = corrente de pulso requerida (A).

O período de pulsação (T) necessário para que ocorra o destacamento da gota pode ser calculado pela **Equação (3.10)**, segundo alguns pesquisadores Rajasekaran et al. (1998) e Vilarinho e Scotti (2001).

$$T = \frac{240 \cdot V_g}{\pi \cdot d_e^2 \cdot V_a} \quad (3.10)$$

Onde:

V_g = volume da gota, $\pi.d_d^3/6$ (mm³);

d_d = diâmetro da gota (mm);

d_e = diâmetro do arame-eletrodo (mm);

V_a = taxa de fusão ou velocidade de alimentação (m min⁻¹).

Uma vez que T tenha sido calculado, o tempo de base (t_b) pode ser determinado pela definição $T = t_p + t_b$ (MURUGAN e PALANI, 2005). Assim,

$$t_b = T - t_p \quad (3.11)$$

Por último, calcula-se a corrente de base (I_b) através da **Equação (3.12)**.

$$I_b = \frac{(I_m \cdot T) - (I_p \cdot t_p)}{t_b} \quad (3.12)$$

Note que para se calcular I_b , precisamos inserir o valor da corrente média (I_m). Para isso, Vilarinho e Scotti (2001) mencionam que se deve utilizar uma corrente média sempre abaixo da corrente de transição, caso contrário poderia simplesmente utilizar a transferência goticular convencional, o que seria mais simples devido ao menor número de variáveis envolvidas. Contudo, foi adotado como parâmetro fixo o valor de 80 A que corresponde a uma velocidade de arame de 4,1 m/min, diâmetro de gota e do arame de 1,2 mm, constante de fusão de 0,051 m.min⁻¹.A⁻¹ referente a liga de alumínio 5087 (MARQUES, 2013; SAVI, 2014).

3.2.3 Ensaios Preliminares: Soldas em Simples Deposição

Na busca pelo entendimento inicial do processo MIG-CA foram executados alguns ensaios preliminares com os parâmetros citados em Santos (2008), conforme mostra a **Tabela 3.4**. Todavia, como observado na **Figura 3.4**, não foi possível obter boas condições de soldagem. Acredita-se que se deve ao fato da metodologia de Santos (2008) ter sido parametrizada para alumínio e arame-eletrodo diferentes dos usados neste trabalho.

Tabela 3.4 - Parâmetros para reprodução dos ensaios iniciais em MIG-CA.

EN (%)	Va (m/min)	Vs (m/min)	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb (ms)	In (A)	tn (ms)
0	3,1	0,6	170	5,7	40	18,9	0	0
30	3,1	0,6	170	5,7	38	11,5	20	7,4
50	3,1	0,6	170	5,7	33	6,6	20	12,3
70	3,1	0,6	170	5,7	5	1,7	20	17,2

Fonte: Santos (2008).

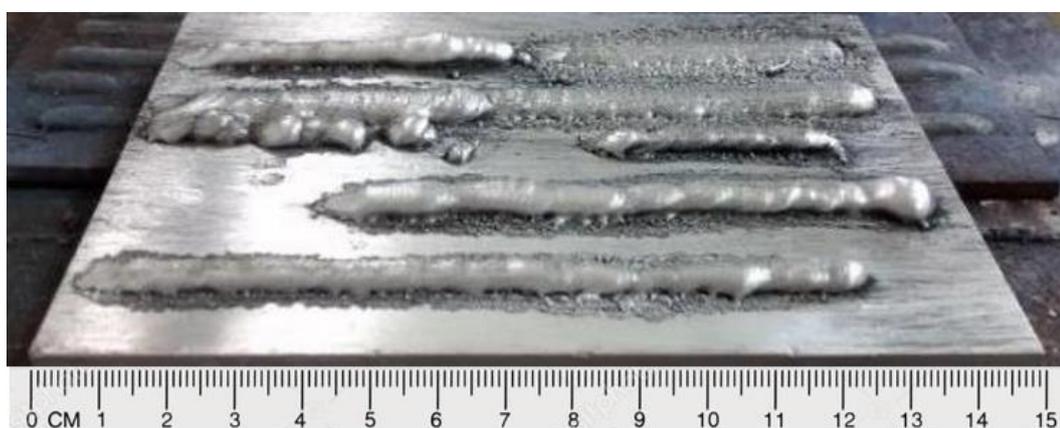


Figura 3.4 - Ensaios preliminares realizados com alguns parâmetros de Santos (2008). Fonte: Autor (2016).

Em segundo momento, partiu-se para a aplicação da metodologia descrita na seção **3.2.1**. Também foram executadas soldas em simples deposição na forma de ensaios preliminares para o entendimento do novo método de parametrização do processo MIG-CA, validação da *Equação (3)* e avaliação dos limites dos níveis de trabalho empregados.

Assim como nos ensaios preliminares executados com os parâmetros de Santos (2008), optou-se em manter a DBCP em 15 mm e um recuo de 3 mm do bico em relação ao bocal de proteção. Já o ângulo da tocha foi mantido em 5° empurrando, seguindo O'Brien (2004).

Os CDP's foram apoiados em suas extremidades em duas chapas de aço e fixados por meio de dois grampos, como mostrado na *Figura 3.5*.



Figura 3.5 - Preparação dos CDP's para soldas de simples deposição. Fonte: Autor (2016).

Os parâmetros utilizados nos ensaios no MIG-CA foram calculados pela metodologia, em seguida, as soldas foram reproduzidas em chapas com espessuras de 3, 2 e 1 mm.

3.2.4 Ensaios Preliminares e Finais: Soldas em Juntas Sobrepostas

Para a execução das soldas em juntas sobrepostas em chapas com espessura de 2 mm, foi necessário projetar e fabricar um dispositivo para posicionamento dos CDP's. O projeto foi executado através do software Solidworks 2016® e fabricado por meio de usinagem. O mesmo possibilita a soldagem de juntas com abertura máxima de 2,0 mm. As dimensões do dispositivo (expressas em milímetros) e suas imagens seguem na **Figura 3.6**.

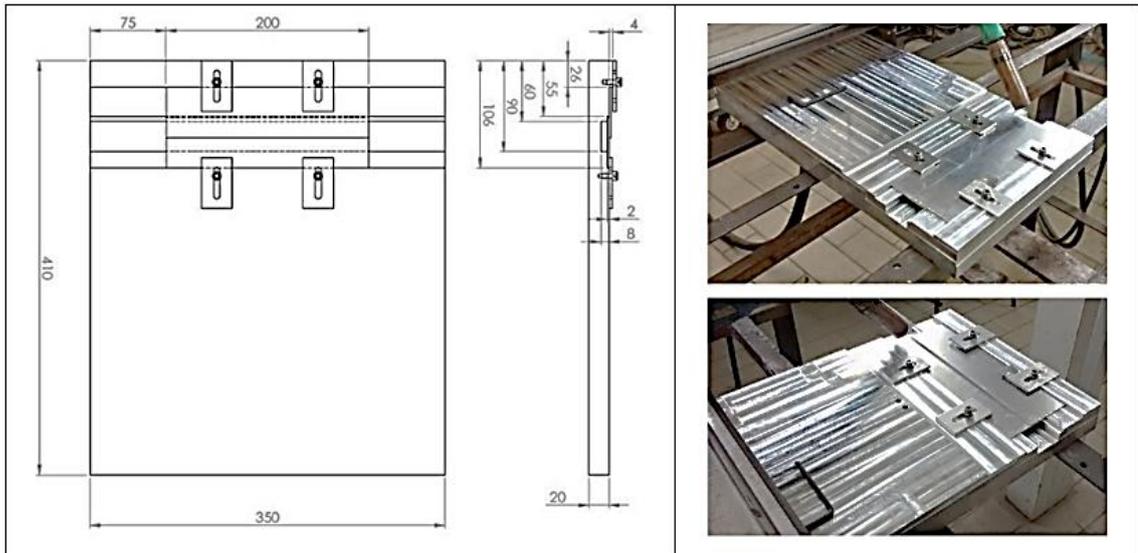


Figura 3.6 - Dispositivo de soldagem para juntas sobrepostas. Fonte: Autor (2016).

Foram mantidos para na soldagem os ângulos de 45° da tocha em relação a face superior do dispositivo e 5° (empurrando) em relação à direção de soldagem (*Figura 3.7*).



Figura 3.7 - Soldagem da junta sobreposta. Fonte: Autor (2016).

As soldas executadas em simples deposição possibilitaram o entendimento do processo MIG-CA e seus limites operacionais. Além do processo MIG-CA, foram executados alguns ensaios preliminares nesta configuração de junta nos processos MIG Convencional e MIG Pulsado. Na *Tabela 3.5* são apresentados os ensaios preliminares no processo MIG-CA sem abertura da junta ($gap = 0$). A *Figura 3.8* representa a evolução das soldas obtidas nos ensaios preliminares com os parâmetros da *Tabela 3.5*. O mesmo procedimento foi feito para os processos MIG Convencional e MIG Pulsado.

Tabela 3.5 - Parâmetros dos ensaios preliminares no processo MIG-CA.

Nº	EN	Gap	Va	Vs	Ip	tp	Ib	tb	In	tn
CDP	(%)	(mm)	(m/min)	(m/min)	(A)	(ms)	(A)	(ms)	(A)	(ms)
1T	10	0	4,0	0,8	220	1,9	51	9,9	31	1,3
2T	10	0	6,0	0,8	220	1,9	85	5,9	47	0,9
3T	30	0	6,0	0,6	200	2,0	72	3,6	47	2,4
4T	30	0	6,0	0,6	250	1,7	65	4,4	47	2,6
5T	30	0	6,0	0,8	300	1,5	60	4,6	47	2,6

Fonte: Autor (2016).

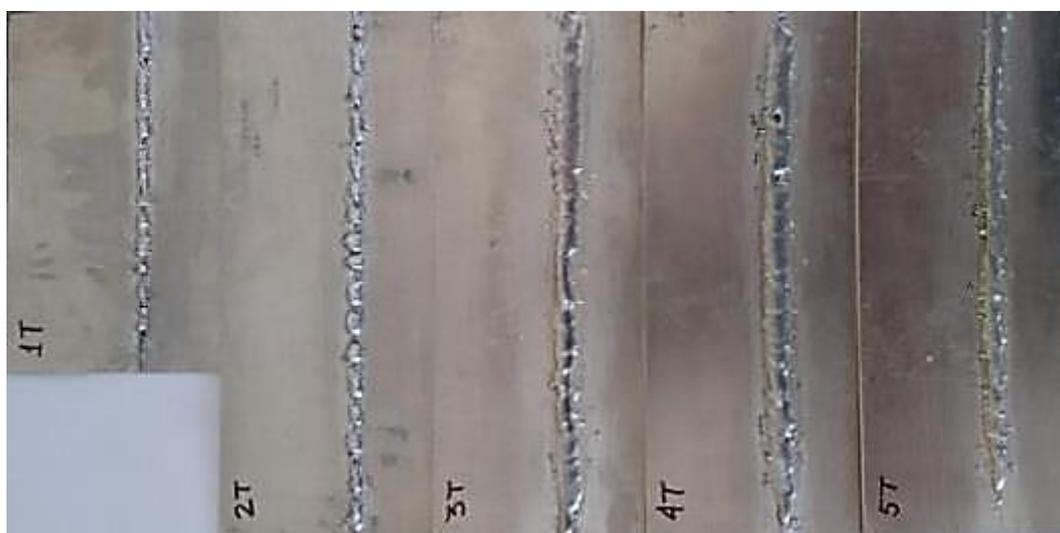


Figura 3.8 - Ensaios preliminares no processo MIG-CA em juntas sobrepostas obtidas através dos parâmetros da **Tabela 3.8**. Fonte: Autor (2016).

3.3 Ensaios e Análises

Nesta seção são descritos os ensaios mecânicos, metalográficos e análises realizadas para a avaliação da qualidade das soldas obtidas.

3.3.1 Ensaio de Líquido Penetrante

Para a detecção de trincas e poros superficiais nos CDP's selecionados, foi executado o ensaio de líquido penetrante de acordo com a norma ASTM E1417 (2013). O critério de seleção do CDP ensaiado foi baseado no *gap* de 0 (zero) e aquele que apresentasse o maior *gap* com um cordão visualmente de boa qualidade (sem a existência aparente de trincas e falta ou excesso

de fusão). Os níveis de corrente em negativo ($\%EN$) ensaiados foram 30 e 50%, também foram ensaiados CDP's submetidos ao processo MIG Pulsado ($EN = 0\%$).

O ensaio foi conduzido conforme norma ASTM E1417 (2013) na seguinte ordem:

1. Limpeza dos CDP's, feita com acetona 95%;
2. Secagem da acetona e aplicação do penetrante ZL-60D[®] da fabricante Magnaflux[®];
3. Tempo de espera de 10 minutos para ação do penetrante (especificado de 5 a 15 minutos conforme fabricante);
4. Remoção do penetrante por meio de lavagem com água;
5. Secagem dos CDP's;
6. Aplicação do revelador ZP-9F[®] do mesmo fabricante do penetrante;
7. Tempo de espera de 10 minutos para ação do revelador (especificado de 5 a 15 minutos conforme fabricante);
8. Análise dos CDP's em câmera escura e luz negra conforme norma;
9. Pós-limpeza dos CDP's para a submissão dos ensaios subsequentes.

A **Figura 3.9** apresenta o fluxograma da sequência do ensaio, com referência as seções da norma ASTM E1417 (2013).

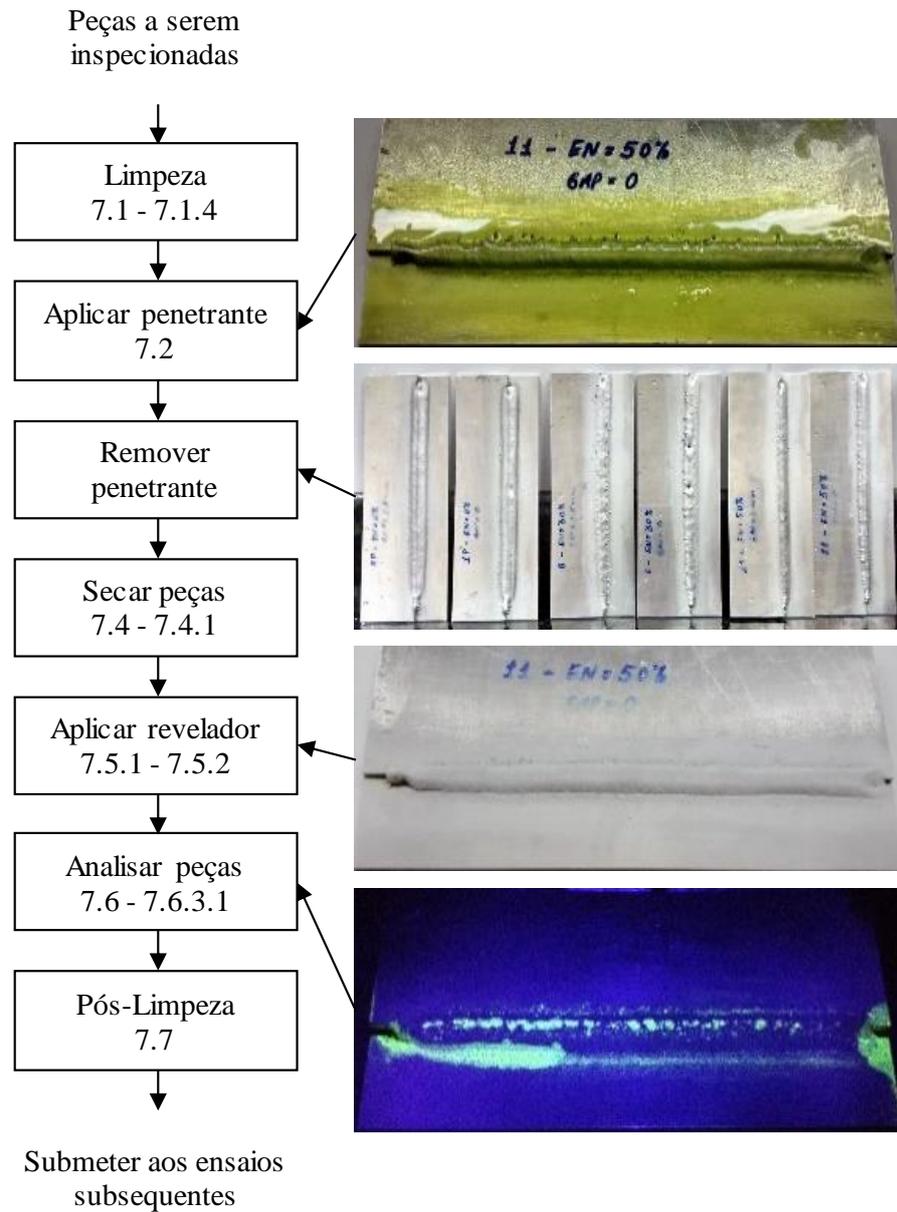


Figura 3.9 - Fluxograma do processo de ensaio de líquido penetrante. Fonte: Adaptado de ASTM E1417 (2013).

3.3.2 Ensaio de Cisalhamento

Os corpos de prova foram preparados segundo a norma ASTM E8M (2015). O preparo consistiu no corte por fresamento dos CDP's soldados, conforme esquema apresentado na **Tabela 3.6**.

Tabela 3.6 - Dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio de cisalhamento.



Descrição	Dimensões (mm)
W - Largura	12,5 ±0,2
T - Espessura	2,0
R - Raio do filete	12,5 mín.
L - Comprimento	200
A - Comprimento da seção reduzida	57 mín.
B - Comprimento da seção de garra	50
C - Largura da seção de garra	20

Fonte: Adaptado de ASTM E8M (2015).

Após o preparo dos corpos de prova, os mesmos foram submetidos ao ensaio de cisalhamento no equipamento Instron 8801[®] (*Figura 3.10*), a uma velocidade de carga constante de 5 mm/min.



Figura 3.10 - Equipamento Instron 8801[®] para ensaios mecânicos dinâmico e estático. Fonte: Autor (2017).

3.3.3 Análise Metalográfica

Realizada a pós-limpeza do ensaio de líquido penetrante e obtido os resultados do ensaio de cisalhamento, amostras foram retiradas dos corpos de prova referenciados nas **Tabelas 3.11** e **3.12** (exceto dos CDP's 9 e 10, pois esses tiveram seus resultados descartados). Os CDP's foram cortados transversalmente ao cordão de solda em duas regiões (50 mm das bordas no início e no final do cordão), usando disco de corte para materiais não-ferrosos modelo NF-23-2-L[®] da marca Arotec[®] (**Figura 3.11**). Os cortes foram realizados lentamente para evitar alterações por aquecimento na microestrutura do material soldado, segundo norma ASTM E3 (2011).

Primeiramente, todas as amostras foram submetidas à avaliação macrográfica pelo *software* analisador de imagens *Analysis Doc*[®] acoplado ao estereoscópio da marca *Olympus*[®], modelo SZ61 com *zoom* de 6,7x a 45x e o *software Analysis FIVE*[®] para realização das ampliações dos cordões de solda em 20x. Para isso, as amostras foram lixadas com lixas lubrificadas em água na sequência de grana P220, P400, P600, P800 e P1200, lavadas em água e secas no secador. O ataque químico para revelação da microestrutura, se deu com o preparado do reagente 2 ml HF, 3 ml HCl, 5 ml HNO₃ e 190 ml H₂O, e tempo de ataque entre 10 a 20 s. O intuito dessa primeira parte, foi extrair macrografias das regiões iniciais das soldas para determinar as características das tolerâncias nas variações de *gap* e %*EN*, à serem usadas na construção de uma matriz para comparação com o trabalho de Rhee (2013).

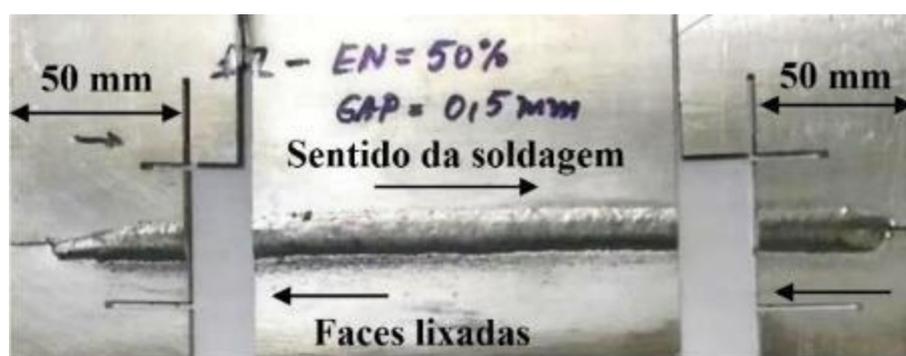


Figura 3.11 - Método de corte utilizado nos CDP's finais soldados em juntas sobrepostas. Fonte: Autor (2017).

Posteriormente, as amostras que apresentaram o pior e melhor resultados no ensaio de cisalhamento por tração e aquelas soldadas com *gap* de 1 mm com *EN* iguais a 0%, 30% e 50%, foram embutidas numa matriz de baquelite entre 150 a 180°C, lixadas novamente na sequência supracitada e polidas em panos com alumina de 1 µm, pasta de diamante de 0,4 µm e suspensão

de sílica coloidal de $0,04\ \mu\text{m}$ (OP-U), sendo lavadas em água e secas no secador. Nessa segunda etapa não foi necessário o ataque químico, pois as 5 amostras retiradas das regiões finais das soldas foram levadas a um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca Zeiss®, modelo EVO/MA15® com um EDS do fabricante Bruker®, modelo XFlash 6/10® acoplado. Foi realizado o mapeamento das fases e das composições químicas e escaneamento da fase precipitada na zona fundida.

3.3.4 Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza tem sido muito útil para a avaliação de materiais, controle da qualidade dos processos de fabricação e aplicação em pesquisa e desenvolvimento. Embora a dureza seja empírica na natureza, pode ser correlacionada com a resistência à tração para muitos metais e ligas; é também um indicador de usinabilidade, resistência ao desgaste e ductilidade (ASTM E384, 2016).

Neste trabalho, o ensaio de microdureza Vickers foi realizado em 5 amostras selecionadas (as mesmas do ensaio no MEV) utilizando um microdurômetro da marca *Time*®, modelo TH712®, com uma carga de indentação de 50 gf (0,49 N) (ASTM E384, 2016) e distância de 0,5 mm entre indentações. Como o intuito foi avaliar as mudanças ocorridas na propriedade de dureza devido a variação de processo e *gap*, o perfil de microdureza ($HV_{0,05}$) foi registrado na transversal de cada amostra, ao longo do MB-ZTA-ZF-ZTA-MB, devido à geometria sobreposta da junta (**Figura 3.12**).

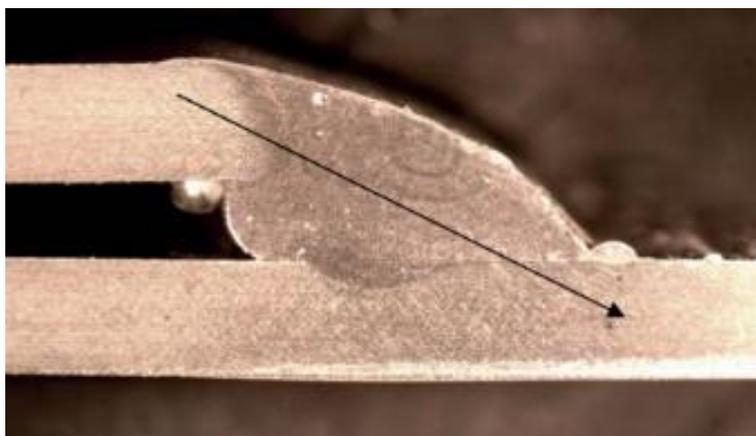


Figura 3.12 - Perfil registrado no ensaio de microdureza Vickers em junta sobreposta com espessura da chapa 2 mm. Fonte: Autor (2017).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Como o objeto principal de estudo deste trabalho é o processo de soldagem MIG-CA, os demais processos (MIG Pulsado e MIG Convencional) foram experimentados e analisados à caráter de comparação, no que diz respeito aos resultados obtidos nos ensaios de soldagem e ensaios mecânicos e metalográficos. Este capítulo apresenta os experimentos realizados e detalhes específicos utilizados em suas avaliações, os resultados preliminares e os resultados definitivos obtidos, bem como as discussões pertinentes aos mesmos.

4.1 Análise dos Ensaio Preliminares

Os ensaios preliminares foram iniciados pela chapa de 3 mm de espessura, uma vez que o objetivo foi identificar na metodologia estudada as variáveis que exerciam maior influência no processo, através de mudanças em seus níveis de trabalho de forma a determinar os limites (mínimos e máximos) de cada variável de controle, limites que a partir do qual desestabilizava o processo.

Como os parâmetros de Savi *et al.* (2015) foram julgados como elevados para soldagem de chapas de 3 mm de espessura, foram definidos parâmetros iniciais de pico $I_p = 200$ A e $t_p = 2,0$ ms e velocidade de alimentação $V_a = 3$ m/min (estes parâmetros iniciais de pico são os mesmos assumidos para obtenção da **Equação 3.2**). Quanto a velocidade de alimentação, foram observados em pesquisas os seguintes valores: Santos (2008) soldando alumínio utilizou 3,1 m/min, Ueyama *et al.* (2005) empregou 3,8 m/min trabalhando com os mesmos materiais (metal base e arame eletrodo) deste presente trabalho, Cirino (2009) utilizando argônio puro na soldagem de alumínio soldou com 4,1 m/min, Rhee (2013) trabalhou entre 1,2 e 10,0 m/min e Savi *et al.* (2015) realizou seus experimentos iniciais entre 3,0 a 6,0 m/min, ainda mostrou que nos experimentos finais pode se obter maiores taxas de fusão com arco estável e baixa potência ao experimentar 10 m/min. Já a velocidade de soldagem empregada foi entre 0,4 e 1,0 m/min, sendo esta última a velocidade máxima atingida pelo carro semi-automático da bancada experimental. Os demais parâmetros (t_p , I_b , t_b , I_n e t_n) foram calculados pela metodologia descrita no capítulo 3. Os parâmetros para a execução dos ensaios preliminares foram listados e comentados na **Tabela 4.1**.

Tabela 4.1 - Ensaios preliminares MIG-CA em chapas com 3 mm de espessura.

Nº CDP	EN %	Va (m/min)	Vs (m/min)	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb (ms)	In (A)	tn (ms)	Observações
1-3	30	3,0	0,4	200	2,0	29	9,3	23	4,8	Cordão irregular, arco instável.
2-3	30	4,0	0,4	200	2,0	42	6,5	31	3,6	Cordão irregular, melhor que 1-3. Arco instável.
3-3	30	5,0	0,4	200	2,0	56	4,8	39	2,9	Cordão irregular no início, melhor que 2-3. Estabilidade do arco regular.
4-3	30	6,0	0,4	200	2,0	74	3,7	47	2,4	Cordão regular, boa estabilidade do arco.
5-3	30	6,0	0,6	200	2,0	74	3,7	47	2,4	Cordão regular, boa estabilidade do arco, porém melhor que solda 4-3.
6-3	30	6,0	0,8	200	2,0	74	3,7	47	2,4	Semelhante a solda 5-3, porém cordão com largura menor.
7-3	30	6,0	1,0	200	2,0	74	3,7	47	2,4	Cordão irregular no início, pior que 6-3. Cordão com largura menor que 6-3. Nível maior de respingos.
8-3	30	6,0	0,8	280	1,6	72	5,6	47	3,1	Cordão regular, com excesso de respingos.
9-3	50	3,0	-	300	1,5	10	7,2	23	8,7	Não ensaiado devido a corrente de base ser muito baixa.
10-3	50	4,0	-	300	1,5	14	5,1	31	6,5	Idem a 9-3.
11-3	50	5,0	-	300	1,5	19	3,8	39	5,2	Idem a 9-3.

Fonte: Autor (2016).

Na primeira análise dos ensaios com chapas de 3 mm, usando os parâmetros de pulso $I_p = 200$ A e $t_p = 2$ ms e $EN = 30\%$, foi possível obter cordões de solda com geometrias satisfatórias e encontrar dois resultados importantes para a parametrização dos ensaios finais, sendo o valor de 10 para relação Va/Vs (velocidade de alimentação do arame pela velocidade de soldagem) e o tempo de corrente em negativo (t_n) de 2,4 ms que mostrou melhor estabilidade ao processo. Este último é um dos parâmetros críticos do processo, pois de acordo com a revisão bibliográfica, quanto maior o tempo em negativo, maior será a taxa de fusão devido ao aumento exponencial da gota, conseqüentemente mais instabilidade será causada ao processo. Na **Figura 4.1** é possível verificar o oscilograma de corrente e tensão e o cordão de solda obtido no teste 5-3, sendo aquele que apresentou o melhor aspecto geométrico.

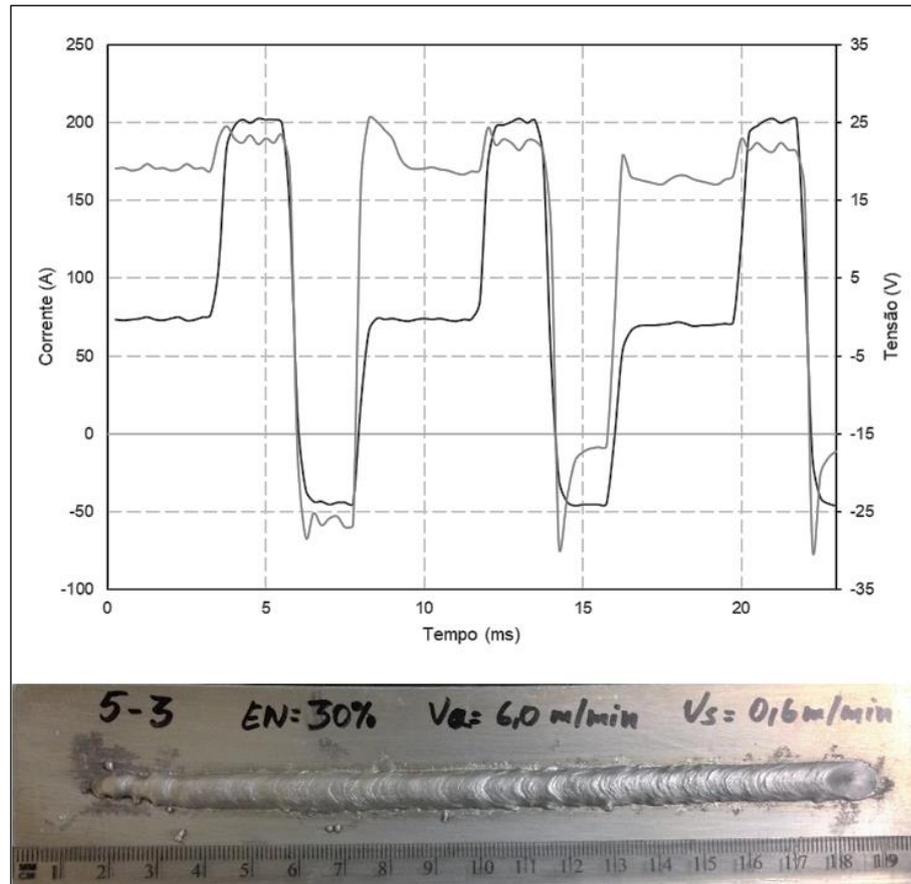


Figura 4.1 – Oscilograma de corrente e tensão do cordão de solda referente ao teste 5-3 usando $V_a = 6$ m/min e $EN = 30\%$. Fonte: Autor (2016).

