



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Bauru



**SOLDAGEM TIG-AC ONDA RETANGULAR: EFEITOS DA VELOCIDADE DE SOLDAGEM
SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA AA 6063-T6**

CRISTIANO ANGÉLICO

BAURU – SP

2012



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Bauru



SOLDAGEM TIG-AC ONDA RETANGULAR: EFEITOS DA VELOCIDADE DE SOLDAGEM SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA AA 6063-T6

CRISTIANO ANGÉLICO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Estadual Paulista – Campus de Bauru, como requisito à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves.

Área de concentração: Soldagem.

BAURU – SP

2012

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, que deu-me força para concretizar mais um dos meus objetivos.

À Faculdade de Engenharia de Bauru – Departamento de Engenharia Mecânica e por terem dado a oportunidade de integrar o corpo discente do curso de Mestrado oferecido pelo seu programa de Pós-Graduação.

À FAPESP - Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo, pelo financiamento do projeto de pesquisa (Processo nº 2010/50622-0).

Ao Professor Doutor Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves pela orientação e pela amizade que se estabeleceu durante a execução desse projeto, colaborando para que sua conclusão fosse possível.

Ao Professor Doutor Yukio Kobayashi pelo grande incentivo e colaboração.

Aos Servidores Técnicos dos laboratórios de pesquisa do Departamento de Engenharia Mecânica, pelos serviços de apoio prestados.

À minha esposa, Talita dos Santos Angélico, que sempre me apoiou, empenhando-se ao máximo para que eu tivesse condições de realizar meu trabalho.

RESUMO

Neste trabalho foram investigados os efeitos da velocidade de soldagem no comportamento mecânico em juntas da liga AA 6063-T6, soldadas pelo processo TIG-CA com onda retangular desbalanceada. Foram analisadas as características macroestruturais (diluições do metal de base e coeficiente de forma). O planejamento experimental contemplou a utilização de metal de adição (AWS ER 4043), chanfro em “v” (60°), e variações nos parâmetros de ajuste da onda retangular, nominalmente: amplitude de corrente negativa e tempo de polaridade negativa do eletrodo. A análise microestrutural utilizou microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura em observações no metais de solda obtidos e correspondentes ZTA. A avaliação mecânica foi realizada por meio de ensaios de tração nas juntas soldadas e medidas de microdureza Vickers. Adicionalmente, foram medidas as temperaturas máximas alcançadas nas juntas durante a soldagem. Os resultados mostram alterações nos valores das diluições do metal de base e na configuração geométrica dos cordões, em função da variação na velocidade de soldagem. As microestruturas desenvolvidas nos metais de solda e ZTA não se diferenciaram significativamente e, por consequência, o comportamento mecânico detectado foi similar em todas as condições de soldagem aplicadas.

Palavras-chave: soldagem TIG, onda retangular desbalanceada, liga de alumínio, velocidade de soldagem.

ABSTRACT

In this study were investigated the welding speed effects in the mechanical behavior in welded joints of AA6063-T6 alloy, welded by TIG-CA process with rectangular wave. Were also analyzed characteristics macrostructural (base material dilution, width and depth) of the weld bead. The experimental planning used an addition metal (AA4043 alloy), bevel type “v” (60°) and variations in the setting parameters of rectangular wave called “negative current amplitude and duration of negative electrode polarity”. The microstructural analysis used optical microscopy and scanning electron microscopy observations in the weld metals and HAZ obtained. The mechanical evaluation was performed by a tensile test on welded joints and Vickers microhardness measurements. In addition, it was measure the maximum temperature reached in during welding The results show marked changes in the values of the dilutions tested and the geometric configuration of the weld beads, mainly due to the variation in the welding speed. The microstructures developed in the weld metal and HAZ did not differ significantly and, consequently, the mechanical behavior detected was similar in all welding conditions applied.

Key-words: welding AC-GTAW, rectangular unbalanced wave, aluminum alloy, weld speed.

ÍNDICE

Lista de Figuras.....	ii
Lista de Tabelas.....	iv
Lista de abreviaturas e siglas.....	vi
1 – Introdução	01
2 – Objetivo.....	02
3 – Revisão Bibliográfica	03
3.1 – Características do processo TIG e a variante de onda retangular.....	03
3.1.1 – O processo TIG	03
3.1.2 – Soldagem TIG com onda CA retangular	08
3.2 – As ligas de Alumínio	11
3.3 – Tratamentos térmicos das ligas de alumínio	14
3.4 – Comportamento mecânico e microestrutural em juntas ligas de Alumínio soldadas.....	19
4 – Materiais e Métodos.....	23
4.1 – Materiais	23
4.2 – Métodos.....	23
4.2.1 – Análises químicas	23
4.2.2 – Procedimento de soldagem.....	23
4.2.3 – Avaliação macroestrutural	26
4.2.4 – Medidas de microdureza e resistência mecânica	27
4.2.5 – Análise microestrutural	29
4.2.6 – Medidas de temperatura	30
5 – Resultados e discussão	32
5.1 – Análises químicas e caracterização do metal de base.....	32
5.2 – Desenvolvimento macroestrutural das soldas.....	32
5.3 – Temperaturas máximas nas juntas.....	42
5.4 – Avaliação mecânica e microestrutural das juntas.....	43
6 – Conclusões	56
7 – Sugestões para trabalhos futuros	57
8 – Bibliografia	58
Apêndices	

Lista de figuras

Figura 3.1 – Componentes básicos de uma fonte inversora	06
Figura 3.2 – Parâmetros de ajuste da onda retangular	09
Figura 3.3 – Sequência do processamento térmico para solubilização e precipitação	15
Figura 4.1 – Geometria e principais dimensões da junta	25
Figura 4.2 – Posição de entrada do metal de adição	25
Figura 4.3 – Equipamentos e acessórios utilizados nas soldas.....	27
Figura 4.4 – Regiões determinadas para retirada das amostras.....	28
Figura 4.5 – Variáveis lineares macroestruturais avaliadas e as áreas consideradas na diluição	29
Figura 4.6 – Posicionamento das endentações nas medidas de microdureza Vickers	30
Figura 4.7 – Corpo de prova para ensaio de tração segundo a norma AWS	30
Figura 4.8 – Modo de retirada do corpo de prova de tração em cada junta.....	31
Figura 4.9 – Equipamentos e acessórios utilizados no ataque eletrolítico, composto de fonte de energia, cuba, eletrodo de sacrifício de aço inoxidável e amostra	32
Figura 4.10 – Equipamentos e acessórios utilizados para aquisição de imagem microestrutural estrutural, composto de microscópio ótico, câmera CCD e microcomputador	33
Figura 4.11 – Posicionamento do termopar na junta para medidas de temperaturas	33
Figura 5.1 – Fotomacrografias representativas dos cordões de solda das condições de soldagem A.....	36
Figura 5.2 – Fotomacrografias representativas dos cordões de solda das condições de soldagem B.....	36
Figura 5.3 – Comportamento da diluição D_{MB} em função das amplitudes (I-) usadas para o tempo (t-) de 3,8 ms.....	37
Figura 5.4 – Comportamento da diluição D_{MB} em função das amplitudes (I-) usadas para o tempo (t-) de 4,0 ms.....	37
Figura 5.5 – Comportamento da diluição D_{MB} em função das amplitudes (I-) usadas para o tempo (t-) de 4,2 ms.....	38
Figura 5.6 – Comportamento do coeficiente de forma em função das amplitudes (I-) usadas para o tempo (t-) de 3,8 ms.....	39

Figura 5.7 – Comportamento do coeficiente de forma em função das amplitudes (I-) usadas para o tempo (t-) de 4,0 ms.....	40
Figura 5.8 – Comportamento do coeficiente de forma em função das amplitudes (I-) usadas para o tempo (t-) de 4,2 ms.....	40
Figura 5.9 – Detalhamento da posição da fratura do corpo-de-prova dos ensaios de tração	46
Figura 5.10 – Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 165 A e velocidade V_s de 2,6 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.	47
Figura 5.11 – Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 170 A e velocidade V_s de 2,6 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.	47
Figura 5.12 – Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 175 A e velocidade V_s de 2,6 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.	48
Figura 5.13 – Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 165 A e velocidade V_s de 3,5 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.	48
Figura 5.14 – Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 170 A e velocidade V_s de 3,5 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.	49
Figura 5.15 – Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 175 A e velocidade V_s de 3,5 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.	49
Figura 5.16 – Microdureza média para todas as condições de soldagem com $V_s = 2,6$ mm/s.	50
Figura 5.17 – Microdureza média para todas as condições de soldagem com $V_s = 2,6$ mm/s.	51
Figura 5.18 – Fotomicrografias na faixa de grãos grosseiros da ZTA das juntas soldadas representativas das condições de soldagem A	52
Figura 5.19 – Fotomicrografias na faixa de grãos grosseiros da ZTA das juntas soldadas representativas das condições de soldagem B	52

- Figura 5.20 – Microestrutura do metal de solda representativa das soldas realizadas com amplitude (I-) de 165 A, tempo (t-) de 4,0 ms e velocidade V_s de 2,6 mm/s, mostrando o espectro da microanálise de uma segregação54**
- Figura 5.21 – Microestrutura do metal de solda representativa das soldas realizadas com amplitude (I-) de 165 A, tempo (t-) de 4,2 ms e velocidade V_s de 3,5 mm/s, mostrando as inserções microestruturais definidas como partículas grosseiras (a) e inclusões não metálicas (b).55**

Lista de Tabelas

Tabela 3.1 – Principais características padronizadas dos eletrodos de Tungstênio do processo TIG	04
Tabela 3.2 – Sistema de classificação das ligas de alumínio trabalháveis.....	12
Tabela 3.3 – Designações (T) para processamento térmico e mecânico das ligas de Alumínio	18
Tabela 4.1 – Dados técnicos do equipamento	24
Tabela 4.2 – Valores nominais das condições de soldagem e correspondentes soldas executadas	26
Tabela 5.1 – Teores dos principais elementos químicos do metal de base e metal de adição, obtidos por análises químicas	34
Tabela 5.2 – Composição química padronizada para as ligas AA6063 e AA4043.....	34
Tabela 5.3 – Caracterização mecânica do metal de base	34
Tabela 5.4 – Valores padronizados de resistência mecânica para o metal de base	34
Tabela 5.5 – Valores médios das diluições D_{MB} dos cordões obtidos com as condições de soldagem A	35
Tabela 5.6 – Valores médios das diluições D_{MB} dos cordões obtidos com as condições de soldagem B.....	35
Tabela 5.7 – Valores médios do coeficiente de forma dos cordões obtidos com as condições de soldagem A.....	38
Tabela 5.8 – Valores médios do coeficiente de forma dos cordões obtidos com as condições de soldagem B.....	39
Tabela 5.9 – Valores das temperaturas máximas atingidas nas soldas realizadas com as condições de soldagem A	43
Tabela 5.10 – Valores das temperaturas máximas atingidas nas soldas realizadas com as condições de soldagem B	43
Tabela 5.11 – Limites de resistência à tração das juntas soldadas com as condições de soldagem A.....	44
Tabela 5.12 – Limites de resistência à tração das juntas soldadas com as condições de soldagem B.....	45

Tabela 5.13 – Valores da eficiência da junta (Φ) para as soldas obtidas nas condições de soldagem A.....	45
Tabela 5.14 – Valores da eficiência da junta (Φ) para as soldas obtidas nas condições de soldagem B.....	45

Lista de abreviaturas e símbolos

A	Ampère
AISI	America Iron and Steel Institute
ANSI	American National Standards Institute
ASM	American Society of Materials
AWS	American Welding Society
CA	Corrente alternada
CC	Corrente contínua
CC⁻	Corrente contínua em pólo negativo
CC⁺	Corrente contínua em pólo positivo
CP	Corpo de prova
D_{MA}	Diluição do metal de adição
D_{MB}	Diluição do metal de base
DSC	Differential scanning calorimetry
EDS	Electron diffraction spectrum
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
IGBT	Insulated Gate Bipolar Transistor
I⁻	Amplitude de corrente negativa
I⁺	Amplitude de corrente positiva
MA	Metal de adição
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	Metal Inert Gás
MS	Metal de solda
mV	miliVolt
(t⁻)	Tempo de polaridade negativa do eletrodo
(t⁺)	Tempo de polaridade positiva do eletrodo
TIG	Tungsten Inert Gás
V_s	Velocidade de soldagem
V_a	Velocidade de alimentação do metal de adição
ZTA	Zona Termicamente Afetada

1. Introdução

A soldagem TIG com corrente alternada de onda retangular tem se consolidado na união de diversos tipos de ligas alumínio, devido principalmente a grande versatilidade em priorizar mais ação de auto-limpeza da junta ou mais penetração da solda, sem as dificuldades na manutenção do arco elétrico como no processo convencional com corrente senoidal (TIG Handbook, 2002).

O constante avanço tecnológico das fontes de energia disponibiliza uma multiplicidade de interações entre os parâmetros de ajuste da onda retangular, nominalmente as amplitudes de corrente positiva e negativa, o balanço de polaridade e a frequência da onda.

Na soldagem a arco elétrico das ligas de alumínio, reconhecidamente as características da diluição e composição química na região fundida, mais a configuração geométrica do cordão de solda controlam a propensão para a incidência das trincas de solidificação e defeitos metalúrgicos tais como mordeduras, falta de fusão e porosidade. Para a zona termicamente afetada, certamente a energia de soldagem que se dissipa pela junta, aniquila qualquer processamento termomecânico anterior a que foi submetido o metal de base

A partir das considerações precedentes, imagina-se que ao lado dos referidos parâmetros de ajuste da onda retangular, o estado inicial do material, geometria da junta e demais condições de soldagem, podem ter significativa influência no grau de comprometimento mecânico das soldas em ligas de alumínio, por afetarem diretamente o desenvolvimento macroestrutural da junta e a microestrutura e propriedades mecânicas na área de resistência reduzida da mesma, que engloba o metal de solda e a subjacente zona termicamente afetada.

Em consequência, é essencial compreender esses efeitos visando uma melhor aplicação do processo TIG em termos de resultados que atendam as exigências de qualidade e propriedades da solda. No domínio do Laboratório de Soldagem do Departamento de Engenharia Mecânica da Unesp – Bauru, um amplo programa de pesquisa vem se desenvolvendo voltado ao estudo da soldagem dessas ligas, com desdobramento na execução de projetos e orientações acadêmicas focadas na busca de maiores informações no campo da metalurgia da soldagem das ligas de Alumínio.

2. Objetivo

O objetivo deste trabalho direcionou-se ao estudo dos efeitos macroestruturais e mecânicos devido a variações na velocidade de soldagem na liga de alumínio AA 6063-T6, sistema Al-Mg-Si, utilizando o processo TIG com onda retangular alternada desbalanceada e metal de adição.

Nesta concepção, os experimentos corresponderam a 18 diferentes condições soldagem e, considerando três repetições para cada uma, totalizaram 54 soldas realizadas. Para a caracterização macroestrutural das soldas determinou-se a diluição do metal e o coeficiente de forma dos cordões de solda. A avaliação mecânica foi efetuada por medidas de microdureza Vickers e estimativa da eficiência (mecânica) das juntas soldadas. Procurou-se relacionar os resultados alcançados nestas verificações com a análise microestrutural qualitativa na faixa de grãos grosseiros da zona termicamente afetada e nos metais de solda obtidos.

3. Revisão Bibliográfica

A revisão bibliográfica realizada foi organizada em duas vertentes maiores de assuntos: processo TIG e soldagem das ligas de alumínio.

Na primeira parte, que aborda o processo TIG, são apresentados os aspectos relacionados à operacionalidade do processo convencional, incluso os equipamentos e acessórios fundamentais, os atrativos e restrições da técnica, e os efeitos de alguns dos parâmetros de soldagem, encerrando com uma ampla caracterização da soldagem em corrente alternada (CA) com onda retangular modulável.

Na segunda parte que se refere à soldagem das ligas de alumínio a revisão disponibiliza, inicialmente, informações a respeito dos tipos de ligas de alumínio existentes e sobre o desenvolvimento microestrutural resultante da prática de tratamentos térmicos, com destaque para o sistema Al-Mg-Si. Em sequência, finaliza com citações de trabalhos que avaliam as implicações microestruturais e mecânicas da solda nessas ligas.

3.1 Características do processo TIG e a variante de onda retangular

3.1.1 Processo TIG

Em consensual definição, o processo TIG, ou também GTAW, produz a união dos metais e ligas metálicas pela ação térmica do arco elétrico que se estabelece entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a poça de fusão, sob a proteção externa de um gás inerte, podendo ou não haver utilização de metal de adição.

No prosseguimento deste assunto são abordadas as vantagens e limitações do processo, juntamente com uma descrição dos equipamentos e acessórios mais utilizados. A quase totalidade dos aspectos aqui citados foi revisada das publicações Welding Handbook (1991), The Procedure Handbook of Arc Welding (2000), TIG Handbook (2002).

O processo TIG oferece vantagens que o tornam bastante atrativo frente aos outros processos de soldagem. Algumas dessas vantagens são inerentes à ação constrita do arco elétrico, ou seja: a alta concentração de calor do arco não apenas resulta em uma pequena e estreita zona termicamente afetada (ZTA), como é bastante interessante na soldagem de metais com elevada condutividade térmica (p.e. alumínio e cobre).

Além disso, se produz soldas de alta qualidade, geralmente livres de defeitos, sem escória, respingos, com pouca geração de ruído e fumos. Ademais, este processo é habilitado para soldagem da maioria dos metais e ligas metálicas.

Certos inconvenientes são intrínsecos ao processo como a forte radiação emitida pelo arco elétrico e a necessidade de boa destreza do soldador na operação manual.

Na configuração convencional o equipamento para soldagem requer quatro componentes básicos: tocha, gás de proteção, eletrodo de tungstênio e fonte de energia. Reconhecendo a primazia destes na execução da solda é oportuno relatar suas características básicas.

Iniciando pelo eletrodo de tungstênio, os tipos existentes, como indicado na tabela 3.1, são especificados pela ANSI-AWS A5.12 quanto a composição química entre duas possibilidades, puro ou ligados. Comercialmente são fornecidos em vários diâmetros e identificados por um código de cor, atribuídos em função dos elementos de liga presentes no eletrodo. Esses eletrodos são encontrados no mercado em vários comprimentos, porém é mais comum encontrá-los no comprimento de 150 mm. A capacidade de condução de corrente elétrica e a durabilidade desses eletrodos dependem da formulação, diâmetro, natureza da corrente elétrica, alternada (CA) ou constante (CC), e da polaridade usada na constante, CC^+ ou CC^- .

Tabela 3.1 - Principais características padronizadas dos eletrodos de Tungstênio do processo TIG conforme a norma ANSI-AWS A5.12.

Classificação AWS	Cor	Elemento de liga	Óxido agregado	
			Tipo	% em peso
EWP	Verde	----	----	----
EWCe-2	Laranja	Ce	CeO ₂	2
EWLa-1	Preto	La	La ₂ O ₃	1
EWLa-1,5	Ouro	La	La ₂ O ₃	1,5
EWLa-2	Azul	La	La ₂ O ₃	2
EWTh-1	Amarelo	Th	ThO ₂	1
EWth-2	Vermelho	Th	ThO ₂	2
EWZr-0,3	Marrom	Zr	ZrO ₂	0,3
EWZr-1	Marrom	Zr	ZrO ₂	0,25
EWG ^(a)	Cinza	----	----	----

(a)- Não especificado; o fabricante deve identificar o tipo e a quantidade do óxido de terras-raras agregados ao eletrodo.

De forma geral, o eletrodo na condição puro corresponde a um mínimo de 99,5% (em peso) de Tungstênio e não contém outros elementos químicos. É mais utilizado em CA e nesta corrente é aconselhado para a soldagem das ligas de alumínio. Entretanto, devido ao desgaste acentuado pode representar sérios riscos de contaminação da poça de fusão.

Os eletrodos ligados com Tório, Cério, Lantânio e Zircônio, têm maior capacidade de condução de corrente elétrica, se comparados com o puro de igual diâmetro, além de serem mais estabilizadores de arco e desgastarem menos. Os ligados com Zircônio são melhores em CA e ideais para soldagem das ligas de alumínio, enquanto os demais são indicados para uso em CC.

Lembrando que esses eletrodos são distribuídos com as extremidades em secção transversal reta, cuidado especial é recomendado na preparação da ponta, uma vez que isto influi acentuadamente na largura e penetração do cordão de solda, assim como no comportamento elétrico do arco. Mais uma vez, dependendo da natureza da corrente de soldagem a ser utilizada e da polaridade escolhida em CC, há varias maneiras de preparação de ponta.

Em CA, onda senoidal, a ponta do eletrodo naturalmente toma a forma de um hemisfério e para prepará-lo basta somente abrir o arco elétrico fora da região de solda. Para utilização em CC com eletrodo negativo (CC⁻) sugere-se como preparação previa deixar a ponta aguda para a soldagem de metais de base com espessura na faixa de 0,1 a 1,0 mm, e com a ponta truncada na extremidade para soldas realizadas em espessuras maiores.

A utilização de CA em onda retangular com desbalanceamento em favor de tempos maiores para a polaridade negativa do eletrodo, torna a forma da ponta muito semelhante a que se consegue na soldagem CC⁻ e, portanto, indica-se a preparação igual a esta.

Como qualquer outro processo de soldagem a arco aberto com proteção gasosa, a presença de um gás inerte impede que a poça fundida reaja com os gases do ambiente circundante, evitando principalmente que o hidrogênio gere porosidade no metal de solda. Argônio, hélio ou misturas entre si são as opções mais usadas.

Comparando-os em alguns quesitos, o argônio oferece melhor estabilidade, constrição do arco e abertura do arco elétrico, enquanto o hélio proporciona o alcance de maior penetração e utilização de velocidades de soldagem mais elevadas. Em princípio, a fundamentação destes comportamentos recai sobre a diferença na condutividade térmica entre eles, isto é, baixa para o argônio e alta para o hélio.

O argônio não sendo um bom condutor de calor tem um arco mais compacto e mais denso, o que resulta em uma concentração maior de energia no arco elétrico. Já o gás hélio, sendo melhor condutor de calor, tem uma coluna do arco mais larga, e menos densa, e abrangendo uma área superficial maior na junta, transmite mais rapidamente a energia através da espessura do metal de base.

No entanto, sob o ponto de vista econômico a vantagem é toda do argônio, pois custa menos e necessita de menor vazão que o hélio para proteger a solda. As misturas argônio-hélio, em simples termos, oferecem características intermediárias de arco elétrico em relação aos dois gases puros.

Discorrendo a respeito das fontes convencionais de energia para a soldagem TIG, destaca-se que elas operam com curva característica estática do tipo “corrente tombante”, importantes na soldagem realizada manualmente, pois minimizam as variações na corrente de soldagem devido às modificações no comprimento do arco elétrico, impostas por inevitáveis oscilações da tocha. Nestas fontes a corrente de soldagem fornecida pode ser tanto CC quanto CA.

A modernização das fontes de soldagem concretizou o aparecimento das fontes inversoras que permitem atualmente a realização de soldas com recursos diversificados como o controle avançado de onda CA, pulsação de arco em CC ou CA, pulsação térmica, ou ainda, a soldagem híbrida com o processo MIG (Metal Inert Gas). Uma revisão sobre a utilização da CA com onda retangular no processo TIG, será apresentada no item 3.1.2.

A concepção fundamental de uma dessas fontes inversoras é mostrada esquematicamente na figura 3.1. Como se depreende desta ilustração, basicamente o seu funcionamento consiste em retificar a CA oriunda da rede externa de distribuição de energia fornecendo-a ao inversor, que por sua vez, converte-a para CA de alta frequência com elevado grau de linearidade e total modulação para soldagem CC, ou fazer a inversão final para soldagem CA com onda retangular desbalanceada (Destefan, 1995).

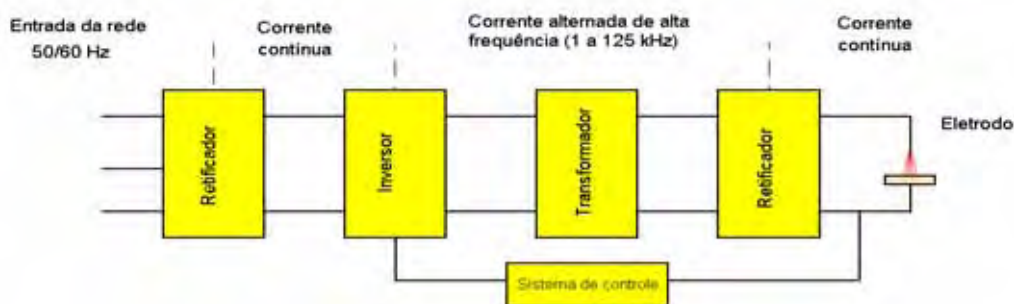


Figura 3.1-. Componentes básicos de uma fonte inversora (Destefan, 1995).

Ao longo do tempo, recursos menos tecnológicos, mas de grandes utilidades práticas foram desenvolvidos e incorporados ao equipamento convencional TIG. Entre eles estão o pré-fluxo e o pós-fluxo, e a técnica de abertura de arco elétrico denominado “Lift-Arc”.

No pré-fluxo, a existência de um escoamento do gás de proteção antes da abertura do arco, expulsa o ar armazenado no bocal de tocha, evitando que ocorra a condensação deste ar e a consequente contaminação da solda pelo hidrogênio.

O pós-fluxo consiste na incidência do gás de proteção durante certo tempo após o fechamento do arco elétrico. Um dos objetivos deste recurso é impedir que ao final da soldagem ocorra à oxidação do eletrodo de tungstênio e da área de solda.

O “Lift–Arc” é o recurso que introduz uma corrente elétrica de pouca intensidade no eletrodo de tungstênio em simultaneidade ao toque deste com peça para abrir o arco elétrico. O eletrodo de tungstênio é então suficientemente aquecido para melhorar a emissão de elétrons, facilitando a abertura do arco elétrico. Alcançada a estabilização do arco, a intensidade de corrente passa para o valor nominal de soldagem.

Muitas ideias direcionadas à praticidade têm sido aplicadas especificamente à tocha de soldagem. Talvez a primeira de todas tenha vindo da necessidade do uso de tochas refrigeradas água para suportar ciclos de trabalhos mais intensos, de alta produção, ou de elevadas intensidades de corrente soldagem.

A utilização de metal de adição, inserido “a frio” e de maneira mecanizada em sistema adaptado à tocha de soldagem, foi outra novidade histórica que trouxe benefícios imediatos no aumento da taxa de deposição do processo (Richardson, 1995 e Fortain, Rimano e Vaidya, 2008).

O surgimento do bocal com “Gas Lens” foi mais uma inovação de ordem prática para a sua época e foi desenvolvido para diminuir a turbulência do fluxo de gás de proteção no bocal tornando a proteção do eletrodo e da poça de fusão mais eficiente. O dispositivo nada mais é do que uma tela metálica de malha muito fina colocada internamente ao bocal e que tem a função de gerar um fluxo laminar do gás de proteção na saída do bocal. Esta condição permite o uso de um bocal de diâmetro maior, fazendo com que uma maior área seja protegida. Para o soldador facilita a movimentação da tocha, aumentando a visibilidade do arco elétrico.

Os exemplos dos recursos aqui considerados como idéias inovadoras no processo TIG são, evidentemente, uma amostra de um número bem maior. Entretanto, uma vez que eles fazem parte da fonte de soldagem utilizada na confecção das soldas, como descrito no item 4.1, Procedimentos de Soldagem, foram efetivamente estudados e, por conseguinte, objetos de revisão da literatura.

Abordando as variáveis intrínsecas do processo convencional, ou os parâmetros de soldagem, as mais importantes são a tensão, a corrente de soldagem e a velocidade de soldagem, além da vazão do gás de proteção.

A tensão do arco associada ao comprimento do arco (que corresponde a distância entre a ponta do eletrodo e a peça a ser soldada), são importantes na determinação das características geométricas do cordão. A tensão depende do comprimento do arco, do tipo e do diâmetro do eletrodo e do gás de proteção. Quando se trata de um processo onde esses valores são constantes, à medida em que aumenta o comprimento do arco, verifica-se acréscimo na tensão elétrica do arco, associando-se maior largura e menor penetração do cordão de solda. Na soldagem com metal de adição há uma tendência da altura do reforço do cordão diminuir com a elevação do comprimento de arco (Moreira, 2008).

Idêntico a outros processos de soldagem a arco elétrico, o valor da corrente de soldagem no TIG tem influência marcante na configuração geométrica da solda, visto que um aumento nesse parâmetro gera aumento na penetração da solda, quando mantida a tensão constante.

A velocidade de soldagem também é um parâmetro que influencia significativamente a configuração geométrica da solda. De maneira inevitável, velocidades de soldagem elevadas restringe o tamanho da zona fundida e, conseqüentemente, diminui a penetração e largura do cordão. Tem sido aceito que nesta situação há uma redução na energia efetiva de soldagem que se dissipa pelo metal de base circundante a solda. Esta variável de processo controla ainda os custos por unidade de comprimento de solda, pois quanto mais rápida for a velocidade de soldagem, melhor é a produtividade da operação. O fator limitante é a ocorrência de defeitos na solda como falta de penetração e mordeduras.