Através do oscilograma observou-se uma boa estabilidade do processo devido aos padrões de corrente e tensão terem sido mantidos ao longo da aquisição dos dados. Todavia, diferentemente de Nascimento et al. (2009), Brumm e Bürkner (2015), Chung e Arif (2015), Savi (2014) e Chung e Zhao (2017) que dispõem de equipamentos que permitem a análise do oscilograma conciliado ao instante exato da formação e destacamento da gota, essa análise se limitou apenas a observação dos padrões e geometria do cordão.

Um outro ponto importante verificado na análise, tange a redução da largura do cordão de solda na região inicial. Ueyama et al. (2005) trabalhando com o alumínio AA5052 e arame-eletrodo ER5356 com diâmetro de 1,2 mm, encontrou em suas análises que a temperatura de pico diminui à medida que a $\%EN$ diminui. Os autores encontraram para $EN = 40\%$ uma diferença de pouco mais de 140°C menor, se comparado ao processo MIG Pulsado ($EN = 0\%$). Nascimento et al. (2009) menciona que devido ao baixo aporte térmico ocorrido quando é experimentado uma $\%EN$, faz com que a fusão e a molhabilidade do metal base seja mais difícil. Savi et al. (2015) observa o mesmo fenômeno nos cordões de solda obtidos e cita que uma vez que o metal base está à temperatura ambiente antes da soldagem e que a condução de calor do

alumínio é alta, a região inicial do cordão de solda não garante uma molhabilidade adequada; à medida que o metal base tem sua temperatura aumentada ao longo da soldagem, a molhabilidade do cordão melhora. Esse fenômeno pode ser observado neste trabalho em todos os cordões de soldas obtidos com boa qualidade.

O teste 6-3 também apresentou boa regularidade do cordão de solda, porém o início da soldagem exibiu um nível maior de respingos e menor molhabilidade se comparado ao teste anterior; isso pode ser devido ao aumento da velocidade de soldagem para 0,8 m/min. No teste 7-3 a velocidade de soldagem foi aumentada para 1,0 m/min, porém esse aumento apesar de proporcionar maior produtividade, não se mostrou viável visto que o início da solda ficou ainda mais comprometido e o cordão resultou em uma geometria irregular (**Figura 4.2**).

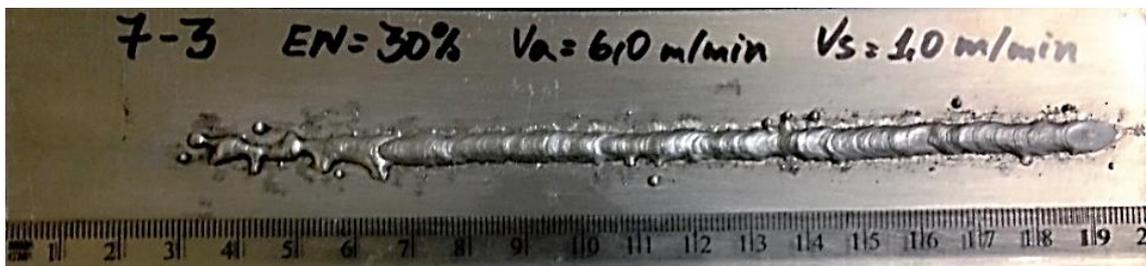


Figura 4.2 – Cordão de solda referente ao teste 7-3 conduzido usando $V_a = 6$ m/min e $EN = 30\%$.
Fonte: Autor (2016).

Com o aumento de I_p para 280 A e manutenção da velocidade de soldagem em 0,6 m/min (**Figura 4.3**), o cordão mostrou uma regularidade aceitável, porém excesso de respingos. Essa regularidade do processo pode ter uma explicação através dos resultados da interação $t_b * V_a$ citados em Aguiar (2014) em soldagem de aços carbono. O autor menciona que percebeu que a melhor regularidade do processo, ocorre para valores mínimos de ajuste dos tempos de base e do eletrodo em negativo, bem como de uma menor velocidade de alimentação do arame. Essa pode ser a explicação pelo excesso de respingos no teste 8-3, uma vez que t_b e t_n aumentaram significativamente em relação ao melhor teste obtido (teste 5-3).



Figura 4.3 - Cordão de solda referente ao teste 8-3 conduzido usando $I_p = 280$ A, $V_a = 6$ m/min e $EN = 30\%$.
Fonte: Autor (2016).

Os ensaios 9-3, 10-3 e 11-3 não foram experimentados, pois violaram a premissa de estabilidade do arco de que I_b deve ser maior ou igual a 20 A (VILARINHO e SCOTTI, 2001).

Após os ensaios em chapas de 3 mm, as espessuras foram reduzidas e ensaios foram conduzidos em chapas de 2 e 1 mm. O intuito da redução de espessura, foi buscar por parâmetros que possibilitassem a estabilidade do arco em soldagem de espessuras menores, sem que ocorresse falta de fusão no metal base, devido a corrente de pico em alguns ensaios ter sido muito próxima da corrente de transição (corrente que permite a transição do modo de transferência globular para *spray*) (MESSLER, 1999). A corrente de transição generalizada para o emprego de argônio puro na soldagem de alumínio e suas ligas, correspondem segundo Messler (1999), O'Brien (2004) e Nadzam et al. (2014), aos valores de 120 A, 135 A e 135 ± 5 A, respectivamente. Assim, os ensaios conduzidos nas espessuras de 2 e 1 mm foram parametrizados e ensaiados (**Tabelas 4.2 e 4.3**).

Tabela 4.2 - Ensaios preliminares MIG-CA em chapas com 2 mm de espessura.

Nº CDP	EN (%)	Va (m/min)	Vs (m/min)	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb (ms)	In (A)	tn (ms)
1-2	30	6,0	0,8	200	2,0	74	3,7	47	2,4
2-2	30	6,0	0,6	200	2,0	74	3,7	47	2,4
3-2	30	5,0	0,6	200	2,0	56	4,8	39	2,9
4-2	30	5,0	0,8	200	2,0	56	4,8	39	2,9
5-2	30	6,0	0,8	170	2,2	85	3,4	47	2,4
6-2	30	5,0	0,8	170	2,2	64	4,6	39	2,9
7-2	30	5,0	0,6	170	2,2	64	4,6	39	2,9
8-2	30	4,0	0,6	170	2,2	47	6,2	31	3,6
9-2	30	7,0	0,6	170	2,2	111	2,6	54	2,1
10-2	30	5,0	0,6	130	2,4	81	4,4	39	2,9
11-2	30	6,0	0,8	220	1,9	65	3,7	47	2,4
12-2	50	7,0	0,6	170	2,2	82	1,3	54	3,4
13-2	50	6,0	0,8	190	2,0	42	2,0	47	4,0
14-2	50	6,0	0,9	190	2,0	42	2,0	47	4,0
14-2R	50	6,0	0,9	190	2,0	42	2,0	47	4,0
15-2	50	6,0	1,0	190	2,0	42	2,0	47	4,0
16-2	50	5,0	0,8	190	2,0	30	2,8	39	4,8
16-2R	50	5,0	0,8	190	2,0	30	2,8	39	4,8
17-2	50	6,0	0,9	220	1,9	26	2,1	47	4,0
18-2	50	5,0	0,6	150	2,3	48	2,3	39	4,6

Fonte: Autor (2016).

Após a análise de todos os ensaios da **Tabela 4.2**, foi observado que apenas o CDP 14-2 apresentava resultados satisfatórios em termos de estabilidade do arco e geometria do cordão de solda. Desta maneira, o teste foi repetido no CDP 14-2R com a aquisição dos sinais de corrente e tensão. Segue apresentado na **Figura 4.4** o oscilograma de corrente e tensão e o cordão de solda obtido.

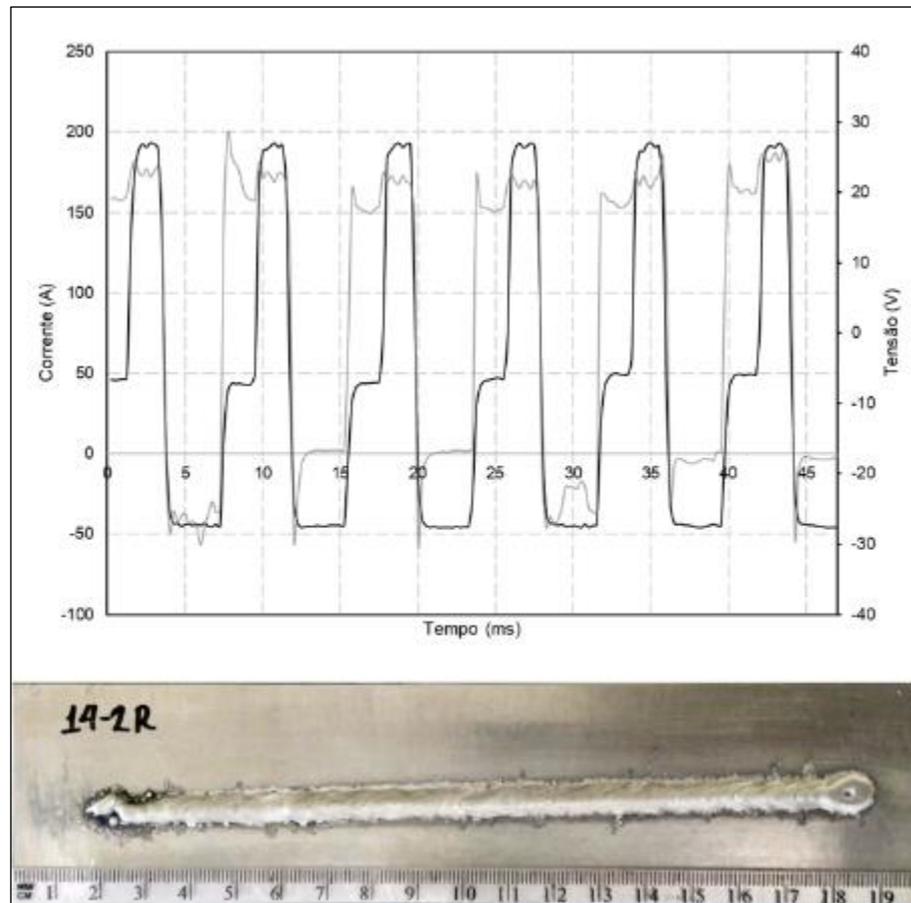


Figura 4.4 - Oscilograma de corrente e tensão do cordão de solda referente ao teste 14-2R usando $V_a = 6$ m/min e $EN = 50\%$. Fonte: Autor (2016).

A **Figura 4.4** mostra o cordão de solda com um bom aspecto geométrico, com respingos apenas no início da solda e inexistência de excesso de penetração no metal base. A estabilidade do arco pode ser observada pelos padrões de corrente e tensão apresentados no oscilograma da **Figura 4.4**. Assim com Cirino (2009) e Aguiar (2014), um ciclograma do teste 14-2R (**Figura 4.5**) também foi plotado com o objetivo de apresentar o comportamento da corrente e tensão no que se refere a estabilidade do arco (“assinatura” do processo para os materiais objeto deste estudo).

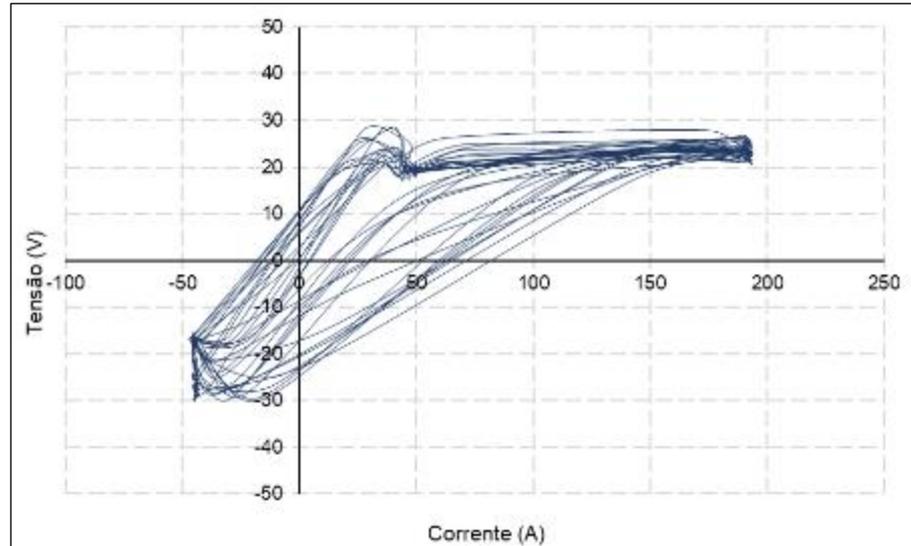


Figura 4.5 - Ciclograma de corrente e tensão do cordão de solda referente ao teste 14-2R usando $V_a = 6$ m/min e $EN = 50\%$. Fonte: Autor (2016).

Como mencionado, soldas também foram executadas em chapas de 1 mm de espessura, e analisadas na sequência. Os conjuntos de parâmetros são verificados na **Tabela 4.3**.

Tabela 4.3 - Ensaios preliminares MIG-CA em chapas com 1 mm de espessura.

Nº CDP	EN %	V_a (m/min)	V_s (m/min)	I_p (A)	t_p (ms)	I_b (A)	t_b (ms)	I_n (A)	t_n (ms)
1-1	50	5,5	0,8	140	2,3	72	2,0	43	4,4
2-1	50	4,0	0,8	140	2,3	40	3,7	31	6,0
22-1	50	4,0	0,8	100	2,5	63	3,5	31	6,0
23-1	50	4,0	0,8	200	2,0	18	4,0	31	6,0
24-1	50	4,0	0,8	150	2,3	35	3,7	31	6,0
25-1	30	4,0	0,8	130	2,4	58	6,0	31	3,6
26-1	30	3,0	0,8	130	2,4	40	8,8	23	4,8
27-1	30	3,5	0,8	130	2,4	49	7,2	27	4,1
28-1	30	4,0	0,8	100	2,5	69	5,9	31	3,6
29-1	30	3,5	0,8	120	2,4	51	7,2	27	4,1

Fonte: Autor (2016).

Na análise dos corpos de prova da **Tabela 4.3**, foi constatado desde falta de fusão a excesso de penetração. Todos as imagens dos resultados podem ser vistas no **ANEXO A**. Apenas como exemplo, segue na **Figura 4.6** a constatação mencionada acima.

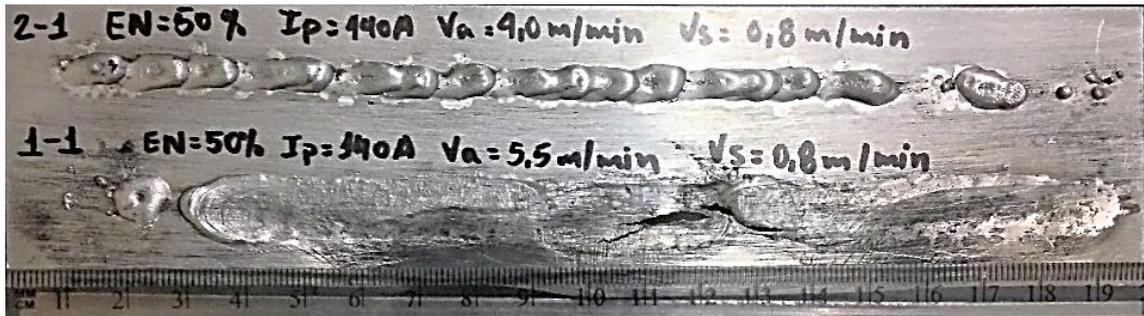


Figura 4.6 - Excesso de penetração e falta de fusão observadas nos ensaios 1-1 e 2-1. Fonte: Autor (2016).

Devido a não obtenção de resultados satisfatórios nos ensaios com chapas de 1 mm, concluiu-se que o processo MIG-CA parametrizado com o método estudado e formato de onda tipo “C”, não satisfaz a soldagem de chapas finas de 1 mm. Talvez, a mudança do formato de onda para o tipo “B” como evidenciado por Nascimento et al. (2012), faça com que o processo MIG-CA se torne viável na soldagem de chapas finas.

4.2 Ensaios Finais: Juntas Sobrepostas

Através das análises dos ensaios preliminares de soldas em simples deposição e, em juntas sobrepostas, os parâmetros para realização dos ensaios finais em juntas sobrepostas foram obtidos. Não foram necessários inúmeros ensaios (além dos apresentados nos Capítulos 3 e 4) para que fossem encontrados os parâmetros que satisfizessem a soldagem dos CDP's finais. Os ensaios finais constituíram na soldagem de CDP's com variação de *gap* entre 0 e 2,0 mm, com incremento de 0,5 mm.

Nascimento (2011), ressalta que os processos de soldagem e suas variações possuem particularidades que tornam difíceis as comparações. Assim, neste trabalho para realizar as análises com mais propriedade, minimizando os prejuízos aos processos estudados, os ensaios foram realizados mantendo constante o volume de metal depositado, ou seja, a relação velocidade de alimentação do arame pela velocidade de soldagem (V_a/V_s) foi adotado o valor de 10 (obtido do teste 5-3) para preenchimento adequado da junta.

Os parâmetros usados nos ensaios finais com o processo de soldagem MIG Convencional seguem apresentados na **Tabela 4.4**.

Tabela 4.4 – Ensaio finais em juntas sobrepostas usando o processo MIG Convencional.

Nº	Gap	Va	Vs	Ur	Ks	Kd
CDP	(mm)	(m/min)	(m/min)	(V)	-	-
1C	0,0	5,0	0,5	22	5,0	5,0
2C	0,5	5,0	0,5	22	5,0	5,0
3C	1,0	5,0	0,5	22	5,0	5,0
4C	1,5	5,0	0,5	22	5,0	5,0
5C	2,0	5,0	0,5	22	5,0	5,0

Fonte: Autor (2016).

Os resultados dos ensaios usando o processo MIG Convencional seguem apresentados na **Figura 4.7**.

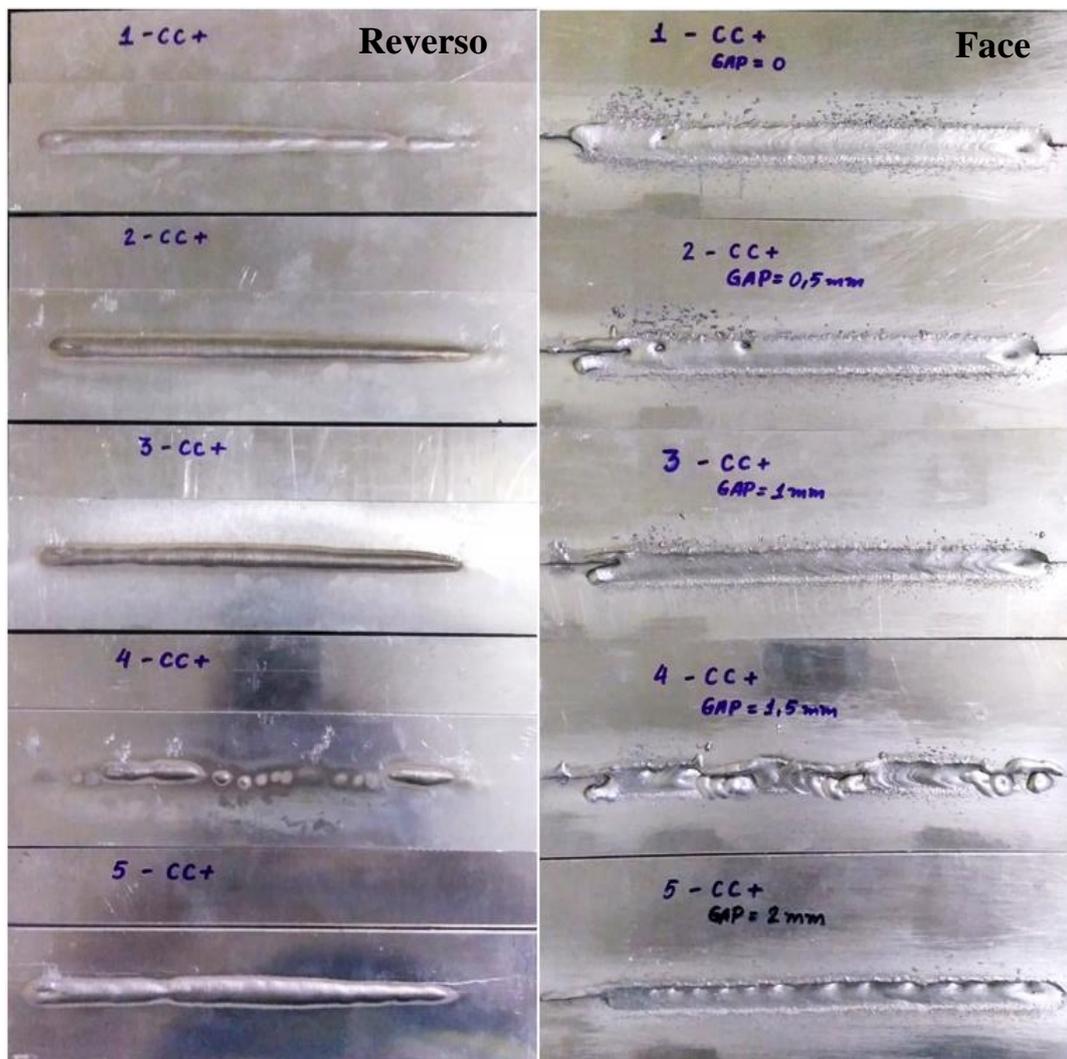


Figura 4.7 - Cordões de solda e lados opostos obtidos com o processo MIG Convencional usando os parâmetros listados na **Tabela 4.4**. Fonte: Autor (2016).

Note que apesar do emprego de uma tensão de referência relativamente baixa de 22 V, as soldas apresentaram excesso de penetração e nível de respingos elevados. Pode ser observado a presença de descontinuidades logo no teste 2 com $gap = 0,5$ mm. Como já era esperado, esses fatores inviabilizaram o processo na soldagem dessa configuração de junta com espessura de 2 mm.

Uma vez que o processo MIG Convencional foi inviabilizado neste estudo, o processo MIG Pulsado foi parametrizado e juntas sobrepostas foram ensaiadas. Tais parâmetros seguem listados na **Tabela 4.5**.

Tabela 4.5 - Parâmetros do processo MIG Pulsado para execução dos ensaios finais em juntas sobrepostas.

Nº	Gap	Va	Vs	Ip	tp	Ib	tb
CDP	(mm)	(m/min)	(m/min)	(A)	(ms)	(A)	(ms)
1P	0,0	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1
2P	0,5	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1
3P	1,0	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1
4P	1,5	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1
5P	2,0	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1

Fonte: Autor (2016).

As soldas obtidas pelo método de parametrização do processo MIG Pulsado apresentado na seção 3.2.2 se mostraram satisfatórias para a submissão aos ensaios mecânicos e metalográficos. O processo se mostrou estável na soldagem de gap de até 1 mm, pois foram observados cordões de solda com baixo nível de respingos, boa estabilidade do arco e ausência de penetração excessiva. Estas características foram verificadas nos ensaios 1P, 2P e 3P apresentados na **Figura 4.8**.

Os ensaios 4P e 5P (**Figura 4.9**) com $gaps$ respectivos de 1,5 e 2,0 mm, não foram considerados viáveis devido a convexidade do cordão de solda no primeiro e falta de fusão devido à abertura excessiva da junta, no segundo. O processo não demonstrou aspectos prévios que viabilizassem a soldagem de juntas com aberturas excessivas.

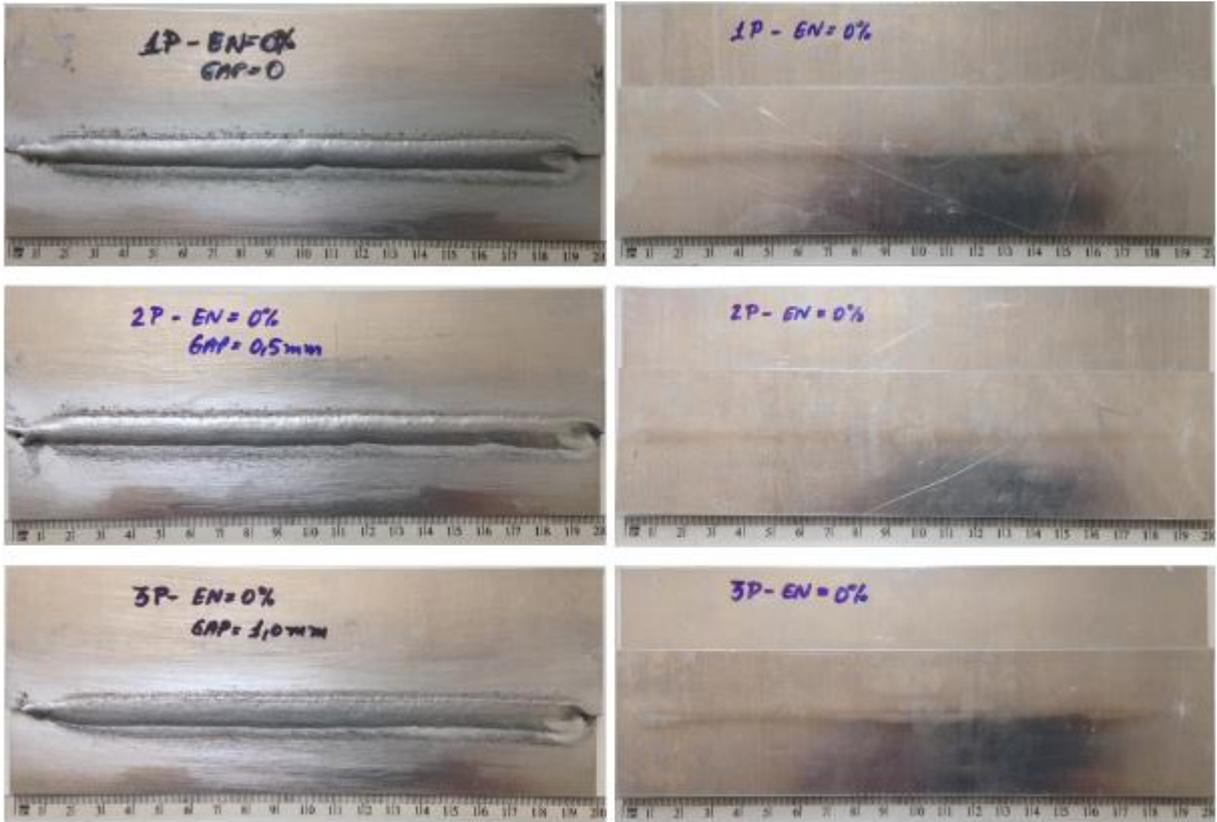


Figura 4.8 - Cordões de solda e lados opostos dos ensaios 1P, 2P e 3P, obtidos com o processo MIG Pulsado usando os parâmetros listados na **Tabela 4.5**. Fonte: Autor (2016).

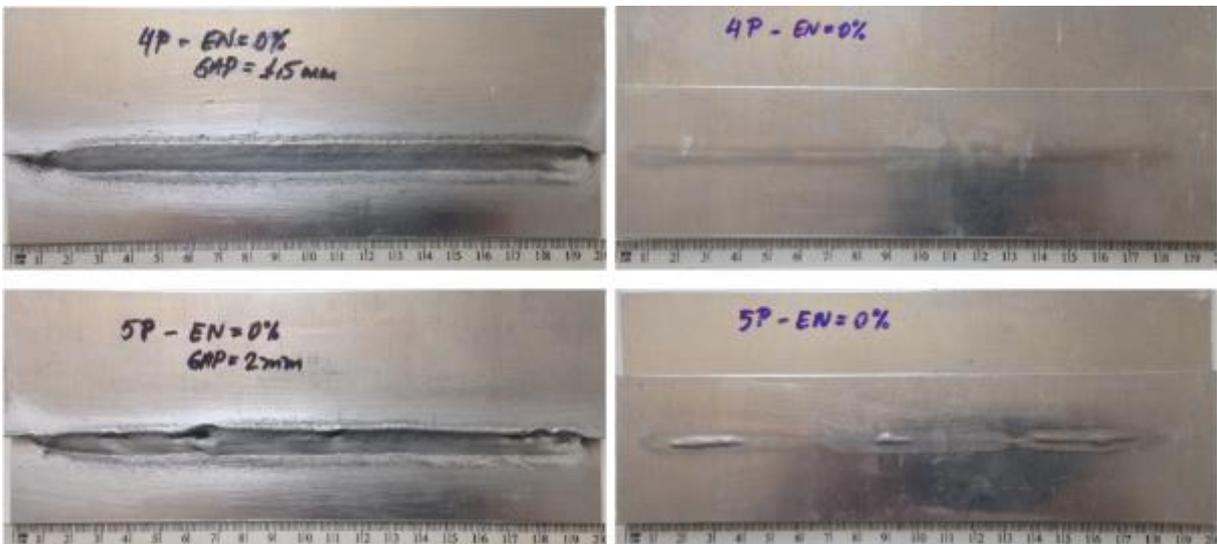


Figura 4.9 - Cordões de solda e lados opostos dos ensaios 4P e 5P, obtidos com o processo MIG Pulsado usando os parâmetros listados na **Tabela 4.5**. Fonte: Autor (2016).