A vazão do gás de proteção atua diretamente na qualidade e custo da solda: uma vazão muito baixa fornece uma proteção insuficiente, podendo ocasionar a oxidação do cordão de solda e formação de porosidade, entre outros defeitos. A vazão sendo muito alta encarece a operação pelo consumo excessivo do gás e favorece o estabelecimento de fluxo turbulento com possibilidade de incidência dos mesmos defeitos da baixa vazão, acrescentado da perda de energia ocasionada pelo contato do gás frio com a poça de fusão.

3.1.2 Soldagem TIG com onda CA retangular

A qualidade da soldagem TIG no alumínio puro, ou ligado, depende muito da natureza e regulagem da corrente de soldagem selecionada, constituindo-se em importante fator de controle do processo. A utilização da corrente contínua com eletrodo não consumível em polaridade positiva

(CC⁺) favorece uma acentuada remoção da camada superficial do óxido de alumínio, porém está associada a uma menor penetração, se comparado à negativa (Welding Handbook, 1991).

Nesta preferência, CC⁺, verifica-se que o aquecimento mais intenso acontece no eletrodo positivo em razão do fluxo de elétrons proveniente do metal de base, diminuindo o aporte de calor para a solda. O movimento inverso de íons positivos, atingindo a superfície da junta na região da solda, contribui então para a auto-limpeza.

Condição mais ponderada entre penetração e auto-limpeza pode ser alcançada pela utilização de CA. Contudo, as fontes convencionais TIG com onda senoidal geram instabilidades decorrentes da passagem por valores de corrente de soldagem próximos a zero, toda vez em que é modificada a polaridade eletrodo-peça, tendência de retificação do arco e reignição do mesmo (Stava, 1999).

Sammons (2000) e Cary (2002), a evolução na eletrônica de potência embarcadas nas fontes de soldagem TIG possibilitou a ajustagem das chamadas ondas retangulares assimétricas em corrente alternada, a fim de priorizar máxima penetração ou máxima ação de limpeza. Na primeira opção permite-se que, na frequência da onda, o eletrodo tenha polaridade negativa por um tempo maior produzindo mais calor na peça e, por conseguinte, maior penetração da solda.

Em contrário, na outra escolha, a onda é desbalanceada para manter um tempo maior com o eletrodo positivo e disto resultar boa limpeza superficial em torno da solda. A figura 3.2 ilustra a configuração básica da onda retangular e os principais parâmetros que a definem.

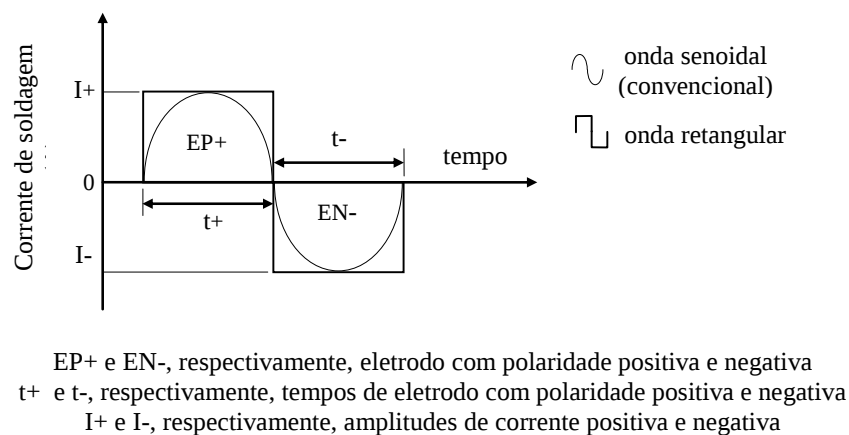


Figura 3.2 - Parâmetros de ajuste da onda retangular.

A utilização das fontes inversoras CC/CA com dispositivo IGBT expandiu bastante a aplicação da onda retangular ao disponibilizar também ajustes na frequência do ciclo e na amplitude da corrente de soldagem, separadamente do balanço de polaridade adotado. Dentre as vantagens

oferecidas, destaca-se a viabilidade em se combinar penetração e ação de limpeza com aumento na velocidade de soldagem (TIG Handbook, 2002).

Nos primórdios da utilização do processo TIG com onda retangular, Vilkas (1967) constata que a penetração das soldas efetuadas na liga Al-Cu, AA2014, envelhecida artificialmente por têmpera T6, aumenta com o aumento do tempo em que o eletrodo adquire polaridade negativa e apresenta menor distorção e cordões mais estreitos, se comparado com soldas TIG convencional em corrente alternada.

Na era das fontes inversoras TIG com controle avançado da onda retangular, resultados divulgados por Norrish e Ooi (1993) dão conta de que em soldas com penetração total em chapas finas de alumínio a largura dos cordões diminui com o aumento do tempo do eletrodo com polaridade negativa.

Scotti e Reis (1999), por sua vez, mostram que em soldas TIG, onda retangular, sobre juntas dissimilares de ligas de alumínio e usando metal de adição, aumentos na amplitude da corrente positiva de soldagem e, particularmente, na corrente negativa, ocasionam maior penetração que ampliações nos tempos de cada polaridade. Para aumentos na velocidade de soldagem, salientam a necessidade de se observar à correlação direta com a velocidade de alimentação do metal de adição.

Scotti, Dutra e Ferraresi (2000), em continuidade, isto é, utilizando igual técnica e pesquisando a influência das mesmas variáveis, amplitude da corrente, velocidade de soldagem e tempo de polaridade, na capacidade de retirada da camada superficial de óxido em solda autógena (sem metal de adição) sobre alumínio comercialmente puro, concluem que um curto tempo de eletrodo positivo e o aumento da velocidade de soldagem intensificam a função auto-limpante no cátodo, em decorrência do fenômeno da emissão de campo. As variações realizadas no tempo de eletrodo negativo e correspondente amplitude de corrente negativa demonstram maior influência na configuração geométrica dos cordões.

De acordo com Pang et al. (1994) e Fuerschbach (1998), na soldagem a arco de material a base de elemento não termiônico, como o alumínio, a emissão de campo é o mecanismo responsável pela retirada dos elétrons do metal de base na condição catódica, por meio da atração na superfície do óxido carregada positivamente com íons oriundos do eletrodo. Na sequência a limpeza catódica é efetuada a partir do rompimento dielétrico e explosivo da camada de óxido.

Em contrariedade as verificações anteriores, Yarmuch e Patchett (2007), investigando a interferência do desbalanceamento de polaridade, em onda retangular, nas características da região fundida de soldas TIG autógenas com simples deposição na liga Al-Mg, AA5083, apontam que tanto a penetração, quanto à largura dos cordões são maiores com o aumento do tempo de eletrodo com

polaridade positiva. Na explicação deste comportamento é admitido que uma maior fusão do cátodo deriva do acréscimo de energia requisitado para extração dos elétrons do alumínio, via emissão de campo, quando se aumenta o tempo de permanência do eletrodo positivo, além das inerentes contribuições dos choques de íons positivos e o aquecimento por convecção e radiação gerado pelo arco elétrico.

Dutra, Cirino e Silva (2010), nesta mesma linha de pesquisa, qual seja, estudar os efeitos do tempo de polaridade positiva do eletrodo na soldagem TIG com onda retangular, igualmente constaram que o aumento desta variável, no caso maior que 4 ms, em um período de 20 ms, correspondeu a um aumento na penetração da solda e na área de fusão, sendo também atribuído esta ocorrência ao fenômeno da emissão de campo. Em outra verificação, ambos, ação de limpeza e penetração da solda, foram satisfatórias a partir do tempo de polaridade positiva do eletrodo de 1,3 ms. Nesses experimentos as soldas envolveram a simples deposição sobre chapa de Alumínio puro, AA 1200.

3.2 As ligas de alumínio

Apesar da boa aceitação do alumínio comercialmente puro na indústria metal-mecânica, essencialmente em razão da alta ductilidade, baixo peso específico e elevados valores da condutividade térmica e elétrica, somados a passividade a muitos meios corrosivos, em aplicações estruturais a utilização é bastante restringida por não atender os requisitos mínimos de resistência mecânica.

As ligas de alumínio, pelo contrário, além de possuírem as propriedades atrativas e peculiares do alumínio, acrescentam uma maior resistência mecânica ao material e, por consequência, são utilizadas em um amplo espectro de aplicações mecânicas (Gitter, 2008).

Elas são fornecidas em duas condições metalúrgicas primárias: fundidas e trabalháveis. O termo trabalhável, neste caso, define que a forma final do produto é alcançada através do processamento mecânico (a frio ou a quente) de um lingote obtido a partir da solidificação do metal líquido.

Ainda assim, para as ligas trabalháveis se distingue as não tratáveis termicamente, que são usadas no estado recozido ou encruadas, e as tratáveis termicamente, disponibilizadas após procedimentos de solubilização, supersaturação e envelhecimento, natural ou artificial. Nessa revisão apenas as ligas trabalháveis serão conceituadas em mais detalhes pelo motivo de se tratar do tipo do material utilizado nesta pesquisa.

Como pode ser visto na tabela 3.2, as ligas de alumínio trabalháveis são classificadas pela ANSI H35.1, apud Benedyk (2009), em séries, designadas por quatro dígitos em que o primeiro indica o principal elemento químico adicionado, o segundo, se diferente de zero, assinala modificações praticadas na liga original, e o terceiro e quarto dígitos identificam a liga em termos da composição química.

Revisando ASM Handbook (1992), Askeland (1994), Welding Handbook (1996), Mathers (2002), The Aluminum Association (2009), entre outros autores e publicações que abordam as ligas de alumínio, é exibida na sequência uma síntese dos atributos de cada uma das séries da AA.

Iniciando pela *série 2000*, este sistema Al-Cu tipifica as ligas tratáveis termicamente em que o endurecimento por precipitação confere valores medianos dos parâmetros de resistência mecânica, comparáveis aos aços de baixo carbono. A resistência à corrosão é inferior às das ligas de outras séries. A soldabilidade não é boa, o que a faz ser muito utilizada em uniões rebitadas nos primórdios dos projetos aeronáuticos. Sem dúvidas, as mais importantes ligas desta série são a AA 2017 e AA 2024, conhecidas comercialmente como duralumínios.

Tabela 3.2 - Sistema de classificação das ligas de alumínio trabalháveis. (ANSI H35.1)

Série – liga ⁽¹⁾	Elementos químicos da liga
2000 – 2xxx	Cu
3000 - 3xxx	Mn
4000 – 4xxx	Si
5000 – 5xxx	Mg
6000 – 6xxx	Mg e Si
7000 – 7xxx	Zn
8000 – 8xxx	Outros elementos
9000 – 9xxx	Série não utilizada
(1)- A designação 1xxx identifica o Alumínio comercialmente puro (série 1000) com teor mínimo de Al de 99,00%.	

Em geral as ligas Al-Mn da *série 3000* não são tratáveis termicamente e endurecem, ou aumentam a resistência mecânica, facilmente, sem redução significativa da ductilidade, quando submetidas ao encruamento. A resistência a corrosão, usinabilidade e soldabilidade equivalem ao do alumínio puro.

A combinação do Al com o Si garante boa fluidez às ligas da *série 4000* no estado líquido e, se presente em certas quantidades, diminui acentuadamente o ponto de fusão da liga, tornando-a adequada tanto para uso como metal de adição na soldagem arco, como liga para brazagem do alumínio. Importante contribuição na soldagem também é exercida pela liga AA 4043 (Al-5%Si) como metal de adição em ligas do sistema Al-Mg-Si, para atuar como agente controlador da composição química do metal de solda resultante, a fim de evitar o surgimento de trincas de solidificação.

A maioria das ligas Al-Si não é tratável termicamente, porém em soldas por fusão, devido à diluição do metal de base, pode ser ajustada uma composição suscetível ao tratamento térmico em uma pequena extensão da junta.

A *série 5000* é outra opção que contempla ligas não tratáveis termicamente que, encruadas, alcançam maior nível de resistência mecânica dentre as que não atendem ao tratamento térmico. Predominantes na forma de chapas, isto implica no uso preferencial em estruturas, sobretudo naquelas utilizadas na fabricação de meios de transportes (vagões ferroviários, embarcações, carrocerias, veículos, etc...). Essas ligas possuem boa soldabilidade e resistência a corrosão em ambiente marinho. Pelo mesmo motivo apontado na série anterior, há igualmente neste sistema uma liga, nominalmente a AA 5356 (Al-5%Mg), bastante empregada como metal de adição para inibir o surgimento de trincas de solidificação na soldagem nas ligas Al-Mg-Si.

A *série 6000* reúne outra vez as ligas tratáveis termicamente e caracterizam pela boa resistência a corrosão, resistência mecânica razoável, e são muito usadas como perfis extrudados, devido à fácil conformação. É interessante observar a complementaridade que se constata destas ligas com as do sistema Al-Mg (*série 5000*), predominantes na forma de chapas, propiciando inúmeras montagens perfis-chapas.

A combinação do Mg e Si nestas ligas permite a formação do siliceto de magnésio (Mg_2Si), composto responsável por toda a cinética do endurecimento obtido no tratamento térmico. As ligas mais notórias desta série são: AA 6061, AA 6063 e AA 6351. Entretanto, ao serem submetidas à soldagem a arco por fusão podem originar diversas dificuldades.

A primeira delas é suscetibilidade ao desenvolvimento de trincas de solidificação no metal de solda. A segunda, e talvez mais crucial, é a perda significativa da resistência mecânica na zona termicamente afetada (ZTA), ocasionado pela alteração microestrutural do metal de base previamente estabelecida no tratamento térmico. Nesta revisão, mais adiante, os métodos para evitar a ocorrência de trincas de solidificação e os mecanismos operantes no enfraquecimento da liga serão objetos de maior discussão no item que trata dos efeitos da soldagem na junta.

Tratáveis termicamente também são as ligas Al-Zn da *série 7000*, de grande uso no segmento aeroespacial quando acrescida com pequenas adições de outros elementos, principalmente Cu e Mg, ou ambos, como acontece nas ligas AA 7005 e AA 7075, tornando-se de elevada resistência mecânica. Algumas dessas ligas têm baixa soldabilidade, devido à tendência de ocorrer trincas de corrosão sob tensão.

3.3 Tratamentos térmicos das ligas de Alumínio

A formação de uma liga metálica tem por finalidade primordial aumentar a resistência mecânica do material. Este fortalecimento é conferido, ao menos parcialmente, como consequência da solução sólida dos elementos solutos. É o que se poderia chamar de resistência constitutiva da liga (Dieter, 1981).

Aumento suplementar de resistência mecânica pode ser conseguido pela submissão da liga a operações de aquecimento e resfriamento controlado, de maneira a produzir modificações microestruturais de magnitude suficiente para elevar, ainda mais, os valores dos parâmetros de resistência mecânica. De maneira geral, isto é definido como endurecimento por precipitação e advém da prática dos tratamentos térmicos de solubilização-supersaturação e de precipitação (Porter e Easterling, 1987).

A clássica explicação desses tratamentos térmicos utiliza a liga binária Al-4,5%Cu, que apresenta a condição necessária de diminuição da solubilidade do soluto com o decréscimo de temperatura, como se observa na figura 3.3.

Para haver a solubilização essa liga deve ser aquecida a uma temperatura (T_2), acima da linha “solvus,” e mantida até que se produza uma solução sólida homogênea e monofásica α , com a correspondente dissolução do precipitado de equilíbrio θ (Al_2Cu). A supersaturação ocorrerá pelo resfriamento rápido da fase α até a temperatura ambiente, deixando-a em uma condição metaestável. O reaquecimento da liga a uma temperatura intermediária (T_1), abaixo da linha “solvus”, durante certo tempo, permitirá que átomos de soluto se difundam rapidamente e gerem uma fina dispersão intragranular de precipitados em α , aumentando a resistência mecânica principalmente por efeito de bloqueio do movimento das discordâncias (Red-Hill e Abbaschian 2004).

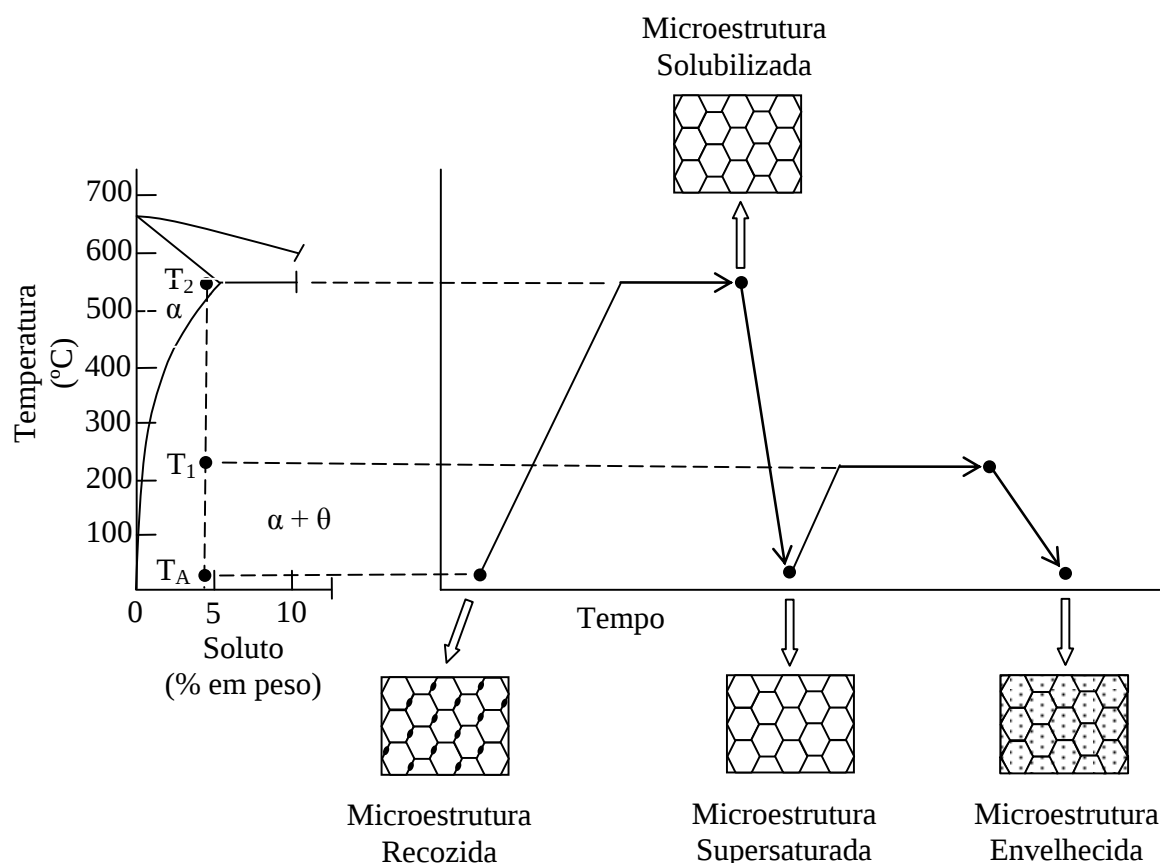


Figura 3.3 - Sequência do processamento térmico para solubilização e precipitação. (Adaptado de Lawrence H. Van Vlack)

O processo de precipitação assim estabelecido é conhecido como envelhecimento artificial e microestruturalmente diferencia-se pela formação das zonas de Guinier-Preston (GP), ou subdividindo, GPI (θ') e GPII (θ''), que mantêm relação de coerência com a matriz α . No entanto, resultado insatisfatório é obtido se o tempo de reaquecimento for longo o bastante para promover uma dispersão grosseira, mesmo que intragranular, incoerente do Al_2Cu . Nesta circunstância, verifica-se a perda da resistência mecânica e o evento denomina-se superenvelhecimento.

Outra possibilidade de precipitação grosseira do Al_2Cu , representada na figura 3.3 como microestrutura inicial, é nos contornos de grãos da matriz α . Operacionalmente isto se dá pelo resfriamento muito lento da liga, desde a condição solubilizada até temperaturas próximas da ambiente. Esta prática em metalurgia recebe a denominação de tratamento térmico de recozimento e para as ligas de Alumínio equivale ao comportamento mecânico que acompanha o superenvelhecimento.

A norma ANSI H35.1, apud Benedyk (2010), também possui um sistema de designação para os processamentos térmicos e mecânicos, ou combinação de ambos, que podem ser submetidas as ligas de alumínio trabalháveis. O sistema básico desta designação, amplamente difundido e acolhido internacionalmente, utiliza letras para indicar, primariamente, o estado metalúrgico das ligas ou os produtos delas fabricados.

Então, F demarca os produtos conformados sem nenhum controle especial sobre as condições térmicas ou de encruamento, enquadrando-os sob o termo como fabricados, enquanto O é utilizado para os recozidos, e H àqueles que são encruados e confeccionados por ligas não tratáveis termicamente. A letra W refere-se a uma condição instável de solubilização-supersaturação, porém circunscrito a algumas ligas que envelhecem a temperatura ambiente (ou naturalmente) e, por fim, T aplicam-se as ligas que são tratáveis termicamente, com ou sem encruamento adicional, produzindo condições estáveis no material diferentes que em F, O ou H. No caso da designação T é admitida subdivisões, tal qual informado na tabela 3.3.

No sistema Al-Mg-Si muito conhecimento tem sido produzido a cerca dos precipitados que levam ao endurecimento dessas ligas após tratamento térmico. Grong (1994) menciona que valores do limite de resistência a tração superiores a 300 MPa são atribuídos pela presença de finas agulhas intragranulares de Mg_2Si , denominadas como precipitados β'' .

Em adição, considerando as informações contidas nos trabalhos de Ravi e Wolverton (2004), e Tsao et al. (2006), não obstante ao detalhamento microestrutural feito anterior e posteriormente a eles, a sequência básica de precipitação para essas ligas é composta por “clusters” de átomos soluto, zonas GP, totalmente coerente com a matriz, partículas metaestáveis de siliceto de magnésio (Mg_xSi_y), ou seja, β'' coerente e depois β' semi-coerente, e à de equilíbrio, Mg_2Si , ou β , inteiramente incoerente. O aumento de resistência mecânica verifica-se para condição envelhecida em decorrência de uma dispersão intragranular de β'' .

Dentre os trabalhos que pormenorizam a avaliação microestrutural nas ligas Al-Mg-Si, Dutta e Allen (1991), utilizando a técnica de calorimetria diferencial de varredura (DSC) e microscopia eletrônica de transmissão (TEM), verificaram a evolução do processo de precipitação na liga AA 6061. No referido trabalho, a análise do termograma obtido pelo aquecimento no ensaio DSC em amostra solubilizada-supersatura, auxiliada pela observação por TEM, indicou as seguintes precipitações sequenciais: “clusters” de átomos de Si e vacâncias, zonas GPI de formatos não resolvidos, zonas GPII, ou β'' , semelhantes a agulhas, β' com aspecto de haste, e plaquetas do precipitado estável β (Mg_2Si). Para amostras previamente envelhecidas o reaquecimento em DSC

permitiu detectar a formação competitiva entre as zonas GPI e GPII, com a possibilidade de surgimento desta última, GPII, diretamente dos “clusters”, isto é, sem fazê-la da GPI.

Encadeamento de precipitações mais complexo para a liga AA 6061 é sugerido por Edwards et al. (1998) ao reaquecer, também em DSC, amostras dessa liga após serem solubilizadas e supersaturadas. Os eventos propostos consistiram em: surgimento de clusters de átomos de Si e clusters de átomos de Mg, dissolução dos clusters de Mg, formação de co-clusters de Mg/Si, pequenos precipitados de estrutura desconhecida, encerrando com os precipitados β'' , $B' - \beta''$, e β . Microanálise por microscopia de campo iônico (APFIM) e TEM foram as técnicas auxiliares usadas.

Importante questão é tratada por Chakrabarti e Laughlin (2004) ao estudar o efeito da presença do elemento químico Cu no sistema Al-Mg-Si, fato este bastante comum em ligas comerciais das séries 2000 e 6000. Então, para o sistema quaternário Al-Mg-Si-(Cu), concluem que um acentuado fortalecimento pode ser obtido pela incidência de partículas de segundas fases com morfologia de ripas, simultaneamente à reconhecida fase de endurecimento β'' .

Nesta linha de caracterização Mrówka-Nowotnik e Sieniawski (2005) apontam para a presença inevitável de metais de transição como, por exemplo, Fe e Mn, nas ligas Al-Mg-Si que, mesmo em pequenas quantidades, formam fases intermetálicas do tipo Al-Fe, Al-Fe-Si, e Al-Fe-Mn-Si durante a obtenção da liga. Estes intermetálicos, por sua vez, alojam-se nos espaçamentos interdendríticos e têm diferentes estruturas cristalinas, morfologias, estabilidades, e propriedades físicas e mecânicas, constituindo-se em mais um item da complexidade microestrutural dessas ligas.

O conjunto dos trabalhos revisados acima cumpre dois aspectos relevantes: mostram que o conhecimento de todo o processo de precipitação no sistema Al-Mg-Si não é definitivo e demanda ainda muitas pesquisas suportadas experimentalmente pela utilização de técnicas que detectem e diferencie as reações de precipitações do material, com destaque para análise térmica, especialmente o DSC, aliada ao uso de instrumentação que permita a observação microestrutural compatível com alto grau de refinamento existente.

Uma técnica interessante que tem sido aplicada em associação ao DSC e TEM, é a análise dilatométrica que determina as transformações microestruturais em função de medidas, ou grandezas, relacionadas à variação do comprimento específico da amostra sob aquecimento ou resfriamento.

Tabela 3.3 - Designações (T) para processamento térmico e mecânico das ligas de alumínio, conforme a norma ANSI H35.1.

Designação	Descrição
T ₁	Resfriado após conformação a uma temperatura elevada e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável: aplica-se aos produtos que, depois de resfriados, após conformados, não são encruados, ou naqueles em que o efeito do encruamento, devido ao endireitamento, pode ser desprezados ante aos limites fixados para as propriedades mecânicas.
T ₂	Resfriado após conformação a uma temperatura elevada, encruado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável: aplica-se aos produtos que, depois de resfriados, após conformados, são encruados para aumentar a resistência mecânica, ou naqueles em que o efeito do encruamento, é considerável ante aos limites fixados para as propriedades mecânicas.
T ₃	Solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável: aplica-se aos produtos que são encruados para aumentar a sua resistência mecânica depois de solubilizado, ou naqueles em que o efeito do encruamento, devido ao endireitamento, é considerável ante aos limites fixados para as propriedades mecânicas.
T ₄	Solubilizado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável: aplica-se aos produtos que não são encruados depois de solubilizados, ou naqueles em que o efeito do encruamento, devido ao endireitamento, pode ser desprezado ante aos limites fixados para as propriedades mecânicas.
T ₅	Resfriado após conformação a uma temperatura elevada e envelhecido artificialmente: aplica-se aos produtos que não são encruados depois de resfriados, após conformação, ou naqueles em que o efeito do encruamento, devido ao endireitamento, pode ser desprezado ante aos limites fixados para as propriedades mecânicas.
T ₆	Solubilizado e envelhecido artificialmente: aplica-se aos produtos que não são encruados depois de solubilizados, ou naqueles em que o efeito do encruamento, devido ao endireitamento, pode ser desprezado ante aos limites fixados para as propriedades mecânicas.
T ₇	Solubilizado e superenvelhecido/estabilizado: aplica-se aos produtos que são envelhecidos artificialmente depois de solubilizados, conduzindo o processo de envelhecimento para além do ponto de maior resistência mecânica, a fim de se controlar alguma característica especial.
T ₈	Solubilizado, encruado e envelhecido artificialmente: aplica-se aos produtos que são encruados depois de solubilizados para aumentar a resistência mecânica, ou naqueles em que o efeito do encruamento, devido ao endireitamento, é considerável ante os limites fixados para as propriedades mecânicas.
T ₉	Solubilizado, envelhecido artificialmente e encruado: aplica-se aos produtos que são encruados para aumentar a resistência mecânica, após o envelhecimento artificial.
T ₁₀	Resfriado após conformação a uma temperatura elevada, encruado e depois envelhecido artificialmente: aplica-se aos produtos que são encruados para aumentar a resistência mecânica, ou naqueles em que o efeito do encruamento, devido ao endireitamento, é considerável ante aos limites fixados para as propriedades mecânicas.

Lasagni et al. (2008), com o intuito de pesquisar a cinética de precipitação da liga Al-Si, utilizou, em uma das etapas experimentais, ensaios de dilatométrica para quantificar o coeficiente de

expansão linear instantâneo ao longo da curva da variação do comprimento linear com a temperatura, quando do resfriamento de amostras dessa liga.

Vargas et al. (2009), do mesmo modo, estudando ligas Al-Si, utilizaram ensaios dilatométricos e a análise de Kissinger, complementados por difração de raios-x e DSC, para determinar a energia de ativação do processo de precipitação do Si supersaturado.

3.4 Comportamento mecânico e microestrutural em juntas de ligas de alumínio soldadas

Concernente aos efeitos microestruturais pós-soldagem a arco nas ligas de alumínio, Branco, Fernandes e Castro (1986), de maneira geral, chamam a atenção para a criação da área de resistência reduzida, composta pelo metal de solda e a adjacente zona termicamente afetada (ZTA), e que determina a integridade mecânica da junta.

O metal de solda corresponde à região da junta que foi formada pela mistura fundida de material do consumível utilizado e de parte do metal de base diluído. A ZTA, por sua vez, compreende a região do metal de base que não se fundiu, mas que teve a microestrutura e propriedades mecânicas alteradas pelo ciclo térmico de soldagem (Myhr e Grong, 1991, e Salazar et al., 1998).

Entendimento fundamental da ZTA é fornecido por Messler (1999) ao diferenciar a resposta das ligas de alumínio endurecidas pela prática dos tratamentos térmicos solubilização-supersaturação e de precipitação, daquelas por encruamento. Em simples termos, nas tratáveis termicamente, a redução na resistência mecânica nesta região é causada pelo processo de recozimento parcial próximo ao metal de solda e superenvelhecimento à distância mais afastadas. Para as encruáveis, o estado inicial de elevada resistência mecânica é substituída pela condição dúctil, típica do material recristalizado.

Na liga AA6061-T6 do sistema Al-Mg-Si, portanto, tratável termicamente, Hirose et al. (1999) citam que na soldagem a LASER e TIG-CA, convencional, a dissolução do precipitado Mg_2Si (β'') delimita a ZTA pelo acentuado nível de amolecimento que acontece, com extensão proporcional ao aporte de calor usado nesses processos.

Em procedimentos de soldagem MIG, comportamento mecânico similar é registrado por Missori e Sili (2000) ao constatarem redução na resistência mecânica na ZTA de juntas da liga AA 6082-T6 a valores mínimos, a certa distância da linha de fusão, supostamente atribuído ao superenvelhecimento, em consequência da transformação do precipitado metaestável responsável pelo fortalecimento.

Anderson (2005a), em conciso artigo sobre os efeitos da soldagem a arco nas ligas de Alumínio, lembra que para as ligas tratáveis termicamente o aporte de calor é o fator controlador da integridade mecânica da junta, obedecendo à relação do tipo quanto mais elevado for a intensidade do aporte de calor, maior será a redução na resistência mecânica da ZTA.

Na escassez de resultados sobre os efeitos da soldagem TIG-CA e onda retangular no desenvolvimento microestrutural na ZTA das ligas Al-Mg-Si, a assertiva da dependência do comportamento mecânico desta região com o aporte de calor é relevante, visto que permite buscar dados em trabalhos envolvendo outros processos e procedimentos de soldagem, o que, de certa maneira, está sendo feito nesta revisão da literatura.

Estudo microestrutural mais pormenorizado do sistema Al-Mg-Si é reportado por Bloem et al. (2007) ao longo da zona termicamente afetada da liga AA6063-T6, obtida pela soldagem MIG. Os resultados identificam uma sub-região de solubilização total e envelhecimento, próximo à interface com o metal de solda, outra intermediária de solubilização parcial, envelhecimento e superenvelhecimento, e a mais afastada com somente superenvelhecimento. A utilização de DSC e TEM em amostras retiradas ao longo da ZTA auxiliaram a deduzir sobre a existência previa destas sub-regiões pela análise reversa das reações de solubilização/precipitação, envolvendo as zonas GP, fases metaestáveis do Mg_2Si (β'' e β') e de equilíbrio (β), que acontecem no reaquecimento destas amostras.

Embora se trate como “regra geral” o comprometimento mecânico da junta soldada pela redução da resistência mecânica na ZTA das ligas tratáveis termicamente, Manti, Dwivedi e Agarwal (2008) constataam que na soldagem de ligas Al-Mg-Si pelo processo TIG pulsado, tanto o metal de solda quanto a ZTA são mais resistente mecanicamente que o metal de base; resultado este explicado pela granulação mais grosseira do metal de base, uma vez que utilizaram as ligas na condição como fundidas. Isto é singular, pois revela a influência do estado microestrutural do metal de base na condição como fabricado.

Na soldagem da liga AA 6082 com MIG-CA pulsado e MIG-CA com pulsação térmica, tendo ambos como metal de adição a liga AA 4047, Kumar et al. (2009), atribuem a diminuição na dureza da ZTA a dissolução parcial dos precipitados Mg_2Si mais próximos da linha de fusão. Complementando, constataam que a concentração de precipitados diminui acentuadamente em relação ao metal de base quando o aquecimento da ZTA é feito por tempos maiores, como se verifica com a elevação do aporte de calor. Contribuiu adicionalmente para a redução na dureza da ZTA o crescimento de alguns dos precipitados Mg_2Si , típico do processo de superenvelhecimento.

Mais recentemente, Carron, Bastid e Faulkner (2010), aplicando um modelo de predição microestrutural a liga AA 6082-T651, soldada por fricção, discutem a cinética do processo de precipitação na ZTA em termos do inter-relacionamento do ciclo térmico de soldagem com as alterações temporais nos valores do raio médio e correspondentes densidade do número de partículas, assim como na concentração média de Mg da matriz e na fração volumétrica de precipitado.

Estes pesquisadores, admitindo a concordância com os fenômenos de dissolução de β'' e a precipitação β' que acontecem na ZTA das ligas Al-Mg-Si soldadas por fricção, mostram que, a partir da condição ótima de envelhecimento da liga, o aumento de temperatura para 350 °C, alcançado dentro da ZTA, causa uma redução abrupta tanto no raio médio das partículas, quanto na densidade do número destas, em razão da dissolução.

Concomitantemente, ocorre uma diminuição na fração volumétrica de precipitado e uma grande oferta de soluto a matriz, oriundos da dissolução de partículas menores. Na etapa seguinte de resfriamento do ciclo térmico o excesso de Mg na matriz conduz a um rápido crescimento das partículas maiores que, por conseguinte, esgotam o Mg da matriz. Por fim, o raio médio e a fração volumétrica das partículas aumentam até que a temperatura torna-se muito baixa.

Em referência ao metal de solda, a ocorrência de trincas de solidificação nesta região é uma preocupação latente para as ligas Al-Mg-Si. Segundo Anderson (2005b), as ligas da série 6000, contendo teores de Mg_2Si próximo ao valor de máxima sensibilidade a essa descontinuidade, ou seja, cerca de 1%, são muito propensas a iniciá-la na soldagem TIG autógena. O método que tem sido difundido para evitar tal falha consiste em adequar a composição química do metal de solda para teores mais elevados de Si ou Mg, através do uso de metal de adição Al-Si ou Al-Mg. Acrescenta-se que a preparação da junta com chanfro em V é sempre recomendada como meio de aumentar a mistura do metal de adição com o metal de base pela diluição.

Para Rao, Ramanaiah e Viswanathan (2008), independente do tipo de adição, Al-Si ou Al-Mg, a liga AA6061 com têmpera T4 tem menor suscetibilidade à trinca de solidificação, relativamente ao estado inicial com têmpera T6. Apesar disso, Coniglio et al. (2008) observam que normalmente a liga AA5356 (Al-5%Mg) como metal de adição é requisitada para aumentar a resistência mecânica da solda, enquanto que a liga AA4043 (Al-5%Si) é selecionada para diminuir o risco de trincas.

Quanto ao desenvolvimento microestrutural em metais de solda depositados em ligas do sistema Al-Mg-Si, Lakshminarayanan, Balasubramanian e Elangova (2009), informam que, para os procedimentos de soldagem estabelecidos para a liga AA6061-T6, comparativamente a solda por

fricção tem maior resistência mecânica, seguido pelos processos TIG e MIG com adição da liga Al-Si, sendo que em todos eles os parâmetros de resistência mecânica são inferiores aos valores relativos ao metal de base. Idêntica ordem de redução verifica-se para os valores da eficiência mecânica da junta. A avaliação microestrutural revela a estrutura bruta de fusão para os processos TIG e MIG, diferenciadas da solda por fricção que é constituída de grãos equiaxiais refinados, supostamente devido à recristalização dinâmica da liga.

Revisando novamente o trabalho de Kumar et al. (2009), uma averiguação feita e de aplicação direta na soldagem MIG-CA realizadas, porém com certa extensão dos resultados a outros procedimentos de soldagem que fazem modulação da onda CA, como o TIG-CA em onda retangular, é a influência da alteração da polaridade o eletrodo sobre a porosidade no cordão de solda.

Como fundamentado, a mudança na polaridade do eletrodo interfere nas forças do arco elétrico que, por sua vez, causa agitação na poça de fusão e facilita o escape do hidrogênio absorvido na soldagem, potencializando a baixa incidência de poros no metal de solda. Dado que as soldas foram realizadas com variação na duração da polaridade negativa do eletrodo em relação à positiva, constatou-se a presença muito reduzida de porosidade nos dois procedimentos de soldagem MIG-CA, pulsado e o pulsado térmico, com melhor controle atribuído ao primeiro.

4. Materiais e Métodos

4.1 Materiais

O metal de base adquirido foi a liga do sistema Al-Mg-Si, AA 6063, na condição microestrutural de envelhecimento artificial T6, na forma de barras chatas extrudadas de 6m de comprimento e com secção transversal de dimensões 102 mm (4”) x 3,2 mm (1/8”).

Como metal de adição, ou consumível, utilizou-se o eletrodo de designação AWS ER 4043 (liga Al-Si), de diâmetro de 1,0 mm, fornecido em forma de bobina. Quanto ao eletrodo não consumível de Tungstênio, optou-se pelo combinado com Zircônio (0,3%), de designação AWS EWZr-03, diâmetro de 3,2 mm e comprimento de 150mm.

A escolha por este tipo de eletrodo fundamentou-se na característica que ele oferece de alta resistência à contaminação da poça de fusão, além de ser recomendado para uso em CA e soldagem das ligas de alumínio. A proteção gasosa das soldas foi realizada com gás Argônio puro.

4.2 Métodos

4.2.1 Análises químicas

A composição química do metal de base e do metal de adição foi verificada por análises químicas executadas pelo LABMAT Análise e Ensaios de Materiais Ltda, com sede em Piracicaba (SP).

Para o metal de base foram feitas análises via espectrometria de emissão ótica, em três amostras retiradas do lote de barras chatas adquiridas. No metal de adição a amostra proveniente do rolo de arame-eletrodo AWS ER 4043 utilizado foi analisada por fluorescência por raios-x. As composições químicas dos metais de soldas obtidos foram conhecidas por microanálises por energia dispersiva (EDS), realizadas por inspeção em microscopia eletrônica de varredura na região central dos cordões de solda.

4.2.2 Procedimento de Soldagem

As soldas foram executadas com uma fonte inversora CC/CA, multiprocesso modelo DIGIPlus A7, fabricada pela IMC-Soldagem (vide dados técnicos na tabela 4.1), equipada com

cabeçote para alimentação de eletrodo consumível, ou metal de adição, e unidade portátil de refrigeração da tocha de soldagem.

Tabela 4.1 – Dados Técnicos do Equipamento.

Características	Capacidade de Corrente		
	450	600	800
Tensão de alimentação trifásica	220/380/440	220/380/440	220/380/440
Tensão em vazio (configurável de fábrica)	50/68/85 V	50/68/85 V	50/68/85 V
Corrente a 100% de fator de carga	280 A	350 A	500 A
Potência nominal	10 kVA	12 kVA	16 kVA
Faixa de Corrente	5 - 450 A	5 - 600 A	10 - 800 A
Corrente de entrada nominal por fase (220/380/440)	26/15/13 A	32/18/16 A	42/25/21 A
Ripple de corrente	8 A	10 A	20 A
Fator de potência	0.94	0.94	0.94

Fonte: Manual de Instruções; IMC-Soldagem, 1ª Edição 2009.

As juntas foram compostas por duas placas do metal de base nas dimensões de 180 mm x 101 mm, preparadas lateralmente para formarem um chanfro em “V” com ângulo total de 60° em toda a espessura. A montagem foi de topo com abertura de raiz de 0,7mm sobre cobre-junta de aço inoxidável SAE/AISI 420. A Figura 4.1 representa esquematicamente a geometria e as principais dimensões das juntas utilizadas.

A confecção das soldas foi em passe único, concordante com a direção de extrusão das barras chatas, em movimento mecanizado do sistema tocha-bocal de alimentação do metal de adição, realizado por meio de uma máquina de translação usada em corte oxi-gás. O metal de adição foi inserido diretamente na poça de fusão, à frente do eletrodo de tungstênio, na temperatura ambiente e em ângulo em torno de 40°, Figura 4.2. A regulação das velocidades de soldagem foi feita no próprio equipamento responsável pela referida mecanização, sendo previamente aferidas por cronometragem do deslocamento.

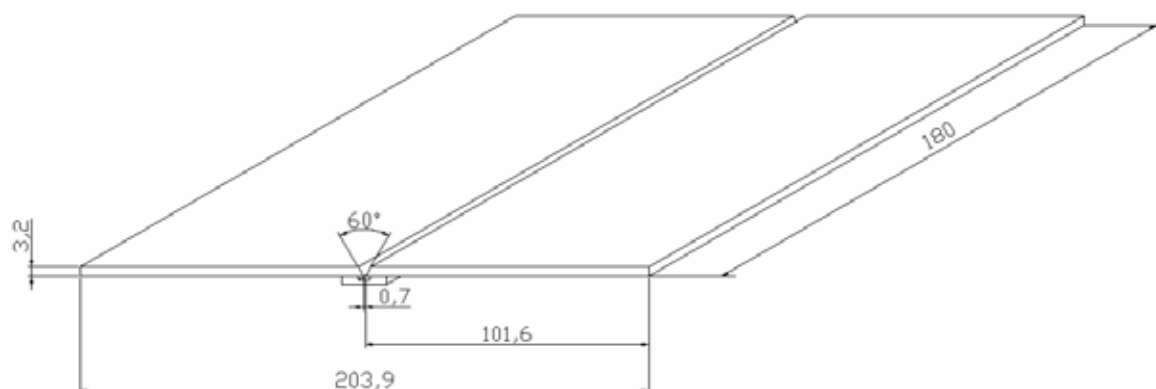


Figura 4.1 - Geometria e principais dimensões da junta utilizada.

Antes de cada operação de soldagem as placas do metal de base foram limpas (desengorduradas), escovadas e montadas em junta, com o conjunto tocha-bocal posicionado perpendicularmente ao eixo longitudinal de simetria da junta, seguido de um minucioso alinhamento em relação a essa referência, além da verificação da distância eletrodo-peça fixada em 2,0 mm a partir da superfície da junta.

Outra preocupação relevante nesta etapa foi prender adequadamente as placas em um anteparo de soldagem, permitindo que o valor da abertura de raiz utilizada compensasse o fechamento longitudinal da junta no transcurso da solda. Em contrário, ou seja, não intervindo assim, constatou-se a ocorrência de impraticável desalinhamento da solda

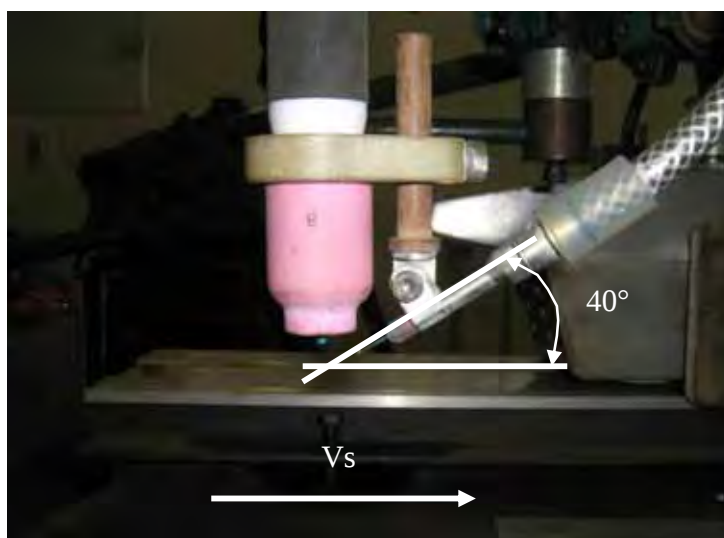


Figura 4.2 – Posição de entrada do metal de adição

A tabela 4.2 informa os valores nominais dos parâmetros e demais dados das condições de soldagem adotadas, além de identificar as soldas realizadas. A Figura 4.3 mostra o conjunto dos equipamentos usados para confeccionar as soldas.

Para a aplicação das velocidades de soldagem estabelecidas, as soldas foram divididas em dois grupos: o grupo A com velocidade de soldagem igual a 2,6 mm/s e o grupo B com velocidade de soldagem igual 3,5 mm/s, conjugadas com as velocidades de alimentação do metal de adição de 31,7 mm/s e 43,3 mm/s, respectivamente, a fim de se manter constante a quantidade teórica de metal depositado. A vazão do gás de proteção utilizada foi de 16 l/min.

Durante a execução das soldas registrou-se os valores instantâneos da corrente e tensão de soldagem, mais a velocidade de alimentação do eletrodo consumível, utilizando o sistema de aquisição de dados e processamento computacional SAP-V4.01, elaborado pela IMC-Soldagem.

Tabela 4.2 - Valores nominais das condições de soldagem utilizadas para os grupos A e B e correspondentes soldas executadas.

Grupo A											
V _s (mm/s)	I+ (A)	I- (A)	t+ (ms)	V _s (mm/s)	I+ (A)	I- (A)	t+ (ms)	V _s (mm/s)	I+ (A)	I- (A)	t+ (ms)
2,6	170	175	4,0	2,6	170	170	4,0	2,6	170	165	4,0
t- (ms)			t- (ms)			t- (ms)					
3,8	4,0	4,2	3,8	4,0	4,2	3,8	4,0	4,2	3,8	4,0	4,2
Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas
8A	5A	2AR	29A	21A	24A	17A	14A	11A	17A	14A	11A
9A	6A	3A	30A	22A	25A	18A	15A	12A	18A	15A	12A
10A	7A	4A	31A	23A	26A	19A/20A	16AR	13A	19A/20A	16AR	13A
Grupo B											
V _s (mm/s)	I+ (A)	I- (A)	t+ (ms)	V _s (mm/s)	I+ (A)	I- (A)	t+ (ms)	V _s (mm/s)	I+ (A)	I- (A)	t+ (ms)
3,5	170	175	4,0	3,5	170	170	4,0	3,5	170	165	4,0
t- (ms)			t- (ms)			t- (ms)					
3,8	4,0	4,2	3,8	4,0	4,2	3,8	4,0	4,2	3,8	4,0	4,2
Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas	Soldas
19B	22B	25B	10B	13B	16B	1B	4B	7B	19B	22B	25B
20B	23B	26B	11B	14B	17B	2B	5B	8B	20B	23B	26B
21B	24B	27B	12B	15B	18B	3B	6B	9B	21B	24B	27B

(V_s) = velocidade de soldagem; (I+) = amplitude de corrente positiva; (I-) = amplitude de corrente negativa; (t+) = tempo de polaridade positiva do eletrodo; (t-) = tempo de polaridade negativa do eletrodo; (V_a) = velocidade de alimentação do metal de adição.

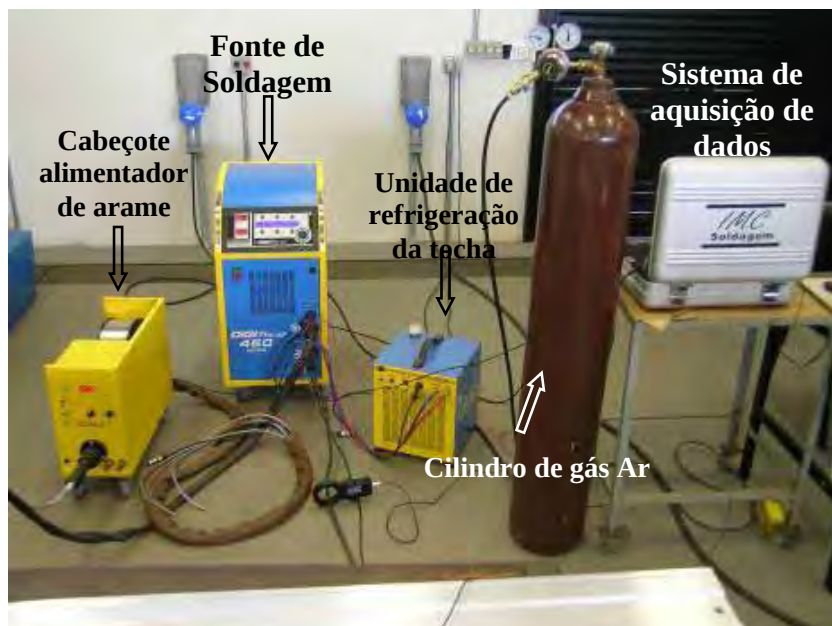


Figura 4.3 - Equipamentos e acessórios utilizados nas soldas.

4.2.3 Avaliação macroestrutural

As determinações do coeficiente de forma, (que também é conhecido como *fator de forma* ou ainda *índice de esbeltez*) dos cordões e da diluição do metal de base, D_{MB} , constituíram a avaliação macroestrutural realizadas nas soldas. Segundo Ghosh, Gupta e Somani (2002), a razão entre as medidas da largura (L), e profundidade do cordão (P), expressão (1) como delineado na figura 4.3, definem o coeficiente de forma.

Inicialmente todas as 54 juntas soldadas foram cortadas transversalmente em várias “fatias”, seguido da marcação das mesmas e a escolha de seis seções em cada junta soldada. Dessas, cinco foram separadas para comporem as amostras macrográficas e a restante reservada para a posterior avaliação microestrutural, Figura 4.4. Assim, as amostras macrográficas foram novamente recortadas em tamanho padrão e preparadas metalograficamente, ou seja, lixadas na sequência de granas de 320, 400 e 600 mesh, polidas com pasta de diamante de 3 μm , seguido do ataque químico com reagente de Tucker, composto por HCl (45 ml), HNO_3 (15 ml), HF (15 ml) e H_2O (25 ml).

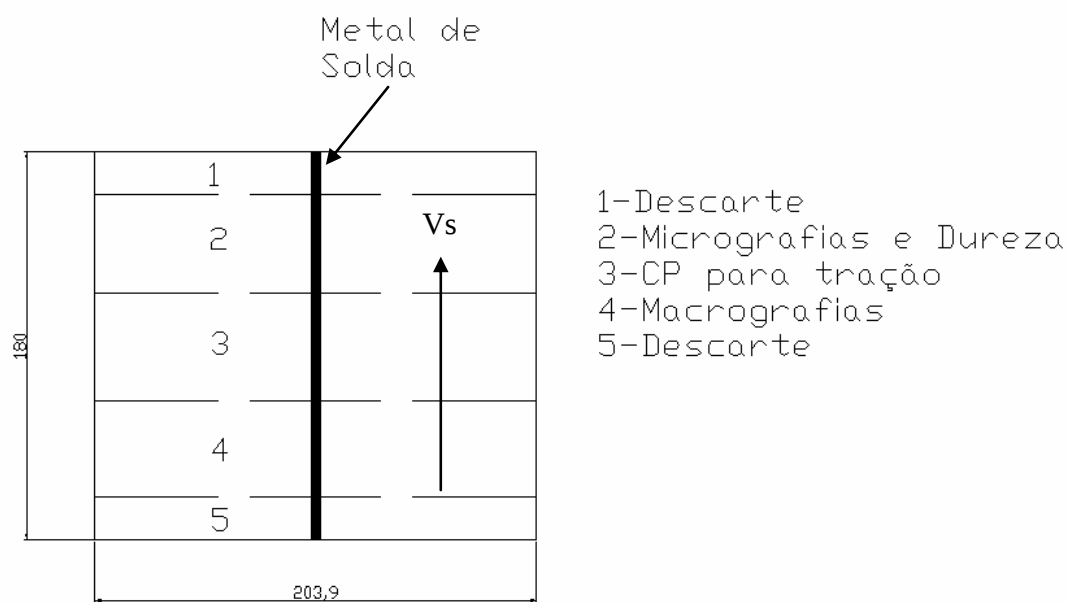
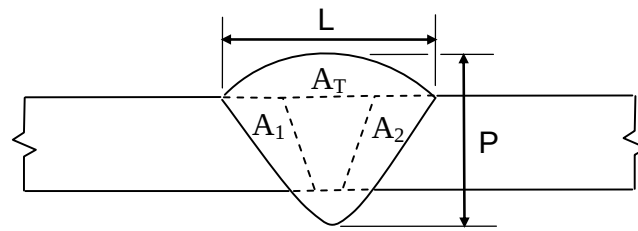


Figura 4.4 – Regiões determinadas para retirada das amostras.

O registro da macroestrutura propriamente dita foi realizado com técnica fotográfica convencional em uma das cinco amostras macrográficas preparadas metalograficamente. Contudo, para fazer as medidas da profundidade e largura em cada cordão utilizaram-se as quatro amostras remanescentes, cuja fotomicrografias foram obtidas em técnica de aquisição de imagem envolvendo uma câmera CCD acoplada a um estereomicroscópio Carl-Zeiss Citoval 2. O software usado no processo de medição foi o Leica Application Suite (LAS-EZ).

Dando continuidade, as imagens capturadas foram exportadas para o software AutoCad-2010 onde foi possível determinar as áreas apontadas também na Figura 4.5 e necessárias para o cálculo da diluição D_{MB} , conforme a expressão (2), equivalentemente ao indicado por Marques, Modenesi, e Bracarense (2005) e Conglio et al. (2008). Considerando as três réplicas de soldas, obteve-se um lote de 12 medidas por condição de soldagem adotada.



A_T refere-se à área total do cordão
 A_1 e A_2 são as áreas fundidas do metal de base
 L e P são, respectivamente, a largura e a profundidade do cordão

$$\text{Coeficiente de forma} = \frac{L}{P} \quad (1)$$

$$D_{MB}(\%) = \frac{A_1 + A_2}{A_T} \times 100 \quad (2)$$

Figura 4.5 - Variáveis lineares macroestruturais avaliadas e as áreas consideradas na diluição.

4.2.4 Medidas de microdureza e resistência mecânica

As medidas de microdureza foram realizadas utilizando o método Vickers com carga de 500gf em tempo de identificação de 60 s, em um microdurômetro Mitutoyo MicroWiZhard. Nesta avaliação a preferência também foi pelo uso de uma amostra por condição de soldagem, sendo que as mesmas amostras foram utilizadas posteriormente para as análises microestruturais, sendo necessário no entanto refazer a preparação metalográfica.

Para atender o propósito de caracterização do perfil de dureza ao longo da seção transversal da junta soldada escolhida para representar a condição de soldagem, as medidas foram efetuadas sob uma linha imaginária de referência, localizada na região central da junta, em 17 pontos igualmente espaçados por 1,0 mm, executando-se três endentações por posição, isto é, no ponto definido, acima e abaixo deste. A Figura 4.6 ilustra de modo esquemático o procedimento seguido. Realizaram-se também endentações ao longo da espessura da seção transversal de uma amostra retirada do metal de base.

A preparação metalográfica foi idêntica à aplicada na avaliação macroestrutural no que concerne ao lixamento e polimento, porém diferenciando-se pelo uso de ataque químico feito com

reagente de Keller composto por HF-50% (2 ml), HCL (3 ml), HNO₃ (5ml), H₂O (190ml). As amostras necessariamente foram embutidas em resina a frio.

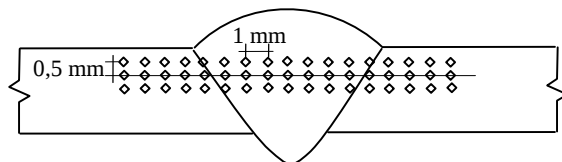


Figura 4.6 - Posicionamento das edentações nas medidas de microdureza Vickers (500gf).

As medidas de resistência mecânica realizadas tiveram como objetivos avaliar a eficiência (mecânica) das juntas soldadas, definida como o quociente entre os limites de resistência à tração da junta soldada e do metal base. Para a determinação desses parâmetros de resistência mecânica foram executados ensaios de tração uniaxial em ambos, juntas soldadas e metal de base, utilizando uma máquina universal de ensaios EMIC DL-20000, pertencente ao Laboratório de Materiais da Faculdade de Engenharia de Bauru – Unesp, equipada com célula de carga de 2000 kgf, extensômetro com abertura de pinça de 50 mm, e microcomputador com software dedicado para aquisição e tratamento dos dados.

Os corpos-de-prova das juntas soldadas foram retirados transversalmente ao cordão de solda, com dimensões e procedimentos de ensaio dados pela norma AWS D1.2/D1.2M (2003), Figura 4.7. Optou-se pela realização de um ensaio por junta soldada que, considerando as três repetições por condição de soldagem, totalizaram 54 corpos-de-prova, sendo 27 para as condições de soldagem A e 27 para as condições de soldagem B. A Figura 4.8 detalha a maneira como foram retirados esses corpos-de-prova para os ensaios de tração nas juntas.