No geral, os parâmetros de pulso ($I_p = 300$ A e $t_p = 1,6$ ms) e valor de 10 adotado para a relação V_d/V_s demonstraram bons resultados operacionais. Isso torna o processo apto em aplicações que não exija espessuras abaixo de 2 mm e *gap* acima de 1 mm para essa

configuração de junta (os resultados mecânicos devem ser considerados e avaliados se serão relevantes quando o processo for aplicado em projetos). Talvez, ao ser aplicado um valor maior para a relação V_a/V_s , fará com que o processo não obtenha cordões de solda aceitáveis na soldagem de *gap* até 1 mm; pois devido ao aumento da velocidade de soldagem, o cordão de solda tenderá a possuir uma largura menor.

Seguindo o mesmo critério, o processo de soldagem MIG-CA com $EN = 30$ e 50% , também foi parametrizado para juntas sobrepostas com incremento de 0,5 mm. O objetivo foi comparar o processo objeto de estudo, com o processo MIG Pulsado. A **Tabela 4.6** apresenta os parâmetros utilizados nos ensaios. Os ensaios 9A e 10A foram desconsiderados devido à instabilidade do carro semi-automático no momento da soldagem. Assim em substituição dos mesmos, os ensaios 16A e 17A foram executados com os mesmos parâmetros.

Tabela 4.6 - Parâmetros do processo MIG-CA para execução dos ensaios finais de juntas sobrepostas.

⁽¹⁾ Nº	EN	Gap	V _a	V _s	I _p	t _p	I _b	t _b	I _n	t _n
CDP	(%)	(mm)	(m/min)	(m/min)	(A)	(ms)	(A)	(ms)	(A)	(ms)
6A	30	0,0	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6
7A	30	1,0	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6
8A	30	1,5	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6
9A	30	2,0	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6
10A	30	0,5	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6
11A	50	0,0	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4
12A	50	0,5	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4
13A	50	1,0	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4
14A	50	1,5	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4
15A	50	2,0	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4
16A	30	2,0	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6
17A	30	0,5	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6

⁽¹⁾ A contagem dos corpos de prova se inicia no nº 6, pois é a sequência da **Tabela 3.9**.

Fonte: Autor (2016).

Os cordões de soldas obtidos em ambas as taxas de corrente na polaridade negativa ($EN = 30$ e 50%) se mostraram satisfatórios por terem apresentado aspectos de qualidade na análise visual. Esses aspectos são: boa regularidade dos cordões, baixo nível de respingos, inexistência de penetração excessiva e possibilidade de soldagem em maiores tolerâncias de *gap*. Mesmo

com *gaps* de 1,5 e 2,0 mm, em ambas as taxas de polaridade em negativo $EN = 30$ e 50% , foi possível obter cordões de solda aceitáveis, respectivamente (**Figura 10**). Ueyama et al. (2011), soldando com os mesmos materiais deste trabalho, porém com espessura de 1 mm, também obteve bons resultados ao experimentar uma taxa de 30% de corrente em negativo.

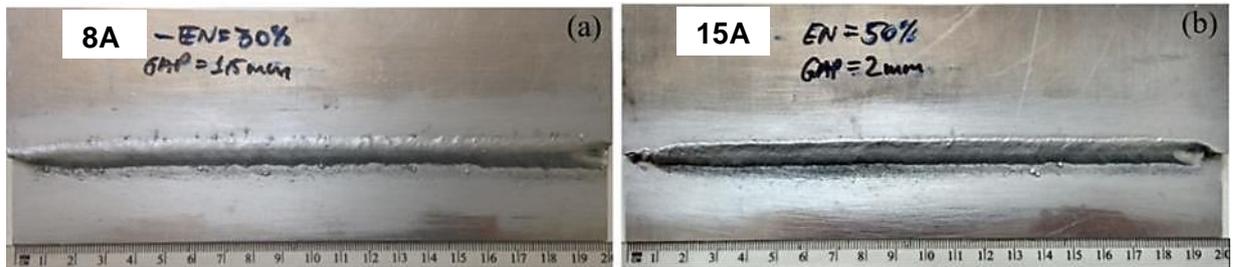


Figura 4.10 - Cordões de solda obtidos pelo processo MIG-CA com (a) $EN = 30\%$ e $gap = 1,5$ mm e (b) $EN = 50\%$ e $gap = 2,0$ mm. Fonte: Autor (2016).

Dados os parâmetros estabelecidos, foi observado que soldando em MIG Pulsado e MIG-CA com $EN = 30\%$, não é possível obter cordões de solda com fusão completa para um *gap* de 2,0 mm. Apesar de ambos os processos terem resultado em soldas descontínuas, é percebido uma geometria sutilmente melhor soldando com $EN = 30\%$. Talvez, possa ser obtido um melhor resultado ao se soldar com parâmetros que possibilitem um volume maior de deposição do arame-eletrodo, por exemplo, pela diminuição de V_s para 0,5 m/min. Essa comparação pode ser vista na **Figura 4.11**.

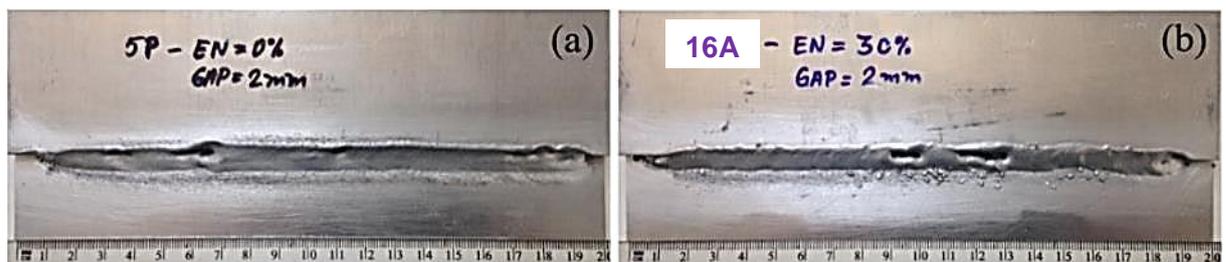


Figura 4.11 - Cordões de soldas obtidos pelos processos (a) MIG Pulsado ($EN = 0\%$) e (b) MIG-CA com $EN = 30\%$. Fonte: Autor (2016).

Diante dos resultados apresentados, isso faz com que o processo MIG-CA seja interessante para aplicações que exijam maiores tolerâncias de juntas. Todavia, não se deve considerar apenas o aspecto visual na avaliação de cordões de solda, sendo que este é apenas parte da avaliação inicial. Nas próximas seções, serão apresentados os ensaios de líquido penetrante, mecânico e metalográfico, a fim de caracterizar as juntas soldadas e fornecimento de resultados que possibilitem a escolha do processo em projetos de engenharia.

4.3 Ensaio de Líquido Penetrante

Com o intuito de analisar o nível de porosidade superficial, os corpos de provas listados na **Tabela 4.7** foram escolhidos para o ensaio não-destrutivo de líquido penetrante.

Tabela 4.7 - Corpos de prova selecionados para o ensaio de líquido penetrante segundo norma ASTM E1417 (2013).

N°	EN	Gap	Va	Vs	Ip	tp	Ib	tb	In	tn	Observação (ASTM E433)	
											Tipo	Classe
CDP	(%)	(mm)	(m/min)	(m/min)	(A)	(ms)	(A)	(ms)	(A)	(ms)		
1P	0	0	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1	-	-	I	C
4P	0	1,5	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1	-	-	I	C
6A	30	0,0	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6	I	A
8A	30	1,5	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6	I	A
11A	50	0,0	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4	I	B
15A	50	2,0	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4	I	B

Fonte: Autor (2016).

O ensaio foi conduzido segundo metodologia descrita neste trabalho e, como exemplo dos resultados do ensaio o CDP 11 segue apresentado na **Figura 4.12**.



Figura 4.12 – Corpo de prova 11A ($EN = 50\%$ e $gap = 0$) submetido ao ensaio de líquido penetrante.
Fonte: Autor (2016).

Note que ao ser submetido a luz negra, o CDP 11A apresenta incidência de porosidade nas regiões reveladas em verde. O resultado do ensaio não fornece um critério de comparação objetivo entre os corpos de prova ensaiados. Assim, para estabelecer um critério de comparação e escolha dos níveis de porosidades, foi utilizada a norma ASTM E433 (2013). Essa norma, apresenta amostras de resultados divididos em 2 tipos e 4 classes, dessa forma os corpos de

prova deste trabalho, puderam ser comparados qualitativamente e decidido em qual tipo e classe melhor se enquadravam. Os resultados da análise são verificados na **Tabela 4.7**.

Apesar de qualitativo, os resultados indicam um maior nível de porosidade no processo MIG Pulsado ($EN = 0\%$), seguido das taxas de $EN = 50$ e 30% no processo MIG-CA, respectivamente. O maior nível de porosidade da taxa de 50% de corrente em negativo, talvez possa ser atribuído segundo a revisão bibliográfica, a maior tendência de instabilidade do arco devido a maior permanência da corrente em polaridade negativa.

Os resultados da porosidade superficial poderiam ser conciliados com os ensaios mecânicos e metalográficos, porém como foram obtidos resultados qualitativos, tal correlação se tornou difícil de ser realizada.

4.4 Macrografia e Análise de Tolerâncias

Em projetos de engenharia, normalmente são utilizadas juntas sobrepostas na soldagem de chapas finas de alumínio. Durante a soldagem, uma abertura excessiva pode ocorrer na junta soldada devido ao processo anterior de conformação ou erro dimensional de montagem no metal base durante a soldagem. Uma vez que o metal base pode facilmente se deformar durante a soldagem devido à imposição de calor, um processo de soldagem com um tolerância maior de *gap* é requerida na indústria (RHEE et al., 2013).

Na chapa de alumínio, o *gap* é substancialmente maior em relação ao metal base devido a menor espessura do mesmo. Portanto, para obter um cordão estável, é necessária uma deposição de metal suficiente. No entanto, uma vez que o coeficiente de fusão do arame no processo MIG Pulsado é menor do que no processo MIG-CA sob a mesma corrente de soldagem, menos metal é depositado durante o pulso CC+. Para aumentar a quantidade de metal depositado no MIG Pulsado, a corrente de soldagem deve ser aumentada, aumentando a taxa de fusão do arame. No entanto, um problema de penetração excessiva resultará devido à força excessiva do arco e à imposição de calor do metal base. No MIG-CA, pelo contrário, o coeficiente de fusão do arame aumentou com o aumento da taxa de EN sob a mesma corrente de soldagem. Portanto, a quantidade de metal depositado pode ser aumentada, aumentando a taxa de EN sob a mesma corrente de soldagem (RHEE et al., 2013).

Os corpos de prova soldados com os processos MIG Pulsado ($EN = 0\%$) e MIG-CA ($EN = 30$ e 50%) mostrados na **Tabela 4.8**, foram cortados e preparados conforme metodologia exposta na seção 3.3.3, e posteriormente analisados. O objetivo da análise, foi mensurar a penetração da solda na chapa inferior da junta e observar o comportamento do cordão de solda

a cada incremento de 0,5 mm no *gap*. O CDP 11A com parâmetros de $EN = 50\%$, $gap = 0$ e penetração (P) de 0,41 mm, segue apresentado como exemplo na **Figura 4.13**.

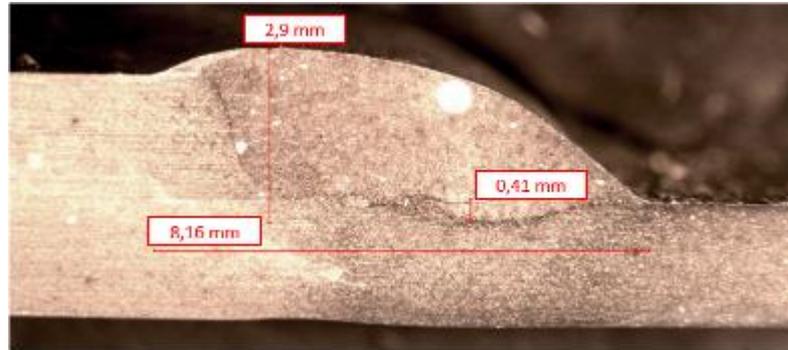


Figura 4.13 - Macrografia referente ao teste 11 com $EN = 50\%$, $gap = 0$ e $P = 0,41$ mm. Fonte: Autor (2017).

Os resultados das medições das penetrações das soldas, bem como os demais parâmetros de soldagem (parâmetros repetidos das **Tabelas 4.5 e 4.6**) seguem apresentadas na **Tabela 4.8**.

Tabela 4.8 - Penetração da solda dos ensaios MIG Pulsado e MIG-CA em juntas sobrepostas.

N°	EN	Gap	Va	Vs	Ip	tp	Ib	tb	In	tn	P
CDP	(%)	(mm)	(m/min)	(m/min)	(A)	(ms)	(A)	(ms)	(A)	(ms)	(mm)
1P	0	0,0	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1	-	-	0,24
2P	0	0,5	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1	-	-	0,32
3P	0	1,0	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1	-	-	0,48
4P	0	1,5	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1	-	-	0,85
5P	0	2,0	6,0	0,6	300	1,6	31	7,1	-	-	-0,26
6A	30	0,0	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6	0,41
17A	30	0,5	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6	0,16
7A	30	1,0	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6	0,75
8A	30	1,5	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6	0,26
16A	30	2,0	6,0	0,6	300	1,5	60	4,6	47	2,6	0,55
11A	50	0,0	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4	0,41
12A	50	0,5	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4	0,20
13A	50	1,0	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4	0,45
14A	50	1,5	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4	0,51
15A	50	2,0	6,0	0,6	300	1,5	25	2,9	47	4,4	0,81

Fonte: Autor (2017).

A **Figura 4.14** apresenta os resultados dos ensaios de tolerância de *gaps* deste trabalho conduzido com incremento de 0,5 mm no *gap* e valores de taxa de *EN* sob velocidade de soldagem de 0,6 m/min, corrente de pico de 300 A e tensão de 22 V, mesclados ao de Rhee et al. (2013).

O *gap* máximo obtido no processo MIG Pulsado foi de 2,0 mm, porém observou-se penetração excessiva e falta de fusão ao longo do cordão de solda. Obtido um resultado melhor se comparado a Rhee et al. (2013) que conseguiu um *gap* máximo de 0,5 mm soldando com uma velocidade de soldagem de 1,0 m/min, corrente média de 60 A e tensão de 20,5 V.

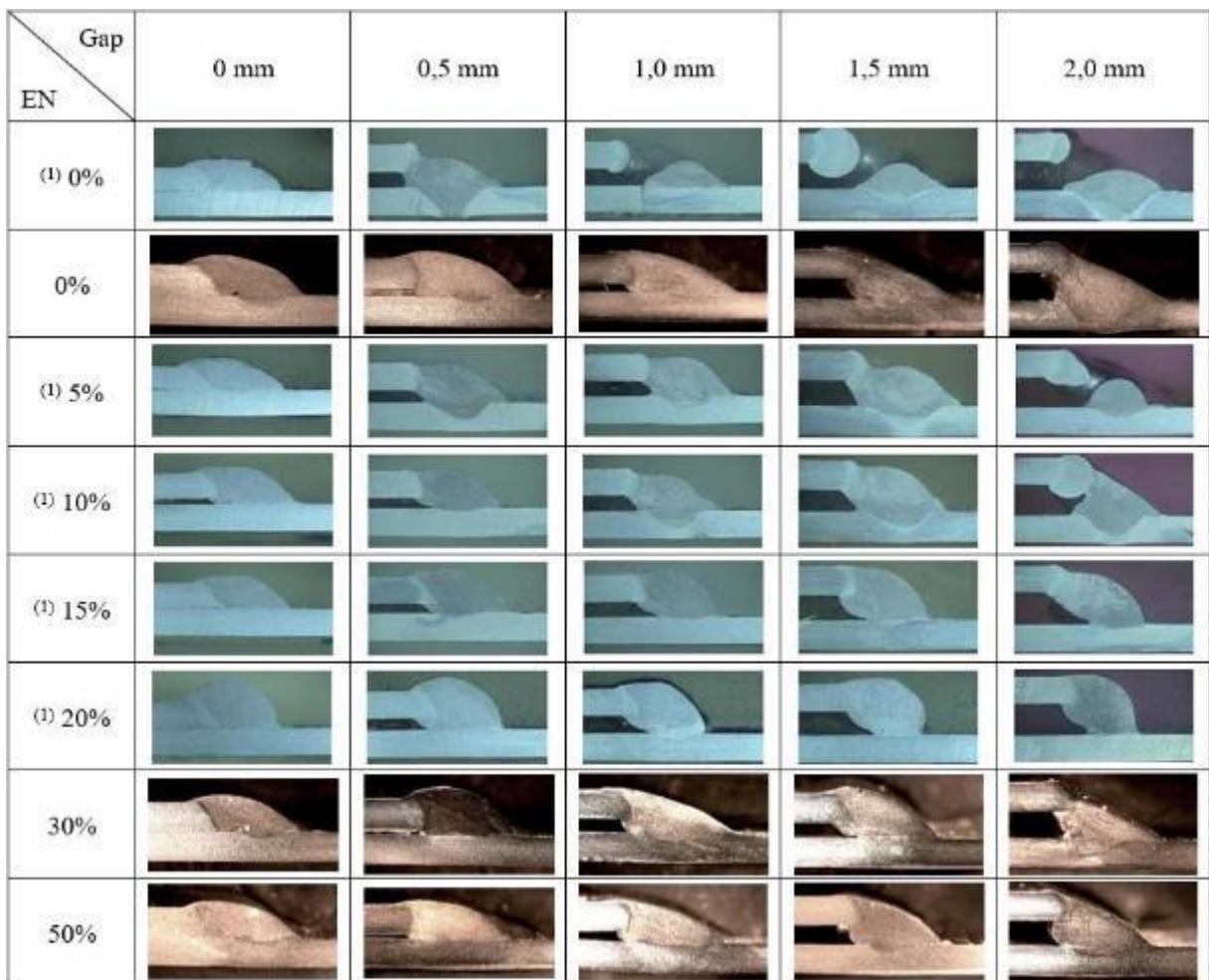


Figura 4.14 - Macrografias construídas com variação da %EN e *gap*. Fonte: ⁽¹⁾Rhee et al. (2013) e Autor (2017).

Os resultados de $EN = 30\%$ também se mostraram interessantes, uma vez que obteve um *gap* máximo de 2,0 mm com uma melhor continuidade do cordão de solda em relação ao MIG Pulsado (comparação pode ser verificada na **Figura 4.11**). Na mesma linha do processo MIG Pulsado, foi considerado após a análise que para as condições de soldagem experimentadas, foi validado um *gap* máximo de 1,5 mm para $EN = 30\%$.

Para $EN = 50\%$ todos os *gaps* experimentados se mostraram validados devido as análises dos perfis macrográficos e da continuidade dos cordões de solda. Com essas condições, pode-se afirmar que o processo satisfaz as variações presentes na indústria como mencionado no início desta seção. Além disso, confirmou-se que a área de fusão do arame aumentou com o aumento de EN . Em outras palavras, a quantidade de metal depositado aumentou com o aumento de EN sob o mesmo tamanho de *gap*. Em resumo, conseguiu-se um *gap* superior aumentando a deposição do arame e a taxa de EN , sem aumentar a corrente de pulso no processo MIG-CA.

4.5 Ensaio de Cisalhamento

Em termos práticos de projeto, para a avaliação do desempenho de uma junta soldada sob uma condição mais severa de carregamento, é comumente empregado o ensaio de cisalhamento. Após a soldagem e corte por fresamento (**Figura 4.15**), os corpos de prova foram submetidos aos ensaios de cisalhamento conforme metodologia proposta.



Figura 4.15 - Corpos de prova submetidos ao ensaio de cisalhamento. Fonte: Autor (2017).

Os 16 CDP's foram submetidos aos ensaios, onde foi conduzido uma repetição para cada um. Para o processo MIG Pulsado ($EN = 0\%$), foram ensaiados os *gaps* de 0 e 1,0 mm. O mesmo foi aplicado para a taxa de $EN = 30\%$. Devido a apresentação de resultados interessantes na análise do perfil macrográfico e da continuidade do cordão de solda, a taxa de $EN = 50\%$ foi ensaiada com os *gaps* de 0 a 2,0 mm com incremento de 0,5 mm. Os resultados do ensaio de cisalhamento seguem apresentados na **Tabela 4.9**.

Tabela 4.9 - Corpos de prova submetidos ao ensaio de cisalhamento.

Nº CDP	EN (%)	Gap (mm)	Força Máx. (N)	Deslocamento na Força Máx. (mm)
1	0	0	2525	1,58
2	0	0	2400	0,74
3	0	1,0	4360	1,81
4	0	1,0	4937	3,31
5	30	0	4975	2,92
6	30	0	4115	1,41
7	30	1,0	4640	2,13
8	30	1,0	5059	3,10
9	50	0	4919	2,83
10	50	0	4693	2,07
11	50	1,0	4691	1,88
12	50	1,0	4952	2,98
13	50	1,5	5087	3,33
14	50	1,5	4956	3,49
15	50	2,0	4963	3,15
16	50	2,0	4789	3,02

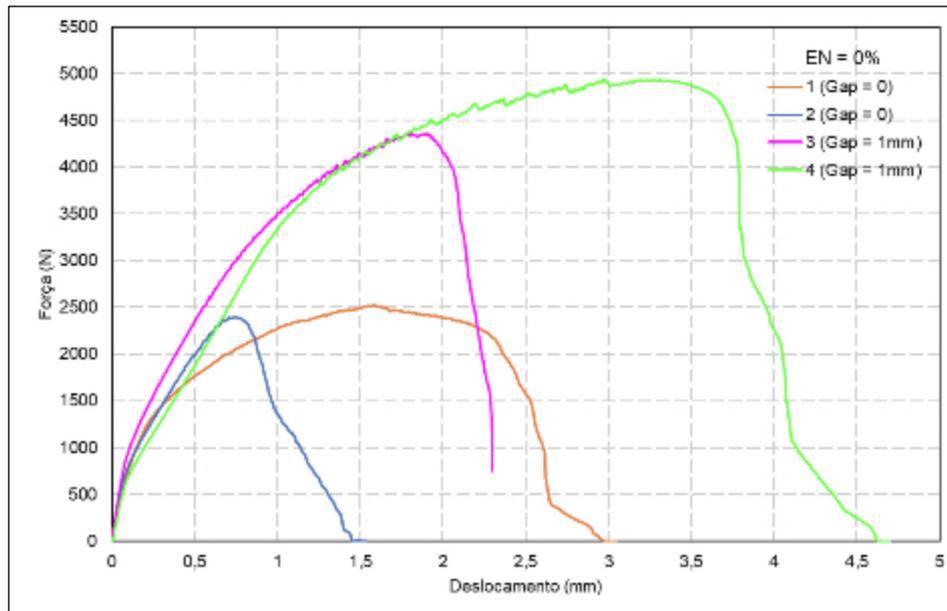
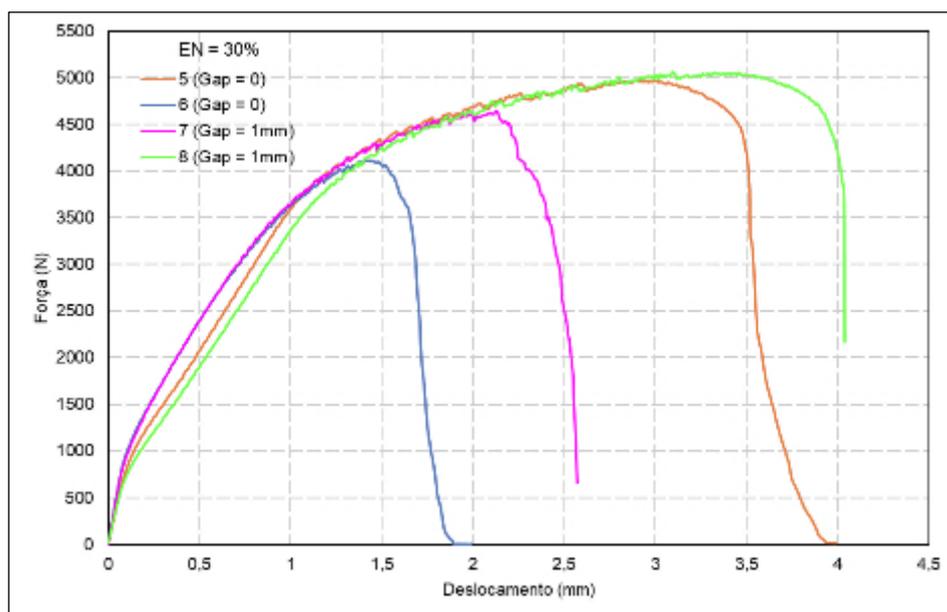
Fonte: Autor (2017).

Os resultados mostrados na **Tabela 4.9**, são melhores visualizados nos gráficos plotados nas **Figuras 4.16, 4.17 e 4.18**. Para possibilitar uma melhor análise dos resultados da **Tabela 4.9**, o metal base 5052-H34 com espessura de 2 mm foi submetido ao ensaio de tração axial ao sentido de laminação do material. A **Tabela 4.10** exhibe os resultados do ensaio.

Tabela 4.10 - Propriedades mecânicas do metal base 5052-H34 com espessura de 2 mm.

Nº	Força Máx. (N)	Deslocamento na Força Máx. (mm)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Alogamento (%)
MB-1	6222	4,883	240,86	66,84	10,53
MB-2	6216	4,717	240,64	69,39	15,10

Fonte: Autor (2017).

Figura 4.16 - Resistência ao cisalhamento dos corpos de prova soldados em MIG Pulsado ($EN = 0\%$). Fonte: Autor (2017).Figura 4.17 - Resistência ao cisalhamento dos corpos de prova soldados em MIG-CA com taxa de $EN = 30\%$. Fonte: Autor (2017).

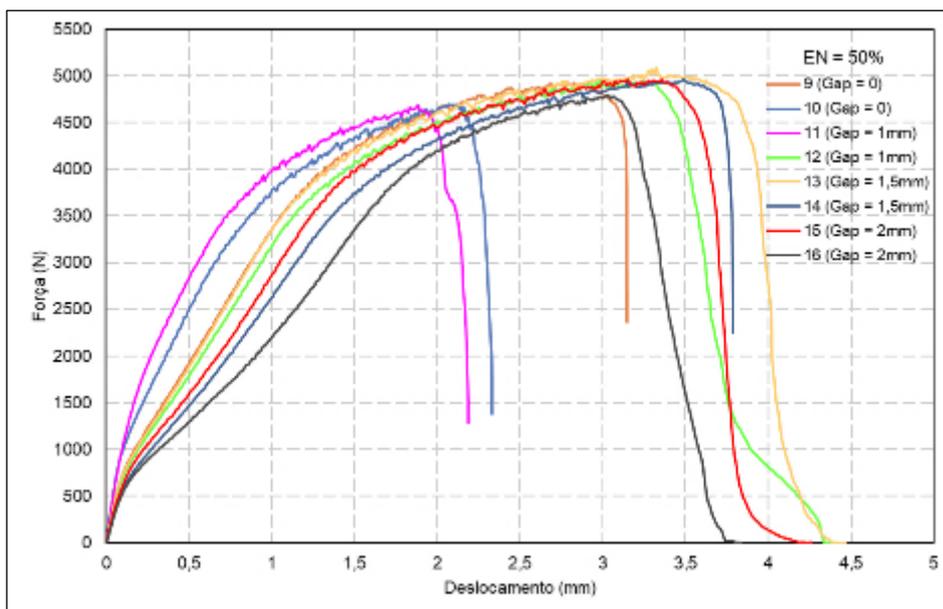


Figura 4.18 - Resistência ao cisalhamento dos corpos de prova soldados em MIG-CA com taxa de $EN = 50\%$.
Fonte: Autor (2017).

Nas **Figuras 4.16, 4.17 e 4.18**, é notado uma tendência de obtenção de resultados menores de força (N) e deslocamento (mm) para o mesmo valor de *gap*. Exemplificando, os ensaios conduzidos com os corpos de prova 1 e 2 (**Figura 4.16**) mostraram uma diferença entre eles de aproximadamente 5% na força e 53,1% no deslocamento. Já os ensaios 4 e 3 (**Figura 4.16**), apresentaram uma diferença na força e deslocamento de aproximadamente 11,7% e 45,3%, respectivamente.

Devido os ensaios terem tido apenas uma (1) repetição cada, faltaram dados que possibilitassem concluir se essa tendência ocorreu por algum tipo de desvio no momento de execução da soldagem dos corpos de prova, ou se foi algum problema envolvendo o equipamento de ensaio. Todavia, ao analisar o gráfico plotado na **Figura 4.19** foi percebido que a tendência se manteve nos ensaios (MB-1 e MB-2) com o metal base. Isso levou a acreditar (mesmo sem dados conclusivos) que a ocorrência dessa diferença nos resultados possa ser devido a algum ajuste necessário no equipamento entre cada corpo de prova testado.

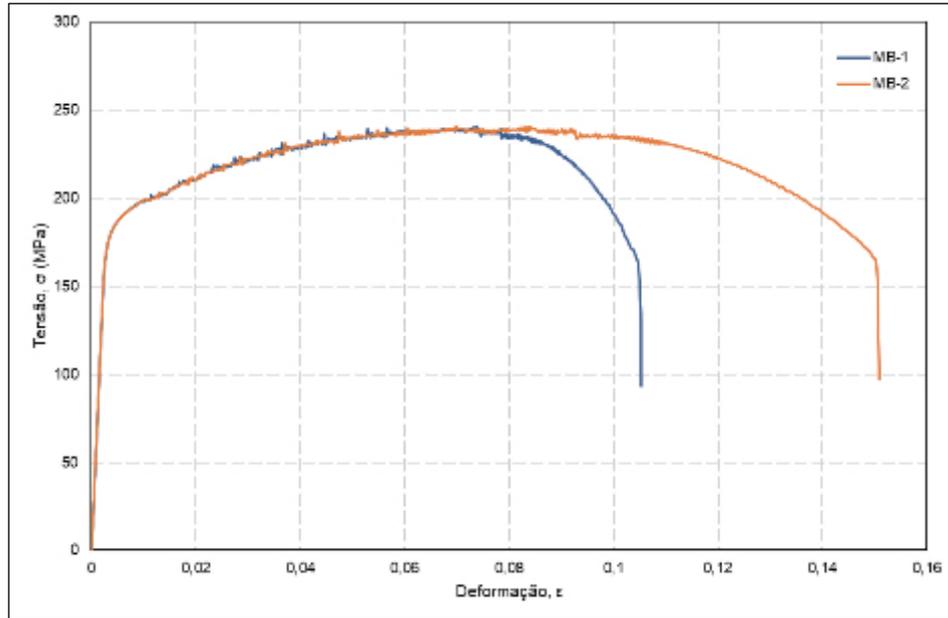


Figura 4.19 - Curva tensão-deformação referente ao ensaio de tração executado no metal base 5052-H34 com espessura de 2 mm. Fonte: Autor (2017).