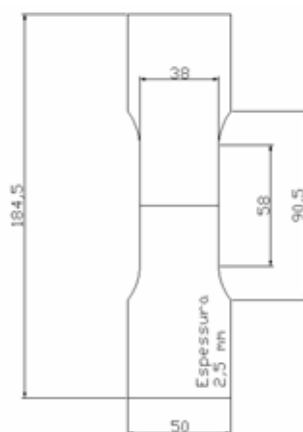


Figura 4.7 – Corpo de prova para ensaio de tração segundo a norma AWS D1.2/D1.2M (2003)

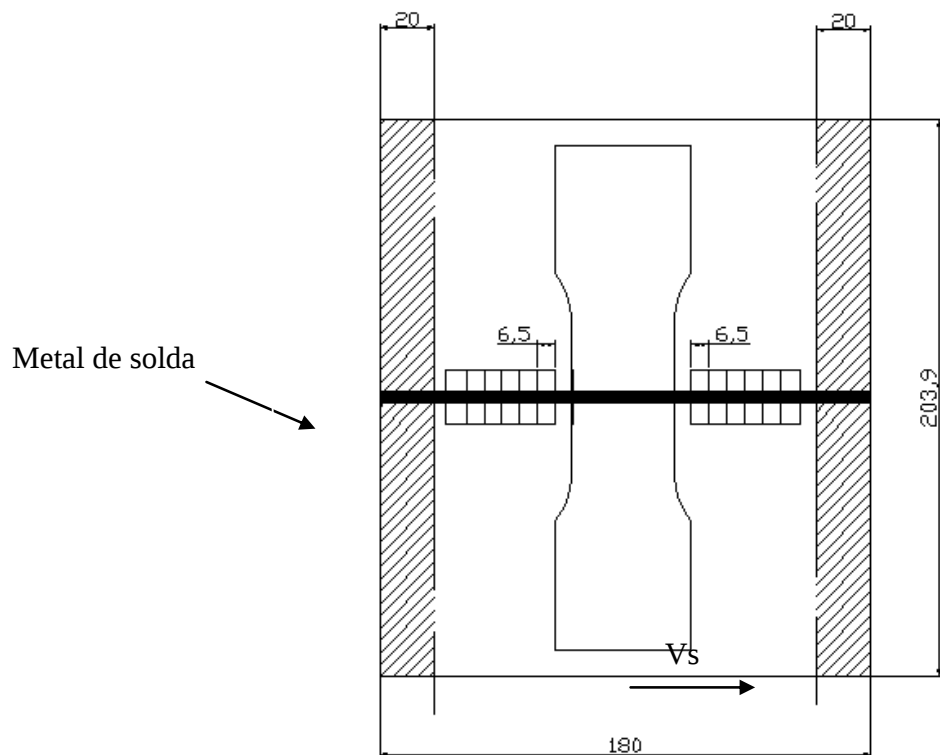


Figura 4.8 - Modo de retirada do corpo-de-prova de tração em cada junta soldada.

No metal de base o ensaio de tração seguiu a norma ASTM E 8M-01(2002), utilizando as dimensões de corpo-de-prova em tamanho menor. Observa-se que foram retirados quatro corpos-de-prova transversalmente ao sentido de extrusão das barras chatas, mantendo-se, assim, a mesma direção dos corpos-de-prova retirados das juntas soldadas.

4.2.4 Análise microestrutural

A análise microestrutural efetuada utilizou as técnicas de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varedura, com recurso de microanálise por EDS.

Em relação à microscopia ótica, a partir dos recortes das juntas soldadas, como referido no item 4.2.3, foi utilizada uma única amostra por condição de soldagem para a análise microestrutural somente na faixa de grãos grosseiros da zona termicamente afetada (ZTA), adjacente à interface com metal de solda.

A preparação metalográfica iniciou com o embutimento das amostras em resina a frio e o lixamento de 320, 400, 600, 1000 e 1500 mesh. Após isto, as etapas posteriores seguiram o procedimento utilizado por Paiva (2009) e Fraga (2009), consistindo de polimento com a substância

comercial BRASSO[®], passando para o polimento fino com pasta de diamante de 3 μm e 1 μm , e finalizando com o ataque eletrolítico (anodização) feito pela solução de Barker (solução aquosa com 1,8% de ácido fluorbórico) com tensão elétrica de 20V e sem agitação do banho, Figura 4.9. As áreas do ânodo foram em torno de 18 mm^2 enquanto que a área do cátodo foi de 600 mm^2 separados por uma distância de 50 mm.

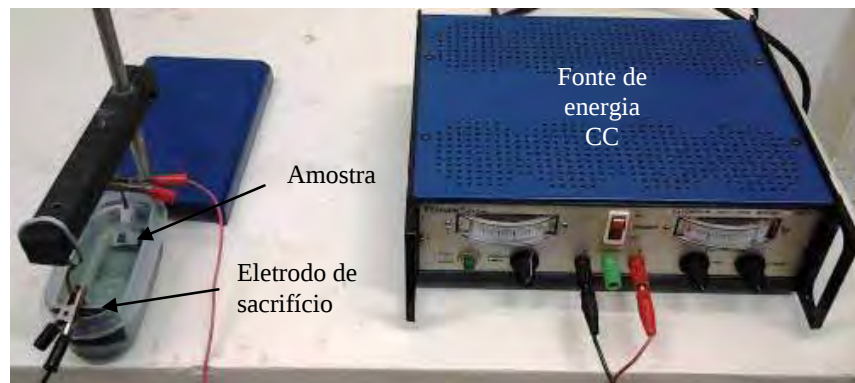


Figura 4.9 - Equipamentos e acessórios utilizados no ataque eletrolítico, composto de fonte de energia, cuba, eletrodo de sacrifício de aço inoxidável e amostra.

A observação microestrutural foi realizada através do microscópio ótico Olympus BX51 e as fotomicrografias obtidas com aquisição de imagem feitas também pelo sistema de câmera CCD acoplada ao microscópio e o software de suporte Leica Application Suite (LAS-EZ), Figura 4.10.

Na faixa de grãos grosseiros da ZTA, adjacente aos metais de solda obtidos, procurou-se observar qualitativamente os efeitos dos ciclos térmicos de soldagem aplicados sobre aspectos como a extensão e tamanho dos grãos nesta faixa.

Para os metais de solda a observação microestrutural por microscopia eletrônica de varredura procurou caracterizar o refinamento da estrutura bruta de fusão, e ocorrências microestruturais, tais como segregações e inclusões, entre outras. As microanálises realizadas restringiram-se à determinação da composição química da matriz desses metais de solda, e eventuais avaliações de precipitações e segregações.

4.2.5 Medidas de temperaturas

Adicionalmente foram feitas medidas de temperaturas, em particular do valor de temperatura máxima atingida nas soldas, para subsidiar a análise microestrutural em termos de possíveis alterações na energia de soldagem introduzida na chapa base e responsável pela formação da ZTA.

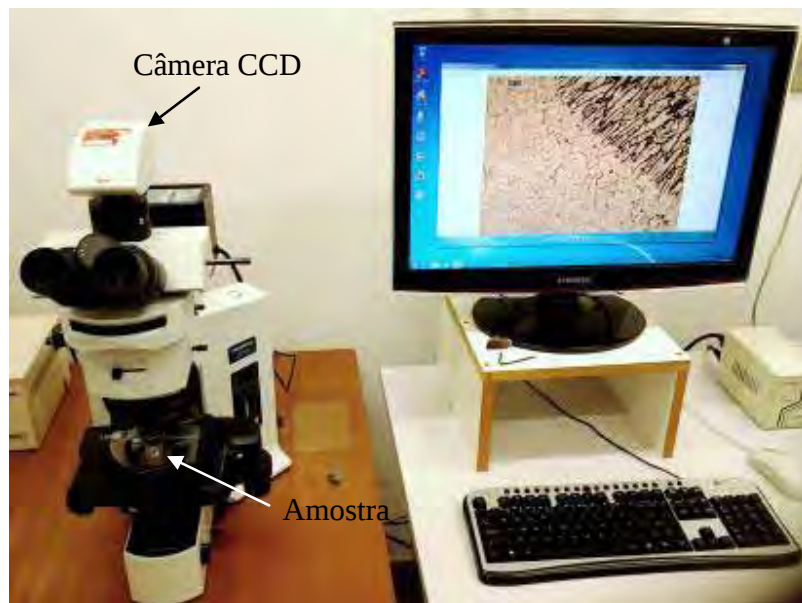


Figura 4.10 - Equipamentos e acessórios utilizados para aquisição de imagem microestrutural, composto de microscópio ótico, câmera CCD e microcomputador.

Para fazer essas medidas foi utilizado um termopar do tipo K de diâmetro 1,0 mm e comprimento de 3m, com isolamento dupla de fibra de vidro e ponta de aço inoxidável na forma de arruela para ser fixado com parafuso na superfície superior da junta de solda. A aquisição dos sinais (mV) foi realizada com um multímetro (termômetro) digital, equipado com interface computacional e software exclusivo para leitura dos dados. O posicionamento do termopar na junta de solda foi determinado a partir de testes preliminares. A Figura 4.11 exibe o croqui de como o termopar foi posicionado na junta.

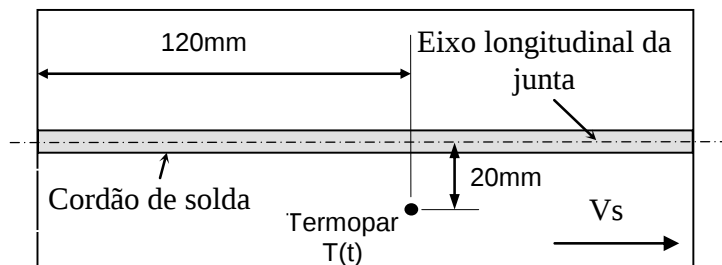


Figura 4.11 - Posicionamento do termopar na junta para medidas de temperaturas.

5. Resultados e Discussão

5.1 Análises químicas e caracterização mecânica do metal de base

Os teores dos principais elementos químicos do metal de base e metal de adição, obtidos por análises químicas, estão apresentados na tabela 5.1, confirmando a especificação para as ligas AA 6063 e para o metal de adição ER 4043, conforme informações padronizadas exibidas na tabela 5.2. Os resultados das microanálises realizadas nos metais de soldas obtidos por EDS, constam no apêndice E. A tabela 5.3, por sua vez, traz os valores dos parâmetros de resistência mecânica, ductilidade e microdureza avaliados no metal de base.

Tabela 5.1 - Teores dos principais elementos químicos do metal de base e metal de adição, obtidos por análises químicas.

Material	Elementos químicos (% em peso)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
AA 6063	0,50	0,22	0,01	0,027	0,474	0,01	Bal.
ER 4043	4,858	0,122	----	----	1,093	----	Bal.

Tabela 5.2 - Composição química padronizada para as ligas AA 6063 e AA 4043.

Material	Elementos químicos (% em peso)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
AA 6063	0,4	----	----	----	0,7	----	Bal.
AA 4043	5,2	----	----	----	----	----	Bal.

Fonte: Shackelford, James F. et al, 2001 apud ASM Metals Reference Book, Second Edition, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, p.292, (1984).

Tabela 5.3 – Caracterização mecânica do metal de base.

σ_e (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)	A_f (%)	HV (500gf)
18,3±0,2	20,1±0,3	8,4±0,1	77,6±3,6

(σ_e) = limite de escoamento; (σ_t) = limite de resistência a tração; e (A_f) = alongamento de fratura; (HV) microdureza Vickers, carga de 500gf.

Tabela 5.4 – Valores padronizados de resistência mecânica para o metal de base.

σ_e (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)	HV
21,5	24	73

Fonte: Shackelford, James F. et al, 2001 apud ASM Metals Reference Book, Second Edition, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, p.299-302, (1984).

5.2 Desenvolvimento macroestrutural das soldas

Os valores médios das diluições do metal de base (D_{MB}) são mostrados nas tabelas 5.5 e 5.6, enquanto que as figuras 5.3, 5.4, 5.5 destacam seu comportamento delas em função das amplitudes de corrente negativa usadas, comparando-os entre as velocidades de soldagem (V_s) aplicadas nas condições de soldagem A e B, ou seja, 2,6mm/s e 3,5mm/s, respectivamente. O apêndice A disponibiliza tabelas com todos os valores das áreas utilizadas para essas determinações.

Tabela 5.5 - Valores médios das diluições D_{MB} dos cordões obtidos com as condições de soldagem A.

(I+)=170A e I(-)=175A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
MB (%)	MB (%)	MB (%)
54±0,04	53±0,04	56±0,04
(I+)=170A e I(-)=170A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
MB (%)	MB (%)	MB (%)
53±0,05	58±0,04	56±0,03
(I+)=170A e I(-)=165A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
MB (%)	MB (%)	MB (%)
55±0,05	51±0,03	52±0,04

Tabela 5.6 - Valores médios das diluições D_{MB} dos cordões obtidos com as condições de soldagem B.

(I+)=170A e I(-)=175A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
MB (%)	MB (%)	MB (%)
44±0,04	42±0,04	41±0,03
(I+)=170A e I(-)=170A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
MB (%)	MB (%)	MB (%)
43±0,05	45±0,05	45±0,10
(I+)=170A e I(-)=165A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
MB (%)	MB (%)	MB (%)
42±0,04	40±0,05	37±0,05

As fotomicrografias representativas das condições de soldagem A e B adotadas são estampadas nas Figuras 5.1 e 5.2.

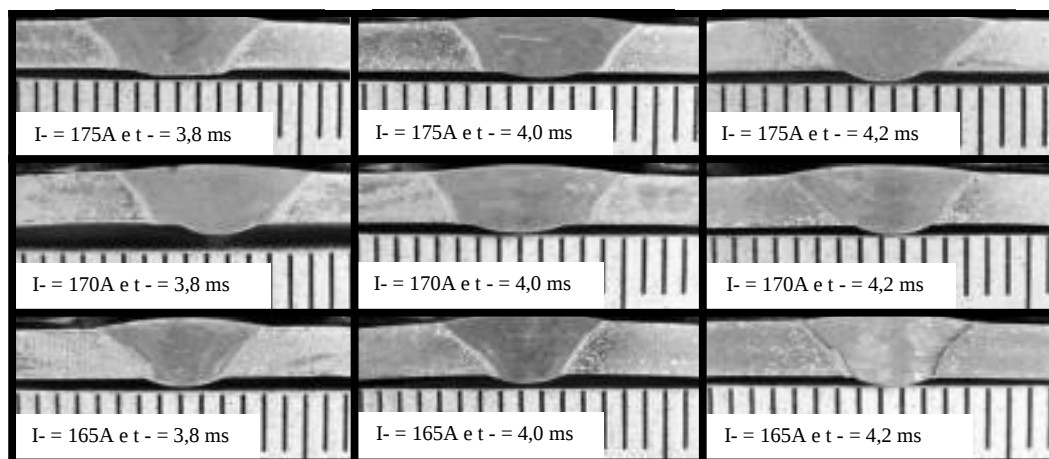


Figura 5.1 - Fotomicrografias representativas dos cordões de solda das condições de soldagem A.

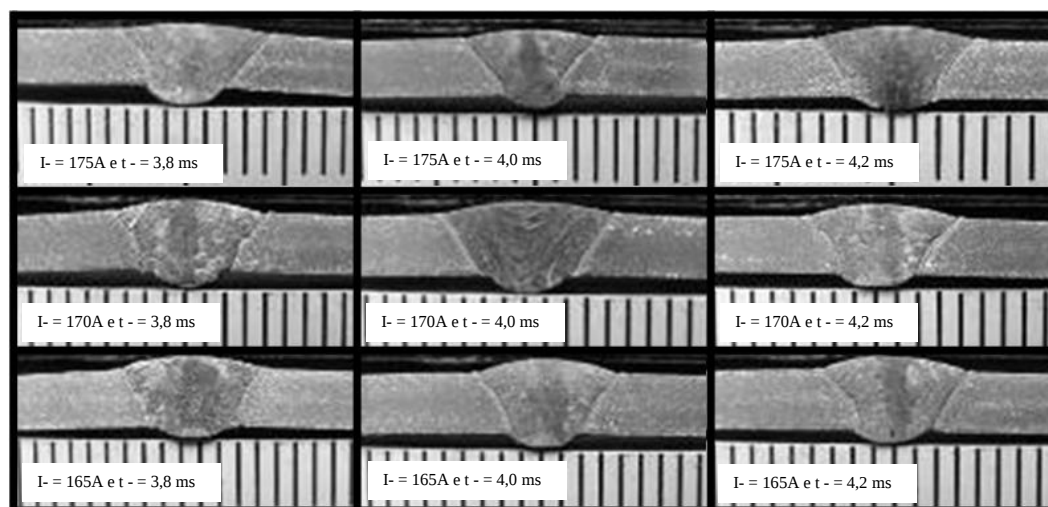


Figura 5.2 - Fotomicrografias representativas dos cordões de solda das condições de soldagem B.

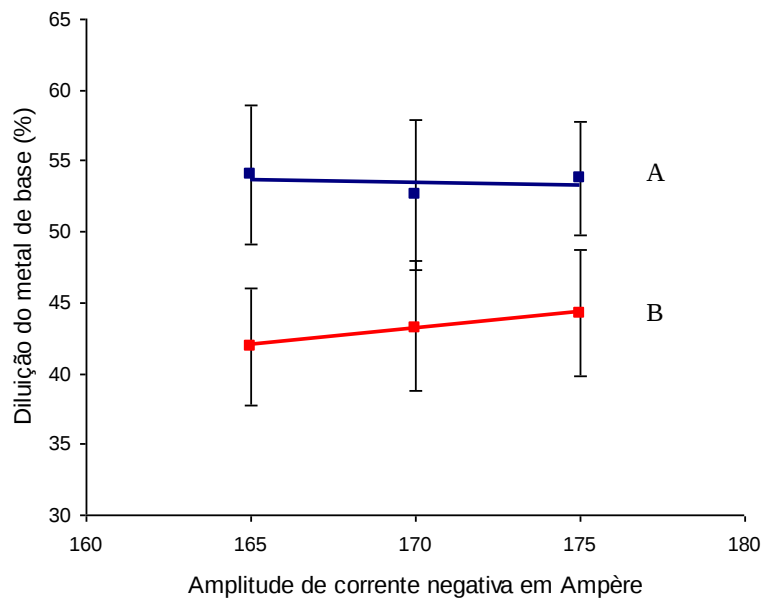


Figura 5.3 – Comportamento da diluição D_{MB} em função das amplitudes (I-) usadas para o tempo (t-) de 3,8 ms.

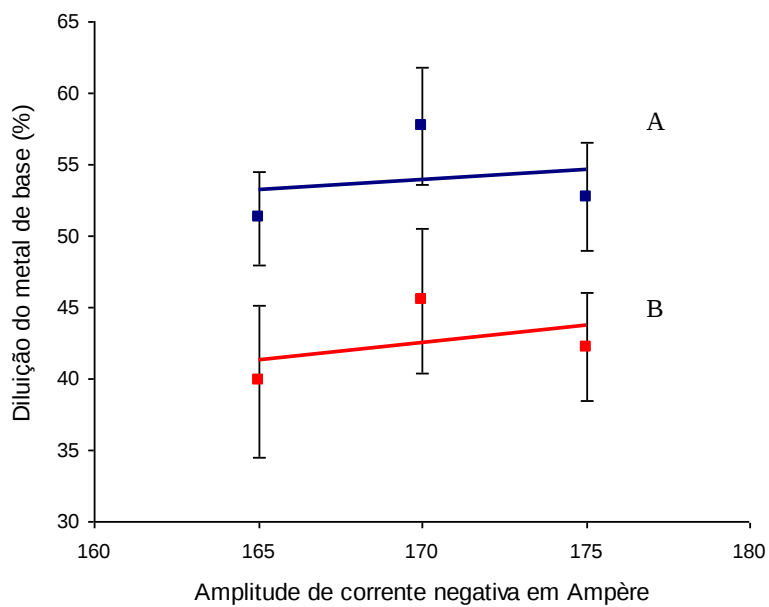


Figura 5.4 - Comportamento da diluição D_{MB} em função das amplitudes (I-) usadas para o tempo (t-) de 4,0 ms.

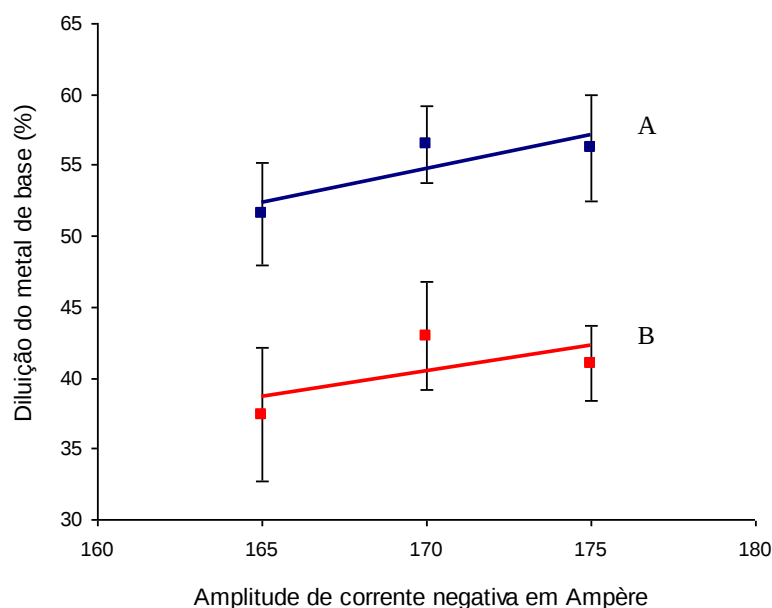


Figura 5.5 - Comportamento da diluição D_{MB} em função das amplitudes (I_-) usadas para o tempo (t_-) de 4,2 ms.

Quanto aos coeficientes de forma os correspondentes valores médios calculados são mostrados nas tabelas 5.7 e 5.8. As figuras 5.6, 5.7 e 5.8 destacam o comportamento desses valores novamente em função das amplitudes de (I_-) usadas e das velocidades aplicadas nas condições de soldagem A e B. Todos os valores calculados são listados no apêndice B.

Tabela 5.7 - Valores médios do coeficiente de forma dos cordões obtidos com as condições de soldagem A.

(I+)=170A e I(-)=175A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
2,16±0,15	2,00±0,15	2,09±0,15
(I+)=170A e I(-)=170A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
2,02±0,19	2,19±0,14	2,11±0,07
(I+)=170A e I(-)=165A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
2,10±0,21	1,95±0,08	2,007±0,12

Tabela 5.8 - Valores médios do coeficiente de forma dos cordões obtidos com as condições de soldagem B.

(I ⁺)=170A e I ⁽⁻⁾ =175A		
(t ⁻)=3,8 ms	(t ⁻)=4,0 ms	(t ⁻)=4,2 ms
1,74±0,13	1,66±0,11	1,67±0,078
(I ⁺)=170A e I ⁽⁻⁾ =170A		
(t ⁻)=3,8 ms	(t ⁻)=4,0 ms	(t ⁻)=4,2 ms
1,75±0,09	1,75±0,07	1,737±0,16
(I ⁺)=170A e I ⁽⁻⁾ =165A		
(t ⁻)=3,8 ms	(t ⁻)=4,0 ms	(t ⁻)=4,2 ms
1,75±0,12	1,67±0,07	1,64±0,07

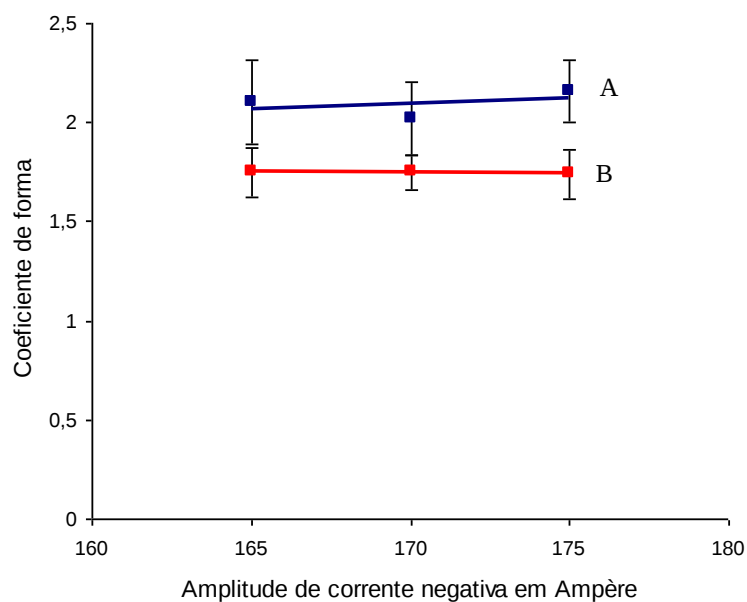


Figura 5.6 – Comportamento do coeficiente de forma em função das amplitudes de (I⁻) usadas para o tempo (t⁻) de 3,8 ms.

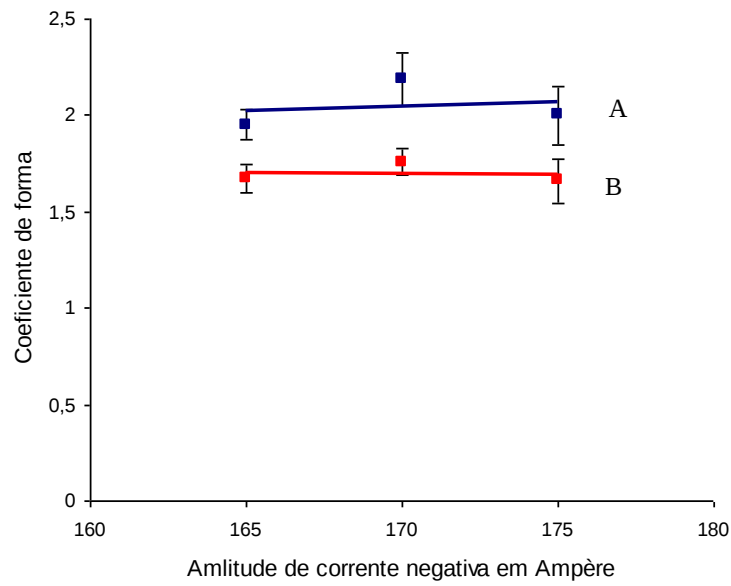


Figura 5.7 - Comportamento do coeficiente de forma em função das amplitudes de (I-) usadas para o tempo (t-) de 4,0 ms.

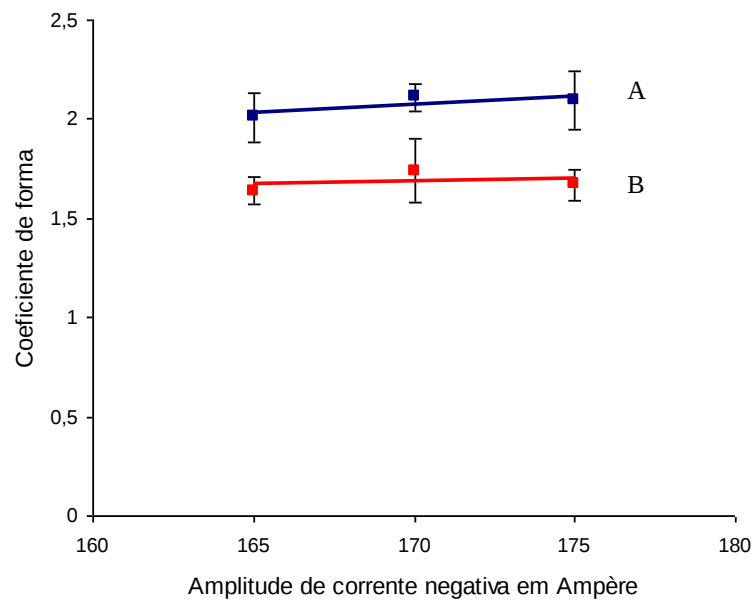


Figura 5.8 - Comportamento do coeficiente de forma em função das amplitudes de (I-) usadas para o tempo (t-) de 4,2 ms.

Reportando-se inicialmente ao comportamento dos valores médios da diluição D_{MB} , mostrado na figura 5.1 para as soldas obtidas com as velocidades V_s de 2,6 mm/s e 3,5 mm/s, observa-se, para o tempo (t-) igual a 3,8 ms que esses valores apresentam-se com tendência constante com o aumento de amplitude (I-) na velocidade V_s de 2,6 mm/s e crescente para V_s de 3,5 mm/s. Para os tempos (t-) de 4,0 e 4,2 ms, verifica-se que os valores médios são crescentes em ambas velocidades de soldagem como mostrado nas figuras 5.2 e 5.3.

As variações do coeficiente de forma em relação amplitude de (I-) são exibidas nas figuras 5.7, 5.8 e 5.9, onde nota-se que para tempo (t-) igual a 3,8 ms manteve-se a tendência é de crescimento para a velocidade V_s de 2,6 mm/s e de ligeira redução para V_s de 3,5 mm/s. No tempo (t-) igual a 4,0 ms, esse comportamento se repete e para o tempo (t-) de 4,2 ms as tendências foram crescentes tanto para as velocidades de 2,6 mm/s e 3,5 mm/s.

Todavia é necessário relatar que todas as juntas foram soldadas utilizando cobre-juntas, o que verificado posteriormente, influenciou significativamente na configuração geométrica dos cordões, a saber, coeficiente de forma e diluição D_{MB} , prejudicando a exatidão dos valores para essas medidas. Como solução para inverter essa ocorrência, é recomendável a não utilização de cobre-juntas quando a há a pretensão de realizar medidas dessa natureza.

Considerando os parâmetros de desbalanceamento da onda retangular (I- e t-), é notório que provocaram pouca alteração na geometria dos cordões, visto que a variação em termos percentuais, foram de aproximadamente 3 % para as amplitudes de corrente negativa e de 5 % para os tempos de polaridade negativa do eletrodo.

A literatura revisada (Scotti e Reis, 1999; Dutra, Cirino e Silva, 2010) expõe dados importantes sobre macroestrutura de soldas e seu relacionamento com efeitos impostos pelos parâmetros de soldagem, a considerar, o tempo (t-) e a da amplitude de (I-). Disto, fica evidente que o aumento do tempo (t-) provoca o aumento da penetração da solda. Igualmente, ou seja, nas condições onde a amplitude de (I-) é maior que a amplitude de (I+), tem-se o aumento da penetração da solda. Tal ocorrência resultaria, teoricamente, na diminuição do coeficiente de forma, justamente o que não aconteceu nos valores dos coeficientes de forma determinados na condição de soldagem A, e que igualmente não é verificado na condição de soldagem B para o tempo (t-) de 4,2 ms, considerando os motivos anteriormente citados a respeito do desbalanceamento da onda retangular.

É oportuno demarcar a forte influência das velocidades de soldagem usadas no desenvolvimento macroestrutural das soldas. Conhecido que o desbalanceamento da onda retangular não ocasionou alterações significativas na configuração geométrica do cordão, a velocidade de soldagem passou a ser uma variável fundamental, pois se relaciona diretamente com a energia de

soldagem introduzida. É sabido que, o produto da tensão (V) e corrente (I), dividido pela velocidade de soldagem (V_s), define a energia teórica de soldagem em Joule/mm. Quando o produto $V \times I$ é constante, diminuindo a velocidade de soldagem há um aumento da energia de soldagem entregue à poça de fusão, atribuído à ação do arco elétrico permanecer por um tempo maior sobre a referida poça de fusão.

Embasado nesta informação é possível fazer uma análise apenas qualitativa frente aos parâmetros de soldagem adotados, posto que não foi conhecida a corrente eficaz e o rendimento térmico do processo, ambos necessário para calcular a energia efetiva de soldagem, portanto, discorrer-se-á sobre os efeitos da velocidade de soldagem na energia teórica de soldagem. Considerando inicialmente que a tensão do arco elétrico não sofre nenhum tipo variação (constante), as correntes de soldagem variando entre si em torno de 3 % o (que pode se considerar constante), rendimento térmico do processo igual a 1, e as velocidades de soldagem aplicadas com variação em torno de 26 %, logo, a velocidade agiu como principal variável controladora da energia de soldagem. Seguindo este raciocínio, temos que a velocidade de soldagem utilizada nas soldas do grupo A permitiu entrada de energia em níveis maiores que nas soldas entrou nas soldadas do grupo B.

A simples visualização das fotomacrografias apresentadas, Figura 5.1 e Figura 5.2, representativas dos cordões de soldas obtidos nas condições de soldagem A e B, respectivamente, talvez seja o melhor argumento desta discussão.

Como um desdobramento, efeitos podem ser associados ao aumento energia entregue a poça de fusão pelo arco elétrico como, por exemplo, o aumento da zona fundida e, conseqüentemente, o aumento da diluição do metal de base e alterações nos parâmetros geométricos do cordão de solda.

Os resultados alcançados nas soldas com V_s de 2,6 mm/s, prontamente se verifica uma zona fundida maior e a diluição D_{MB} foi maior que nas soldas com V_s igual a 3,5 mm/s, combinado com a pouca alteração nas dimensões que compõe o coeficiente de forma, em particular a largura do cordão.

Os valores dos coeficientes de forma calculados para condições de soldagem B, decrescem com o aumento da amplitude de (I-), para os tempos (t-) de 3,8 e 4,0 ms. Uma exceção foi o tempo (t-) de 4,2 ms, em que os valores foram ligeiramente crescente com o aumento da amplitude de (I).

Em linhas gerais, constata-se que todos os valores das diluições D_{MB} coeficientes de forma tiveram uma estreita variação entre si, frente as variações provocadas nas amplitude des (I-) e nos tempos (t-), porém se comparado entre as velocidades de soldagem utilizadas o feito na macroestrutura é mais evidente.

5.3 Temperaturas máximas nas juntas

As tabelas 5.9 e 5.10 contêm, na ordem, os valores da temperatura máxima alcançada nas soldas realizadas com as velocidades de soldagem de 2,6 mm/s e 3,5 mm/s, e referem-se à aquisição em apenas uma das três repetições por condição de soldagem.

Tabela 5.9 - Valores das temperaturas máximas alcançadas nas soldas realizadas com as condições de soldagem A.

(I+)=170A e I(-)=175A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)
145,3	145,7	145,1
(I+)=170A e I(-)=170A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)
147,3	147,4	147,4
(I+)=170A e I(-)=165A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)
143,0	144,0	138,0
Temperatura média = 144,8 °C		

Tabela 5.10 - Valores das temperaturas máximas alcançadas nas soldas realizadas com as condições de soldagem B.

(I+)=170A e I(-)=175A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)
119,4	116,4	114,2
(I+)=170A e I(-)=170A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)
112,3	112,0	116,4
(I+)=170A e I(-)=165A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)	T _{máx} (°C)
114,1	109,3	113,8
Temperatura média = 114,2 °C		

Com base nos resultados apresentados, observa-se que, as variações nos parâmetros de desbalanceamento da onda retangular, não provocaram grandes diferenças nas temperaturas máximas obtidas para as soldas realizadas com a mesma velocidade V_s , porém quando se compara as velocidades de soldagem 2,6 mm/s e 3,5 mm/s, o efeito da velocidade de soldagem ocasiona uma redução da temperatura média do grupo B em aproximadamente 27%.

A velocidade de resfriamento uma variável que depende da energia de soldagem, da temperatura inicial, da espessura da chapa, da geometria da junta, e características térmicas do material. É inversamente proporcional a energia de soldagem, sendo que é comum afirmar em soldas realizadas com a mesma temperatura inicial, quanto maior a energia de soldagem introduzida, menor é a velocidade de resfriamento e vice-versa.

Embora não foram calculadas as velocidades de resfriamento para as soldas realizadas, estabelecer essa relação qualitativa com a energia de soldagem permite um melhor entendimento das transformações microestruturais ocorridas em cada grupo.

Comparando as condições de soldagem A e B, o aumento da velocidade de soldagem determinou a redução das temperaturas máximas em B, sendo, portanto um indicativo da presumível redução da energia efetiva de soldagem e, conseqüentemente, aumentando a velocidade de resfriamento para esta condição.

5.4 Avaliação mecânica e microestrutural das juntas

Os valores médios dos limites de resistência à tração das juntas soldadas, correspondentes aos conjuntos de três repetições por condição de soldagem são dados nas tabelas 5.11 e 5.12.

As tabelas 5.13 e 5.14, por sua vez, trazem os resultados dos subseqüentes cálculos das eficiências (mecânica) das juntas. No apêndice C são informados a totalidade dos resultados dessas medidas, bem como os diagramas tensão-deformação oriundos dos ensaios de tração.

Tabela 5.11 - Limites de resistência à tração das juntas soldadas com as condições de soldagem A

(I+)=170A e I(-)=175A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)
16,29 ± 0,35	16,20 ± 0,63	16,52 ± 0,65
(I+)=170A e I(-)=170A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)
15,99 ± 0,28	15,88 ± 0,55	15,15 ± 0,59
(I+)=170A e I(-)=165A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)
15,68 ± 0,67	15,84 ± 0,14	16,05 ± 0,26

Tabela 5.12 - Limites de resistência à tração das juntas soldadas com as condições de soldagem B.

(I+)=170A e I(-)=175A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)
16,35 ± 0,31	15,45 ± 0,32	16,00 ± 0,56
(I+)=170A e I(-)=170A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)
15,88 ± 0,75	15,31 ± 0,35	15,97 ± 0,48
(I+)=170A e I(-)=165A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)
15,49 ± 0,24	15,86 ± 0,34	16,73 ± 0,62

Tabela 5.13 - Valores da eficiência da junta (Φ) para as soldas obtidas nas condições de soldagem A.

(I+)=170A e I(-)=175A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
Φ (%)	Φ (%)	Φ (%)
81,40	77,00	79,60
(I+)=170A e I(-)=170A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
Φ (%)	Φ (%)	Φ (%)
79,00	76,20	79,50
(I+)=170A e I(-)=165A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
Φ (%)	Φ (%)	Φ (%)
77,10	78,90	83,20

Tabela 5.14 - Valores da eficiência da junta (Φ) para as soldas obtidas nas condições de soldagem B.

(I+)=170A e I(-)=175A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
Φ (%)	Φ (%)	Φ (%)
81,4	76,9	79,6
(I+)=170A e I(-)=170A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
Φ (%)	Φ (%)	Φ (%)
83,2	76,2	77,1
(I+)=170A e I(-)=165A		
(t-)=3,8 ms	(t-)=4,0 ms	(t-)=4,2 ms
Φ (%)	Φ (%)	Φ (%)

79,0	79,5	79,2
------	------	------

Observando os valores do limite de resistência à tração das juntas, $\sigma_{t(junta)}$, verifica-se que os mesmos são significativamente inferiores em relação ao limite de resistência à tração do metal de base, $\sigma_{t(MB)}$ (exibido na tabela 5.2), em qualquer condição de soldagem utilizada. Além disso, constata-se que todos os valores de $\sigma_{t(junta)}$ foram muito próximos, tanto considerando as variações no desbalanceamento na onda retangular, quanto comparando-os entre as velocidades de soldagem aplicadas. Logo, justificando as diferenças muito pequenas nos valores estimados da eficiência das juntas.

Embora as velocidades de soldagem aplicadas tenham exercido influência na energia de soldagem, como evidenciado pelas alterações na configuração geométrica dos cordões, não foram suficientes para causar grandes divergências na resistência mecânica das juntas soldadas. Em outro termos, apesar de haver a alteração na energia introduzida nas condições de soldagem A e B, os valores dos limites de resistência mecânica e eficiência (mecânica) das juntas indicam que as transformações microestruturais controladoras das propriedades mecânicas das mesmas ocorreram de modo similar.

Um evento que chamou a atenção nos ensaios de tração nas juntas, o que certamente possui relação com a microestrutura, foi o rompimento de todos os corpos de prova à distância entre 10 e 12 mm a partir da região central da seção transversal dos cordões de solda, portanto fora da faixa de grãos grosseiros da ZTA e muito próximo a interface ZTA com metal de base. Considerando o alongamento do material durante o ensaio de tração, essa distância verificada corresponde a uma distância menor a partir do centro do cordão antes do ensaio. Para entender esse evento faz-se necessário a caracterização das fases e precipitados responsáveis pelas propriedades mecânicas, presentes nesta região. A título de ilustração, a figura 5.9 detalha uma dessas ocorrências.



Figura 5. - Detalhamento da posição da fratura do corpo-de-prova dos ensaios de tração.

As figuras 5.10, 5.11 e 5.12 exibem o perfil, de microdureza ao longo da secção transversal das juntas soldadas representativas das condições de soldagem A. As tabelas com todos os valores de medidos estão no apêndice D.

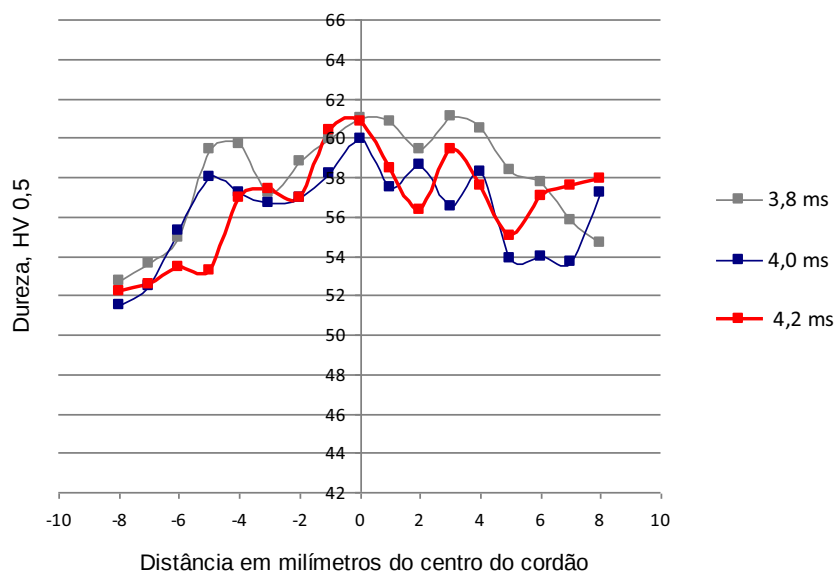


Figura 5.10 – Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 165A e velocidade V_s de 2,6 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.

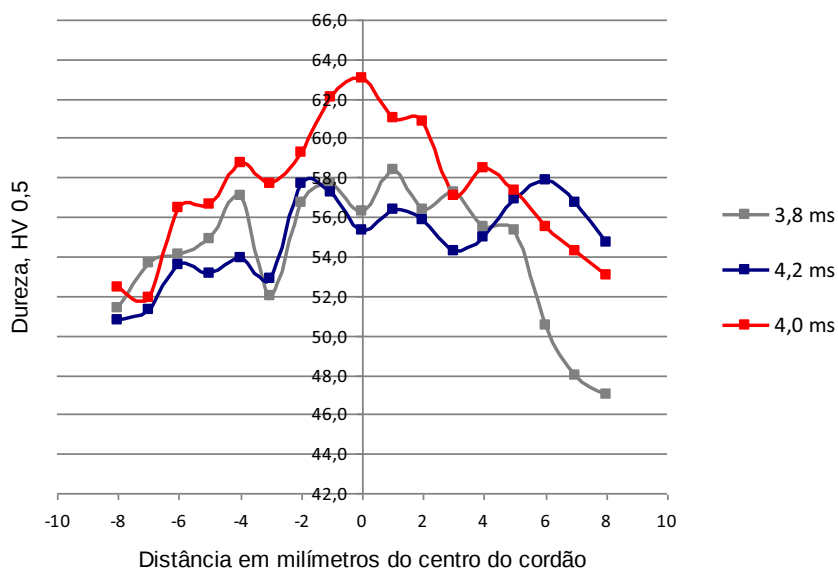


Figura 5.11 - Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 170A e velocidade V_s de 2,6 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.

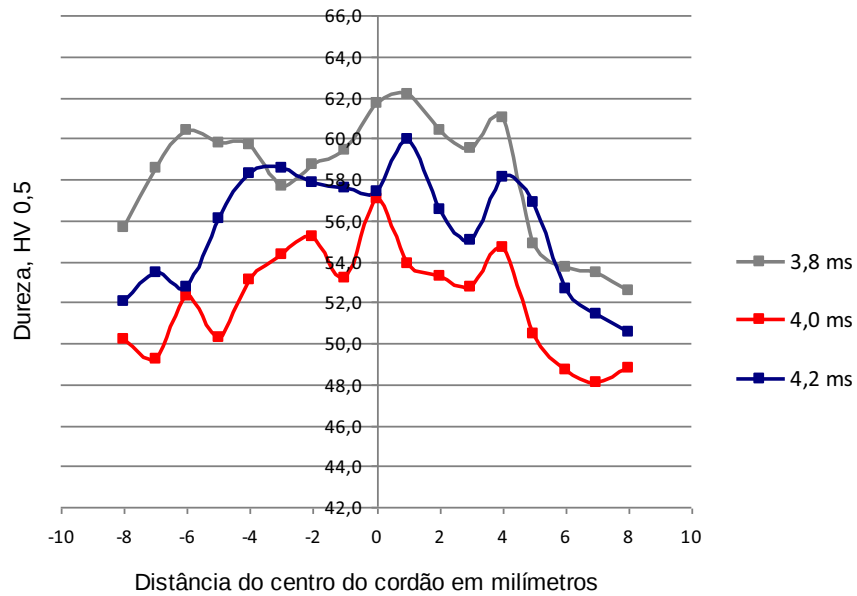


Figura 5.12 - Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 175A e velocidade V_s de 2,6 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.

Nas figuras 5.13, 5.14 e 5.15, idem para as condições de soldagem B. As planilhas contendo a série completa das medidas de microdureza realizadas constam no apêndice D.

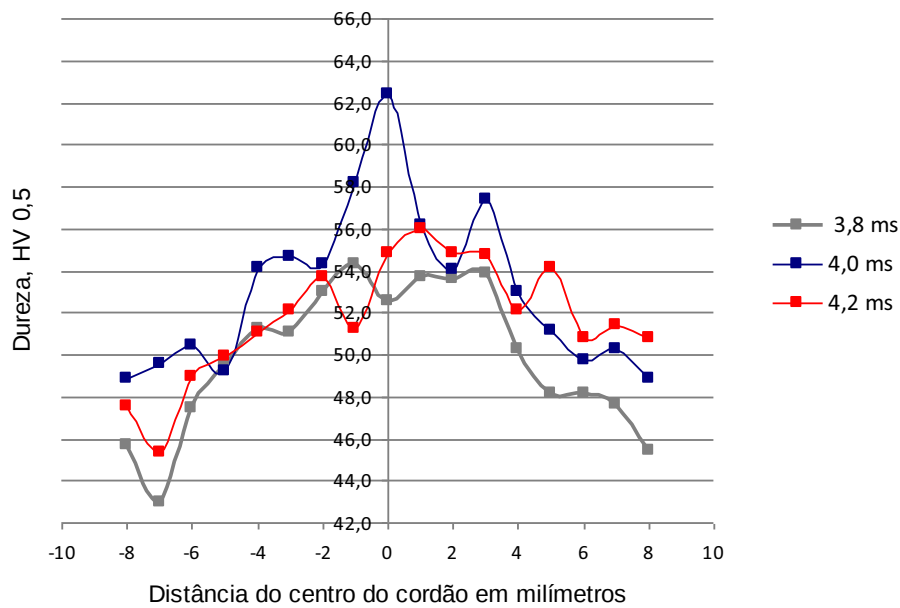


Figura 5.13 - Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 165A e velocidade V_s de 3,5 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.

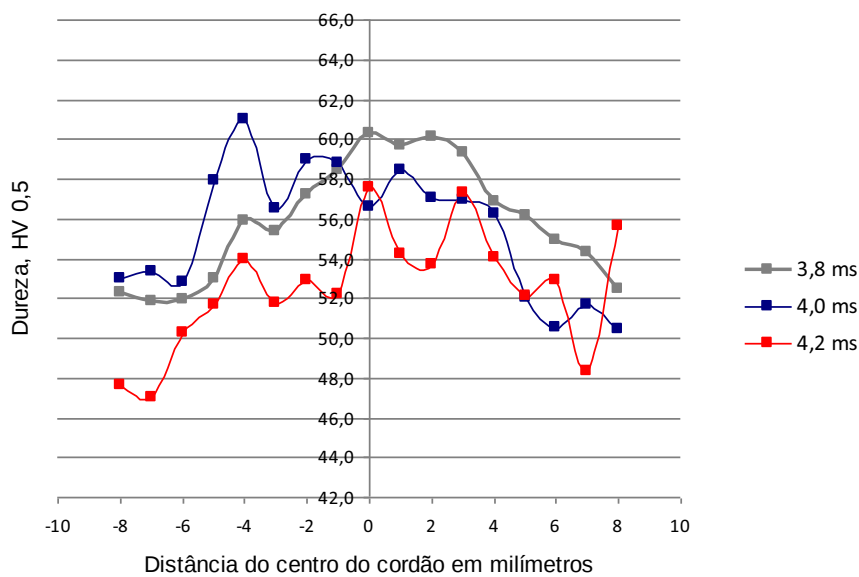


Figura 5.14 - Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 170A e velocidade V_s de 3,5 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.

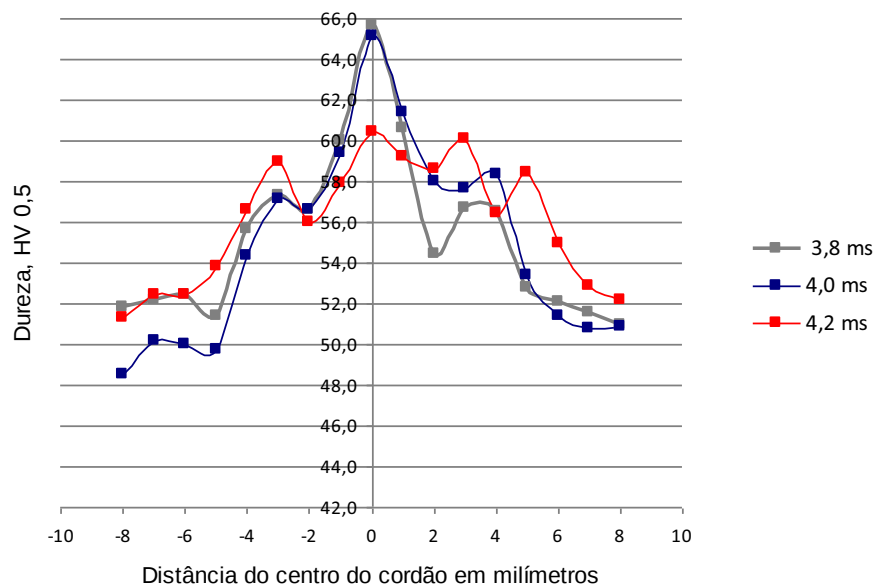


Figura 5.15 - Valores médios das medidas de microdureza Vickers nas juntas soldadas com amplitude (I-) de 175A e velocidade V_s de 3,5 mm/s para os tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2 ms.

A despeito das intensas variações nos valores da microdureza mostrados desde a figura 5.12 até a 5.17, observa-se que em ambas as condições de soldagem (A e B) os perfis característicos dessas medidas ao longo das juntas são muito parecidos e denotam somente a gradual queda da dureza do metal de solda para a ZTA, em outros termos, não fica evidente alterações na microdureza ocasionadas tanto pelas variações de desbalanceamento da onda retangular, quanto das velocidades de soldagem aplicadas em cada grupo. Ademais, a extrapolação do declínio da microdureza nessas curvas para distâncias superiores a 8 mm embasam o enfraquecimento e rompimento de todas as juntas, conforme apurado no ensaios de tração. A explicação dessa verificação, bem como a correspondente diminuição da resistência mecânica das juntas soldadas será remetida à análise da caracterização microestrutural dessas juntas.

Considerando, então, a similaridade nas curvas de microdurezas, pertinentes informações podem auferidas pela análise das figuras 5.16 e 5.17. Nelas constam, primeiro, as curvas de tendência (linhas cheias) das médias dos valores de microdureza agrupados pelos tempos (t-) de 3,8, 4,0 e 4,2, e abrangendo os valores medidos nas três amplitudes de (I-) usadas. Segundo, as retas horizontais (linhas tracejadas) delimitam os valores máximos e mínimos entre todos os valores de microdureza medidos por condição de soldagem.

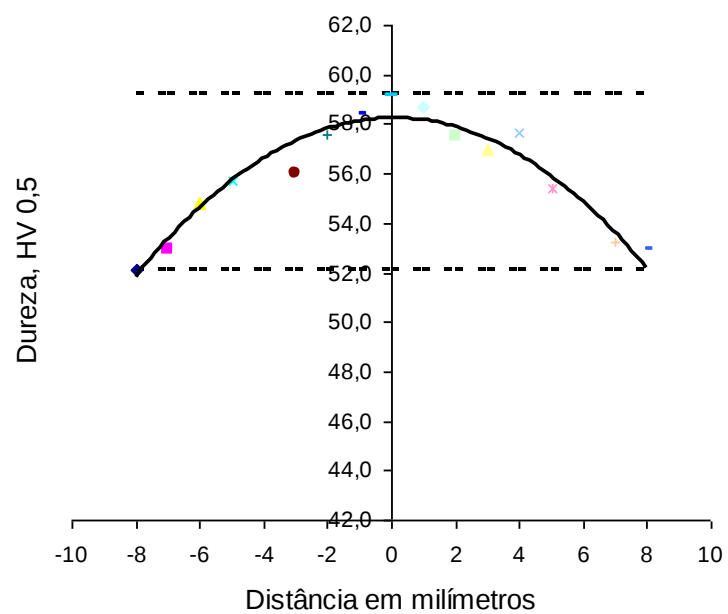


Figura 5.16 - Microdureza média para todas as condições de soldagem com $V_s = 2,6$ mm/s.

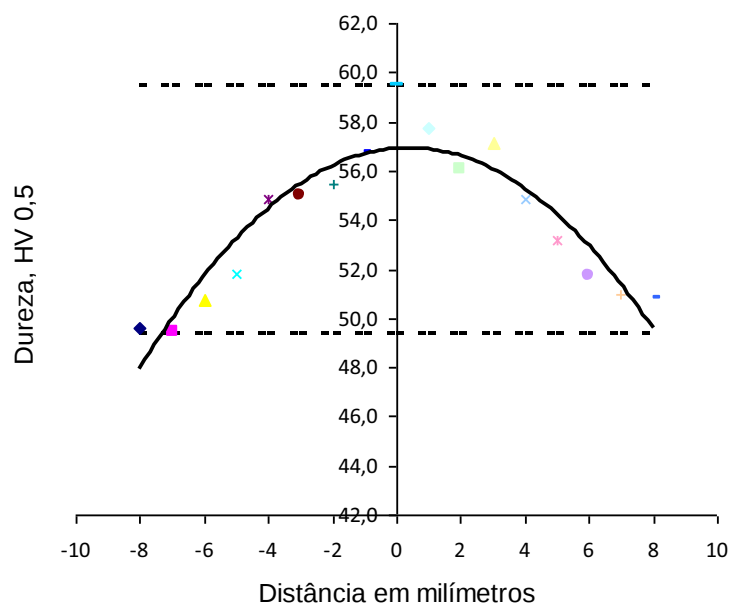


Figura 5.17 - Microdureza média para todas as condições de soldagem com $V_s = 3,5$ mm/s.

Posto dessa maneira é aceitável ao menos qualitativamente afirmar que a curva de tendência, como referida acima, para as condições de soldagem A decai mais suavemente em relação a B, e que a faixa de variação das medidas é mais estreita.

No que concerne à análise microestrutural por microscopia ótica, as figuras 5.21 e 5.22 exibem as fotomicrografias da faixa de grãos grosseiros da ZTA de juntas soldadas representativas das condições de soldagem A e B.

Admitindo o caráter limitado da observação por microscopia ótica, aspectos como tamanhos dos grãos e, consecutivamente, a extensão da faixa de grãos grosseiros da ZTA são avaliações importantes, mesmo em caráter qualitativo. Desta forma, nas condições de soldagem adotadas, como revelam as fotomicrografias apresentadas, figura 5.18 e 5.19, é possível somente distinguir que em todas houve crescimento dos grãos igualitário na interface do metal de solda com a ZTA, caracterizando uma estreita faixa de granulação grosseira

Chamando o pressuposto de que não são perceptíveis maiores discernimentos entre as microestruturas analisadas, isto pode ser um indício que a energia efetiva de soldagem não causou perceptíveis alterações nas microestruturas analisadas e conseqüentemente diferenças nas propriedades mecânicas das juntas, frente as alterações no desbalanceamento da onda retangular e nas velocidades aplicadas.