Conhecer os valores reais das propriedades mecânicas do material utilizado, foi fundamental para que uma comparação mais criteriosa fosse realizada, uma vez que a norma do material especifica os valores em uma determinada faixa de caracterização do material, mas não o valor exato para comparação. Dessa maneira, os melhores resultados dos corpos de provas soldados com as taxas de $EN = 0\%$, 30% e 50% , puderam ser comparados com a curva real do metal base. Essa comparação pode ser visualizada na **Figura 4.20**.

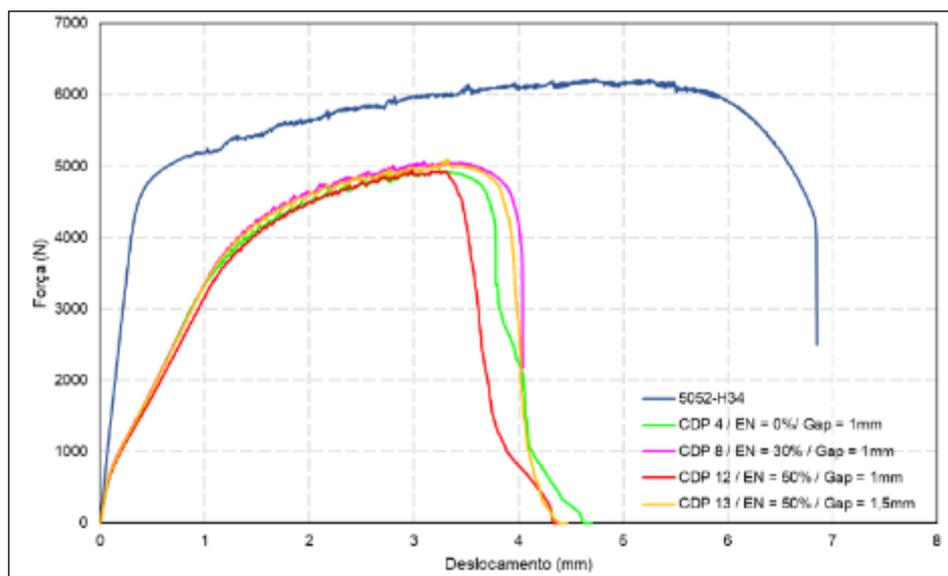


Figura 4.20 - Melhores valores de resistência ao cisalhamento para taxas de $EN = 0\%$, 30% e 50% , comparadas ao metal base 5052-H34. Fonte: Autor (2017).

Não foi possível comparar as propriedades mecânicas obtidas com a corrente de soldagem, uma vez que foi empregada uma corrente de 300 A para todos os corpos de prova soldados. Assim, a comparação dos resultados ficou a cargo de correlacionar as propriedades mecânicas com os diferentes *gaps* aplicados. Dessa forma, analisando os resultados da **Tabelas 4.9 e 4.10** e **Figura 4.20**, percebeu-se que para a taxa de *EN* e *gaps* de 0 e 1 mm, foram obtidas forças de carregamento de 2525 e 4937 N, respectivamente. O melhor resultado de resistência ao cisalhamento encontrado para essa configuração, ficou com 79,4% de eficiência da junta. Em termos da penetração da solda (onde representa a penetração da solda no metal base inferior da junta), os valores obtidos para os *gaps* de 0 e 1 mm foram respectivos 0,24 e 0,48 mm, maior penetração resultou em maior resistência ao cisalhamento. Aumentando *EN* para 30%, foi aumentada a penetração em 0,41 e 0,75 mm nos *gaps* de 0 e 1 mm, levando aos valores de resistência ao cisalhamento de 4975 e 5059 N, respectivamente. Note que o valor de 5059 N, corresponde a uma eficiência da junta de 81,37% para a taxa de *EN* = 30%, ficou 0,76% acima do maior valor obtido para a taxa de *EN* = 0%. Para *EN* = 50% foram plotadas duas curvas, sendo a maior força de cisalhamento obtida com *gap* de 1 mm (4952 N) e o maior valor obtido na taxa, sendo de 5087 N referente ao CDP 13 com *gap* de 1,5 mm. Esse último valor de resistência ao cisalhamento, também se refere ao maior valor obtido dentro todos os 16 ensaios.

4.5.1 Análise dos Efeitos Principais e Interações dos Parâmetros

A análise dos efeitos principais foi concentrada nas influências dos fatores escolhidos: taxa de *EN*, *gap*, t_p , I_b , t_b , t_n e penetração (*P*), sobre a resposta que foram os melhores resultados da força de cisalhamento referente à cada *gap* e taxa de *EN* usada.

Tabela 4.11 - Corpos de prova escolhidos para análise dos efeitos principais.

Nº CDP	Força (N)	EN (%)	Gap (mm)	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb (ms)	In (A)	tn (ms)	Va (m/min)	P (mm)
1	2525	0	0	300	1,6	31	7,1	*	*	6	0,24
4	4937	0	1	300	1,6	31	7,1	*	*	6	0,48
5	4974	30	0	300	1,5	60	4,6	47	2,6	6	0,41
8	5059	30	1	300	1,5	60	4,6	47	2,6	6	0,75
9	4919	50	0	300	1,5	25	2,9	47	4,4	6	0,41
12	4952	50	1	300	1,5	25	2,9	47	4,4	6	0,45
13	5087	50	1,5	300	1,5	25	2,9	47	4,4	6	0,51
15	4963	50	2	300	1,5	25	2,9	47	4,4	6	0,81

Fonte: Autor (2017)

A análise foi realizada no *software* Minitab 15®, pela função “Gráfico de Efeitos Principais”. Assim, o gráfico de efeitos principais expresso na **Figura 4.21** foi gerado por meio dos fatores e resposta expostos na **Tabela 4.11**.

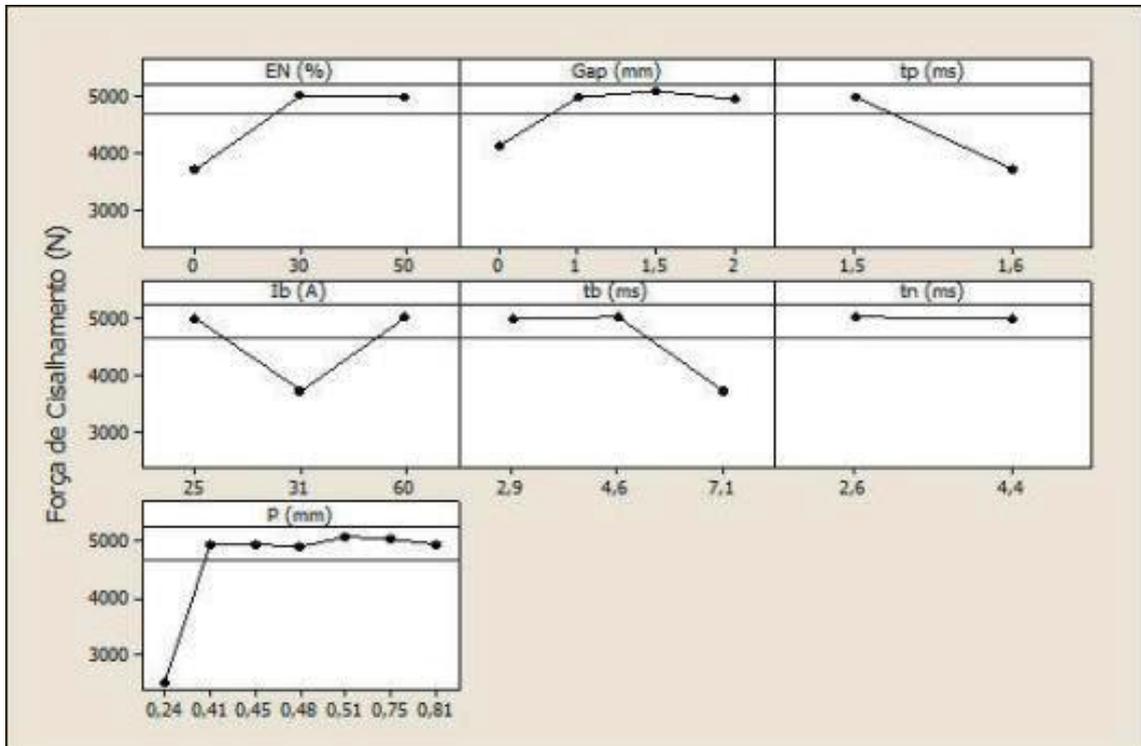


Figura 4.21 - Gráfico de efeitos principais referente aos fatores e respostas da **Tabela 4.11**. Fonte: Autor (2017).

Do gráfico de efeitos principais apresentado na **Figura 4.21**, pode-se extrair os seguintes resultados:

- A taxa de corrente em negativo (EN), mostrou uma forte influência na força de cisalhamento entre $EN = 0\%$ (MIG Pulsado) e $EN = 30\%$ (MIG-CA). Porém, entre 30% e 50% de EN, quase nenhuma influência foi observada;
- As amostras soldadas com $gap = 0$, apresentaram menor força de cisalhamento se comparado aos demais gaps. Isso deve-se a menor penetração encontrada nas amostras com $gap = 0$;
- A corrente de base (Ib), apresentou queda na resistência mecânica para o valor de 31 A, maior resistência com os valores de 25 A e 60 A. Não pode ser concluído se valores entre 26 A e 59 A influenciam negativamente no cisalhamento, pois o valor de $I_b = 31$ A é referente ao processo MIG Pulsado ($EN = 0\%$);

- O mesmo ocorreu com o tempo de base (t_b), pois 7,1 ms se refere a taxa de $EN = 0\%$;
- A penetração abaixo de 0,41 mm mostrou forte influência na resistência mecânica. Os valores de 0,51 mm e 0,75 mm apresentaram as melhores respostas na força. Os pontos de 0,45 mm e 0,81 mm, tiveram o mesmo efeito na resposta. Todavia, a penetração analisada de maneira isolada, ficou um pouco subjetiva, assim um gráfico de interação entre a penetração, gap e taxa de EN segue apresentado na **Figura 4.22** para um melhor entendimento.

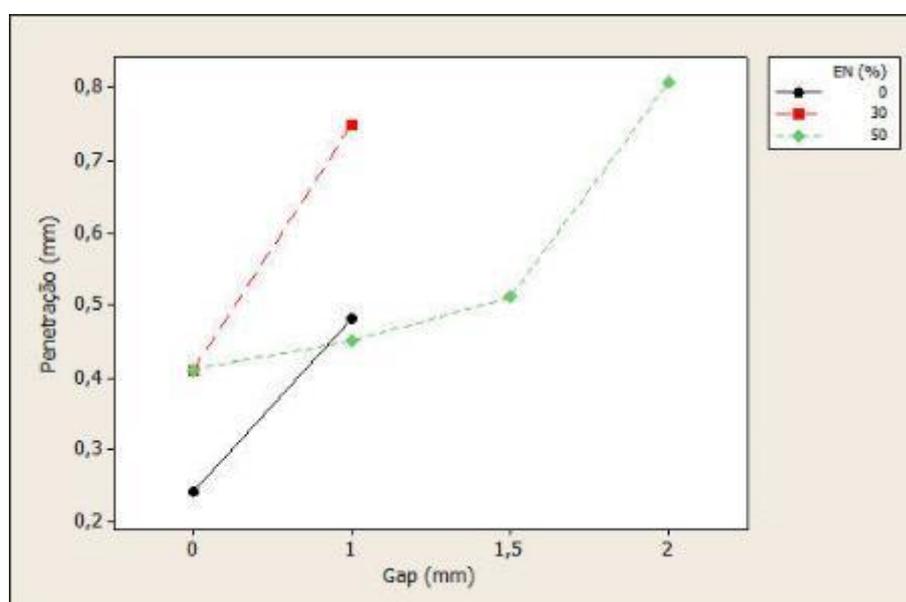


Figura 4.22 - Gráfico de interação entre penetração, gap e taxa de EN . Fonte: Autor (2017).

Na interação exposta na **Figura 4.22**, é possível observar que a penetração aumentou à medida que o gap aumentou. Talvez, esse fenômeno possa estar relacionado com a menor massa disponível para a soldagem no momento, fazendo com que o calor concentrado na chapa inferior da junta não tenha uma menor capacidade de propagação devido a massa reduzida. Essa tendência ocorreu para todas as taxas de corrente em negativo.

Correlacionando os melhores resultados de força de cisalhamento com os $gaps$ e as taxas de $EN = 0\%$, 30% e 50% , foi possível plotar o gráfico mostrado na **Figura 4.23**.

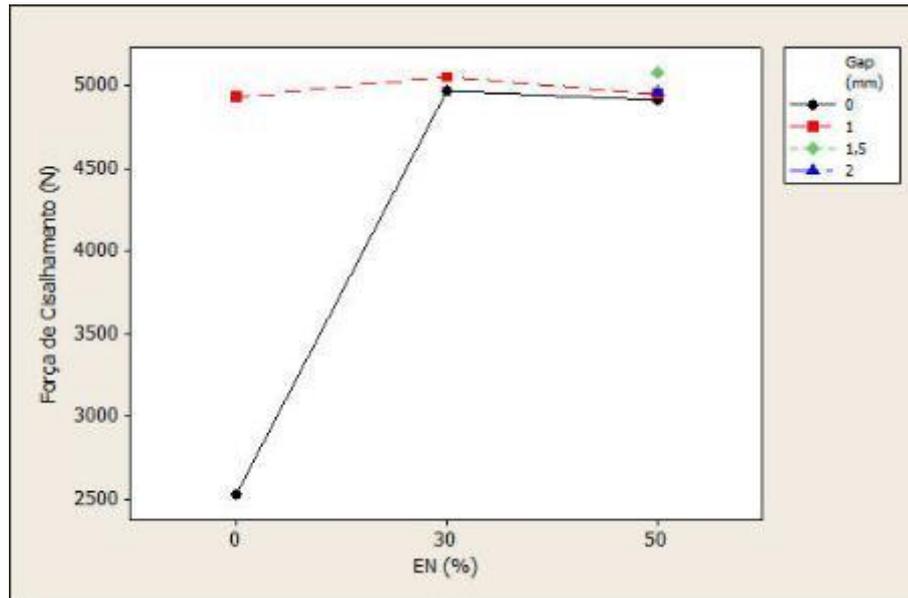


Figura 4.23 - Correlação da força de cisalhamento, *gap* e taxa de *EN*. Fonte: Autor (2017).

Para as soldas aplicadas no *gap* de 1 mm, as forças de cisalhamento se mantiveram próximas, resultando em uma média de 4983 N e coeficiente de variação de 1,09% (baixa dispersão dos dados). Mesmo tendo uma variação na %*EN* para o mesmo valor de *gap*, foi possível obter valores próximos para a resistência ao cisalhamento. Já para as juntas com *gap* = 0, notou-se uma diferença brusca de 48,7% entre o menor (*EN* = 0%) e maior valor (*EN* = 30%) de força de cisalhamento; como já mencionado, isso ocorreu pelo fato da menor penetração encontrada na solda do CDP 1, conciliada com o maior calor demandado na soldagem. Para as taxas de *EN* = 30% e 50%, os valores de resistência ao cisalhamento também se mantiveram próximos. Devido à brusca queda na propriedade mecânica dessa última curva mencionada, a média obtida foi de 4139 N e coeficiente de variação de 27,6% (média dispersão dos dados).

Ainda em termos de penetração da solda, *gaps* e força de cisalhamento, a **Figura 4.24**, expressa a correlação entre esses fatores para a taxa de *EN* = 50%. Essa taxa foi apresentada de maneira isolada das demais, pois apresentou resultados interessantes de resistência ao cisalhamento se comparados aos valores encontrados para o metal base.

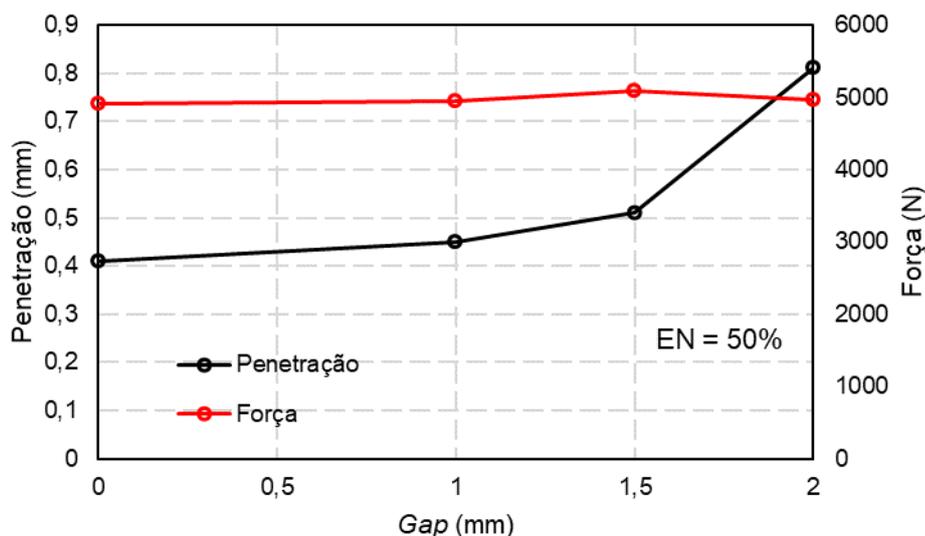


Figura 4.24 - Correlação de penetração da solda, gap e força de cisalhamento para a taxa de $EN = 50\%$.
Fonte: Autor (2017).

É possível observar na **Figura 4.24**, que as forças de cisalhamento se mantiveram com valores aproximados mesmo com variação no *gap* da solda. A resistência ao cisalhamento médio foi de 4980 N, com um coeficiente de variação de 1,28%. O processo se mostrou interessante para as soldas com *gap* de 2 mm nessa taxa de *EN*. O valor encontrado de força de cisalhamento para o determinado *gap* foi de 4963 N, sendo aproximadamente 79,8% de eficiência da junta. Experimentalmente, o valor encontrado está numa faixa aceitável, sendo que Kissel e Ferry (2002) apresentaram que para ligas de alumínio não-tratáveis termicamente (por exemplo, 5052-H32) existe uma redução no limite de resistência à tração (LRT) de aproximadamente 19,35% (de 214 MPa para 172 MPa para o alumínio 5052-H32). Nesse sentido, o maior valor de resistência ao cisalhamento (5087 N) encontrado nos ensaios resultou em uma eficiência da junta de 81,8%. Estes resultados talvez, possam ser usados como critério decisivo para aceitação de juntas soldadas fora da abertura especificada em bases normativas. Isso mostra que o processo não somente é capaz de soldar juntas acima das aberturas especificadas, mas também é capaz de reproduzir soldas com eficiência aceitável em termos de propriedades mecânicas.

Com o intuito de melhorar a visualização do comportamento do cisalhamento em $EN = 50\%$, a **Figura 4.25**, mostra as curvas para cada *gap* de solda ensaiado nesta taxa.

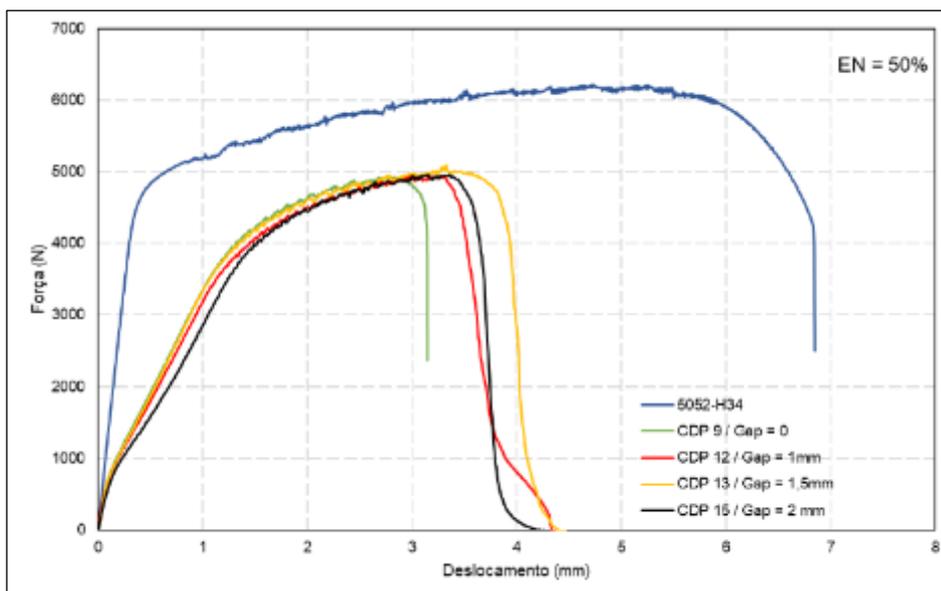


Figura 4.25 - Melhores resultados de resistência ao cisalhamento para os *gaps* ensaiados na taxa de $EN = 50\%$.
 Fonte: Autor (2017).

Na **Figura 4.25**, observou-se uma perda no deslocamento de aproximadamente 0,49 mm entre os CDP's 9 e 13. Tal perda, foi devida também à menor penetração e ao menor *gap* da solda nestes CDP's. Observando as curvas referentes aos CDP's 9, 12 e 13, notou-se um crescimento no deslocamento e força de cisalhamento, à medida que o *gap* foi aumentando, satisfazendo assim as análises feitas anteriormente.

4.5.2 Análise do Rompimento da Solda

Para a realização da análise do rompimento das soldas nos corpos de prova submetidos ao ensaio de cisalhamento, foi necessário classificar os modos de fraturas possíveis de ocorrer ao longo do ensaio. Miyazaki e Furusako (2007), soldando juntas sobrepostas de aço pelo processo *Laser* classificou as fraturas em 3 modos, sendo: fratura no metal de base (FMB), fratura na solda (FS) e fratura na linha de fusão ou porção adjacente a ela (FLF). A **Figura 4.26** mostra a classificação dos modos de fratura feita pelos autores.

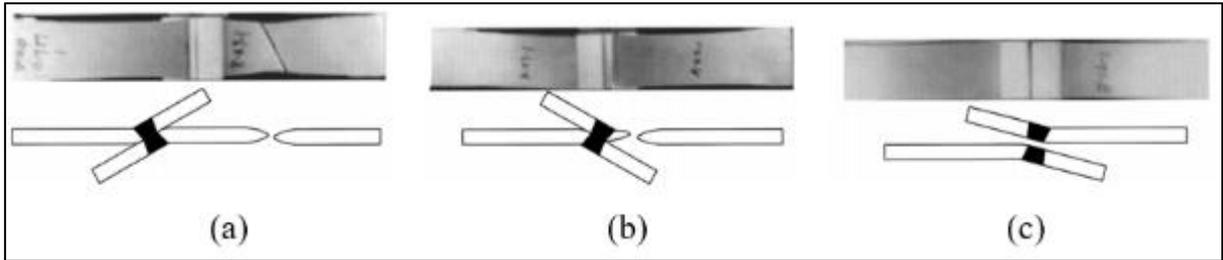


Figura 4.26 - Modo de fratura das juntas sobrepostas soldadas pelo processo *Laser* no ensaio de cisalhamento. (a) FMB, (b) FS e (c) FLF. Fonte: Adaptado de Miyazaki e Furusako (2007).

Por analogia, os mesmos modos foram considerados na análise dos resultados deste trabalho, porém a única diferença é a fratura na solda (FS) que pode ocorrer em 2 regiões como exposto na *Figura 4.27*.

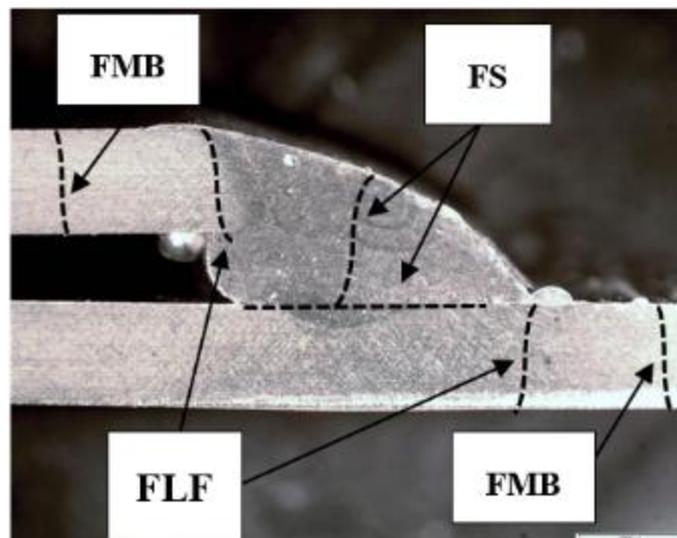


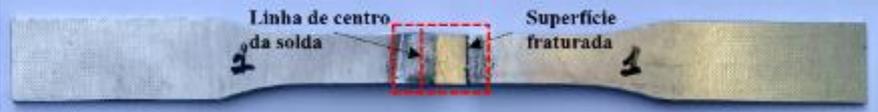
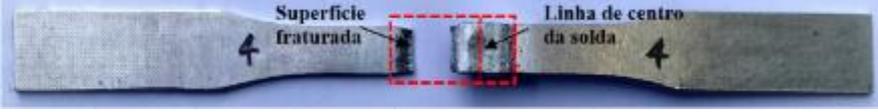
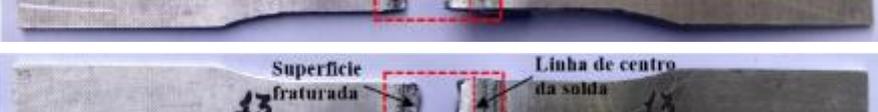
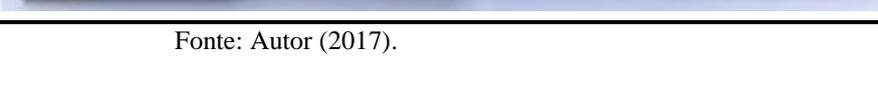
Figura 4.27 - Modo de fratura das juntas sobrepostas soldadas pelos processos MIG Pulsado e MIG-CA no ensaio de cisalhamento. Fonte: Autor (2017).

Com base no exposto acima e nos melhores resultados evidenciados na *Tabela 4.12*, as fraturas dos referidos corpos de prova foram analisadas.

Ao analisar os resultados das fraturas referentes aos melhores resultados da *Tabela 4.12*, pode-se perceber que todas foram do modo FLF. Foi notado também, que nos CDP's 4, 12 e 13 as fraturas ocorreram na chapa superior da junta, porém não foi possível correlacionar esse fenômeno como sinônimo de melhor resultado em cisalhamento, visto que valores mais altos de força de cisalhamento foram encontrados nos CDP's com fratura na chapa inferior.

O que pode ser afirmado é que amostras com fratura do tipo FS sempre terão piores resultados se comparadas com as dos tipos FLF e FMB. Tal afirmação pode ser verificada nas fraturas dos CDP's na *Figura 4.28*.

Tabela 4.12 - Corpos de prova fraturados referentes aos melhores resultados do ensaio de cisalhamento.

Nº	EN	Gap	Força Máx.	Modos de Fratura
CDP (%)	(%)	(mm)	(N)	
1	0	0	2525	
4	0	1	4937	
5	30	0	4975	
8	30	1	5059	
9	50	0	4919	
12	50	1	4952	
13	50	1,5	5087	
15	50	2,0	4963	

Fonte: Autor (2017).

Os CDP's 2 e 6 da **Figura 4.28** apresentaram os valores de forças de cisalhamento de 2400 N ($EN = 0\%$) e 4115 N ($EN = 30\%$). Ambos CDP's foram soldados com *gap* de 0.

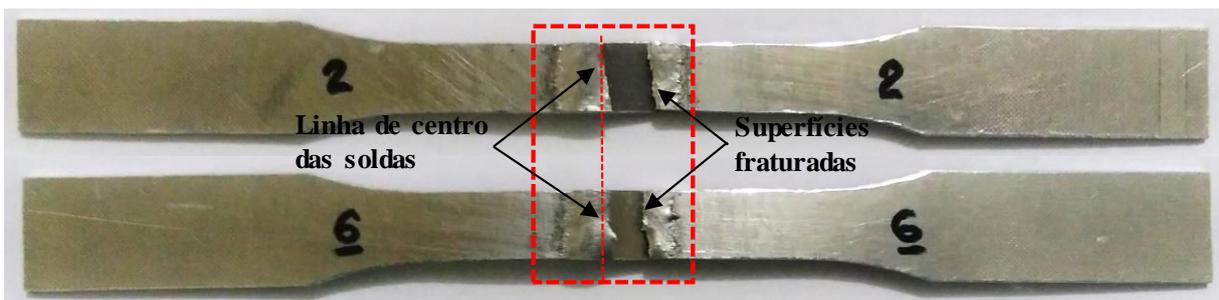


Figura 4.28 - Fraturas do tipo FS nos CDP's 2 e 6. Fonte: Autor (2017).

4.6 Análise da Dureza (Transversal)

Medidas de microdureza foram realizadas nas 5 amostras selecionadas com o objetivo de obter o comportamento da microdureza ao longo das soldas que apresentaram o melhor e pior resultados em termos de resistência ao cisalhamento, também nas taxas de $EN = 0\%$, 30% e 50% com *gap* de 1 mm cada.