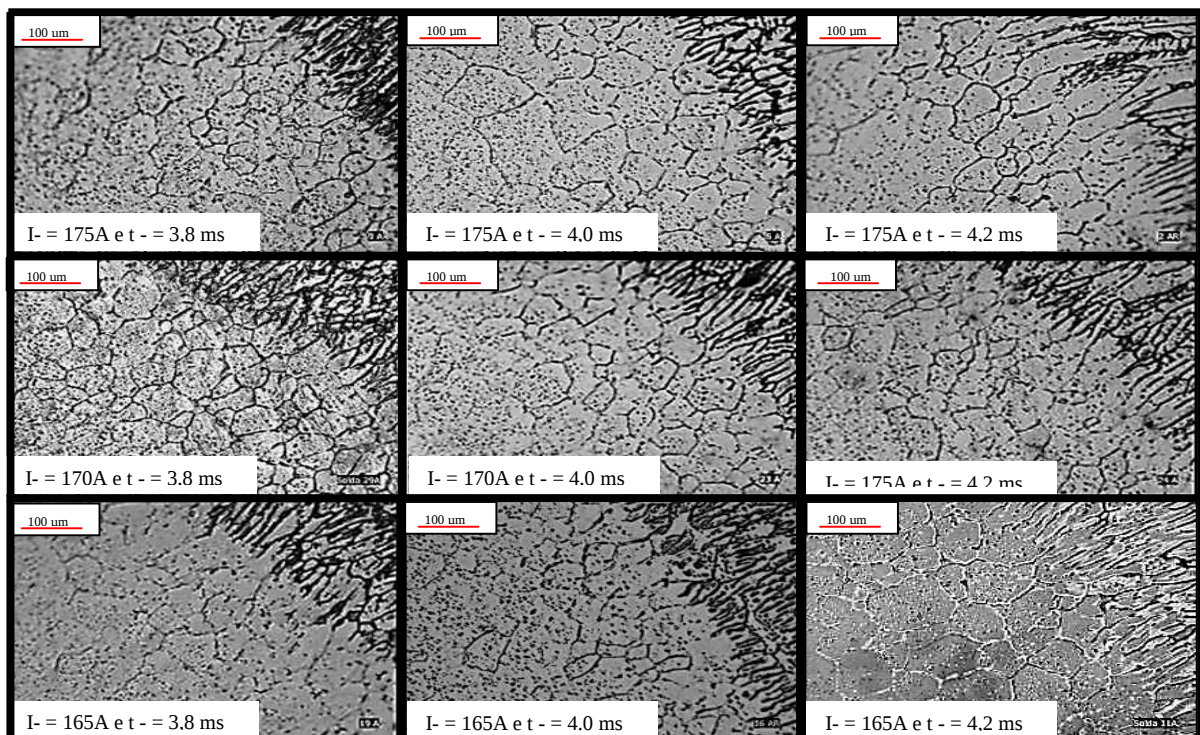


Figura 5.18 - Fotomicrografias na faixa de grãos grosseiros da ZTA das juntas soldadas representativas das condições de soldagem A.

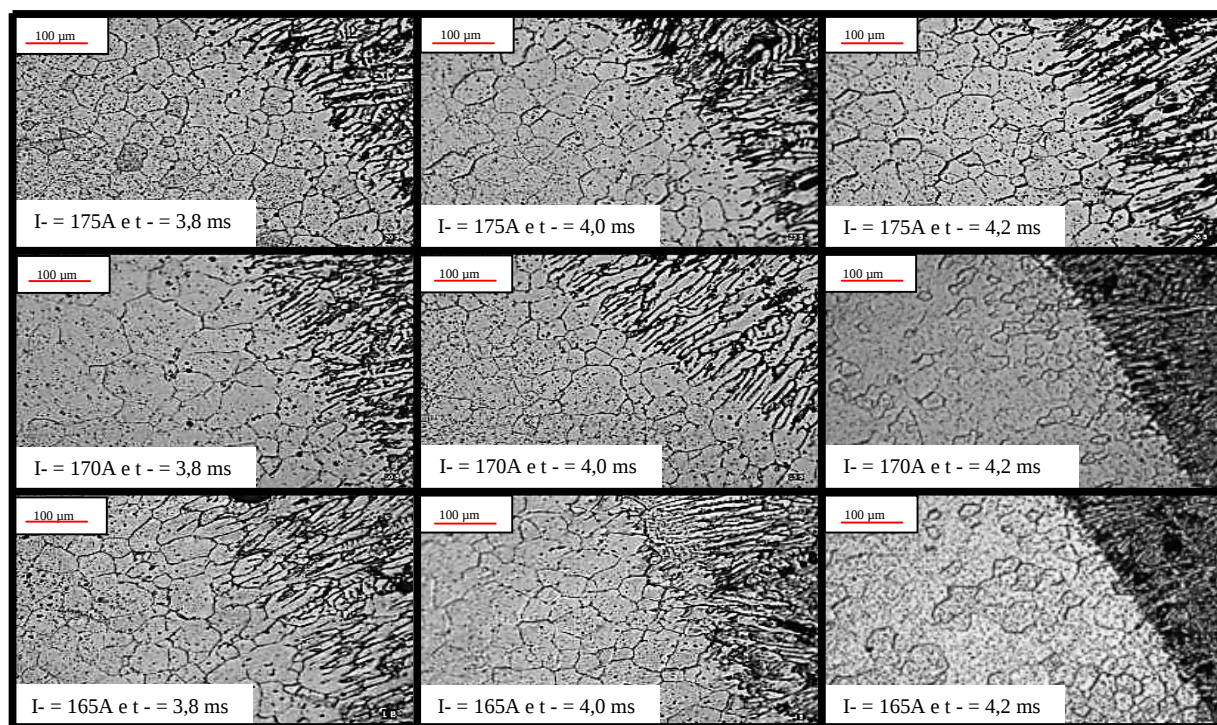


Figura 5.19 - Fotomicrografias na faixa de grãos grosseiros da ZTA das juntas soldadas representativas das condições de soldagem B.

Corroboram para esta assertiva os resultados apresentados anteriormente, das medidas de temperaturas realizadas e dos valores obtidos nas medidas de microdureza e eficiência das juntas.

Entretanto, o efeito do ciclo térmico imposto pela energia efetiva de soldagem sobre as reações de precipitação pode ter sido o fator controlador do comportamento mecânico verificado nas juntas soldadas.

Da revisão da literatura apresentada se depreende que o fortalecimento das ligas de alumínio da série 6000, em particular a liga AA 6063 na condição T6, resulta principalmente do endurecimento causado pela precipitação de segundas fases, quando essas ligas são reaquentadas e resfriadas adequadamente, após solubilização e “têmpera”. Todavia, ao submetê-las a uma operação de soldagem o potencial de tal desenvolvimento microestrutural é bastante comprometido na ZTA em função da distância considerada desde o centro da solda.

É bem estabelecido, por meio da curva de partição térmica na seção transversal de uma junta soldada, que as temperaturas máximas atingidas na ZTA em posições próximas a interface com o metal de solda são mais elevadas, se comparadas com posições mais afastadas. Também é conhecido que a subsequente taxa de resfriamento do ciclo térmico aplicado na ZTA depende do valor dessa

temperatura, obedecendo a seguinte relação: quanto maior, mais lento será o resfriamento e vice-versa.

No caso, não foram medidas as temperaturas máximas através da extensão da ZTA, porém, fundamentado no que foi exposto acima, é coerente assumir que locais perto da zona de fusão resfriaram mais lentamente que aqueles mais distantes e, objetivamente, determinando uma cinética diferenciada nas reações de precipitação.

Partindo-se da idéia de que o aquecimento causado ao metal de base na ZTA durante a soldagem tem intensidade suficiente para aniquilar a sua condição original de endurecimento por precipitação, o resfriamento nas partes da ZTA em que foi supostamente mais lento, isto é, próximas ao metal de solda, pode ter havido tempo necessário para uma reprecipitação em maior escala e, por conseguinte, não deixando decair muito a dureza e a resistência mecânica nessas regiões.

Para aquelas regiões mais longe, ainda dentro da ZTA, concretamente, entre 10mm e 12mm do centro do cordão de solda, pelo contrário, o evento da reprecipitação possivelmente não se completou devido ao exíguo tempo do resfriamento mais rápido, resultando em acentuado enfraquecimento da junta, associado a referida queda brusca da dureza e resistência.

A inspeção mais detalhada feita por microscopia eletrônica de varredura na ZTA das juntas soldadas representativas das condições de soldagem adotadas, não surtiu maiores resultados, em razão do elevado grau de refinamento dos precipitados. Sem dúvida, a alternativa será direcionada para uma posterior continuidade utilizando microscopia eletrônica de transmissão com o propósito de caracterizar a natureza dos precipitados, forma e distribuição dos mesmos ao longo das ZTA.

As fotomicrografias representativas das microestruturas dos metais de solda obtidos, produzidas por microscopia eletrônica de varredura, acompanhadas dos respectivos espectros das microanálises efetuadas são expostas no apêndice F.

As figuras 5.20 e 5.21 trazem duas das fotomicrografias do apêndice F para ilustrar as explicações feitas na sequência. Assim, na figura 5.23, de imediato, se sobressai à aparência de estrutura bruta de fusão, com grande presença de segregações entre os contornos e espaçamentos interdendríticos. Mais especificamente, alguns pesquisadores atribuem a isto como sendo uma mistura de estrutura eutética e compostos intermetálicos precipitados. Em referência ao intermetálico, em destaque na figura 5.24, a microanálise realizada indica os maiores teores para os elementos Al-Mg-Mn-Si-Fe na sua composição.

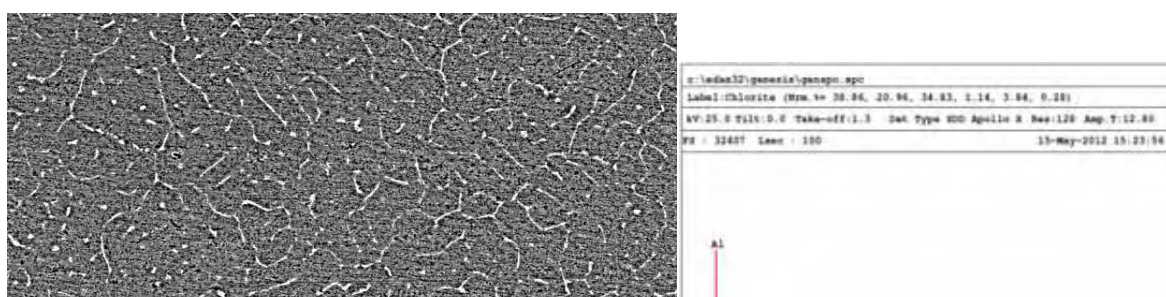


Figura 5.20 – Microestrutura do metal de solda representativa das soldas realizadas com amplitude (I-) de 165A, tempo (t-) de 4,0 ms e velocidade V_s de 2,6 mm/s, mostrando o espectro da microanálise de uma segregação.

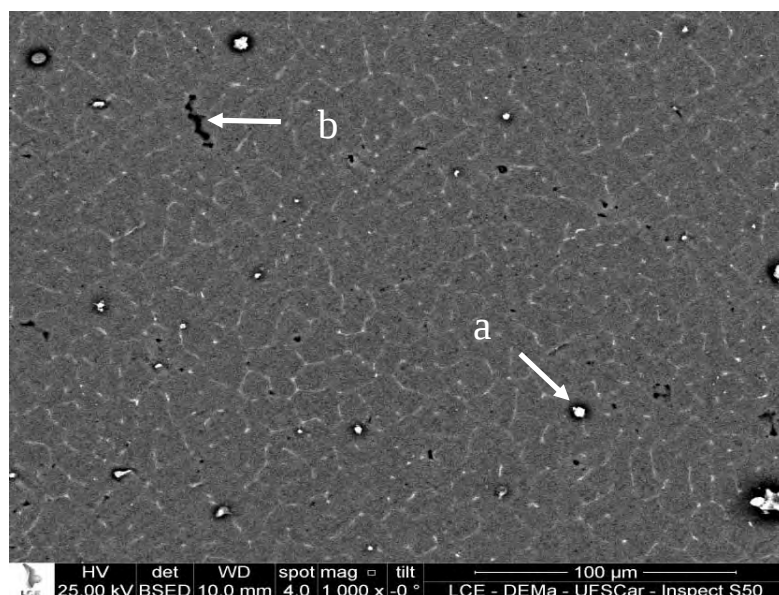


Figura 5.21 – Microestrutura do metal de solda representativa das soldas realizadas com amplitude (I-) de 165A, tempo (t-) de 4,2 ms e velocidade V_s de 3,5 mm/s, mostrando as inserções microestruturais definidas como partículas grosseiras (a) e inclusões não metálicas (b).

Retornando as fotomicrografias obtidas por microscopia ótica mostradas da figura 5.21 e 5.22, nota-se o crescimento epitaxial de grãos colunares, a partir do metal de base, no contorno com a zona fundida, porém, acrescenta-se que as microestruturas reveladas por microscopia eletrônica de varredura não evidenciam a continuidade desta morfologia para as regiões mais centrais dos metais de solda.

Nas demais fotomicrografias apresentadas no apêndice F essas caracterizações microestruturais são também observáveis. Exceção é feita quando se considera o efeito global das velocidades de soldagem aplicadas.

A esse respeito, comparando-se as microestruturas de metais de solda que foram geradas com iguais parâmetros de onda retangular, mas com velocidades de soldagem diferentes, no caso, 2,6 mm/s e 3,5 mm/s, visualiza-se nas fotomicrografias do apêndice F que o aumento da velocidade de soldagem para 3,5 mm/s impôs um pouco mais de refinamento microestrutural, acompanhado de uma redução nas segregações nos contornos e espaçamentos interdentríticos. Em contrapartida, constata-se nesses metais de solda uma maior ocorrência de partículas grosseiras e de prováveis inclusões não metálicas, como assinalado na figura 5.24 por a e b, respectivamente.

Na ausência de microanálise dessas duas inserções microestruturais, presume-se somente que o aumento da velocidade de alimentação do metal de adição de 31,7mm para 43,3 mm/, necessariamente atrelado ao aumento da velocidade de soldagem de 2,6 mm/s para 3,5 mm/s, pode ter diluído muito mais Si do arame eletrodo (liga Al-Si) na matriz de Al, potencializando suas formações em maior extensão.

Em geral, as microanálises feitas na região central dos metais de solda mostram teores de Si um pouco mais elevados nos metais de solda para as condições de soldagem que aplicaram a velocidade V_s de 3,5 mm/s. Entretanto, estes dados devem ser tomados só como indicativos devido às limitações próprias da microanálise na significância da composição química de toda a região fundida da solda.

6. Conclusões

Consonante ao procedimento experimental utilizado neste trabalho, conclui-se que:

- a) O aumento da velocidade de soldagem de 2,6 mm/s para 3,5 mm/s, independentemente das variações nos parâmetros de desbalanceamento na onda retangular, ocasionou a diminuição da diluição do metal de base com significativa alteração na forma dos cordões.
- b) Nas soldas realizadas com velocidade de soldagem de 2,6 mm/s e 3,5 mm/s, a diluição D_{MB} , apresentou comportamento ligeiramente crescente com o aumento da amplitude de corrente negativa (I_-) para os tempos (t_-) de 3,8 ms, 4,0 ms e 4,2 ms.
- c) Os coeficientes de forma avaliados tem seus valores reduzidos com o aumento da velocidade de soldagem de 2,6 mm/s para 3,5 mm/s e sofreram influência do cobre-juntas prejudicando as identificação do seu comportamento em função do aumento da amplitude de corrente negativa (I_-), quando confrontado com a literatura.
- d) As variações realizadas nos parâmetros de desbalanceamento em ambas velocidades de

soldagem aplicadas, não foram suficientes para diferenciar acentuadamente os valores da resistência mecânica e estimativa da eficiência (mecânica) das juntas soldadas.

e) O perfil de dureza ao longo da seção transversal da junta foram similares para todas as condições de soldagem adotadas, e confirmam a o maior enfraquecimento das juntas soldadas na região de rompimento dos corpos de prova de tração.

f) O desenvolvimento microestrutural dos metais de solda obtidos foi influenciado apenas pelo aumento da velocidade de soldagem de 2,6 mm/s para 3,5 mm/s, onde se verificou um maior refinamento microestrutural, juntamente com o aumento de inserções microestruturais na identificadas e definidas com partículas grosseiras e inclusões não metálicas.

g) O enfraquecimento de todas as juntas soldadas e, conseqüentemente, o rompimento sob tração, ocorreram na ZTA, fora da faixa de grãos grosseiros.

7. Sugestões para trabalhos futuros

1. Realizar soldas com condições de soldagem que buscam limites dos parâmetros de desbalanceamento da onda retangular, produzindo soldas com qualidade para uma mesma velocidade de soldagem

2. Realizar soldas com os mesmos parâmetros de desbalanceamento da onda retangular, buscando limites mínimos e máximos para velocidade de soldagem, procurando manter soldas de qualidade.

3. Realização do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento nas juntas soldadas para se fazer a comparação dos níveis de resistência mecânica alcançados.

4. Caracterização por microscopia eletrônica de transmissão e outras medidas indiretas (por exemplo, difração de raios-x e técnicas calorimétricas) dos precipitados que controlam a resistência mecânica das juntas soldadas, em especial na zona termicamente afetada.

8. Bibliografia

- ANDERSON, T (2005a) Aluminum weld HAZ fundamentals. Welding Journal, v.82, n.7, pp. 22-24, jul. 2005.
- ANDERSON, T. (2005b) How to avoid cracking in aluminum alloys. Welding Journal, v.84, n.9, pp. 25-27, sep. 2005.
- ASKELAND, D. (1994) The Science and engineering of materials. 3^a ed. PWS publishing Company, Boston, 1994.
- ASM HANDBOOK (1992) Properties and selection: nonferrous alloys and special purpose materials. v.2, ASM International, Metals Park, Ohio, 1992.
- BENEDYK, J. C. ed. (2009) International temper designation systems for wrought aluminum alloys: Part I – Strain hardenable (H temper) aluminum alloys. Light Metals Age, oct. 2009.
- BENEDYK, J. C. ed. (2010) International temper designation systems for wrought aluminum alloys: Part II – Thermally treated (T temper) aluminum alloys. Light Metals Age, aug. 2010.

- BLOEM, C. A.; SALVADOR, M. D.; VERGARA, M. J.; PROVENZANO, S. E. E HERNANDEZ, K. (2007) Influencia del estado metalúrgico del metal de base en unions soldadas de aluminum de la serie 6xxx y 7xxx. In: 8º Congreso Iberoamericano de Ingenieria Mecanica. Anais, Cusco, 23 a 25 de outubro, 2007.
- BRANCO, C. M.; FERNANDES, A. A. E DE CASTRO, P. M. S. T. (1986) Fadiga das estruturas soldadas. Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1986.
- CARRON, D.; BASTID, P.; E FAULKNER, R. G. (2010) *Modelling of precipitation during friction stir welding of na Al-Mg-Si alloy. Technische Mechanik*, v.30, n.1-3, pp.29-44, 2010.
- CARY, H. B. (2002) Modern welding technology. Prentice Hall, 5a ed., New Jersey, 2002.
- CONGLIO, N.; CROSS, C. E.; MICHAEL, T. E LAMMERS, M. (2008) Defining a critical weld dilution to avoid solidification cracking in aluminum. *Welding Journal*, v.87, n.9, pp.237s-247s, sept. 2008.
- DESTEFAN, D. (1995) Basics to know when choosing a GTAW power source. *Welding Journal*, v.74, n.1, pp.67-72, jan. 1995.
- DIETER, G. (1981) Mechanical metallurgy. 2 ed. Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1981.
- DUTRA, J. C.; CIRINO, L. M. E SILVA, R. H. G. (2010) AC-GTAW of aluminium – new perspective for evaluation of role of positive polarity time. *Science and Technology of Welding and Joining*, v.15, n.7, pp.632-637, 2010.
- DUTTA, I. E ALLEN, S. M. (1991) A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy. *Journal of Materials Science Letters*, v.10, n.6, pp.323-326, 1991.
- EDWARDS, G. A.; STILLER, K.; DUNLOP, G. L. E COUPER, M. J. (1998) *The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. Acta Materialia*, v.46, n.11, pp.3893-3904, 1998.
- FORTAIN, J-M.; RIMANO, L. E VAIDYA, V. (2008) Innovative process improves welding of sheet metal parts. *Welding Journal*, v.87, n.1, jan. 2008.
- FUERSCHBACH, P. W. (1998) Cathodic cleaning and heat input in vatiabile polarity plasma arc welding of aluminum. *Welding Journal*, v.77, n.2, pp.76s-85s, feb. 1998.
- GHOSH, P. K.; GUPTA, P. C.; SOMANI, R. (2002) Influence of pulse parameters on bead geometry and HAZ during bead on plate deposition by MIG welding process.
- GITTER, R. (2008) Selection of structural alloys. In: Eurocodes – Background and Applications, session EN 1999 – Eurocode 9: Design of Aluminium Strucutres, Brussels, feb. 2008.
- GRONG, O. (1994) Metallurgical modeling of welding. The Institute of Materials. London, 1994.
- Hakrabarti, D. J. e Laughlin, D. E. (2004) Phase relations and precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions. *Progress in Materials Science*, n.49, pp.389-410, 2004.

- HIROSE, A.; TODAKA, H.; YAMAOKA, H.; KUROSAWA, N. E KOBAYASHI, K. F. (1999) Quantitative evaluation of softened regions in weld heat-affected zones of 6061-T6 aluminum alloy-characterizing of the laser beam welding process. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.30A, pp. 2115-2120, aug. 1999.
- KUMAR, R.; DILTHEY, U.; DWIVEDI, D. K.; E GHOSH, P. K. (2009) Thin sheet welding of Al 6082 alloy by Ac pulse-GMA and AC wave pulse-GMA welding. *Materials and Design*, v.30, pp.306-313, 2009.
- LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V. E ELANGOVA, K. (2009) Effect of welding processes on tensile properties of AA6061 aluminum alloy joints. *International Journal Advanced Manufacturing Technology*, v.40, n.3-4, pp. 286-296, jan. 2009.
- LASAGNI, F.; MINGLER, B.; DUMONT, M. E DEGISCHER, H. P. (2007) Precipitation kinetics of Si in aluminium alloys. *Materials Science and Engineering A*, n.480, pp.383-391, 2007.
- MANTI, R.; DWIVEDI, D. K. E AGARVAL, A. (2008) Pulse TIG welding of two Al-Mg-Si alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.17, n.5, pp.667-673, oct. 2008.
- MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. *Soldagem Fundamentos e Tecnologia*. Belo Horizonte, UFMG, 2005.
- MATHERS, G. (2000) *The welding of aluminium and its alloys*. CCR Press, Boca Raton, 2000.
- MESSLER JR., R. W. (1999) *Principles of welding – Processes, Physics, Chemistry and Metallurgy*. John Wiley and Sons, New York, 1999.
- Metallurgical Science and Technology*, v.18, n.1, pp.12-18, 2000.
- MISSORI, S. E SILI, A. (2000) Mechanical behaviour of 6082-T6 aluminium alloy welds.
- MRÓWKA-NOWOTNIK, G. E SIENIAWSKI, J. (2005) Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys. In: *Worldwide Congress on Materials and Manufacturing Engineering and Technology -13th International Scientific Conference on Achievements Mechanical and materials Engineering*. Gliwice-Wista, Po, may, 2005.
- MOREIRA, H. S. (2008) *Estudo da influência dos parâmetros de soldagem MIG e da morfologia do cordão no comportamento à fadiga de juntas soldadas de um eixo traseiro veicular*. São Paulo, 2008.
- NORRISH, J. E OOI, C. L. (1993) Adaptive asymmetric waveform control in bipolar gás tungsten arc welding of aluminium. *Welding and Metal fabrication*, jun. 1993, pp. 230-232.
- PANG, Q.; PANG, T.; MCCLURE, J. C. E NUNES, A. C. (1994) Workpiece cleaning during variable polarity plasma arc welding of aluminum. *ASME, Journal of Engineering for Industry*, v.116, pp.463-466.

- PORTER, D. A. E EASTERLING, K. E. (1981) Phase transformation in metals and alloys. Van Nostrand Reinhold Company, New York, 1981.
- RAO, K. P.; RAMANAIAH, N. E VISWANATHAN, N. (2008) Partially melted zone cracking in AA6061 welds. *Materials and Design*, v.29, n.1, pp. 179-186, 2008.
- RAVI, C. E WOLVERTON, C. (2004) First-principles study of crystal structure and stability of Al-Mg-Si-(Cu) precipitates. *Acta Materialia*, v.52, pp.4213-4227, 2004.
- REED-HILL, R. E ABBASCHIAN, R. (1994) Physical metallurgy principles. 3^a ed. PWS Publishing Company, Boston, 1991.
- RICHARDSON, M. (1995) Semiautomatic cold wire feeder systems increase GTA productivity. *Welding Journal*, v.74, n.1, jan. 1995.
- SAMMONS, M. (2000) Inverter-based GTA welding machines improve fabrication. *Welding Journal*, v.79, n.5, may 2000.
- SHACKELFORD, JAMES F. E ALEXANDER, WILLIAM (2001) Materials science and engineering handbook, 3^a ed. CRC PRESS LCC, Boca Raton, 2001.
- SCOTTI, A. E DOS REIS, A. (1999) Parameter optimization of AC rectangular wave outputs for aluminum cold wire GTAW. *Journal of Brazilian Society of Mechanical Sciences*, v.21, n.4, dez. 1999.
- SCOTTI, A.; DUTRA J. C. E FERRARESI, V. A. (2000) The influence of parameter settings on cathodic self-etching during aluminum welding. *Journal of Materials Processing Technology*, n.100, pp.179-187.
- STAVA, E. K. (1999) The basics of GTA welding machines. *Welding Journal*, v.78, n.8, p.33-36, aug. 1999.
- THE ALUMINUM ASSOCIATION (2009) Registration record series teal sheets - International alloy designations and chemical composition limits for wrought aluminum and wrought aluminum alloys. Arlington, 2009.
- THE PROCEDURE HANDBOOK OF ARC WELDING (2000) The James F. Lincoln Arc Welding (ed.), 14^a ed., Cleveland, 2000.
- TIG HANDBOOK (2002) TIG handbook - for GTAW-Gas Tungsten Arc Welding. Bohnart, E. R. (ed.) Miller Electric Mfg. Co., 2002.
- TSAO, C.-S.; CHEN, C.-Y.; JENG, U.-S.; E KUO, T.-Y. (2006) Precipitation kinetics and transformation of metastable phase in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia*, v.54, pp.4621-4631, 2006.
- VAN VLACK, L. H. (1970) *Princípios de Ciências dos Materiais*, 448p.. Editora Blucher, 1970.

- VARGA, B.; FAZAKAS, E. E VARGA, L. K. (2009) Dilatometer study of rapidly solidified aluminium-silicon based alloys. Journal of Physics: Conference Series, n.144, 2009. The 13th International Conference on Rapidly Quenched and Metastable Materials.
- VILKAS, E. (1967) Square-wave welding. IEEE Transactions on Industry and General Applications, v.3, n.6, nov/dez. 1967.
- WELDING HANDBOOK (1991) Welding processes. R. L O'Brien (ed.), v.2, 8^a ed., AWS, 1991.
- WELDING HANDBOOK (1996) Materials and applications – Part 1. W. R. Oates (ed.), v.3, 8a ed., AWS, 1996.
- YARMUCH, A. R. E PATCHETT, B. M. (2007) Variable AC Polarity GTAW fusion behavior in 5083 aluminum. Welding Journal, v.86, n.7, pp.196s-200s, july, 2007.

APÊNDICE A

Tabela A.1. Determinações das áreas macroestruturais envolvidas no cálculo da diluição (MB) e (MA) dos cordões obtidos com velocidade de soldagem (V_s) de 2,6 mm/s.

(I+)=170A e I(-)=175A											
(t-)=3,8 ms				(t-)=4,0 ms				(t-)=4,2 ms			
Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)
8A1	30,50	7,70	8,88	5A1	26,44	6,75	7,86	2AR1	27,32	7,33	8,28
8A2	26,22	6,36	7,50	5A2	21,10	4,89	5,98	2AR2	24,91	7,74	7,26
8A3	30,27	8,85	9,52	5A3	23,01	7,13	5,80	2AR3	25,55	7,13	8,11
8A4	27,30	8,06	7,12	5A4	24,71	7,15	6,28	2AR4	26,87	7,29	7,83
9A1	26,23	6,01	8,02	6A1	22,39	5,93	6,04	3A1	26,48	7,62	7,03
9A2	27,52	6,61	7,65	6A2	20,94	4,85	5,15	3A2	25,16	5,54	8,49
9A3	25,77	5,81	6,32	6A3	18,78	4,66	4,30	3A3	20,23	5,37	5,30
9A4	26,01	5,98	7,48	6A4	21,71	6,01	7,22	3A4	24,22	5,73	8,95
10A1	20,65	3,86	5,91	7A1	24,26	5,72	6,51	4A1	22,79	5,77	6,01
10A2	26,65	7,13	8,37	7A2	22,29	6,28	5,73	4A2	20,73	5,09	6,25
10A3	27,83	7,38	7,96	7A3	24,57	6,18	6,68	4A3	21,96	7,55	5,87
10A4	27,78	7,29	8,41	7A4	24,21	6,15	5,73	4A4	21,10	4,43	5,94
(I+)=170A e I(-)=170A											
(t-)=3,8 ms				(t-)=4,0 ms				(t-)=4,2 ms			
Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)
29A1	19,46	4,95	5,25	21A1	29,28	8,00	10,30	24A1	24,26	6,40	7,54
29A2	25,33	6,42	7,11	21A2	30,08	8,79	10,21	24A2	23,36	6,22	6,02
29A3	31,14	8,01	10,05	21A3	30,46	10,17	9,20	24A3	25,43	7,55	6,68
29A4	25,17	6,54	7,03	21A4	28,98	7,71	9,74	24A4	22,38	5,89	6,09
30A1	21,90	5,42	5,23	22*1	28,74	7,18	9,35	25A1	24,65	7,15	7,55
30A2	23,33	5,30	6,35	22A2	27,23	6,55	7,58	25A2	25,35	7,06	7,46
30A3	19,12	4,39	4,24	22A3	24,53	6,94	7,72	25A3	20,46	5,88	6,20
30A4	19,41	4,13	3,97	22A4	22,92	5,67	6,70	25A4	23,33	6,23	5,67
31A1	23,27	6,61	6,50	23A1	23,49	6,17	6,36	26A1	25,32	7,07	7,33
31A2	29,07	8,82	8,11	23A2	27,45	8,22	7,08	26A2	25,42	7,71	7,14
31A3	26,81	8,05	6,87	23A3	20,56	5,65	5,37	26A3	24,69	8,00	6,15
31A4	26,86	8,12	7,38	23A4	25,45	8,02	6,40	26A4	25,98	7,56	7,75
(I+)=170A e I(-)=165A											
(t-)=3,8 ms				(t-)=4,0 ms				(t-)=4,2 ms			
Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)
17A1	25,37	6,46	7,35	14A1	21,88	5,67	5,55	11A1	22,67	6,28	5,36
17A2	24,25	7,03	7,14	14A2	22,01	6,45	5,68	11A2	20,36	4,14	5,75
17A3	25,44	7,78	7,28	14A3	22,26	6,39	5,80	11A3	20,76	4,15	5,

Tabela A.2. Determinações das áreas macroestruturais envolvidas no cálculo da diluição (MB) e (MA) dos cordões obtidos com velocidade de soldagem (V_s) de 3,5 mm/s.