Na metodologia deste trabalho, foi proposto realizar a medição de microdureza ao longo das interfaces do MB-ZTA-ZF-ZTA-MB. No entanto, determinar o comprimento da ZTA não é um procedimento objetivo. Como pode ser observado na **Figura 4.29 (a)**, o final da ZTA é uma região em que MB e ZTA se confundem, o que dificulta determinar uma “linha” onde a ZTA termina. O mesmo não ocorre no começo da ZTA, onde a interface bem definida que há entre a ZF e a ZTA possibilita determinar facilmente onde ocorre o início da ZTA, como ilustrado na **Figura 4.29 (b)** (FRAGA, 2009).

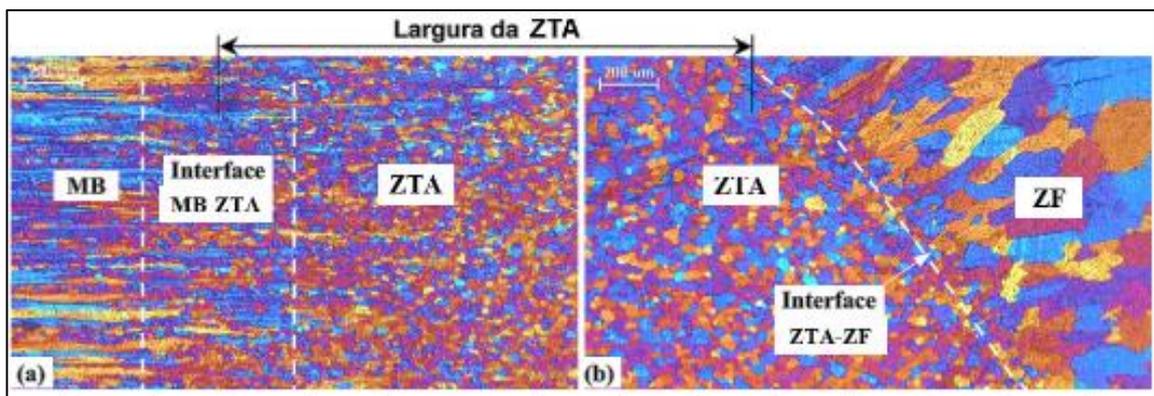


Figura 4.29 - (a) Interface MB-ZTA caracterizando o final da ZTA e (b) interface ZTA-ZF onde se inicia a ZTA, referente ao material 5052-H34. Fonte: Adaptado de Fraga (2009).

Como não foi possível utilizar um microscópio óptico com filtro polarizador de 1λ para obtenção de imagens colorida, a determinação dos limites limitou-se na observação dos corpos de prova com a superfície polida e atacada quimicamente, conciliado aos valores de dureza obtidos e a literatura.

A **Figura 4.30** mostra o perfil de dureza do CDP 2 soldado com $EN = 0\%$, $I_p = 300$ A e $gap = 0$, e resistência ao cisalhamento de 2400 N (pior resultado no ensaio de cisalhamento). Descartando o ponto com dureza de $38,13 \text{ HV}_{0,05}$ onde a medição coincidiu com um poro, pode-se notar uma diferença de $15,15 \text{ HV}_{0,05}$ entre a menor e a maior dureza. O CDP 2 apresentou uma dureza média de $70,06 \text{ HV}_{0,05}$ na ZF, sendo $6,87 \text{ HV}_{0,05}$ maior se comparado ao metal base 5052-H34 que apresentou uma dureza média de $63,19 \text{ HV}_{0,05}$. O desvio médio obtido para este

CDP foi de 4,18 HV_{0,05}. Também, pode ser observado que a medida que as medições foram se aproximando dos pontos com distâncias de 2,5 e 8,5 mm (linhas de fusão das interfaces MB-ZF), os valores de dureza apresentaram um leve pico no perfil.

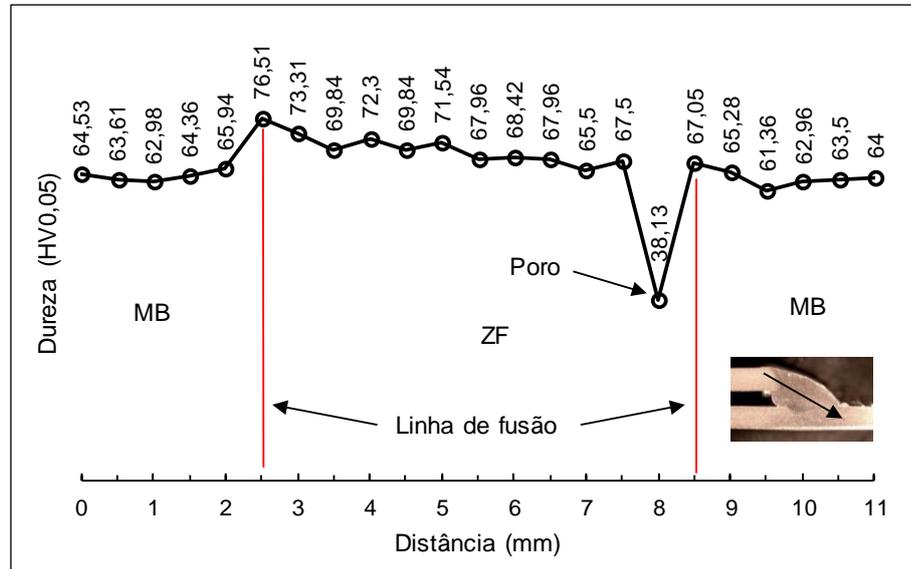


Figura 4.30 - Perfil de microdureza do pior resultado de resistência ao cisalhamento, CDP 2 ($EN = 0\%$, $I_p = 300$ A e $gap = 0$). Fonte: Autor (2017).

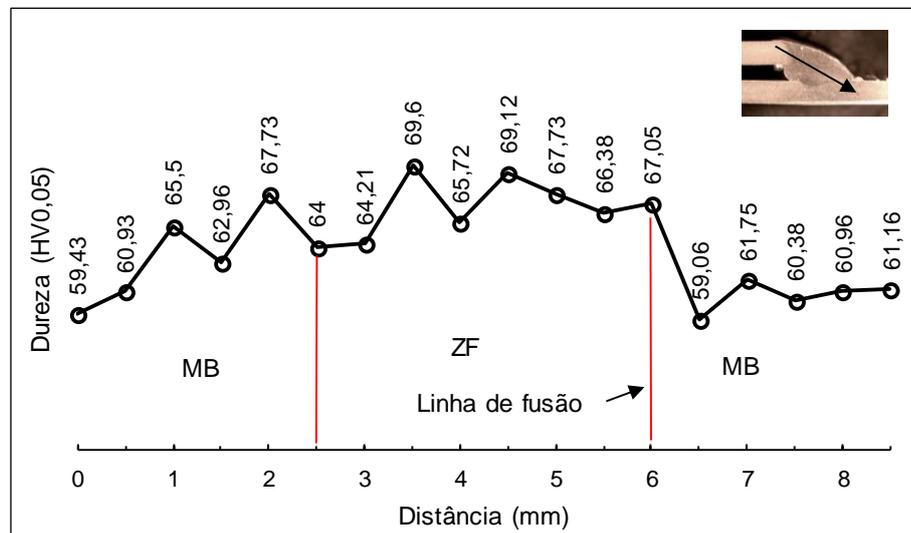


Figura 4.31 - Perfil de microdureza do melhor resultado de resistência ao cisalhamento, CDP 13 ($EN = 50\%$, $I_p = 300$ A e $gap = 1,5$ mm). Fonte: Autor (2017).

O perfil da **Figura 4.31** refere-se ao CDP 13 soldado com $EN = 50\%$, $I_p = 300$ A e $gap = 1,5$ mm e resistência ao cisalhamento de 5087 N (melhor resultado no ensaio de cisalhamento). Foi observado uma certa semelhança no comportamento do perfil anterior, porém não foi adquirido nenhum valor de dureza acima de 70 HV_{0,05} e, a dureza média na ZF foi de 67,12 HV_{0,05}, sendo 3,93 HV_{0,05} maior que o metal base. O desvio médio obtido para este

CDP foi de 2,91 HV_{0,05}, assim mostrou uma distribuição mais homogênea em relação ao CDP 2 (**Figura 4.30**).

Conciliando os resultados de microdureza com os de cisalhamento, pode-se afirmar à princípio que o baixo valor de deslocamento de aproximadamente 1,5 mm obtido no CDP 2 (**Figura 4.16**), é devido à maior potência de soldagem gerada no processo MIG Pulsado e a maior dureza encontrada na ZF. Já no CDP 13, observou-se um deslocamento aproximado de 4,0 mm (**Figura 4.25**), resultando em uma ductilidade maior em relação ao CDP 2 devido a menor dureza obtida na ZF.

Nas **Figuras 4.32, 4.33 e 4.34** seguem apresentados os perfis de microdureza das taxas de $EN = 0\%$, 30% e 50% , referentes aos respectivos CDP's 4, 8 e 12. O objetivo foi verificar se havia mudanças consideráveis entre as taxas de EN , também conhecer o comportamento do índice de dureza nas soldas com um *gap* de 1 mm.

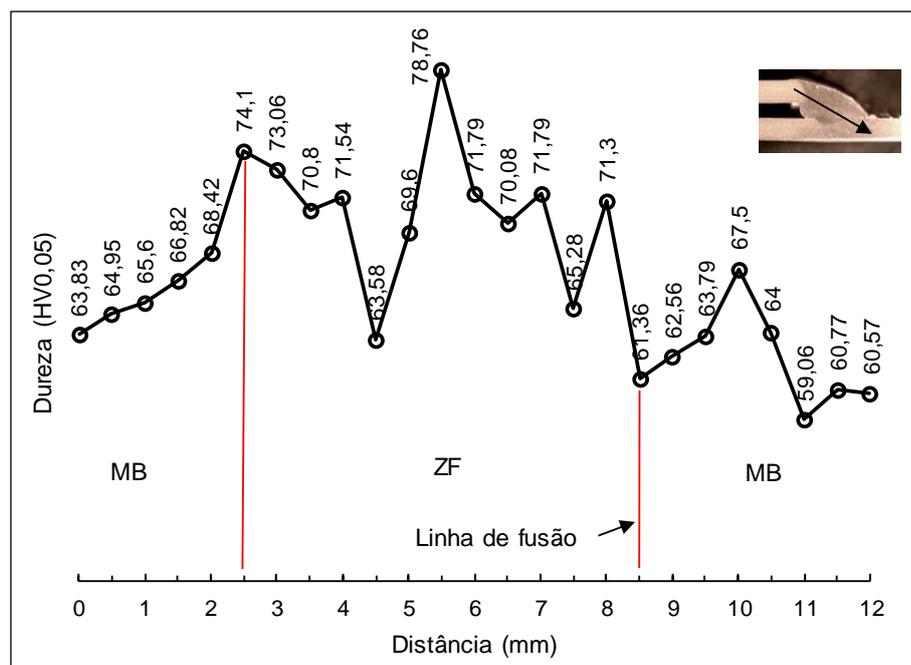


Figura 4.32 – Perfil de microdureza do CDP 4 ($EN = 0\%$, $I_p = 300$ A e *gap* = 1 mm). Fonte: Autor (2017).

Na **Figura 4.32** foi encontrada uma dureza média de 70,93 HV_{0,05} na ZF do CDP 4. Note que este valor ficou muito próximo do obtido no CDP 2 (também soldado pelo processo MIG Pulsado), porém com um melhor resultado na força de cisalhamento (**Tabela 4.9**). O desvio médio obtido para o perfil foi de 4,15 HV_{0,05}, também ficou muito próximo do valor referente ao CDP 2 (4,18 HV_{0,05}).

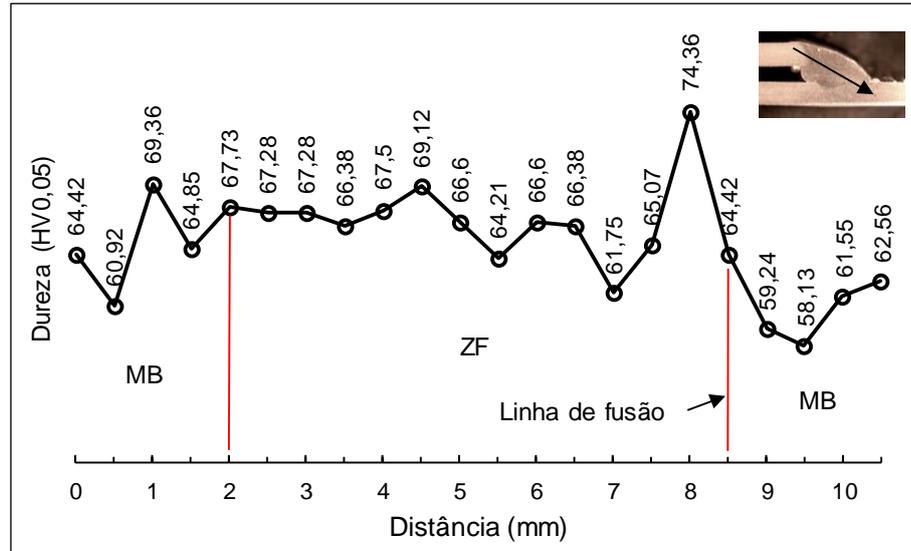


Figura 4.33 - Perfil de microdureza do CDP 8 ($EN = 30\%$, $I_p = 300$ A e $gap = 1$ mm). Fonte: Autor (2017).

Seguindo com a análise, na **Figura 4.33** a dureza média encontrada na ZF do CDP 8 foi de 66,88 HV_{0,05}. Note que este valor ficou abaixo dos obtidos nos CDP's 2 e 4 (soldados pelo processo MIG Pulsado), porém obteve um melhor resultado na força de cisalhamento (**Tabela 4.9**). O desvio médio obtido para o perfil foi de 2,79 HV_{0,05}.

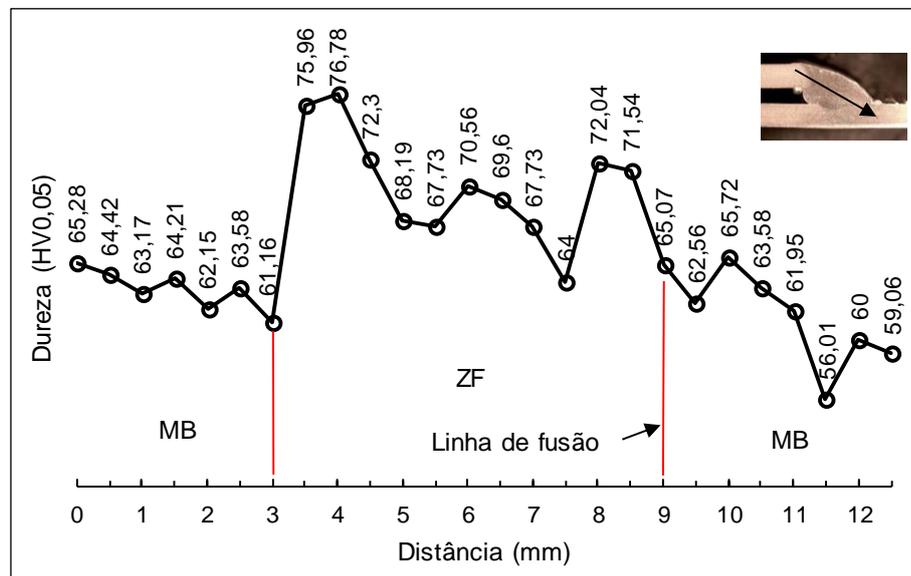


Figura 4.34 - Perfil de microdureza do CDP 12 ($EN = 50\%$, $I_p = 300$ A e $gap = 1$ mm). Fonte: Autor (2017).

Na **Figura 4.34** a dureza média encontrada na ZF do CDP 12 foi de 70,58 HV_{0,05}. Note que este valor ficou acima do obtido no CDP13 (CDP com melhor resultado em cisalhamento, também soldado com MIG-CA com $EN = 50\%$). Consequentemente obteve um resultado menor na força de cisalhamento que pode ser verificado na **Tabela 4.9**. O desvio médio obtido para o

perfil foi de 4,08 HV_{0,05}. Era esperado que o perfil de microdureza se assemelhasse com o obtido no CDP 13, devido a utilização da mesma taxa de EN = 50%. Todavia, mesmo que os valores de dureza média e desvio médio entre os dois CDP's ficaram razoavelmente distantes, pode ser observada na **Figura 4.35** uma certa semelhança no formato dos perfis. A linha da dureza média do metal base foi acrescentada para uma melhor visualização entre os perfis.

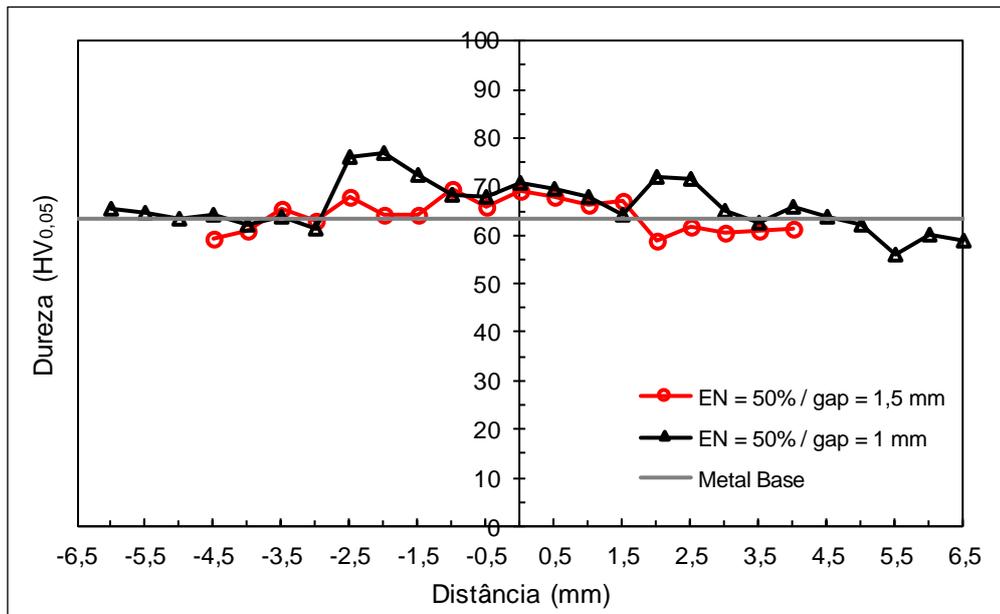


Figura 4.35 - Comparação dos perfis de microdureza referentes as taxas de EN = 50% com gaps de 1,0 e 1,5 mm (CDP's 12 e 13). Fonte: Autor (2017).

Com o intuito de comparar os perfis de microdureza não apenas com os resultados deste trabalho, foi encontrado em Capelari (2009) os resultados do perfil de microdureza referente à soldagem da liga de alumínio 5052-H34 com espessura de 6,35 mm, arame eletrodo ER5356 com diâmetro de 1,2 mm, gás de proteção argônio com vazão de 15 l/min, corrente (CCEP) entre 150 e 165 A, tensão de 23 a 25 V, $V_a = 8$ m/min e $V_s = 0,265$ m/min, utilizando o processo MIG Convencional com a tocha posicionada em 45° empurrando e DBCP de 20 mm. Pode ser verificado que os materiais utilizados pelo autor são os mesmos e, os parâmetros de soldagem foram bem próximos aos utilizados neste trabalho. Desta maneira, segue na Figura 4.33 o gráfico contendo o perfil de microdureza obtido pelo autor.

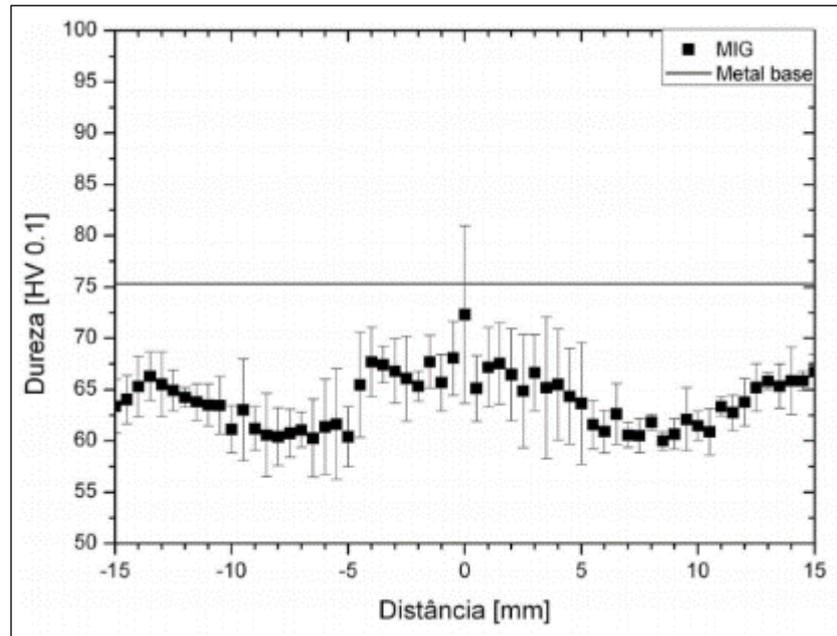


Figura 4.36 - Perfil de microdureza obtido pelo processo MIG Convencional. Fonte: Capelari (2009).

Na **Figura 4.36**, observa-se que Capelari (2009) obteve uma dureza média aproximada de 75 HV_{0,1}, assim o autor conclui que quanto à queda de dureza, observou-se que no processo MIG os menores valores verificam-se entre 5 e 10 mm de distância da linha central de solda, onde se verificam os menores valores de dureza medidos (60 HV_{0,1}). A recuperação da dureza original do metal base não ocorre dentro da região de análise (30 mm), indicando que a ZTA resultante é mais extensa do que a faixa analisada. A menor redução de dureza na região do metal de solda pode ser atribuída à diluição.

Da mesma forma que os resultados de microdureza obtidos neste presente trabalho, foi observado que Capelari (2009) também obteve resultados de dureza maiores na região da ZF, satisfazendo assim, o apresentado nesta seção.

4.7 Análise Microestrutural

A realização da etapa de análise microestrutural buscou: efetuar o mapeamento das fases e das composições químicas, escanear a fase precipitada existente na ZF e verificar a existência de descontinuidades nas interfaces MB-ZTA-ZF. Através desses resultados, buscou-se relacioná-los com o comportamento mecânico da junta.

O primeiro passo da análise, consistiu em obter a microestrutura do metal base. Como pode ser visto na **Figura 4.37**, as pequenas partículas indicadas com “A” foram formadas durante o processo inicial de fabricação do material (processo de fundição) foram encontrados

precipitados ricos em Fe (impureza do processo), já os pontos escuros indicados com “B”, constituem-se em Si originados no lixamento da amostra (WEN et al., 2005).



Figura 4.37 - Microestrutura do metal base 5052-H34. Fonte: Autor (2017).

Note que a microestrutura observada no metal base 5052-H34 (*Figura 4.37*), é semelhante à micrografia obtida por Fraga (2009) para o material 5052-O mostrado na *Figura 4.38*.

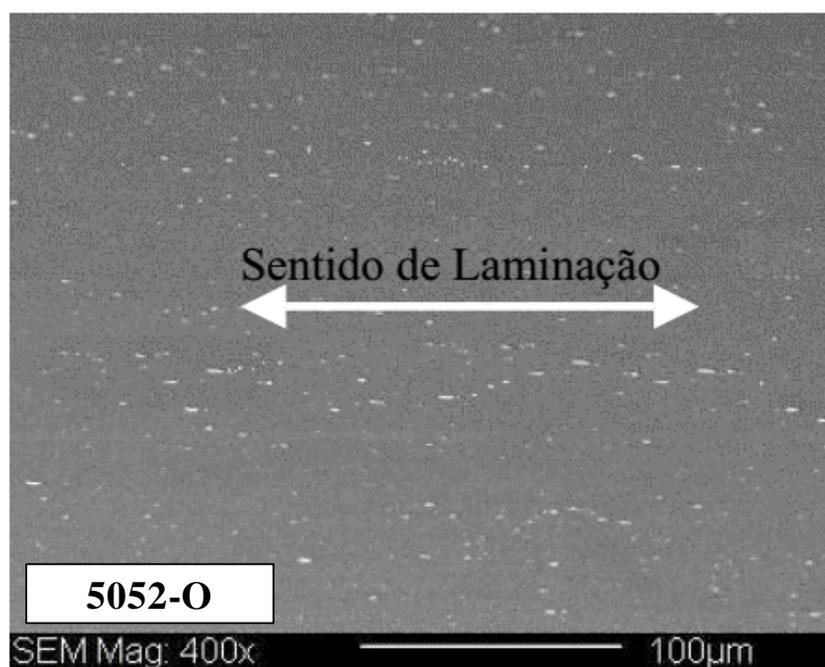


Figura 4.38 - Microestrutura do metal base 5052-0. Fonte: Fraga (2009).

A fim de encontrar os níveis de dispersóides no metal base estudado, mapeamentos EDS das composições químicas (exemplo, **Figura 4.39**) foram feitos nas amostras escolhidas. Assim a média de cada elemento segue mostrada na **Tabela 4.13**.

Tabela 4.13 - Composição química média obtida da liga 5052-H34.

Elemento	Al	Mg	Fe	Cr	Mn	Cu	Zn	Si
(%p)	96,41	3,14	0,19	0,18	0,04	0,004	0,03	0,02

Fonte: Autor (2017).

Note que todos os elementos químicos da **Tabela 4.13**, com exceção do Mg (0,342%p acima do especificado), estão condizentes com a norma ASTM B209M (2014).

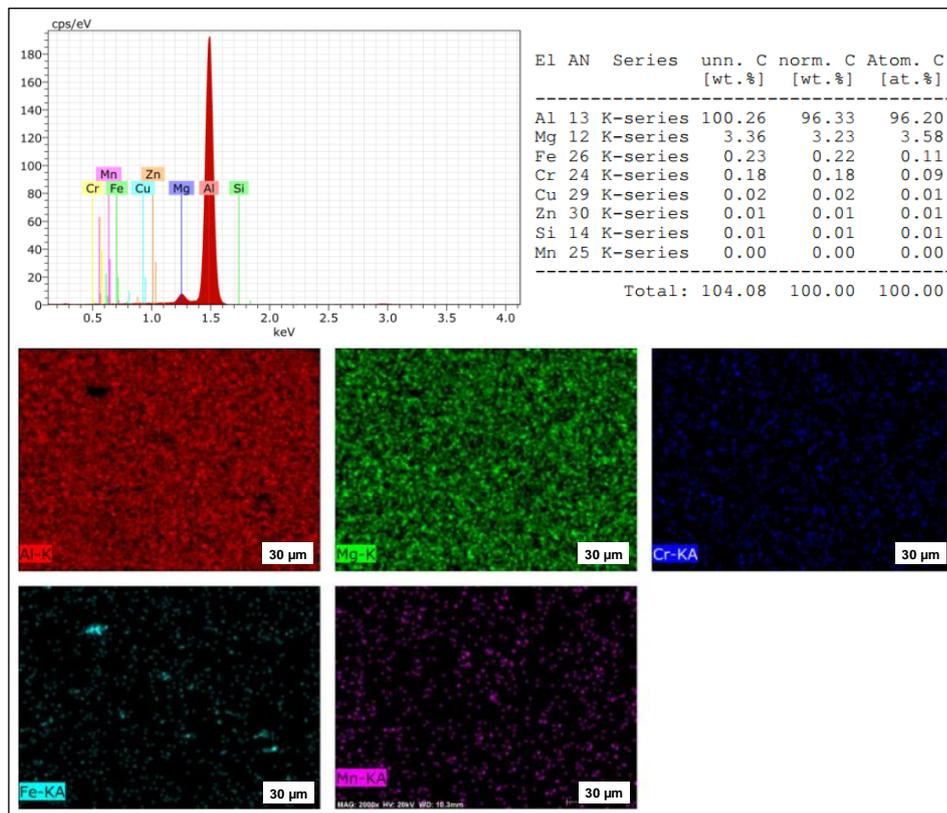


Figura 4.39 - Mapeamento EDS das composições químicas do metal base 5052-H34. Fonte: Autor (2017).

4.7.1 Análise Microestrutural da Zona Fundida

Seguindo com a análise, micrografias de MEV (com aumento de 500x) e mapeamentos EDS das composições químicas (com aumento de 2000x) das regiões da ZF e da interface ZF-MB, foram obtidos das amostras escolhidas.

As micrografias de MEV da ZF referentes ao melhor e pior resultado de cisalhamento, seguem respectivamente apresentadas nas **Figuras 4.40 e 4.41**.

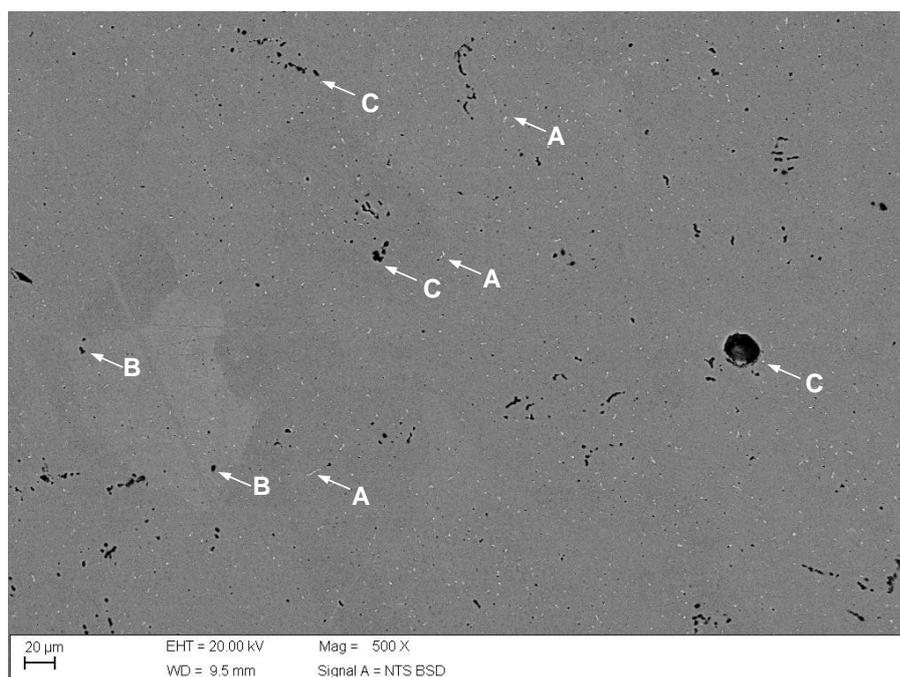


Figura 4.40 - Micrografia MEV da ZF do CDP 2 ($EN = 0\%$ e $gap = 0$) referente ao pior resultado de cisalhamento. Fonte: Autor (2017).