(I+)=170A e I(-)=175A											
(t-)=3,8 ms				(t-)=4,0 ms				(t-)=4,2 ms			
Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)
19B1	24,50	4,78	6,52	22B1	22,72	4,48	4,47	25B 1	21,87	3,75	4,59
19B2	22,88	4,58	5,84	22B2	25,18	4,73	6,21	25B 2	25,81	5,62	5,43
19B3	27,16	6,79	7,09	22B3	23,41	4,11	4,81	25B 3	22,65	4,07	4,93
19B4	25,98	6,27	7,04	22B4	23,20	4,55	4,88	25B 4	22,53	4,06	5,15
20B1	24,26	4,78	5,69	23B1	23,87	5,82	5,39	26B 1	24,72	4,62	6,82
20B2	21,64	3,85	5,19	23B2	24,15	4,72	6,21	26B 2	25,34	5,79	5,60
20B3	22,77	4,55	3,96	23B3	24,72	5,40	5,60	26B 3	21,41	3,90	4,60
20B4	21,88	3,51	4,54	23B4	23,42	4,82	6,06	26B 4	21,84	4,11	5,23
21B1	23,04	4,86	5,59	24B1	26,79	6,25	5,91	27B13	20,12	3,94	3,88
21B2	24,11	5,48	5,27	24B2	18,96	2,77	4,02	27B14	21,50	3,72	4,97
21B3	24,32	5,24	5,12	24B3	20,50	3,82	3,86	27B15	20,14	3,73	4,09
21B4	24,64	5,25	5,97	24B4	23,90	5,08	5,29	27B16	20,54	3,89	4,12
(I+)=170A e I(-)=170A											
(t-)=3,8 ms				(t-)=4,0 ms				(t-)=4,2 ms			
Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)
10B1	26,92	6,01	6,47	13B1	27,62	6,23	6,61	16B 1	25,48	5,10	6,65
10B	25,27	6,56	5,83	13B2	25,51	5,57	6,12	16B 2	21,51	4,70	3,95
10B3	24,81	4,61	6,69	13B3	28,06	6,24	7,77	16B 3	21,73	4,14	5,30
10B4	25,53	6,05	5,65	13B4	26,03	5,87	6,38	16B 4	25,32	5,55	5,80
11B1	24,36	5,14	5,12	14B1	21,55	3,31	5,59	17B 1	16,06	5,60	6,39
11B2	21,91	3,81	5,32	14B2	27,26	6,23	8,34	17B 2	27,03	5,90	6,18
11B3	22,88	4,11	4,46	14B3	21,54	4,07	5,20	17B 3	28,11	6,70	7,13
11B4	20,04	3,75	3,17	14B4	22,55	4,30	5,33	17B 4	26,66	5,37	6,78
12B1	20,58	3,03	4,59	15B1	21,37	4,01	4,74	18B 1	20,54	4,12	4,36
12B2	22,38	4,08	5,38	15B2	25,72	5,09	6,36	18B 2	22,03	4,45	4,29
12B3	26,20	7,53	5,05	15B3	26,53	6,66	5,62	18B 3	21,10	3,46	4,25
12B4	26,58	6,10	6,75	15B4	19,14	2,62	3,69	18B 4	20,47	3,55	4,22
(I+)=170A e I(-)=165A											
(t-)=3,8 ms				(t-)=4,0 ms				(t-)=4,2 ms			
Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	Solda	A _T (mm ²)	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)
1B 1	27,47	5,84	6,64	4B 1	23,59	4,70	5,22	7B 1	21,47	4,06	3,56
1B 2	25,83	5,31	6,93	4B 2	22,13	4,37	4,51	7B 2	21,86	3,66	4,26
1B 3	24,54	5,03	6,23	4B 3	22,24	3,92	4,77	7B 3	21,89	4,72	4,23
1B 4	24,93	5,26	5,66	4B 4	23,44	4,40	5,53	7B 4	24,89	5,27	5,51
2B 1	30,11	7,13	6,53	5B 1	23,88	4,94	5,46	8B 1	23,40	4,46	5,18
2B 2	23,61	4,64	5,18	5B 2	23,66	5,55	5,10	8B 2	23,03	3,89	5,10
2B 3	23,53	4,77	4,58	5B 3	24,87	4,82	6,80	8B 3	21,21	3,46	4,12
2B 4	23,38	4,30	5,87	5B 4	22,61	4,29	5,51	8B 4	23,03	3,97	5,28
3B 1	18,70	3,86	2,93	6B 1	18,62	3,02	2,94	9B 1	21,51	3,75	4,48
3B 2	20,65	3,50	3,80	6B 2	16,90	1,80	2,99	9B 2	19,77	3,70	3,68
3B 3	23,32	4,44	5,50	6B 3	21,78	4,33	3,95	9B 3	16,92	2,31	1,88
3B 4	21,12	3,61	4,05	6B 4	19,56	3,13	4,17	9B 4	18,93	3,35	3,58
Valor padrão da área do chanfro igual a 7,51 mm ²											

APÊNDICE B

Tabela B.1. Medidas da profundidade (P) e largura dos cordões (L) nas soldas obtidas com velocidade de soldagem (V_s) de 2,6 mm/s.

(I+)=170A e I(-)=175A								
(t-)=3,8 ms			(t-)=4,0 ms			(t-)=4,2 ms		
Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)
8A1	4,480	8,954	5A1	4,038	8,859	2AR1	3,980	9,504
8A2	4,454	9,071	5A2	3,994	7,752	2AR2	3,963	8,446
8A3	4,055	9,757	5A3	4,019	8,237	2AR3	4,192	8,570
8A4	4,454	8,974	5A4	3,936	8,501	2AR4	3,987	8,809
9A1	3,968	8,627	6A1	3,962	8,212	3A1	4,084	8,570
9A2	3,678	8,543	6A2	4,371	7,645	3A2	4,078	8,473
9A3	3,754	8,442	6A3	4,013	7,581	3A3	3,937	7,848
9A4	3,890	8,561	6A4	4,161	8,943	3A4	3,846	8,685
10A1	3,925	7,732	7A1	4,047	8,629	4A1	4,046	8,179
10A2	4,278	8,699	7A2	4,468	8,002	4A2	4,185	7,670
10A3	4,147	8,864	7A3	4,430	8,135	4A3	3,776	8,084
10A4	4,003	9,548	7A4	4,125	8,544	4A4	4,090	7,962
(I+)=170A e I(-)=170A								
(t-)=3,8 ms			(t-)=4,0 ms			(t-)=4,2 ms		
Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)
29A1	3,802	7,706	21A1	4,262	9,629	24A1	3,933	8,743
29A2	4,141	8,550	21A2	4,105	9,894	24A2	4,087	8,291
29A3	4,290	9,880	21A3	4,179	9,929	24A3	4,098	8,272
29A4	4,203	8,312	21A4	4,418	8,835	24A4	4,032	8,314
30A1	4,039	8,322	22A1	4,065	9,342	25A1	4,120	8,813
30A2	4,107	8,286	22A2	3,892	8,931	25A2	4,198	8,896
30A3	4,340	7,401	22A3	4,087	8,754	25A3	4,135	8,791
30A4	4,390	7,194	22A4	3,857	8,314	25A4	3,597	7,898
31A1	4,083	8,660	23A1	4,128	8,299	26A1	4,320	8,929
31A2	4,544	9,289	23A2	4,202	9,334	26A2	4,096	9,034
31A3	4,123	8,761	23A3	3,898	7,982	26A3	4,282	8,839
31A4	4,154	9,202	23A4	4,128	8,691	26A4	4,288	8,877
(I+)=170A e I(-)=165A								
(t-)=3,8 ms			(t-)=4,0 ms			(t-)=4,2 ms		
Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)
17A1	4,006	8,717	14A1	3,996	8,153	11A1	4,066	7,786
17A2	3,661	8,827	14A2	4,366	7,987	11A2	4,038	7,616
17A3	3,847	8,719	14A3	4,149	7,88	11A3	3,974	7,656
17A4	3,777	8,690	14A4	4,122	8,211	11A4	3,910	7,948
18A1	3,989	7,584	15A1	4,007	7,712	12A1	3,750	8,416
18A2	4,038	7,686	15A2	4,121	7,847	12A2	4,045	8,384
18A3	3,956	7,632	15A3	4,147	8,121	12A3	3,837	7,794
18A4	4,471	7,904	15A4	4,18	8,628	12A4	4,105	8,386
19A1	3,904	8,020	16AR1	4,009	7,437	13A1	4,052	8,313
19A2	4,091	8,342	16AR2	4,180	8,067	13A2	3,981	8,391
19A3	4,296	8,511	16AR3	3,776	7,506	13A3	4,045	7,122
19A4	3,853	9,005	16AR4	3,910	8,068	13A4	3,962	7,995
20A1	4,366	8,399						
20A2	4,007	9,306						
20A3	4,289	10,295						
20A4	4,482	8,570						

Tabela B.2. Medidas da profundidade (P) e largura dos cordões (L) nas soldas obtidas com velocidade de soldagem (V_s) de 3,5 mm/s.

(I+)=170A e I(-)=175A								
(t-)=3,8 ms			(t-)=4,0 ms			(t-)=4,2 ms		
Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)
19B1	4,473	7,569	22B1	4,702	7,875	25B1	4,427	7,079
19B2	4,382	7,954	22B2	4,930	7,793	25B2	4,969	7,995
19B3	4,395	9,168	22B3	4,885	7,492	25B3	4,675	7,543
19B4	4,427	7,471	22B4	4,754	7,452	25B4	4,499	7,458
20B1	4,702	7,688	23B1	4,343	7,506	26B1	4,689	8,065
20B2	4,342	7,517	23B2	4,523	8,020	26B2	4,675	7,830
20B3	4,715	7,582	23B3	4,356	7,890	26B3	4,604	7,177
20B4	4,714	7,621	23B4	4,310	7,798	26B4	4,382	7,230
21B1	4,454	8,039	24B1	4,513	8,139	27B1	4,303	7,797
21B2	4,676	8,098	24B2	4,591	6,949	27B2	4,277	7,373
21B3	4,499	7,660	24B3	4,525	7,196	27B3	4,441	7,138
21B4	4,898	8,504	24B4	4,774	7,582	27B4	4,382	7,831
(I+)=170A e I(-)=170A								
(t-)=3,8 ms			(t-)=4,0 ms			(t-)=4,2 ms		
Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)
10B1	4,421	7,862	13B1	4,767	8,600	16B1	4,675	8,568
10B2	4,440	7,902	13B2	4,630	7,948	16B2	4,695	7,608
10B3	4,741	8,039	13B3	4,630	8,725	16B3	4,323	7,680
10B4	4,563	7,820	13B4	4,643	8,032	16B4	4,571	7,667
11B1	4,577	7,686	14B1	4,473	7,745	17B1	4,513	8,889
11B2	4,362	7,459	14B2	4,604	8,522	17B2	4,623	8,744
11B3	4,675	7,478	14B3	4,480	7,307	17B3	4,702	9,116
11B4	4,427	7,814	14B4	4,454	7,520	17B4	4,558	8,640
12B1	4,140	7,503	15B1	4,454	7,520	18B1	4,512	7,000
12B2	4,323	7,432	15B2	4,663	8,124	18B2	4,715	7,466
12B3	4,395	8,568	15B3	4,558	8,261	18B3	4,519	7,015
12B4	4,493	8,281	15B4	4,029	7,203	18B4	4,578	7,138
(I+)=170A e I(-)=165A								
(t-)=3,8 ms			(t-)=4,0 ms			(t-)=4,2 ms		
Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)	Solda	P (mm)	L (mm)
1B1	4,310	8,144	4B1	4,558	7,210	7B1	4,630	7,451
1B2	4,264	7,771	4B2	4,421	7,353	7B2	4,480	7,373
1B3	4,414	7,686	4B3	4,688	7,680	7B3	4,499	7,288
1B4	4,368	7,961	4B4	4,538	7,850	7B4	4,460	7,536
2B1	4,728	9,142	5B1	4,454	7,712	8B1	4,708	7,551
2B2	4,625	7,348	5B2	4,532	7,954	8B2	4,512	7,464
2B3	4,557	7,431	5B3	4,669	8,099	8B3	4,689	7,295
2B4	4,512	8,685	5B4	4,440	7,464	8B4	4,440	7,171
3B1	4,434	7,386	6B1	4,427	7,111	9B1	4,382	7,771
3B2	4,532	7,343	6B2	4,049	6,845	9B2	4,382	7,026
3B3	4,382	7,405	6B3	4,743	7,139	9B3	3,957	7,046
3B4	4,440	7,537	6B4	4,186	7,020	9B4	4,466	6,974

APÊNDICE C

Tabela C.1. Limite de resistência à tração (σ_t) da junta em soldas realizadas com $V_s = 2,6\text{mm/s}$.

(I+)=170A e I(-)=175A					
(t-)=3,8 ms		(t-)=4,0 ms		(t-)=4,2 ms	
Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²
8A	15,99	5A	15,57	2AR	16,61
9A	16,51	6A	15,08	3A	15,52
10A	16,55	7A	15,69	4A	15,88
(I+)=170A e I(-)=170A					
(t-)=3,8 ms		(t-)=4,0 ms		(t-)=4,2 ms	
Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²
29A	15,08	21A	15,47	24A	15,38
30A	16,57	22A	16,03	25A	15,62
31A	16,02	23A	16,42	26A	14,93
(I+)=170A e I(-)=165A					
(t-)=3,8 ms		(t-)=4,0 ms		(t-)=4,2 ms	
Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²
17A1	15,49	14A1	16,25	11A1	16,02
19A4	15,25	15A1	15,69	12A1	17,16
20A1	15,72	16A4	15,65	13A4	17,01

Tabela C.2. Limite de resistência à tração (σ_t) da junta em soldas realizadas com $V_s = 3,5\text{mm/s}$.

(I+)=170A e I(-)=175A					
(t-)=3,8 ms		(t-)=4,0 ms		(t-)=4,2 ms	
Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²
19B	15,94	22B	16,89	25B	17,2
20B	16,29	23B	16,07	26B	16,47
21BR	16,65	24B	15,64	27B	15,89
(I+)=170A e I(-)=170A					
(t-)=3,8 ms		(t-)=4,0 ms		(t-)=4,2 ms	
Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²
10B	15,66	13B	15,33	16B	15,52
11B	16,2	14B	15,87	17B	14,46
12B	16,11	15B	16,44	18B	15,47
(I+)=170A e I(-)=165A					
(t-)=3,8 ms		(t-)=4,0 ms		(t-)=4,2 ms	
Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²	Solda	$\sigma_{t(junta)}$ kgf/mm ²
1B	14,92	4B	15,93	7B	16,18
2B	15,96	5B	15,67	8B	15,75
3B	16,18	6B	15,92	9B	16,23

Tabela C.3. Condições de soldagem e correspondentes relatórios de Ensaio de Tração para $V_s = 2,6$ mm/s.

Corrente I+/I- (A)	Tempo (t-)	Número do Relatório
170/175	3,8 ms	0349
	4,0 ms	0345
	4,2 ms	0344
170/170	3,8 ms	0368
	4,0 ms	0363
	4,2 ms	0364
170/165	3,8 ms	0359
	4,0 ms	0357
	4,2 ms	0354

Tabela C.4. Condições de soldagem e correspondentes relatórios de Ensaio de Tração para $V_s = 3,5$ mm/s.

Corrente I+/I- (A)	Tempo (t-)	Número do Relatório
170/175	3,8 ms	0391
	4,0 ms	0395
	4,2 ms	0398
170/170	3,8 ms	0382
	4,0 ms	0385
	4,2 ms	0388
170/165	3,8 ms	0371
	4,0 ms	0375
	4,2 ms	0379

APÊNDICE D

Tabela D.1. Medidas de microdurezas Vickers (500gf) de amostras soldadas na condição de velocidade de soldagem (V_s) de 2,6 mm/s.

Solda 9A (170/175A – 3,8ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
47,3	51,0	51,4	54,3	57,6	48,7	59,8	57,4	57,5	56,4	56,2	58,0	57,0	53,9	51,8	50,7	50,0
51,2	53,7	54,5	54,5	54,2	52,7	56,1	57,1	57,3	60,3	56,3	55,1	52,7	58,2	51,2	48,4	51,0
55,7	56,2	56,3	55,7	59,5	54,5	54,3	58,5	54,0	58,5	56,6	58,6	56,8	53,9	48,5	44,8	40,0

Solda 5A (170/175A – 4ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
54,0	50,5	58,2	59,7	57,4	58,8	61,5	61,9	65,3	62,0	62,1	55,7	61,5	61,0	57,4	56,5	53,9
51,2	53,7	55,0	54,8	56,7	59,1	58,3	62,9	62,2	59,4	57,9	58,0	56,6	56,3	55,3	53,8	53,6
52,1	51,4	56,1	55,5	62,0	55,1	57,9	61,3	61,5	61,5	62,4	57,6	57,3	54,6	53,7	52,5	51,7

Solda 2A (170/175A – 4,2ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
52,0	53,1	54,6	54,2	53,4	53,7	56,5	58,9	56,3	58,3	56,8	57,7	53,9	57,5	60,4	57,1	55,4
50,5	49,6	53,6	52,8	54,9	55,1	57,8	55,1	54,3	55,2	54,4	48,4	52,2	55,4	56,5	55,0	53,4
49,8	51,2	52,5	52,5	53,4	49,7	58,7	57,6	55,3	55,7	56,2	56,7	58,9	57,7	56,6	58,1	55,4

Solda 29A (170/170A – 3,8ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
56,7	58,3	59,7	59,7	60,7	58,2	57,7	58,4	61,7	64,4	62,7	63,7	60,0	56,1	56,4	55,0	56,1
53,9	59,5	62,9	60,1	57,5	58,3	59,2	59,1	61,9	60,8	57,5	54,3	60,2	53,2	52,1	52,4	52,0
56,3	57,8	58,6	59,6	60,9	56,4	59,2	60,7	61,6	61,3	61,0	60,4	62,7	55,3	52,6	52,9	49,6

Solda 23A (170/170A – 4ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
54,2	54,9	55,1	52,3	52,6	54,7	53,7	53,1	56,1	52,8	50,3	54,3	51,9	50,5	48,1	47,4	50,2
45,4	46,0	51,7	49,0	52,4	54,8	52,5	52,6	57,0	54,7	53,4	53,9	54,4	48,0	49,4	48,2	47,9
50,9	46,6	50,0	49,6	54,1	53,4	59,3	53,9	58,0	54,2	56,1	50,1	57,6	52,8	48,6	48,7	48,2

Solda 24A (170/170A – 4,2ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
52,0	52,1	52,8	54,1	60,1	59,2	57,5	56,4	55,7	57,0	57,0	55,7	59,4	56,5	51,7	50,7	49,0
52,1	54,2	53,6	55,6	57,8	58,2	59,0	59,7	56,6	57,7	57,6	48,8	58,7	54,9	52,2	52,7	49,7
52,0	53,9	51,8	58,5	57,0	58,2	57,0	56,6	59,8	65,1	55,0	60,6	57,5	59,3	54,1	50,9	52,9

Solda 19A (170/165A – 3,8ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
56,1	60,7	60,1	58,5	64,1	63,1	65,0	72,7	68,4	72,4	59,6	63,4	59,2	63,4	70,2	68,1	72,3
57,0	61,9	61,3	62,7	66,1	66,4	57,7	70,6	76,8	69,8	67,4	64,8	65,5	73,4	65,5	67,8	68,0
61,5	63,2	65,7	64,8	62,1	56,7	65,4	75,1	74,0	77,3	67,3	63,5	75,6	70,6	74,5	67,9	68,7

Solda 16A (170/165A – 4ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
53,3	52,8	57,8	58,7	56,3	59,7	61,2	58,1	59,6	56,5	57,4	58,5	58,6	55,1	56,8	55,7	58,5
51,3	52,2	54,6	61,0	57,5	56,3	56,5	57,5	61,5	54,4	60,2	53,8	56,9	51,5	52,8	53,0	58,9
49,9	52,3	53,3	54,2	57,8	54,1	53,1	59,0	58,6	61,6	58,2	57,3	59,3	55,1	52,2	52,3	54,1

Solda 11A (170/165A – 4,2ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
50,8	53,4	50,3	52,1	55,3	55,2	54,7	59,2	60,8	58,9	55,8	60,4	56,9	54,2	54,6	58,1	56,3
52,7	52,2	55,4	54,0	58,6	57,2	58,7	60,9	60,9	58,5	57,4	58,9	57,8	57,3	60,7	60,1	58,4
53,1	52,1	54,7	53,7	57,0	59,7	57,4	61,1	60,7	57,8	55,9	59,0	57,9	53,5	55,7	54,4	59,1

Tabela C.2. Medidas de microdurezas Vickers (500gf) de amostras soldadas na condição de velocidade de soldagem (V_s) de 3,5mm/s.

Solda 20B (170/175A – 3,8ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
50,4	55,5	51,2	49,7	58,3	56,1	56,8	57,1	64,8	60,9	52,9	58,6	59,1	52,9	54,0	52,4	52,4
50,6	49,5	52,6	51,8	53,5	58,7	60,1	61,4	65,1	58,9	56,1	54,3	54,4	52,2	51,4	48,6	50,0
54,6	51,6	53,6	52,8	55,2	57,0	53,0	61,5	67,1	62,0	54,4	57,3	56,1	53,3	50,8	53,6	50,6

Solda 23B (170/175A – 4ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
47,6	50,8	48,2	51,5	53,6	53,0	56,5	62,2	66,1	60,1	61,1	53,8	53,6	49,7	50,1	48,3	49,4
48,5	49,7	49,6	48,7	51,4	56,9	56,3	59,0	63,4	62,2	57,7	60,6	57,6	55,0	51,0	50,6	51,3
49,5	50,1	52,3	49,1	58,1	61,4	57,0	57,1	65,8	61,8	55,3	58,5	63,8	55,6	53,0	53,5	51,8

Solda 26B (170/175A – 4,2ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
49,8	51,9	52,1	51,8	58,6	57,1	55,3	56,3	59,6	59,1	61,6	59,7	58,7	58,0	56,2	51,5	51,4
53,3	53,8	54,4	56,7	59,3	58,5	57,7	59,1	61,3	58,9	58,4	58,6	54,7	59,5	54,9	53,7	52,6
50,9	51,5	50,7	53,0	51,9	61,4	54,9	58,4	60,4	59,6	55,7	61,9	56,0	57,7	53,9	53,4	52,4

Solda 10B (170/170A – 3,8ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
54,8	50,8	53,3	53,2	54,6	57,4	60,6	56,7	62,7	58,5	59,3	60,1	59,6	53,6	52,7	53,8	50,4
51,4	52,0	50,8	50,4	55,6	56,9	55,6	61,8	56,8	59,8	61,4	59,4	56,5	55,9	57,1	54,7	55,8
50,7	52,8	51,7	55,3	57,5	51,7	55,3	56,7	61,3	60,7	59,5	58,5	54,5	58,9	55,0	54,3	51,2

Solda 13B (170/170A – 4ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
50,6	56,7	53,7	57,8	59,7	53,4	57,9	58,2	54,6	57,9	56,2	53,5	54,4	50,2	50,1	50,4	50,2
55,2	53,7	53,4	61,6	61,2	59,5	59,1	58,2	59,2	59,4	57,4	59,9	57,8	54,4	50,5	54,2	52,6
53,1	49,7	51,4	54,3	62,0	56,6	60,0	60,1	56,1	58,0	57,4	57,4	56,5	51,4	51,1	50,3	48,4

Solda 16B (170/170A – 4,2ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
48,6	45,5	46,9	50,9	52,6	46,3	51,8	51,7	53,8	53,5	55,4	60,5	53,0	50,2	48,6	44,7	56,0
46,7	46,8	51,9	51,4	54,2	55,5	53,4	51,9	57,1	53,0	51,9	58,6	52,5	51,4	53,1	49,5	53,1
47,5	48,7	52,0	52,8	55,0	53,6	53,6	53,1	61,7	56,2	53,8	52,9	56,7	54,7	57,0	50,9	57,9

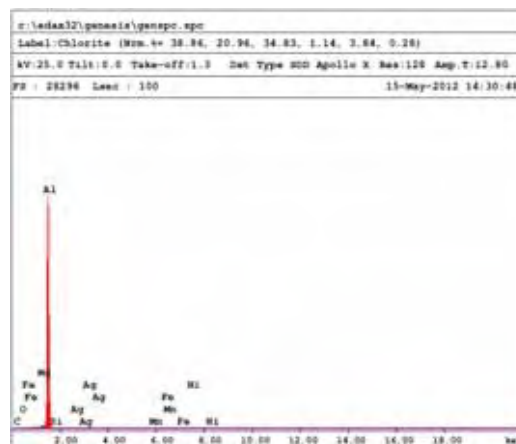
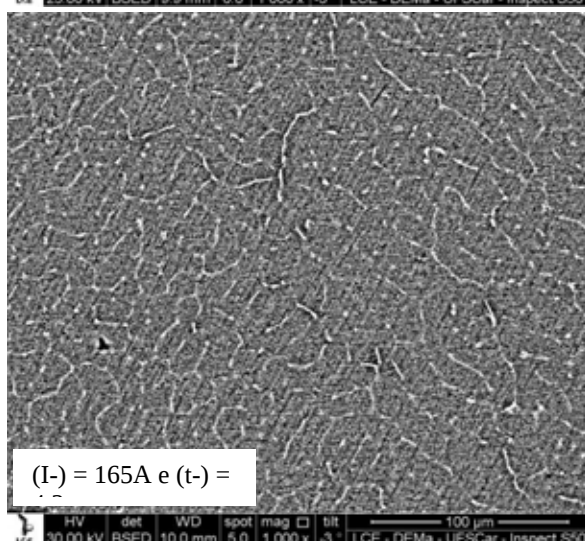
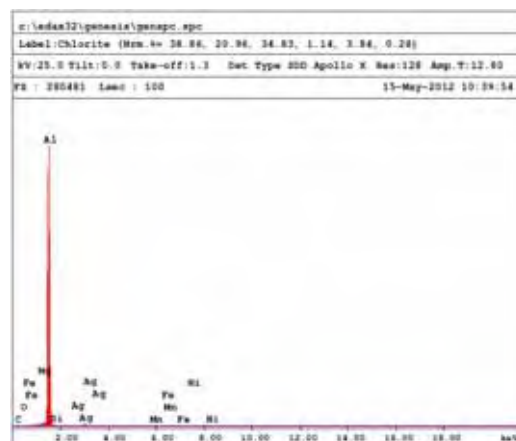
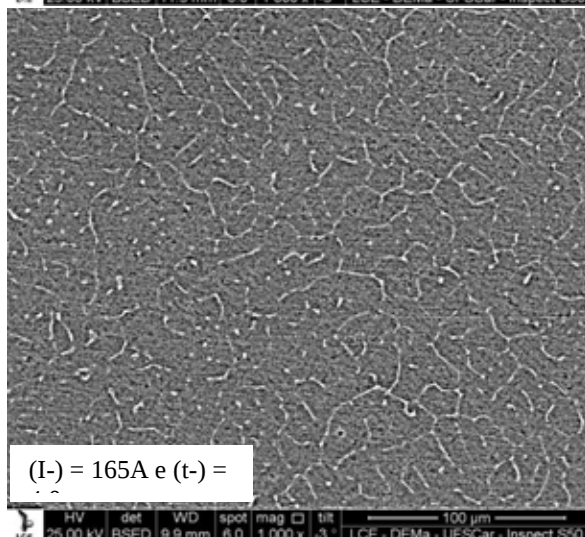
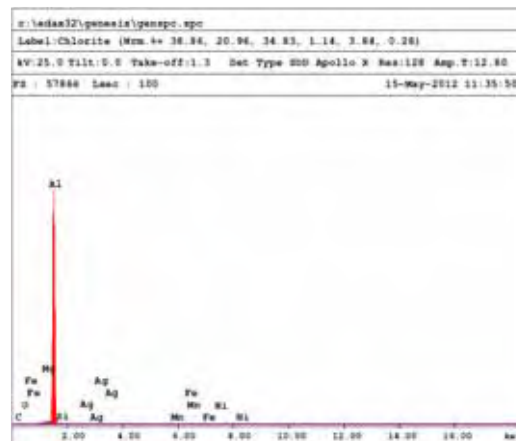
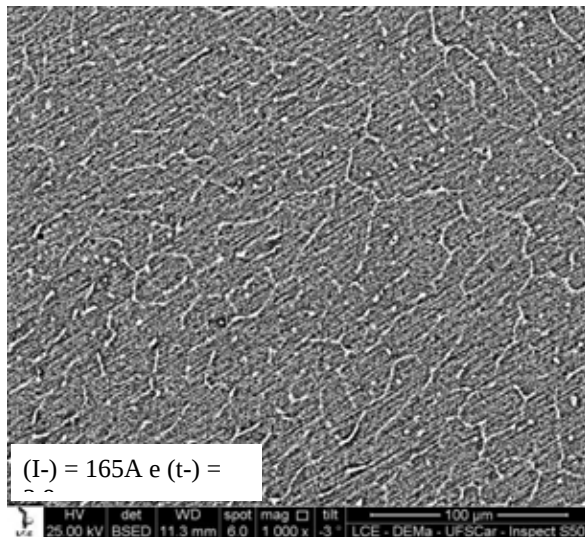
Solda 1B (170/165A – 3,8ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
44,6	46,1	45,9	46,7	52,0	49,2	53,0	53,9	56,5	56,3	48,1	52,8	52,4	50,2	46,9	49,4	46,8
46,8	44,2	48,3	49,5	49,0	55,0	53,0	54,4	52,0	55,4	60,1	51,8	47,0	44,8	47,9	45,9	42,2
45,6	38,6	48,1	52,1	52,8	49,0	53,0	54,5	49,2	49,4	52,7	57,1	51,5	49,5	49,6	47,7	47,4