Na **Figura 4.41** referente ao melhor resultado de cisalhamento, é nítida a menor incidência de discontinuidades marcadas com “B” e “C”, em relação à **Figura 4.40** (pior resultado de cisalhamento). As discontinuidades marcadas em “B” representa Si do lixamento (pontos escuros menores) e “C” discontinuidades geradas no processo de soldagem (pontos escuros maiores), sendo porosidade e falta de fusão. Os pontos marcados com “A”, representam as fases secundárias crescidas ao longo dos contornos de grão. Os principais elementos desta fase são Al e Fe, e a presença da fase de cristalização do composto intermetálico Al_3Fe pode ser detectada. Este composto foi formado por meio de uma reação entre Fe e Al, adicionado ao metal base, quando foi rapidamente resfriado após ter sido fundido por uma grande quantidade de calor. Durante o resfriamento, a cristalização expandiu ao longo dos contornos de grão e os movimentos discordantes causados pela fase de cristalização reunidas perto da área de

cristalização. Isso resultou em aumento da energia de absorção de impacto (KIM et al.,2011). Sendo assim, foi realizado o escaneamento nas fases precipitadas da ZF referente ao CDP 12 ($EN = 50\%$ e $gap = 1,0$ mm) para verificar se o encontrado era condizente com a literatura. Os resultados podem ser vistos nas **Figuras 4.42, 4.43 e 4.44**.

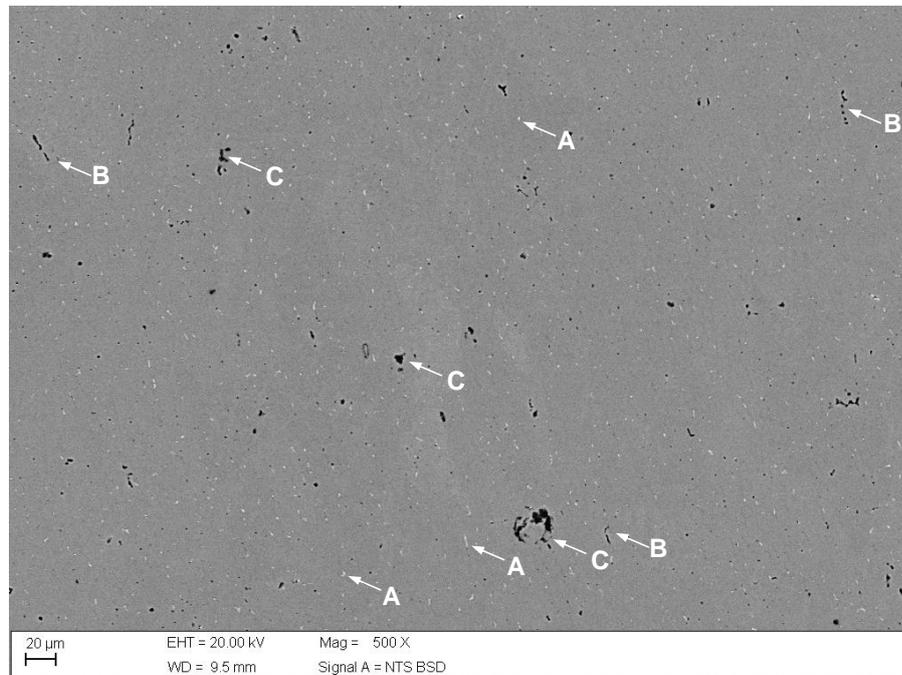


Figura 4.41 - Micrografia MEV da ZF do CDP 13 ($EN = 50\%$ e $gap = 1,5$ mm) referente ao melhor resultado de cisalhamento. Fonte: Autor (2017).

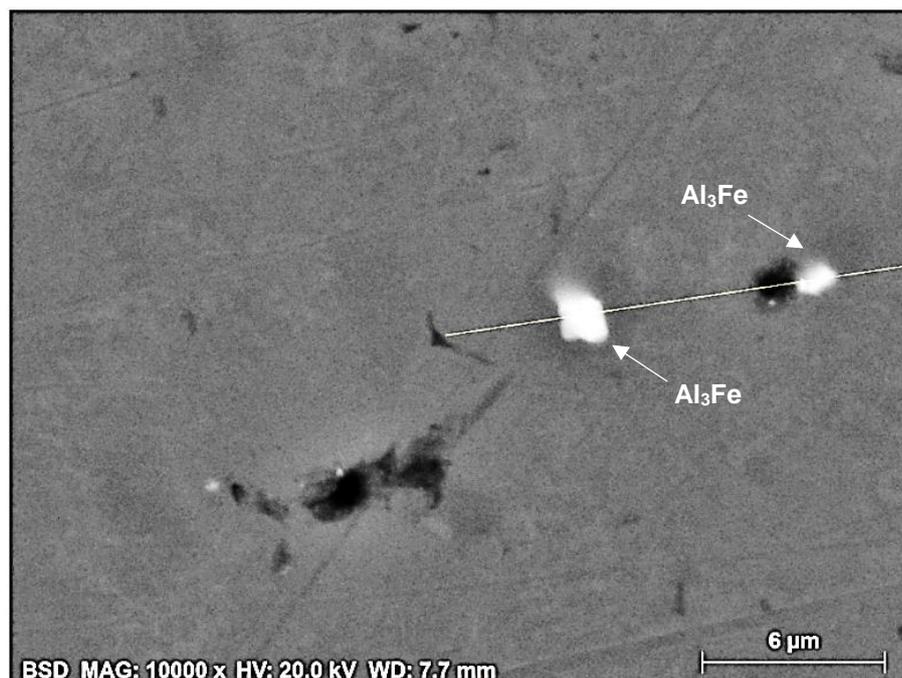


Figura 4.42 - Região escaneada da ZF referente ao CDP 12 ($EN = 50\%$ e $gap = 1,0$ mm). Fonte: Autor (2017).

O escaneamento com duração de 44 s e comprimento de 16 μm das fases precipitadas nas regiões escolhidas (**Figura 4.42**), mostrou uma diminuição de Al e picos de Fe nas regiões dos precipitados, satisfazendo assim o exposto por Kim et al. (2011). Este resultado pode ser verificado no gráfico da **Figura 4.43**.

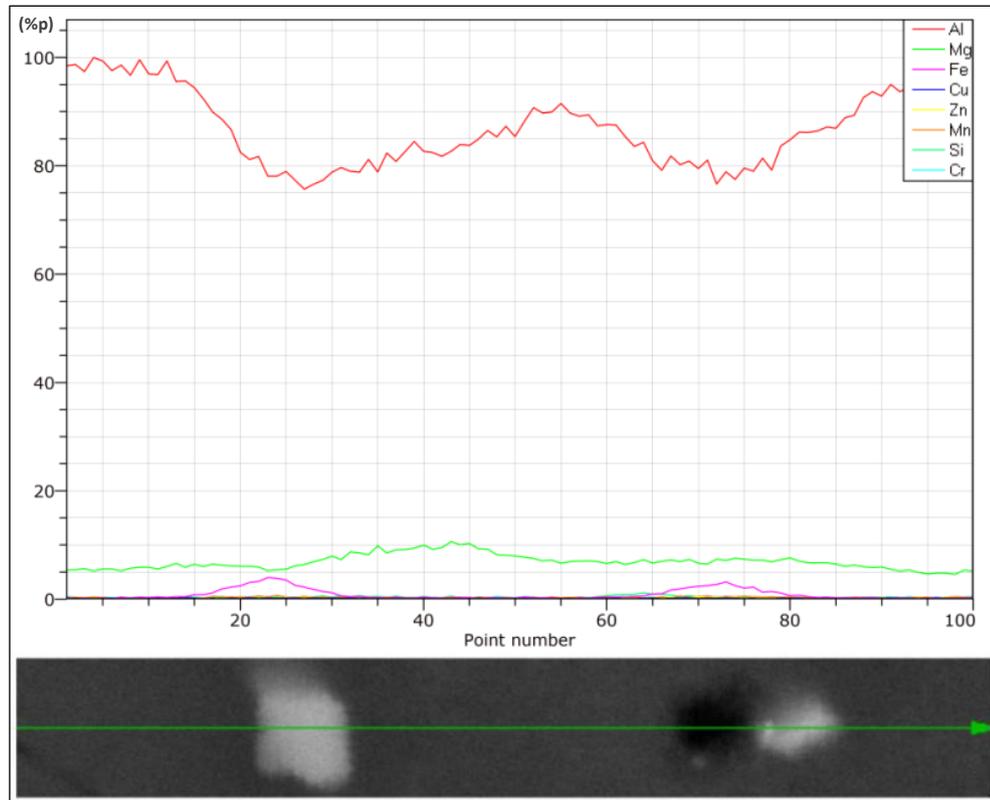


Figura 4.43 - Gráfico do escaneamento das composições químicas dos precipitados formados na ZF do CDP 12 ($EN = 50\%$ e $gap = 1,0\text{ mm}$). Fonte: Autor (2017).

Todavia, ao colocar o gráfico do escaneamento da **Figura 4.43** em escala logarítmica, percebeu-se um sutil aumento de Mn nas fases precipitadas. Essa observação pode é verificada na **Figura 4.44**.

Não foram observados precipitados de Mg nas fases secundárias da ZF, isto se confirmou pelas curvas do elemento apresentadas nas **Figuras 4.43** e **4.44**. Isto já era esperado, uma vez que a solubilidade sólida de 4,4% em peso de Mg no Al é de 250°C , enquanto que a concentração média de Mg presente na ZF foi de 4,28% em peso (MONDOLFO, 1943).

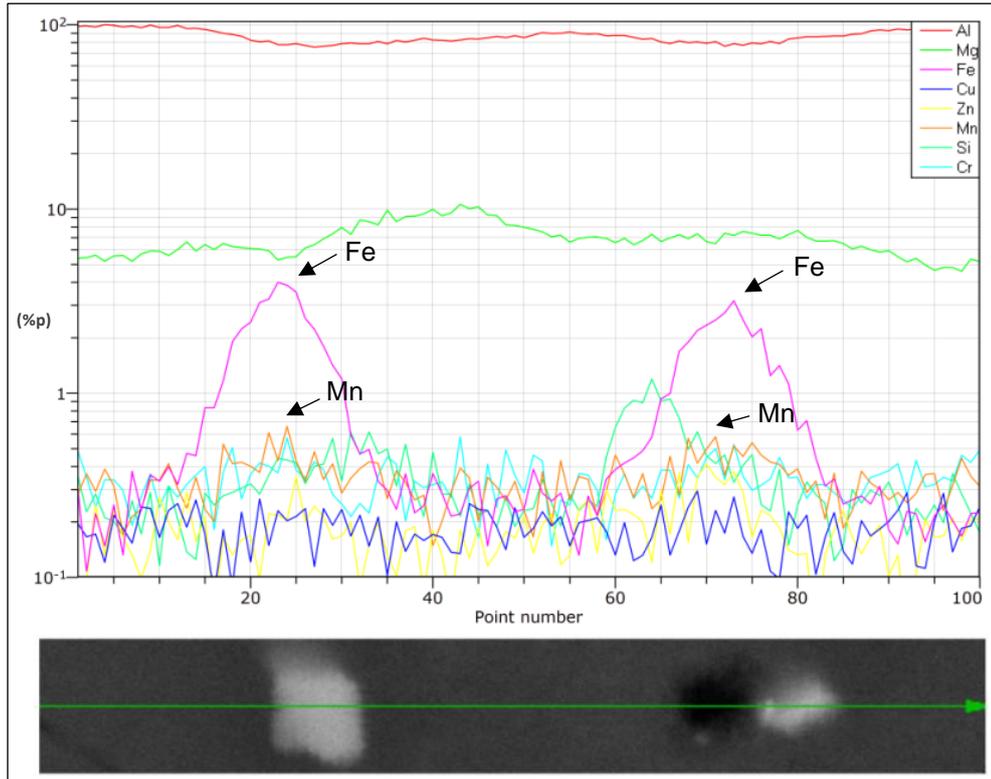


Figura 4.44 - Gráfico logarítmico do escaneamento das composições químicas dos precipitados formados na ZF do CDP 12 ($EN = 50\%$ e $gap = 1,0\text{ mm}$). Fonte: Autor (2017).

Na **Figura 4.45** segue o gráfico do mapeamento EDS referente à região da ZF mapeada no CDP 2 e, na **Figura 4.46** segue as imagens micrográficas de MEV e do mapeamento EDS das composições químicas, referentes ao mesmo.

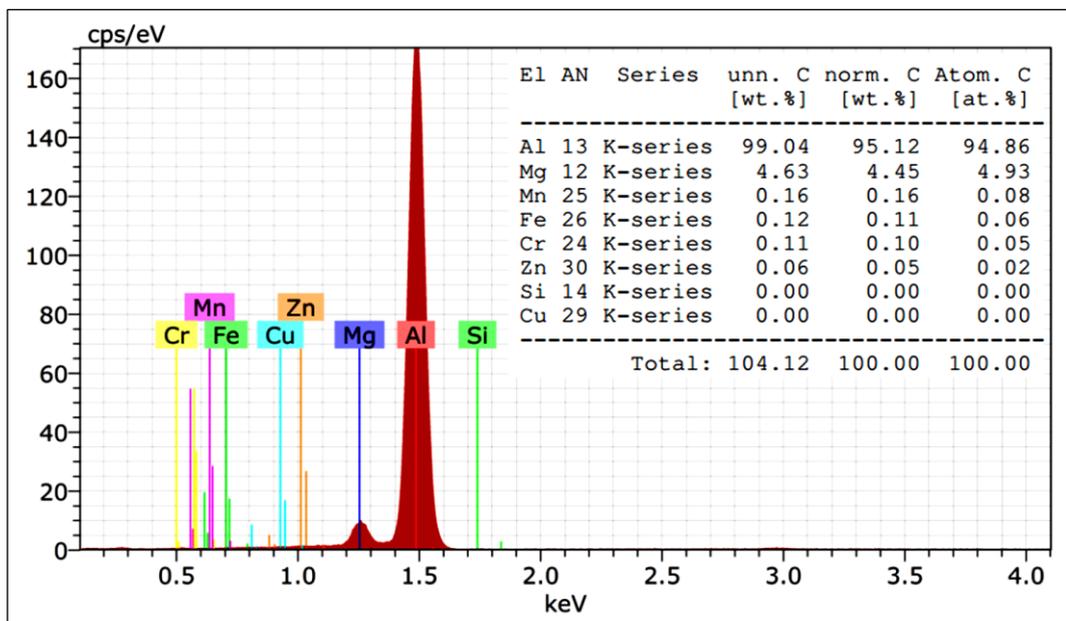


Figura 4.45 - Gráfico do mapeamento EDS das composições químicas da ZF do CDP 2. Fonte: Autor (2017).

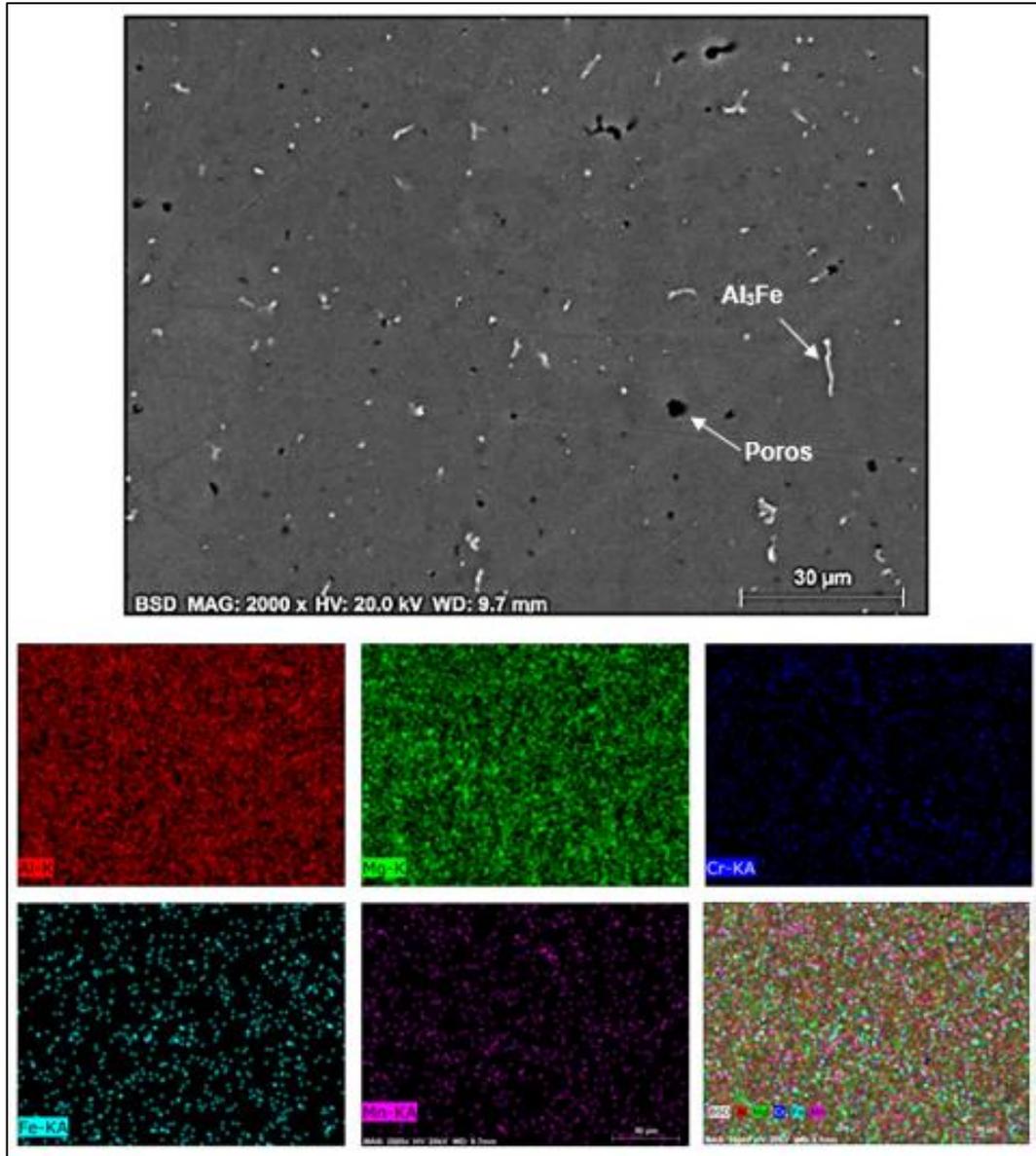


Figura 4.46 - Micrografia MEV e mapeamento EDS das composições químicas referente a região da ZF do CDP 2. Fonte: Autor (2017).

No mesmo sentido, segue na **Figura 4.47** os resultados referentes as imagens micrográficas de MEV e do mapeamento EDS das composições químicas do CDP 13 (melhor resultado de cisalhamento). O gráfico do mapeamento EDS das composições químicas mostrado na **Figura 4.45**, não será mais apresentado para as demais regiões analisadas, pois não foi encontrado variações consideráveis em termos visuais. Os resultados quantitativos em das composições químicas, serão apresentados na seção 4.7.3, na **Tabela 4.14**.

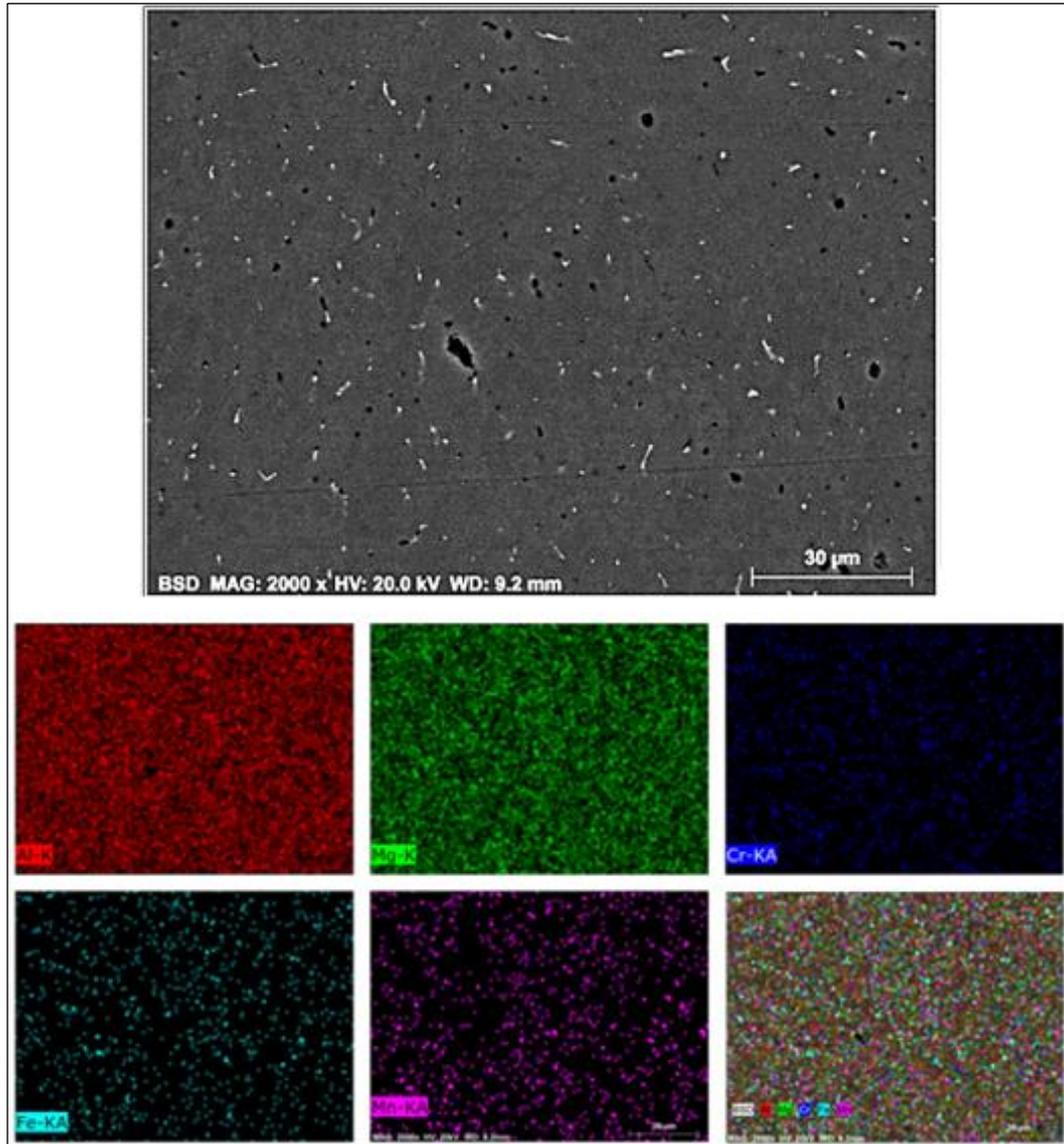


Figura 4.47 – Micrografia MEV e mapeamento EDS das composições químicas referentes à região da ZF do CDP 13. Fonte: Autor (2017).

Ao analisar os mapeamentos EDS das composições químicas dos CDP's 2 e 13, percebeu-se um aumento de Mg em relação ao metal base de 4,45%p e 4,05%p, respectivamente. Estes valores já eram esperados, pois consistem no equilíbrio existente entre a perda de Mg causada pelo arco elétrico na soldagem MIG e, o uso do arame eletrodo ER5356 com teor de 4,85% em peso do elemento. A influência do magnésio e dos demais elementos mapeados no comportamento da força de cisalhamento, foram analisados na seção 4.7.3.

Dando sequência na análise das zonas fundidas, seguem nas **Figuras 4.48 e 4.49** as micrografias de MEV e do mapeamento EDS das composições químicas referentes aos CDP's 4, 8 e 12, soldados com *gap* de 1 mm e taxa de $EN = 0\%$, 30% e 50%. Os MEV's foram agrupadas para que a avaliação da microestrutura se tornasse visualmente mais fácil.

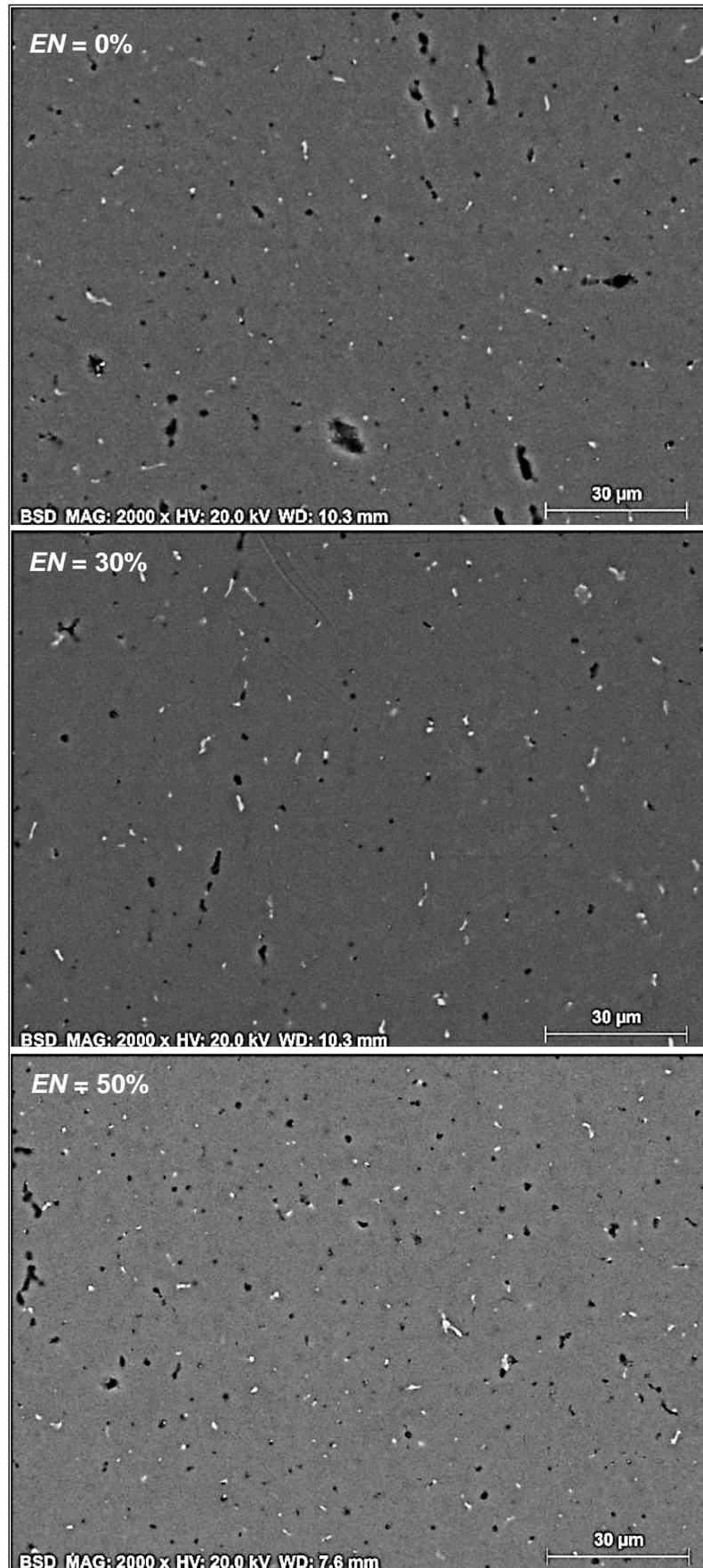


Figura 4.48 - Micrografias MEV referentes às interfaces ZF-MB dos CDP's 4, 8 e 12, soldados com *gap* de 1 mm e *EN* = 0%, 30% e 50%, respectivamente. Fonte: Autor (2017).

Assim como no ensaio de líquido penetrante, na qual avaliou e classificou o tipo de porosidade das três taxas de corrente em negativo, notou-se que na **Figura 4.48** a mesma tendência se manteve para os níveis de porosidade interna. A imagem referente ao CDP 12 ($EN = 50\%$) apresentou uma porosidade maior em relação ao CDP 8 ($EN = 30\%$) e, menor em relação ao CDP 4 ($EN = 0\%$). Como já explicado, tal efeito talvez possa ser devido a maior instabilidade do arco elétrico devido a mais taxa da corrente em negativo.

Na sequência, segue a análise feita na região de interface da zona fundida-metal base.

4.7.2 Análise Microestrutural da Interface Zona Fundida-Metal Base

Uma vez analisadas as zonas fundidas das amostras 2 e 13 em termos de resistência mecânica, micrografias MEV contendo as interfaces ZF-MB dessas amostras, foram obtidas e seguem expostas nas **Figuras 4.59 e 4.50**.

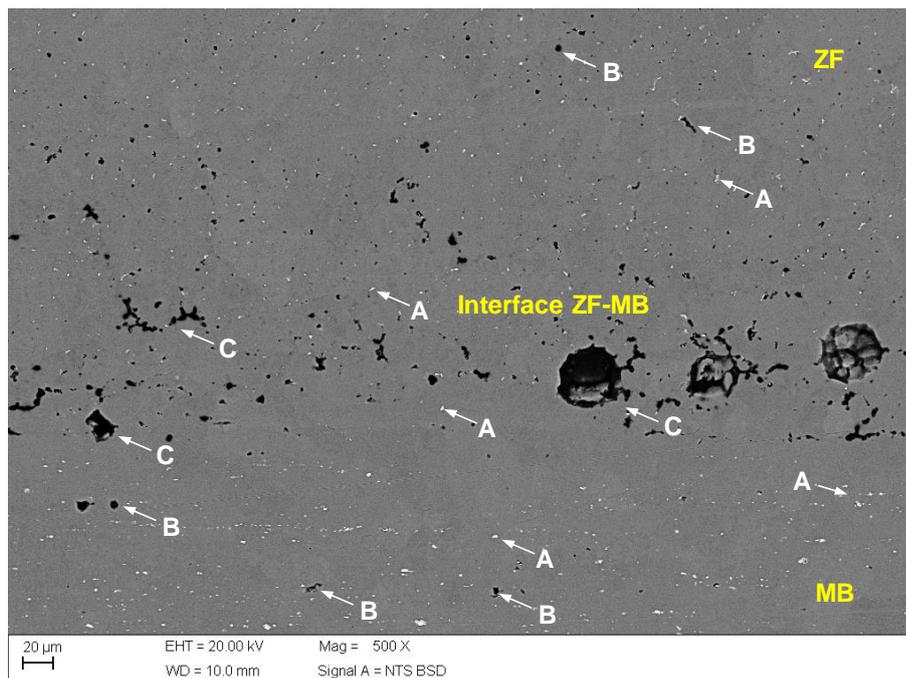


Figura 4.49 – Micrografia MEV da interface ZF-MB do CDP 2 ($EN = 0\%$ e $gap = 0$) referente ao pior resultado de cisalhamento. “A” precipitados Al_3Fe , “B” Si do lixamento e “C” poros. Fonte: Autor (2017).

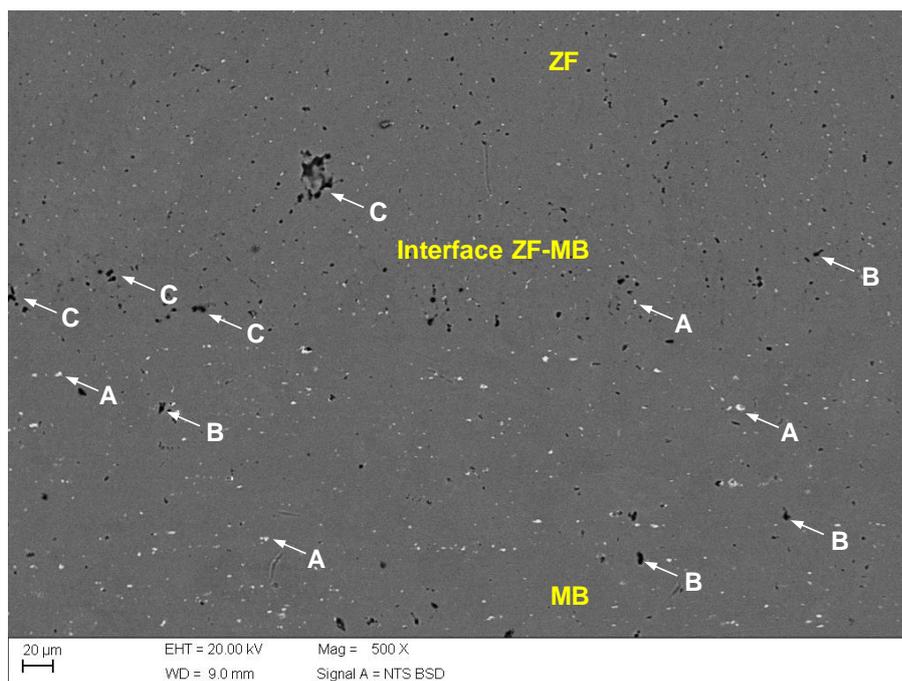


Figura 4.50 - Micrografia de MEV da interface ZF-MB do CDP 13 ($EN = 50\%$ e $gap = 1,5$ mm) referente ao melhor resultado de cisalhamento. “A” precipitados Al_3Fe , “B” Si do lixamento e “C” poros. Fonte: Autor (2017).

Na **Figura 4.49**, pode ser percebida a forte incidência de discordâncias originárias do processo de soldagem MIG Pulsado no CDP 2 (pior resultado de cisalhamento). Tais discordâncias são características de porosidade; um problema de confinamento de gases na zona fundida que surge do gás dissolvido na poça de fusão ficando preso à medida que se solidifica. A fonte primária de porosidade nas soldas de alumínio é o hidrogênio, que possui uma alta solubilidade no alumínio fundido, mas uma solubilidade insignificante no estado sólido. Como resultado, é extremamente difícil produzir uma solda sem porosidade em alumínio (LUMLEY, 2011). Além da maior ZTA formada pela maior imposição de calor do processo MIG Pulsado, a maior incidência de porosidade na interface ZF-MB do CDP 2, pode ter levado a uma menor resistência ao cisalhamento, se comparado com o CDP 13 que obteve o melhor resultado de eficiência da junta. Problemas com porosidade também foram encontrados na interface ZF-MB do CDP 13 (**Figura 4.50**), porém em níveis menores.

Os mapeamentos EDS nas interfaces ZF-MB, junto das micrografias MEV do pior e melhor resultado de cisalhamento (CDP 2 e CDP 13) também foram realizados. Assim, seguem os resultados nas **Figura 4.51** e **4.52**.

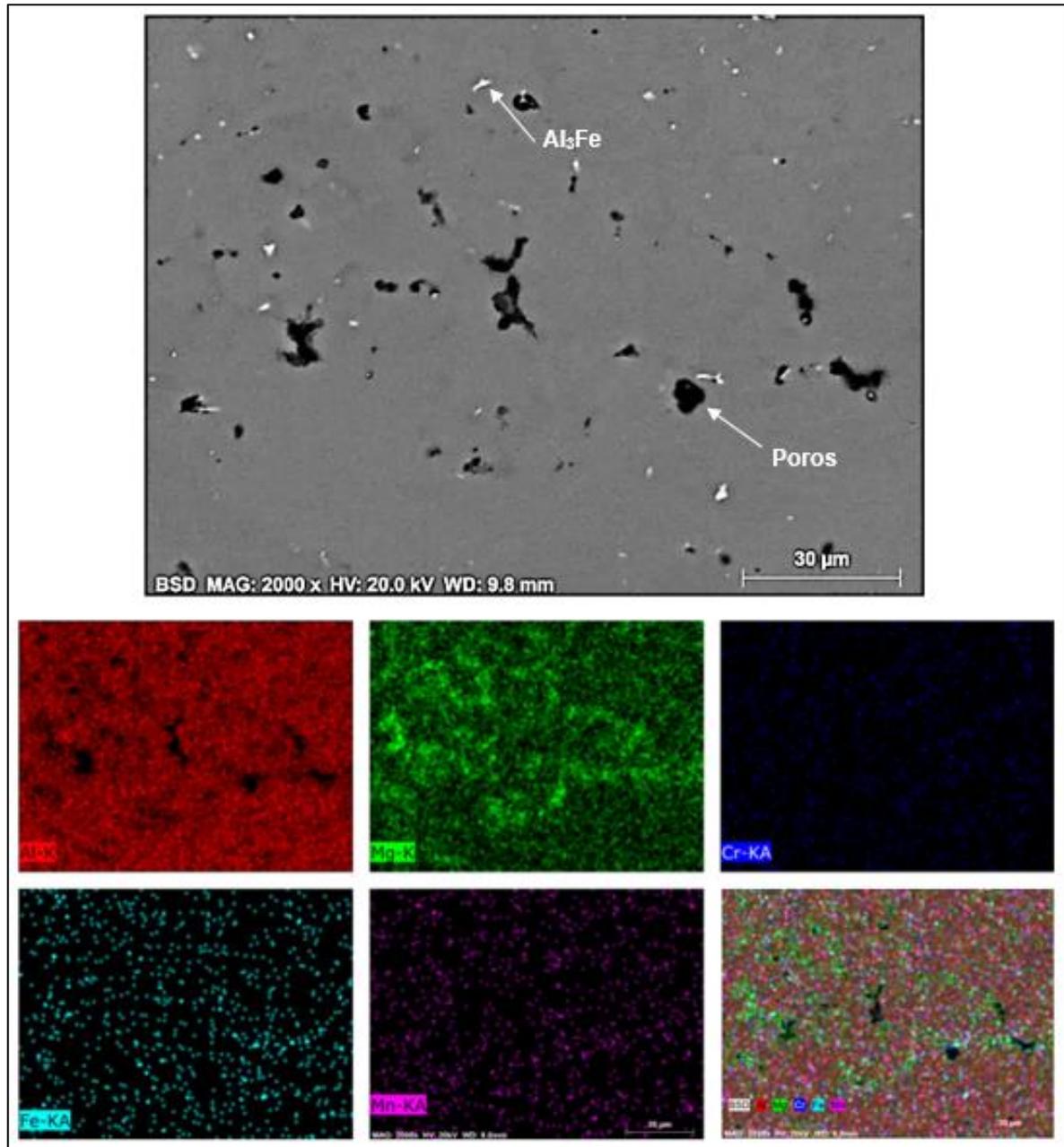


Figura 4.51 - Imagem micrográfica de MEV e mapeamento EDS das composições químicas da interface ZF-MB do CDP 2 (pior resultado de cisalhamento). Fonte: Autor (2017).

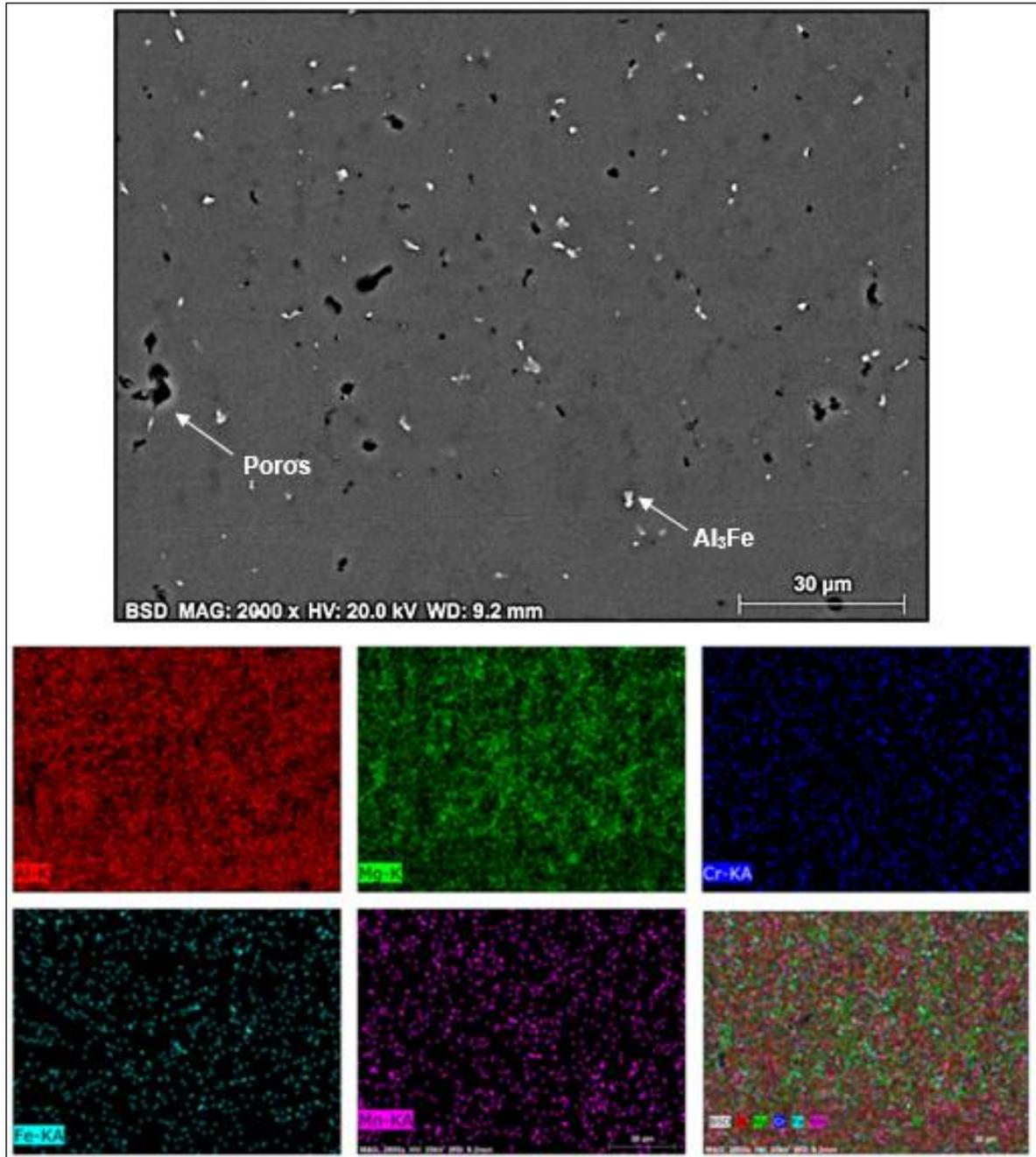


Figura 4.52 - Imagem micrográfica de MEV e mapeamento EDS das composições químicas da interface ZF-MB do CDP 13. Fonte: Autor (2017).

Analisando a textura das imagens micrográficas de MEV, foi observado que: há níveis maiores de precipitados nesta segunda imagem, em relação à primeira; e os poros no CDP 2 (*Figura 4.51*) são mais agrupados e se possuem dimensões maiores e no CDP 13 (*Figura 4.52*) são menores e mais dispersos. Percebeu-se também que o magnésio teve uma maior concentração na região de interface ZF-MB. Talvez, isso tenha ocorrido pela perda do elemento devido ao calor gerado na soldagem, na qual procurou o caminho de menor energia para a dissolução.

O cromo e o manganês, foram identificados como dispersóides na liga; embora o titânio não tenha sido mapeado neste trabalho, 0,1% em peso do elemento foi adicionado na solda através do metal de adição ER5356. O titânio (Ti) tem o papel de evitar ou até mesmo eliminar trincas à quente, pois a sua adição controla a poça de fusão por ser um elemento refinador de grão (MATHERS, 2002).

Uma vez analisado as texturas e microestrutura do pior e melhor resultado em cisalhamento (CDP 2 e 13, respectivamente), as demais amostras com $EN = 0\%$, 30% e 50% e *gap* de 1 mm cada, as micrografias de MEV das regiões de interface ZF-MB seguem apresentadas na **Figura 4.53**.

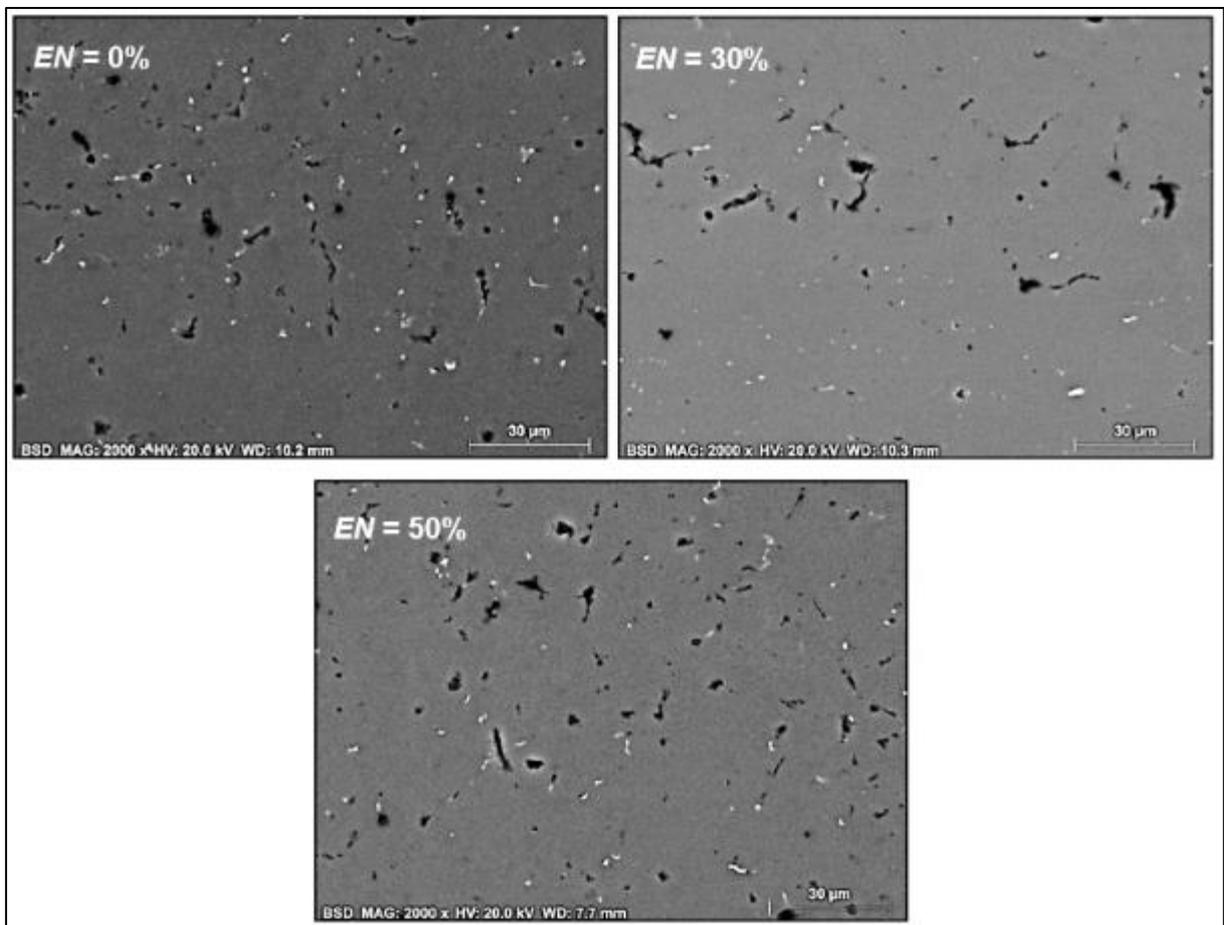


Figura 4.53 - Micrografias de MEV referentes às interfaces ZF-MB dos CDP's 4, 8 e 12, soldados com *gap* de 1 mm e $EN = 0\%$, 30% e 50%, respectivamente. Fonte: Autor (2017).

Na **Figura 4.53**, também é observado que a porosidade mantém a mesma tendência do observado na **Figura 4.48**. Através da análise das interfaces ZF-MB, ficou claro que além da maior imposição de calor gerado na soldagem MIG Pulsado em relação á soldagem MIG-CA, no geral, a porosidade é um fator que influência diretamente na resistência mecânica da junta

soldada. Estudos mais aprofundados, são necessários para que melhores conclusões sejam obtidas referentes ao nível de porosidade causada no processo MIG-CA.

5 CONCLUSÕES

5.1 Conclusões Gerais

Em função dos resultados obtidos e análises efetuadas para a soldagem da liga de alumínio 5052-H34 através dos processos MIG Convencional, MIG Pulsado e MIG-CA com formato de onda tipo C, permite concluir que:

- Os valores para os coeficientes de fusão de $\alpha_+ = 0,051 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}\cdot\text{A}^{-1}$ e $\alpha_- = 0,129 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}\cdot\text{A}^{-1}$ utilizados por Savi et al. (2015), se mostraram compatíveis com o metal base 5052-H34 e arame eletrodo ER5356;
- A metodologia de parametrização do processo MIG-CA, conciliada à *Equação (3.2)* desenvolvida com base em observações do comportamento do arco elétrico, se mostrou aplicável na soldagem de juntas sobrepostas de chapas com espessuras mínimas de 2 mm, na forma de onda tipo C, desde que respeitado as seguintes premissas: $190 \text{ A} \geq I_p \leq 300\text{A}$, $2,4 \text{ ms} \geq t_n \leq 4,4 \text{ ms}$ e $V_a/V_s \approx 10$.
- Mesmo não dispondo de um sistema robusto de aquisição de dados com filmagem de alta velocidade, foi possível obter bons resultados nos ensaios 5-3 (*Figura 4.1*) e 14-2R (*Figura 4.4*). Mesmo que subjetivo, pode-se dizer que o processo MIG-CA obteve uma gota por pulso (UGPP), devido as ondas obtidas mostraram um comportamento estável para a corrente e tensão;
- Foi conseguido 79,4%, 81,3% e 81,8% em eficiência das juntas referentes as taxas de EN = 0%, 30% e 50%, respectivamente. Estes valores satisfazem o encontrado nas literaturas;
- Conseguiu-se obter juntas soldadas com boa qualidade com gap máximo de 2,0 mm e eficiência da junta de 79,8% para EN = 50%. Conclui-se que o obtido corresponde com um dos objetivos principais do trabalho que era a obtenção de maiores tolerâncias dimensionais nas juntas ao se soldar com o processo MIG-CA;
- A variação ao longo do perfil da solda não é acentuada, não ficaram evidentes grandes diferenças na dureza entre o MB, ZTA e ZF. Quanto a queda de dureza, observa-se que no processo MIG-CA com EN=50% e gap = 1 mm, houve uma diferença de 20,77 HV_{0,05} entre a zona de fusão e o metal base;

- Na análise metalográfica, foi encontrado precipitados de segunda fase constituídos principalmente de Fe. Segundo a literatura, estes possuem a composição Al_3Fe ;
- Verificou-se a maior incidência de porosidade na ordem crescente 30%, 50% e 0% de EN. Essa ocorrência pode ser devido a maior estabilidade do arco operando em 30% de EN em relação à 50% e, também ao maior calor gerado na soldagem MIG Pulsado ($EN = 0\%$).

5.2 Sugestões de Trabalhos Futuros

Como sugestões para investigações futuras, ficam as seguintes considerações:

- Realizar estudo do processo MIG-CA com um número maior de amostras e variações dos parâmetros em soldas de simples deposição e em juntas sobrepostas, de topo e de filete, utilizando a filmagem de alta velocidade e sistema de aquisição de dados, a fim de se obter um modelo válido para a *Equação (3.2)* desenvolvida neste trabalho;
- Por meio do estudo mais profundo dos parâmetros, validar as restrições de cada parâmetro e complementar a metodologia proposta por Savi et al. (2015);
- Executar uma quantidade de amostras suficientes para validação estatística com os melhores parâmetros do processo MIG-CA encontrados neste trabalho, a fim de estabelecer um valor médio de resistência ao cisalhamento com um maior nível de confiabilidade;
- Executar os ensaios mecânicos de resistência ao impacto e fadiga em condições ambiente e fadiga em solução salina;
- Investigar sobre os níveis de porosidade existentes na soldagem pelos processos MIG Pulsado e MIG-CA;
- Verificar se o método de parametrização MIG-CA pode ser abrangido para a utilização do arame eletrodo ER4043.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL. Disponível em: <http://www.abal.org.br/aplicacoes/automotivo-e-transportes/automoveis/>. Acesso em: 09 jun. 2016.

AGUIAR, T. C. S. **Uma Contribuição ao Estudo da Influência de Variáveis na Soldagem MIG/MAG Pulsado em Corrente Alternada**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Itajubá, Itajubá – MG, 2014, 116 p.

ALCAN. **Manual de Soldagem**. 1 ed. São Paulo, 1993, 133 p. Disponível em: <http://www.ebah.com.br/content/ABAAAARPAAD/manual-soldagem>. Acesso em: 07 ago. 2017.

ASHBY, M. F. et al. **Engineering Materials and Processes Desk Conference**. Burlington: Elsevier. 1 ed, 2009, 525 p.

ASTM B209M-14. **Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Sheet and Plate (Metric)**. ASTM International: West Conshohocken, PA, U.S.A., p. 26. 2014

ASTM E1417. **Standard Practice for Liquid Penetrant Testing**. ASTM International: West Conshohocken, PA, U.S.A., p. 11. 2013

ASTM E384. **Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials**. ASTM International: West Conshohocken, PA, U.S.A., p. 43. 2016

ASTM E433. **Standard Reference Photographs for Liquid Penetrant Inspection**. ASTM International: West Conshohocken, PA, U.S.A., p. 5. 2013

ASTM E8M. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. ASTM International: West Conshohocken, PA, U.S.A., p. 29. 2015

BARBOSA, C. **Metais não Ferrosos e suas Ligas: Microestrutura, Propriedades e Aplicações**. 1 ed. Rio de Janeiro: Editora E-papers, 2014, 532 p.

BARRA, S. R. **Glossário de Conceitos Básicos**. Disponível em: <http://www.siteda soldagem.com.br/conceito%20basico/>. Acesso em: 19 fev. 2017.

BRUMM, S.; BÜRKNER, G. **Gas Metal Arc Pulse Welding with Alternating Current for Lightweight Materials**. *Materials Today: Proceedings*, 2S, 2015, p. 179-187.

CAPELARI, T. V.; MAZZAFERRO, J. A. E. **Avaliação da Geometria de Ferramenta e Parâmetros do Processo FSW na Soldagem da Liga de Alumínio AA 5052**. *Soldagem e Inspeção*, v.14, nº 3, 2009, p. 215-227.

CHUNG, H.; ARIF, N. **Alternating Current-Gas Metal Arc Welding for Application to Thick Plates**. *Journal of Materials Processing Technology*, v.222, 2015, p. 75-83.

CHUNG, H.; ZHAO, Y. **Numerical Simulation of Droplet Transfer Behavior in Variable Polarity Gas Metal Arc Welding**. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, v.111, 2017, p. 1129-1141.

CIRINO, L. M. **Estudo dos Efeitos da Polaridade na Soldagem com Corrente Contínua e Alternada pelos Processos TIG e MIG/MAG**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis – SC, 2009, 112 p.

DAVIS, J. R. **ASM Metal Handbook V.2: Properties and Selection-Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. 10 ed. Ohio: Metals Park, 1990, 1328 p.

DWIVEDI, D. K. et al. **Thin Sheet Welding of Al 6082 Alloy by AC pulse-GMA and AC Wave Pulse-GMA Welding**. *Materials and Design*, v.30, 2009, p. 306-313.

FARIA, J. P. et al. **Effect of Square-Wave AC GMAW on Weld Beam Geometry**. *Welding International*, v.21, 2007, nº3, p. 212-219.

FISCHER, A. **Estudo da Influência dos Parâmetros no Processo de Soldagem GMAW-Arco Pulsado**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte – MG, 2011, 170 p.

FRAGA, F. E. N. **Proposta de Modelo para Caracterizar Susceptibilidade a Distorção Devido à Soldagem em Chapas de Alumínio.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas – SP, 2009, 138 p.

GOHR JR., R. **Novos Métodos de Controle da Soldagem MIG/MAG.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis – SC, 2002, 168 p.

HARWIG, D. D.; DIERKSHEIDE, J. E.; YAPP, D.; BLACKMAN, S. **Arc Behavior and Melting Rate in the VP-GMAW Process.** *Welding Journal*, v.85, 2006, nº 3, p.52-s - 62-s.

IMC SOLDAGEM. **Manual de Instruções: DIGIPlus A7 Modelos DC, AC e AC3C.** 8 ed, 2015, 95 p. Disponível em: http://www.imc-soldagem.com.br/media/com_eshop/attachments/manual_Digiplus%20AC_8aEd.pdf. Acesso em: 07 ago. 2017.

INOVAR-AUTO. Disponível em: http://inovarauto.mdic.gov.br/InovarAuto/public/inovar.aspx?adf.ctrl-state=10garcvyr7_9. Acesso em: 13/06/2016.

LUMLEY, R. **Fundamentals of Aluminium Metallurgy: Production, Processing and Applications.** 1 ed. Cambridge: Woodhead Publishing, 2011, 828 p.

KIM, I. H.; CHUN, B. S.; HONG, S. J. **The Effects of Electron Beam Irradiation Direction on Mechanical Properties and Microstructural Characteristics of Thick Al 5052 Alloy Plate.** *Metals and Materials International*, v.17, nº 2, 2011, p. 357-363.

KISSELL, J. R.; FERRY, R. L. **Aluminum Structures: A Guide to Their Specifications and Design.** 2 ed. New York: John Wiley & Sons, Inc, 2002, 527 p.

LANCASTER, J.F. **The Physics of Welding.** 2 ed. Pergamom Press, 1986, 335 p.

MARQUES, C. **Prospecções da Natureza Física da Soldagem MIG Automática de Ligas de Alumínio.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis – SC, 2013, 101 p.

MATHERS, G. **The Welding of Aluminium and its Alloys**. 1 ed. Cambridge: CRC Press, 2002, 233 p.

MESSLER JR, R. W. **Principles of Welding: Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy**. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2004, p. 60-64.

MIYAZAKI, Y.; FURUSAKO, S. **Tensile Shear Strength of Laser Welded Lap Joints**. Nippon Steel Technical Report, nº 95, jan. 2007, p. 28-34.

MODENESI, P. J. **Introdução à Física do Arco Elétrico: Soldagem I**. Apostila. Disponível em < http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/fundamentos_fisicos1.pdf >. Acessado em 18/11/2015.

MODENESI, P. J.; REIS, R. I. **A Model for Melting Rate Phenomena in GMA Welding**. Journal of Materials Processing Technology, v.189, 2007, p. 199-205.

MONDOLFO, L. F. **Metallography of Aluminum Alloys**. New York: John Wiley & Sons, Inc. 1943, 345 p.

MURUGAN, N.; PALANI, P. K. **Selection of Parameters of Pulsed Current Gas Metal Arc Welding**. Journal of Materials Processing Technology, v.172, 2006, p. 1-10.

NADZAM, J. et al. **Gas Metal Arc Welding: Product and Procedure Selection**. Cleveland: Lincoln Global Inc. 2014, 95 p.

NASCIMENTO, A. S. **Fenomenologia da soldagem MIG/MAG-PV e sua aplicabilidade para juntas sobreposta e em V (Passe raiz)**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia. 2011, 186 p.

NASCIMENTO, A. S.; FERNANDES, D. B.; MOTA, C. A. M.; VILARINHO, L. O. **Metodologia para Determinação de Parâmetros de Soldagem MIG com Polaridade Variável**. Soldagem & Inspeção, São Paulo, v.13, nº 12, 2008, p. 097-104.

NASCIMENTO, A. S.; FERNANDES, D. B.; MOTA, C. A. M.; VILARINHO, L. O. **Methodology for Determination of Parameters for Welding MIG with Variable Polarity.** Welding International. v.23, n°62, 2009, p. 473-480.

NASCIMENTO, A. S.; MENEZES JR, L. C.; VILARINHO, L. O. **Efeito do formato de onda e gás de proteção sobre a taxa de fusão e geometria do cordão na soldagem MIG/MAG-PV.** Soldagem & Inspeção. São Paulo, v.17, n°1, 2012, p. 40-48.

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

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

O'BRIEN, A. **Welding Handbook: Welding Processes, Part 1.** American Welding Society (AWS), v.2. Canadá, 2004, 699 p.

PESSOA, E. F. et al. **Effect of Square-Wave AC GMAW on Weld Beam Geometry.** Soldagem & Inspeção, v.10, n° 4, 2007, p. 173-181.

PUHL, E. B. **Desenvolvimento de Tecnologias no Processo MIG/MAG para Aumento de Produtividade e Melhoria da Qualidade Mediante o Uso da Polaridade Negativa.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2011, 82 p.

RAJASEKARAN, S. et al., **Droplet Detachment and Plate Fusion Characteristics in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding.** Weld. J. 77 (6) (1998) 254-s–269-s.

REVISTA ALUMÍNIO. **Multiplicar para Reduzir**. Reportagem, 2016. Disponível em: <http://www.revistaaluminio.com.br/mercado/automotivo/multiplicar-para-reduzir/>. Acesso em 08/06/2016. 1º trimestre de 2016, 46 ed, ano XII.

REVISTA ALUMÍNIO. **Multiplicar para Reduzir**. Reportagem, 2016a. Disponível em: <https://magtab.com/reader/revista-aluminio/16062#page/19>. Acesso em 26/08/2016. 2º trimestre de 2016, 47 ed, ano XII.

RHEE, S. et al. **The Arc Phenomenon by the Characteristic of EN Ratio in AC Pulse GMAW**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v.66, 2013, p. 867-875.

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

SAVI, B. M. et al. **New Methodology for AC-Pulsed GMAW Parameterization Applied to Aluminum Shipbuilding**. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, v.38, jan. 2016, p. 99-107.

SAVI, B. M. **Desenvolvimento Tecnológico para Soldagem MIG de Ligas de Alumínio 5083 H116**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis – SC, 2014, 101 p.

SCOTTI, A.; SOUZA, D.; ROSSI, M. L.; KEOCHEGUERIAN, F.; NASCIMENTO, V. C.; VILARINHO, L. O. **Influência da Tensão de Soldagem e do Gás de Proteção sobre a Correlação entre Indutância e Regularidade da Transferência Metálica na Soldagem MIG/MAG por Curto-Circuito**. Revista Soldagem e Inspeção, São Paulo, Vol. 16, No. 2, p. 114-122, Abr/ Jun 2011.

SCOTTI, A.; DUTRA, J.C.; FERRARESI, V.A. **The Influence of Parameter Settings on Cathodic Self-Etching During Aluminum Welding**. Journal of Materials Processing Technology, v. 100, p. 179-187, abr. 2000.

SCOTTI, A.; MONTEIRO, L. S. **Uma Metodologia para Parametrização do Processo MIG/MAG CA.** Soldagem & Inspeção. São Paulo, v.17, nº3, 2012, p.271-277.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V.; LUCAS, W. **A Scientific Application Oriented Classification for Metal Transfer Modes in GMA Welding.** Journal of Materials Processing Technology, v.212, 2012, p. 1406-1413.

SUBRAMANIAM, S. et al. **Experimental Approach to Selection of Pulsing Parameters in Pulsed GMAW.** Welding Journal: Welding Research Supplement, mai. 1999, p. 166s-172s.

TALKINGTON, J. E. **Variable Polarity Gas Metal Arc Welding.** MSc Dissertation – The Ohio State University, U.S.A., 1998, 126 p.

TONG, H.; UEYAMA, T.; HARADA, S.; USHIO, M. **Quality and Productivity Improvement in Aluminium Alloy Thin Sheet Welding Using Current Pulsed Metal Inert Gas Welding System.** Science and Technology of Welding and Joining, v.6, 2001, nº4, p. 203-208.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminum Volume 1: Physical Metallurgy and Processes.** New York: Marcel Dekker, Inc., 2003. p. 1289.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminum Volume 2: Alloy Production and Materials Manufacturing.** New York: Marcel Dekker, Inc., 2003a. p. 719.

UEYAMA, T.; ERA, T.; UEZONO, T.; TONG, H. **Application of Digital Inverter-Controlled AC Pulsed MIG Welding System to Light Metal Joining.** Welding International, v.25, 2011, nº9, p. 676-682.

UEYAMA, T.; TONG, H.; HARADA, S.; PASSMORE, R.; USHIO, M. **AC Pulsed GMAW Improves Sheet Metal Joining.** Welding journal, v.84, 2005, nº2, p. 215-223.

VILARINHO, L. O.; SCOTTI, A. **Um Algoritmo Não-Linear para Controle Sinérgico de Equipamentos para Soldagem MIG Pulsada de Alumínio.** 1º COBEF – Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2001, Curitiba – PR, 8 p.

VILARINHO, L. O. et al. **Methodology for Parameter Calculation of VP-GMAW**. Welding Journal, v.88, 2009, p. 92s-98s.

WAINER, E.; BRANDI, S. A. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: Processos e Metalurgia**. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda. 4^a reimpressão, 2004, 494 p.

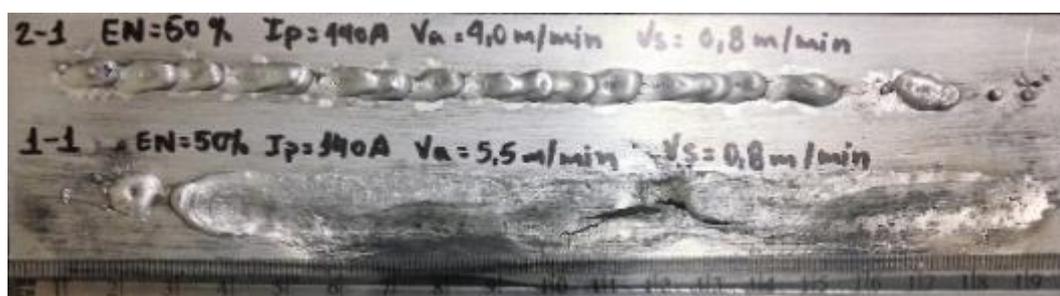
WELDING ALLOYS BRASIL LTDA. **Composição Química Arame Eletrodo SpeedAl 5356**. Disponível em: <https://www.welding-alloys.com/EN/products-services/welding-alloys-consumables/aluminium-welding-wires.html>. Acesso em: 29/09/2017.

WEN, W.; ZHAO, Y.; MORRIS, J. G. **The Effect of Mg Precipitation on the Mechanical Properties of 5xxx Aluminum Alloys**. Materials Science and Engineering, v.392, 2005, p. 136-144.

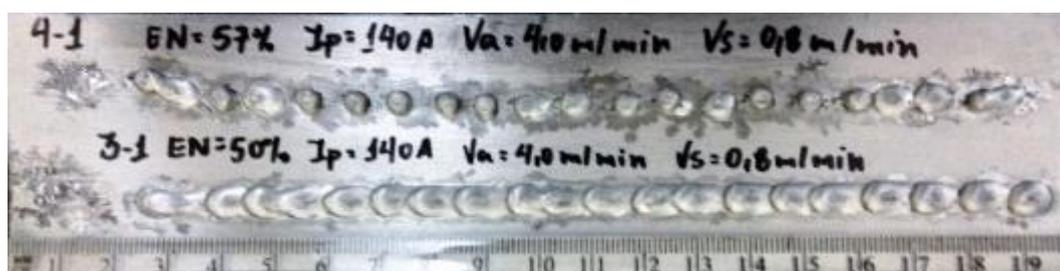
WOELKE, P. B. et al. **A Practical Approach to Modeling Aluminum Weld Fracture for Structural Applications**. Engineering Fracture Mechanics, v.175, 2017, p. 72-85.

ANEXOS

ANEXO A - Ensaios preliminares de simples deposição em chapas de 1 mm de espessura pelo processo de soldagem MIG-CA.



Ensaios 1-1 e 2-1



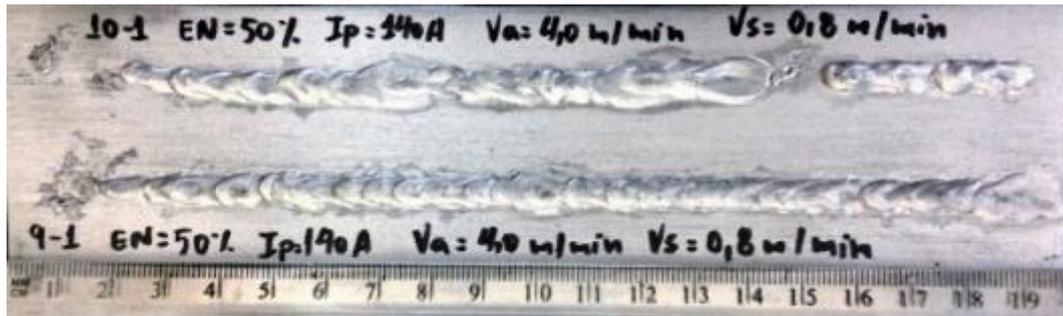
Ensaios 3-1 e 4-1



Ensaios 5-1 e 6-1



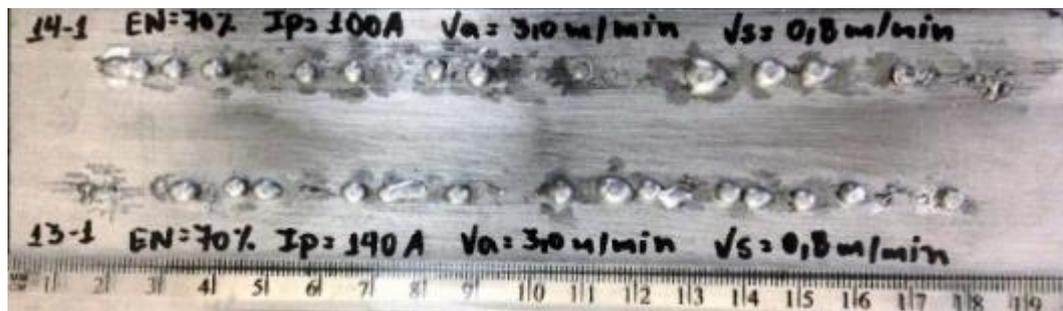
Ensaios 7-1 e 8-1



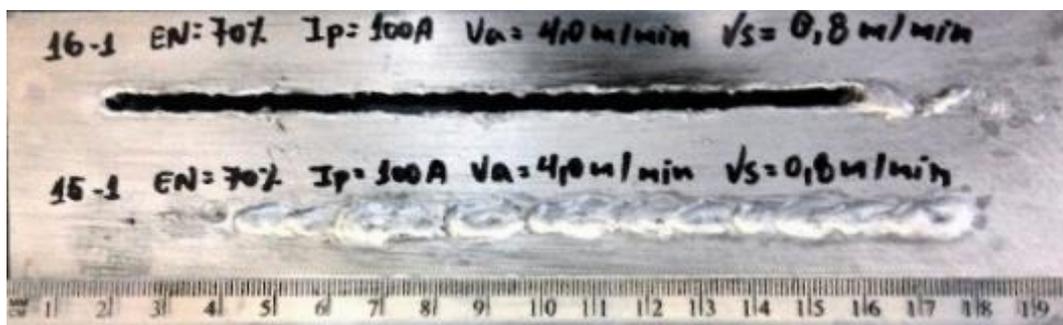
Ensaio 9-1 e 10-1



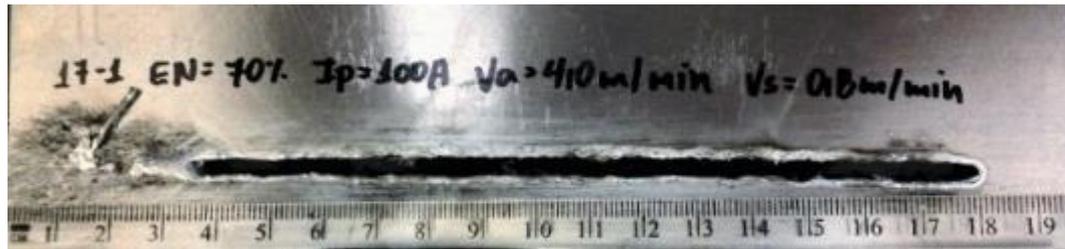
Ensaio 11-1 e 12-1



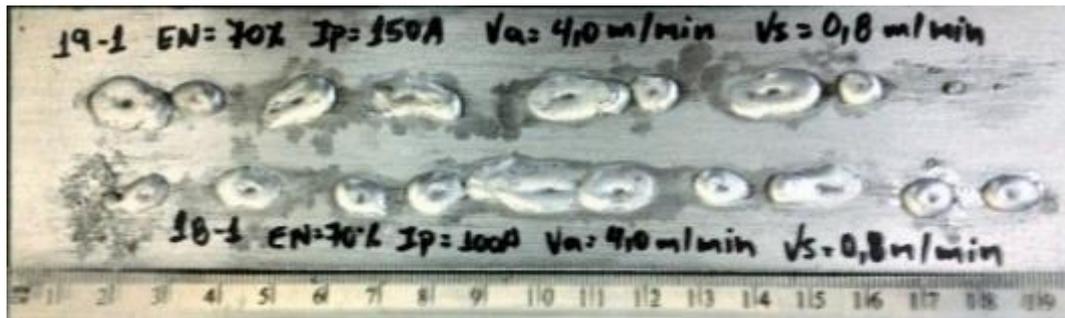
Ensaio 13-1 e 14-1



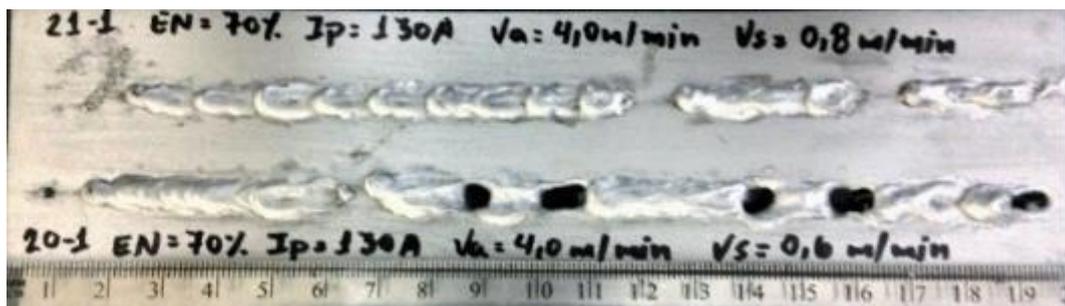
Ensaio 15-1 e 16-1



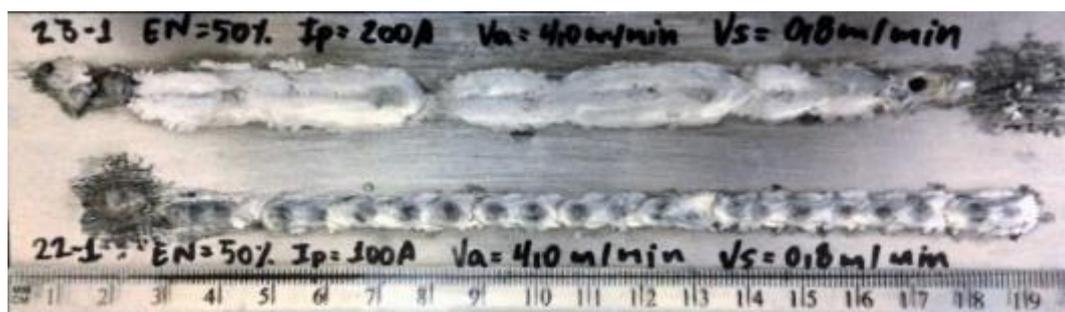
Ensaio 17-1



Ensaio 18-1 e 19-1



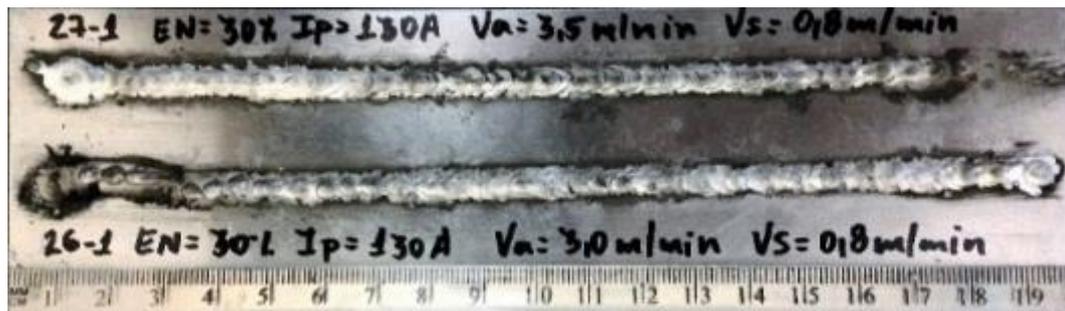
Ensaio 20-1 e 21-1



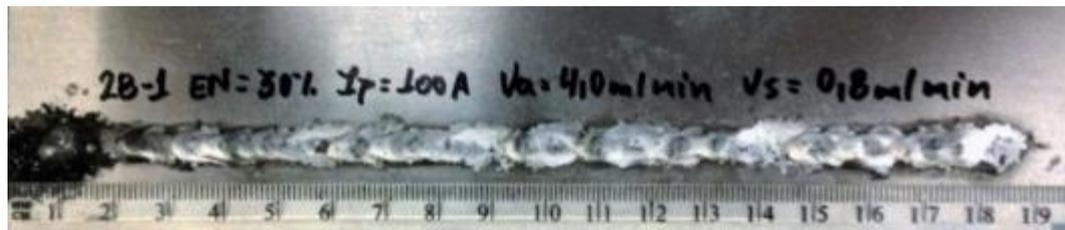
Ensaio 22-1 e 23-1



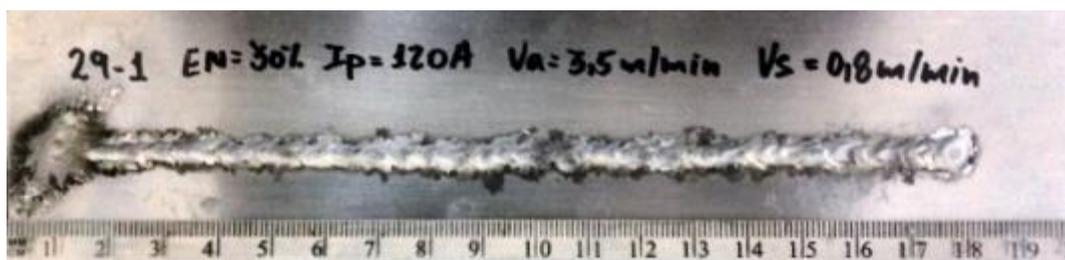
Ensaio 24-1 e 25-1



Ensaio 26-1 e 27-1

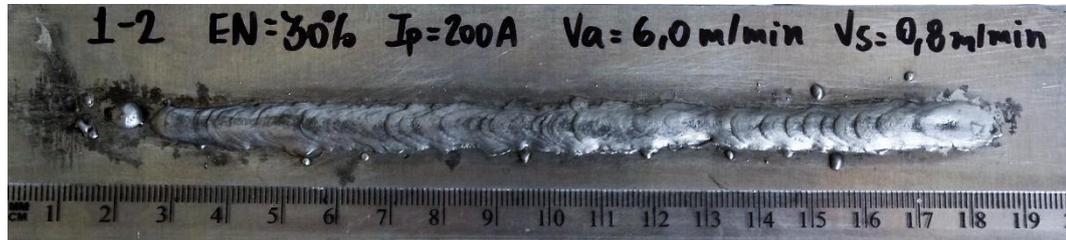


Ensaio 28-1

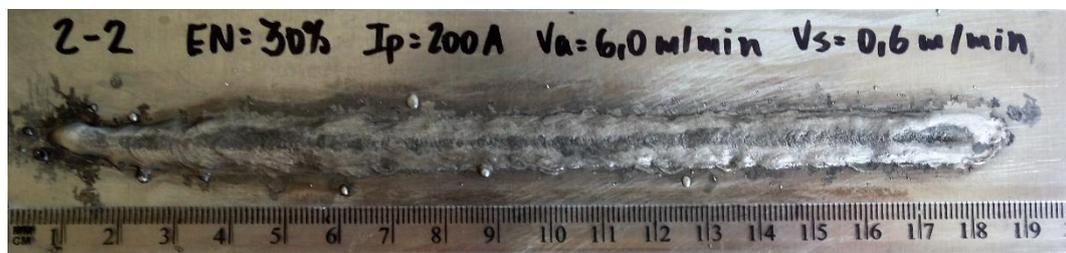


Ensaio 29-1

ANEXO B - Ensaio preliminares de simples deposição em chapas de 2 mm de espessura pelo processo de soldagem MIG-CA.



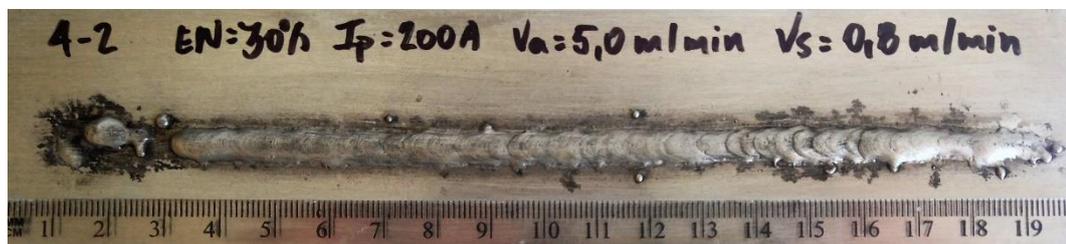
Ensaio 1-2



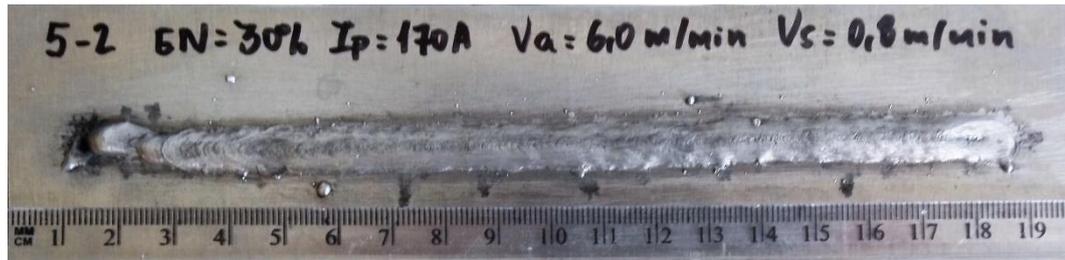
Ensaio 2-2



Ensaio 3-2



Ensaio 4-2



Ensaio 5-2



Ensaio 6-2



Ensaio 7-2



Ensaio 8-2



Ensaio 9-2



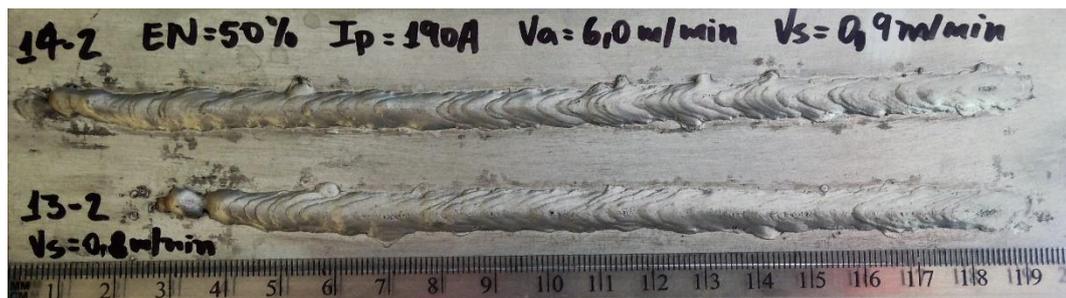
Ensaio 10-2



Ensaio 11-2



Ensaio 12-2



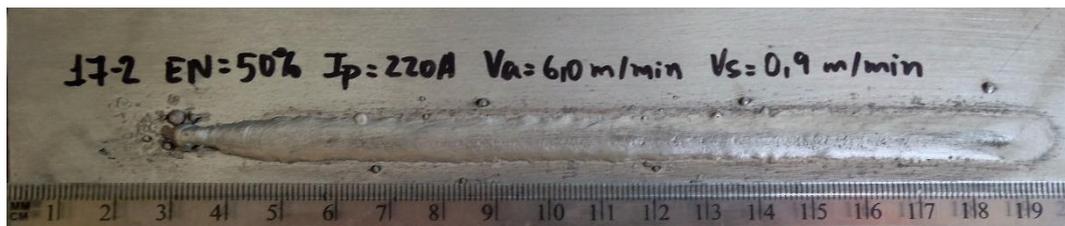
Ensaio 13-2 e 14-2



Ensaio 15-2 e 16-2



Ensaio 16-2R



Ensaio 17-2

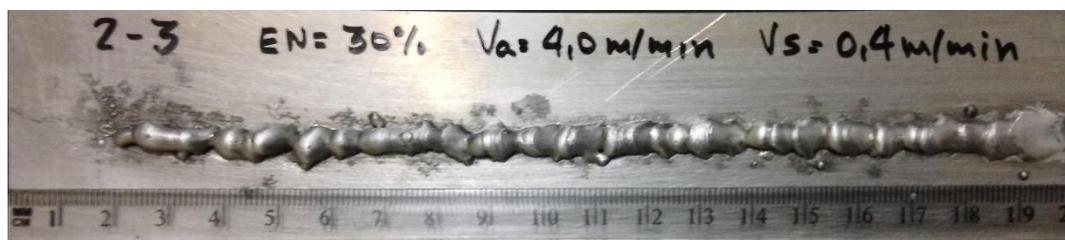


Ensaio 17-2

ANEXO C - Ensaio preliminares de simples deposição em chapas de 3 mm de espessura pelo processo de soldagem MIG-CA.



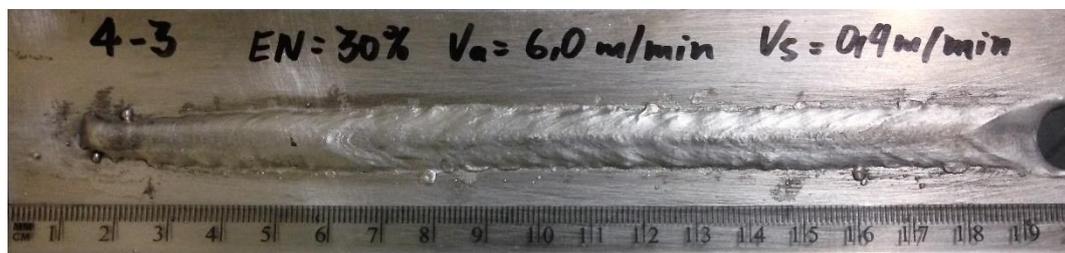
Ensaio 1-3



Ensaio 2-3



Ensaio 3-3



Ensaio 4-3



Ensaio 5-3



Ensaio 6-3

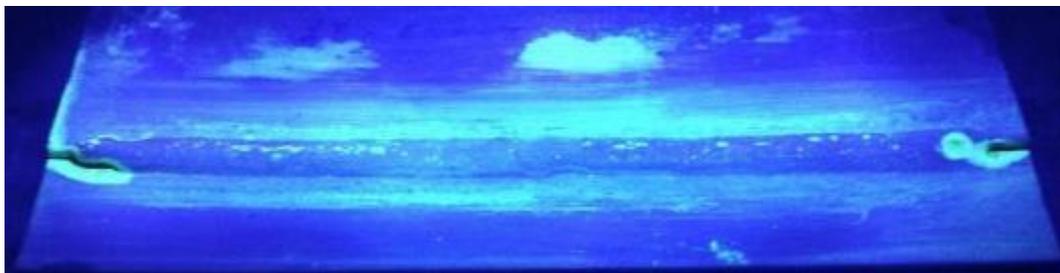


Ensaio 7-3

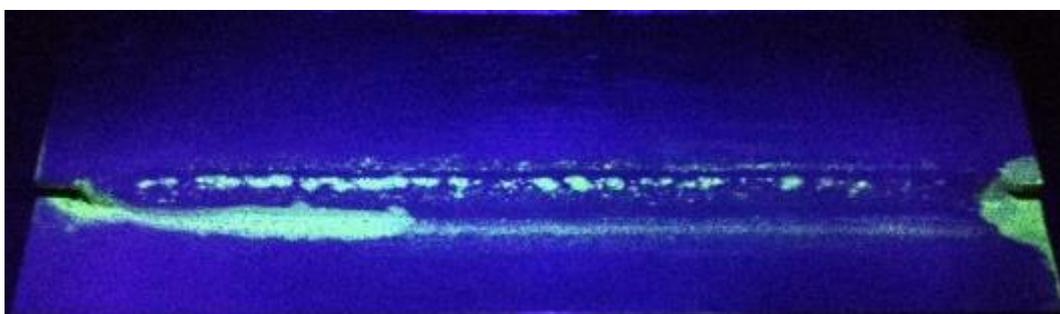


Ensaio 8-3

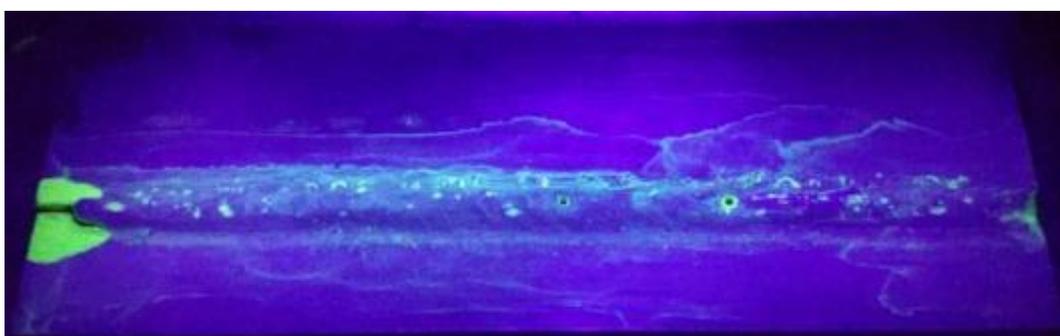
ANEXO D – Corpos de prova submetidos ao ensaio de líquido penetrante, soldados pelos processos MIG Pulsado e MIG-CA.



CDP 1P ($EN = 0\%$ e $gap = 0$)



CDP 4P ($EN = 0\%$ e $gap = 1,5$ mm)



CDP 6A ($EN = 30\%$ e $gap = 0$)



CDP 8A ($EN = 30\%$ e $gap = 1,5$ mm)



CDP 15A ($EN = 50\%$ e $gap = 2\text{ mm}$)