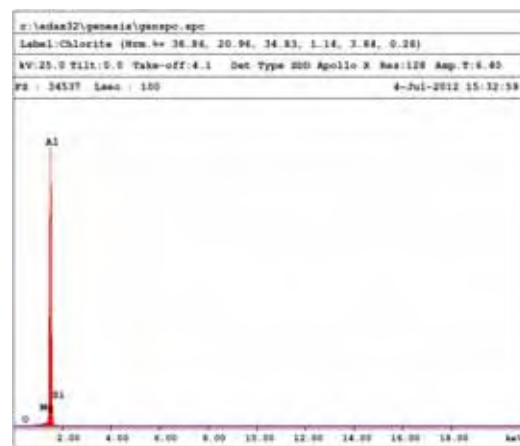
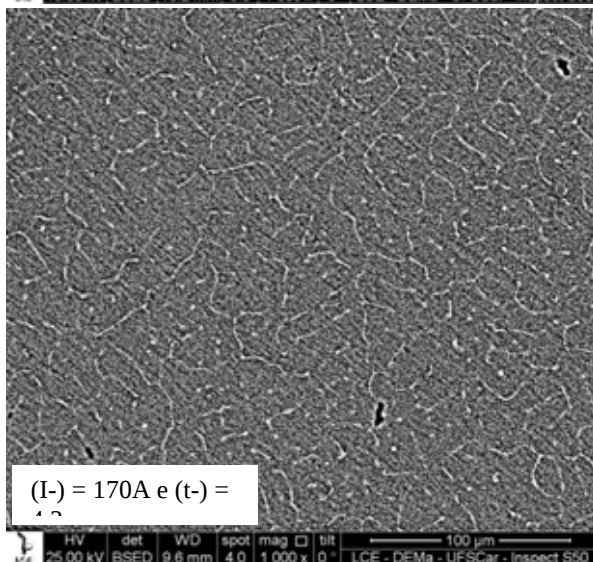
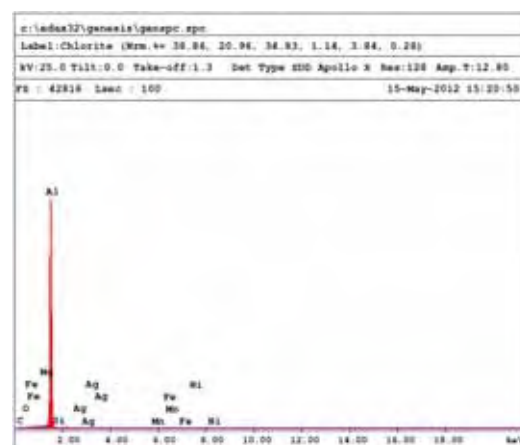
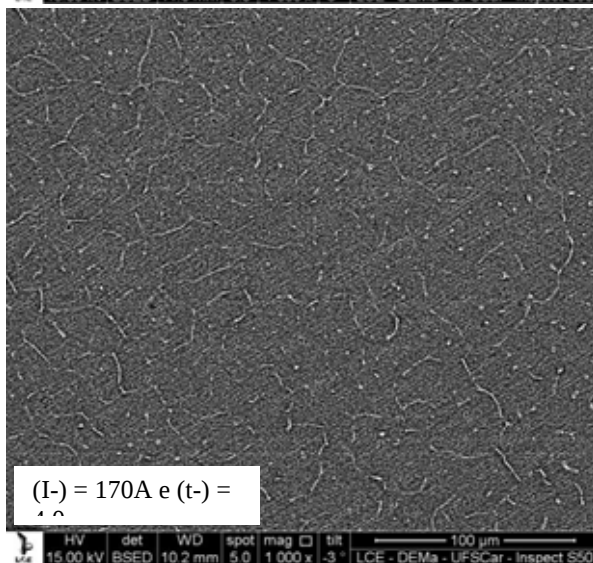
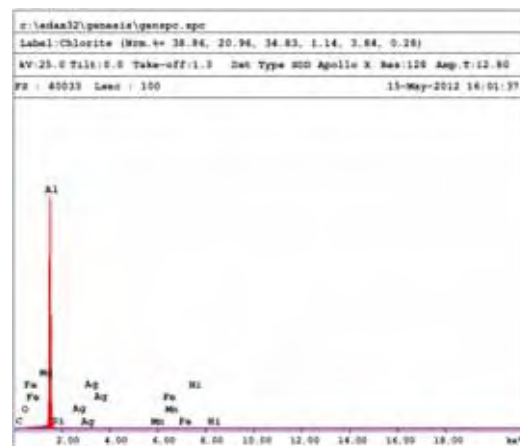
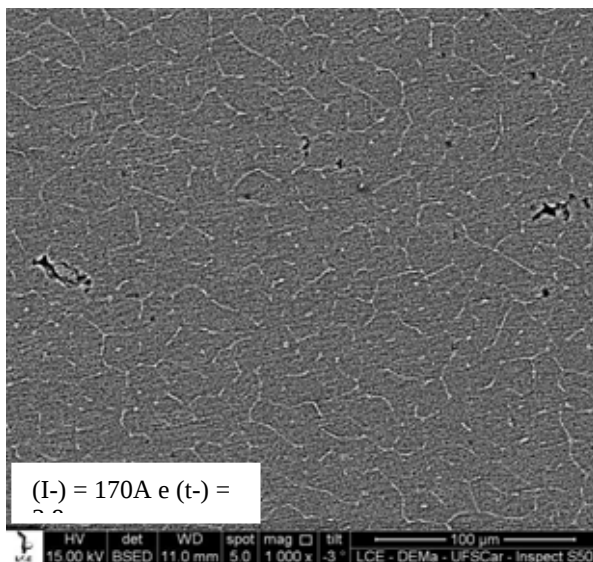
Solda 4B (170/165A – 4ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
50,4	50,5	51,2	47,6	54,0	48,8	51,5	57,4	61,0	56,7	52,3	57,2	53,1	50,2	50,2	48,1	47,3
50,2	52,6	54,1	52,5	56,4	58,3	56,5	62,0	61,6	54,4	52,6	55,3	53,3	52,3	49,1	51,7	47,8
45,9	45,7	45,9	47,5	52,0	56,9	54,9	55,1	64,6	57,4	57,3	59,6	52,6	51,0	49,9	50,9	51,4

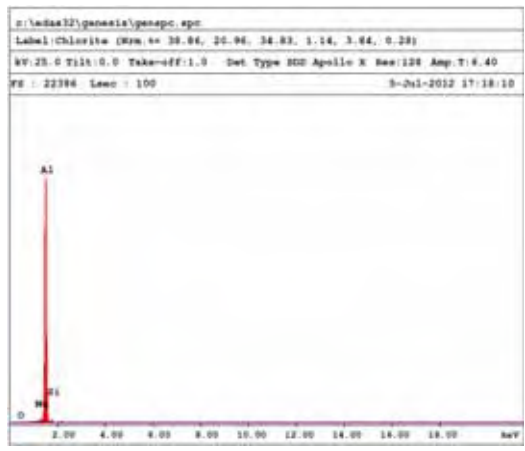
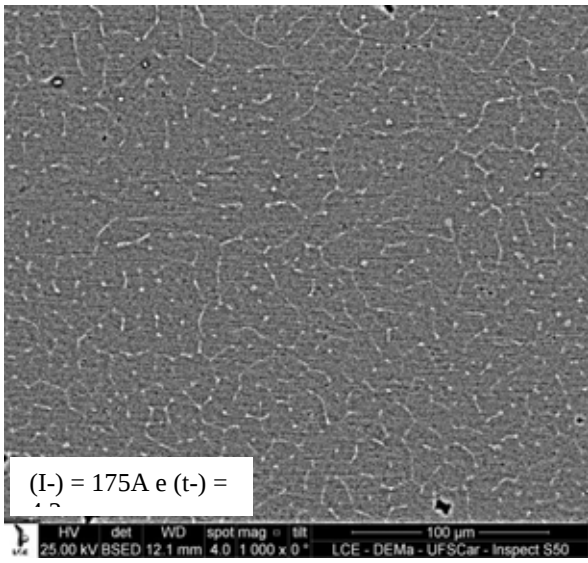
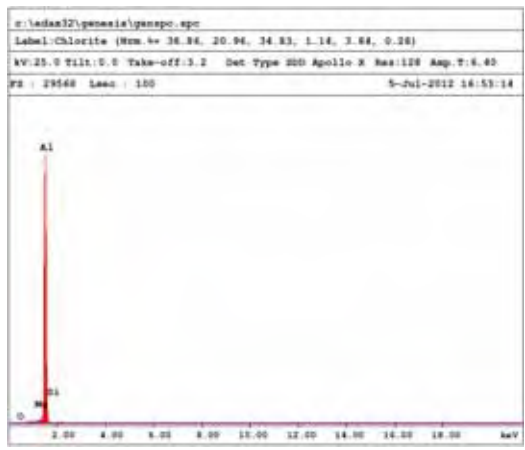
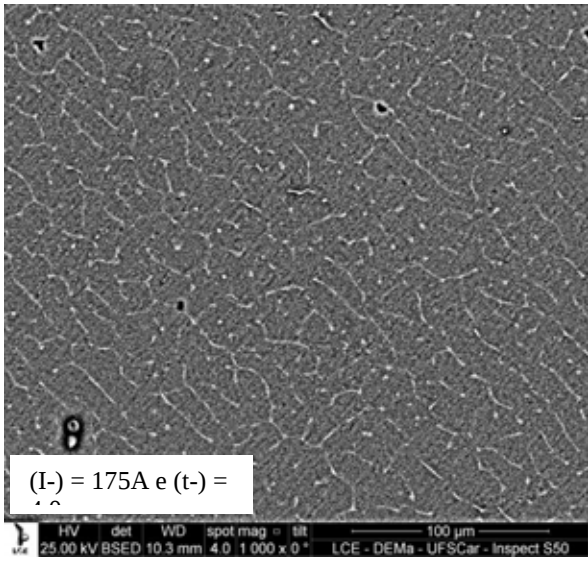
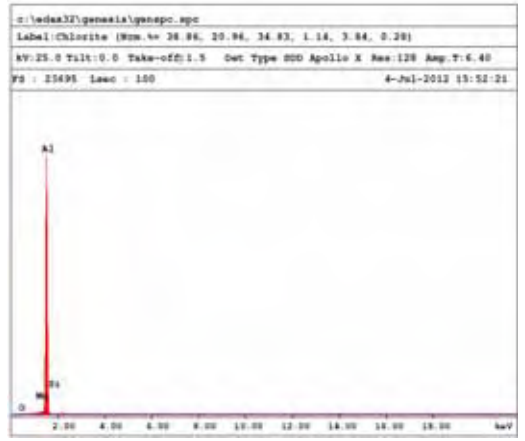
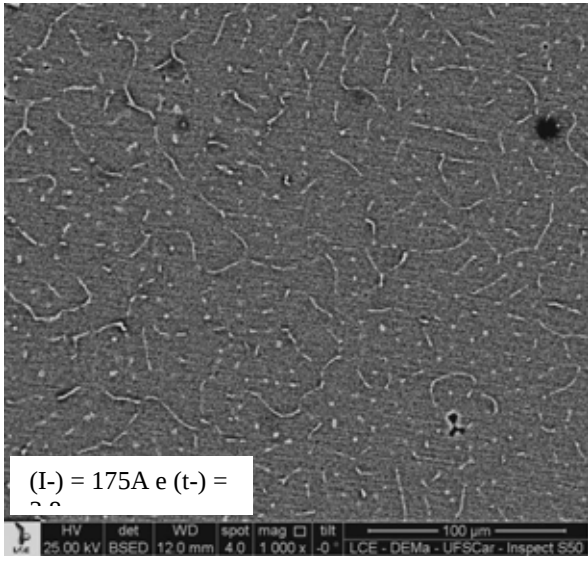
Solda 9B (170/165A – 4,2ms)																
Posição (mm)																
-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
50,5	47,2	50,9	52,5	52,9	56,0	51,9	52,8	56,1	57,0	64,6	56,5	51,0	53,1	52,5	52,4	51,2
44,9	42,0	42,2	47,4	50,3	49,4	55,0	49,1	55,8	56,4	59,5	52,7	51,7	55,0	51,3	51,8	47,8
47,2	46,8	53,7	49,9	49,9	50,9	54,2	51,7	52,7	54,5	40,5	55,0	53,5	54,2	48,7	49,9	53,5

APÊNDICE E

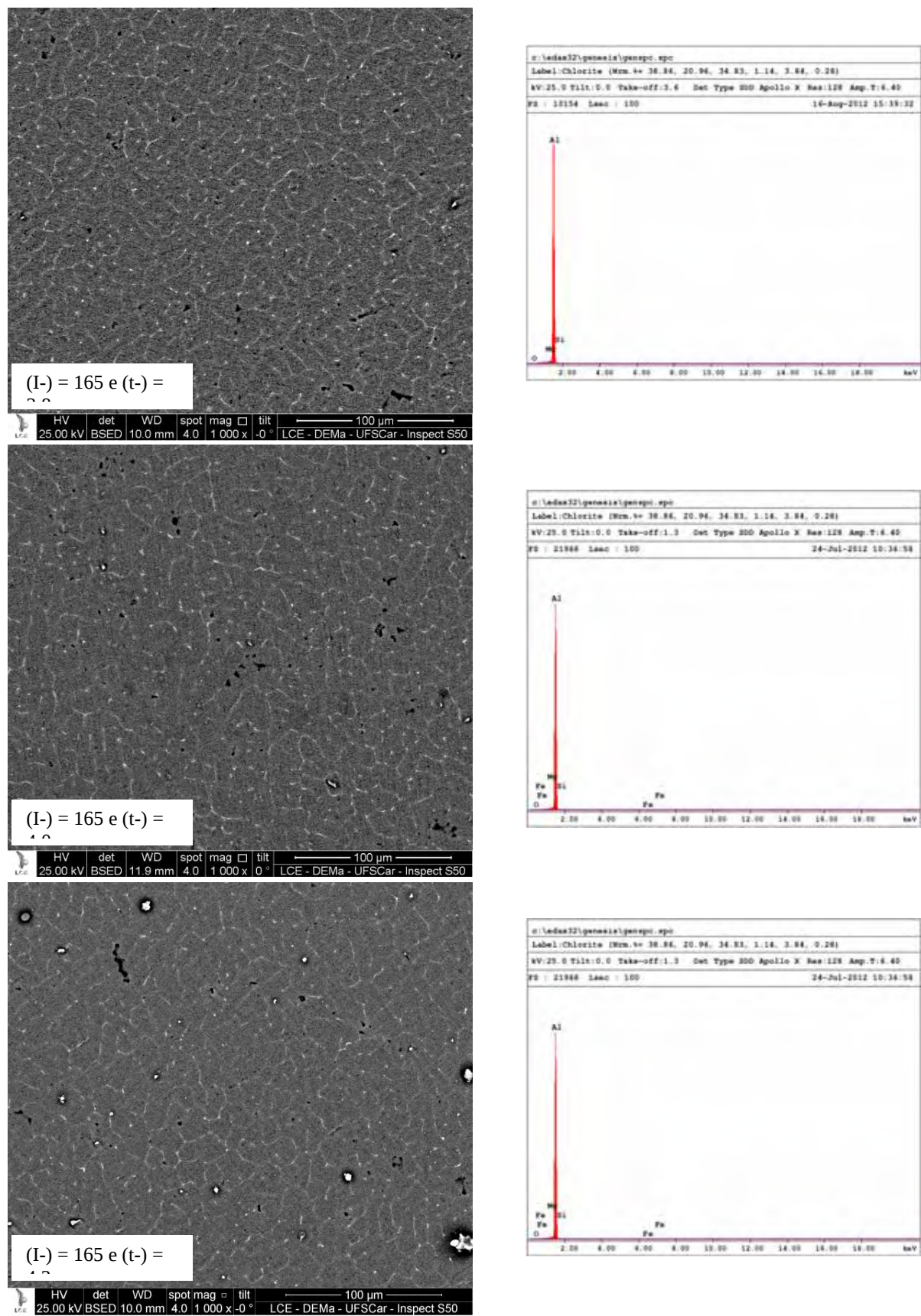
1. Fotomicrografias do metal de solda (MS) e seus correspondentes espectros das microanálises efetuadas por EDS, para as soldas realizadas com V_s de 2,6 mm/s.

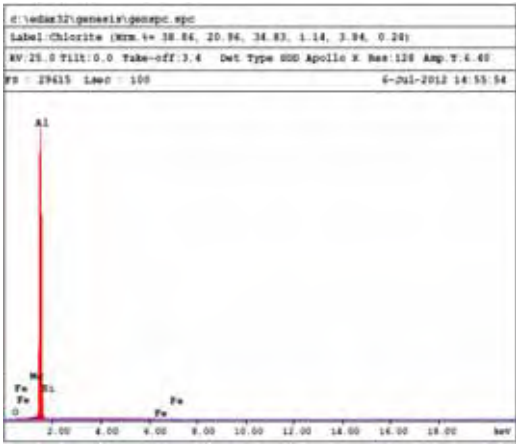
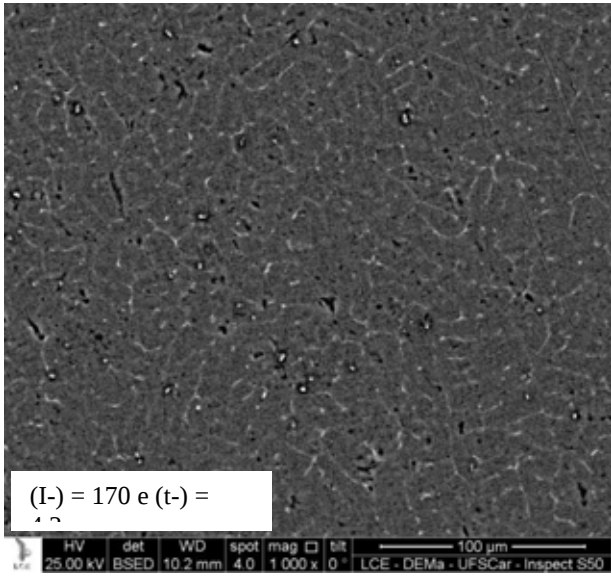
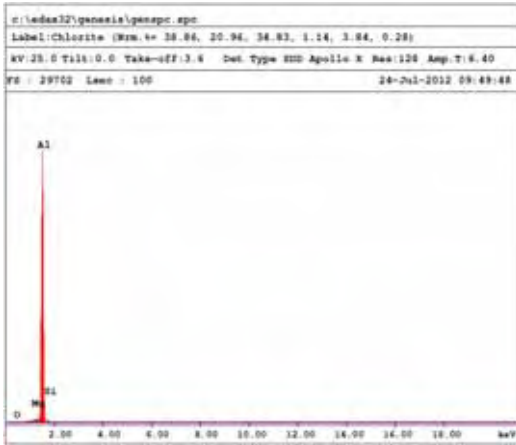
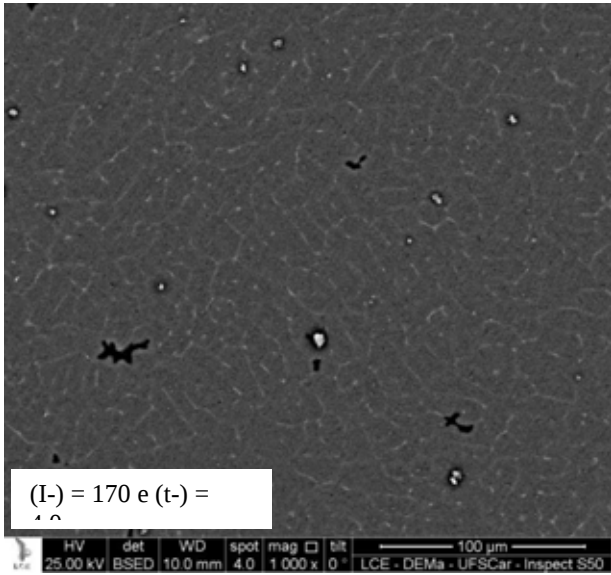
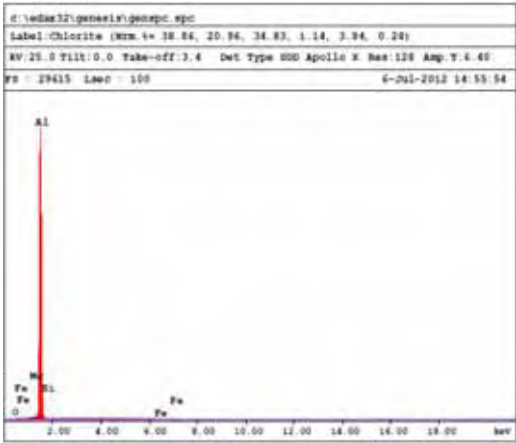
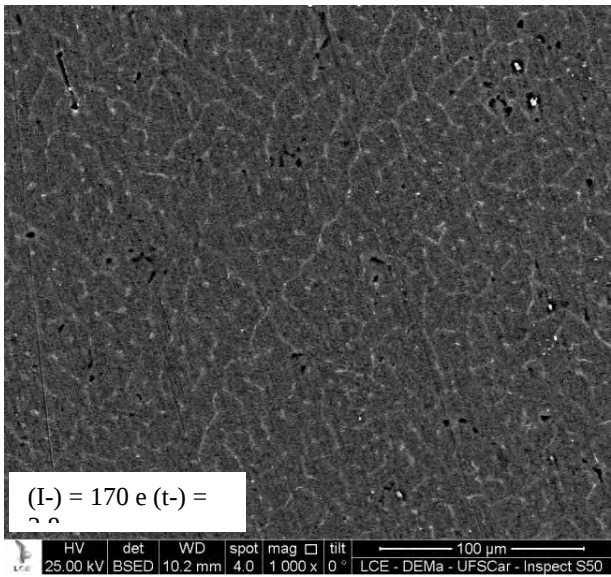


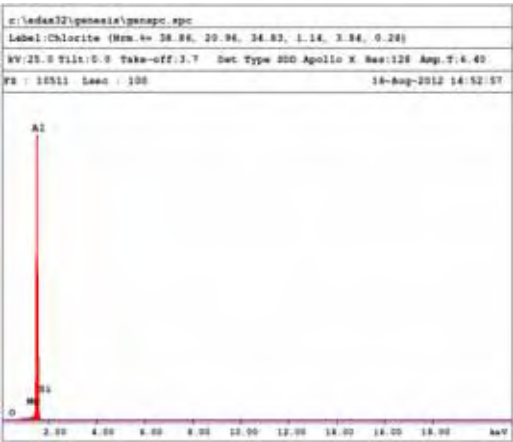
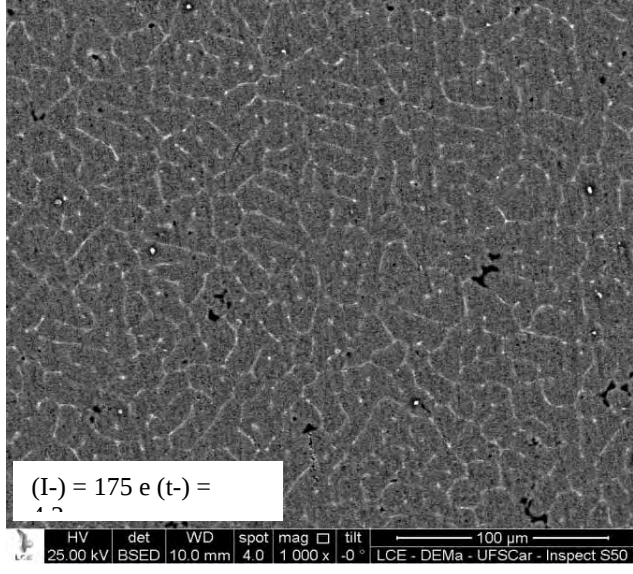
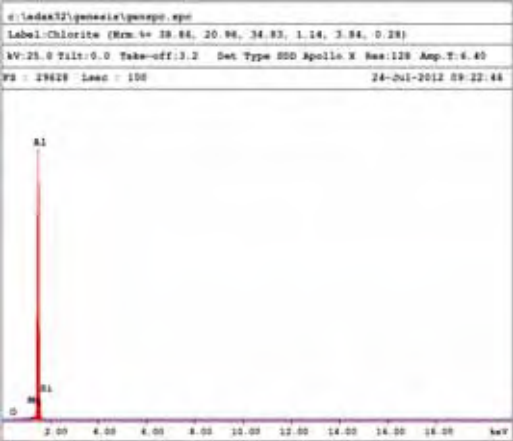
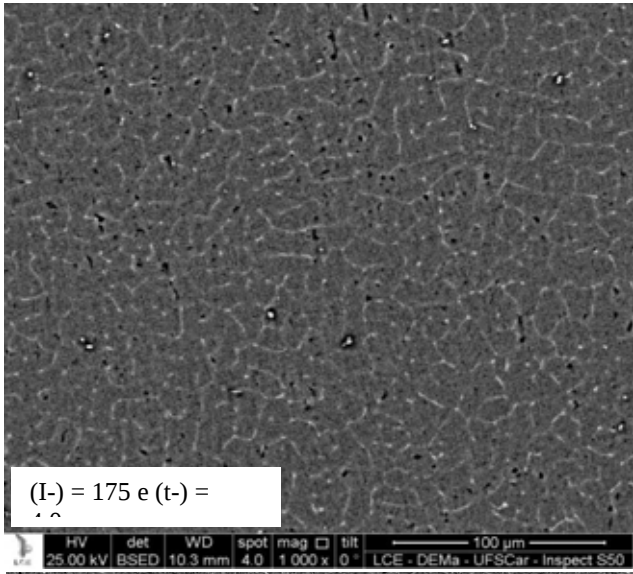
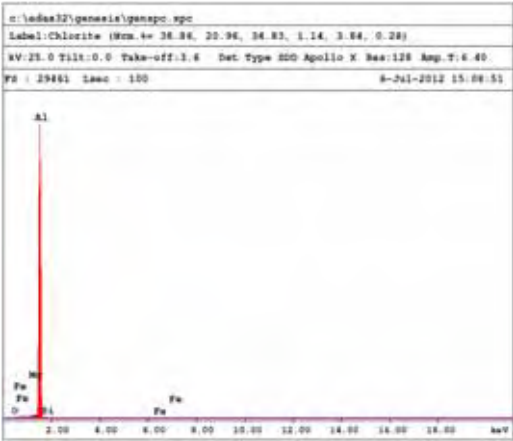
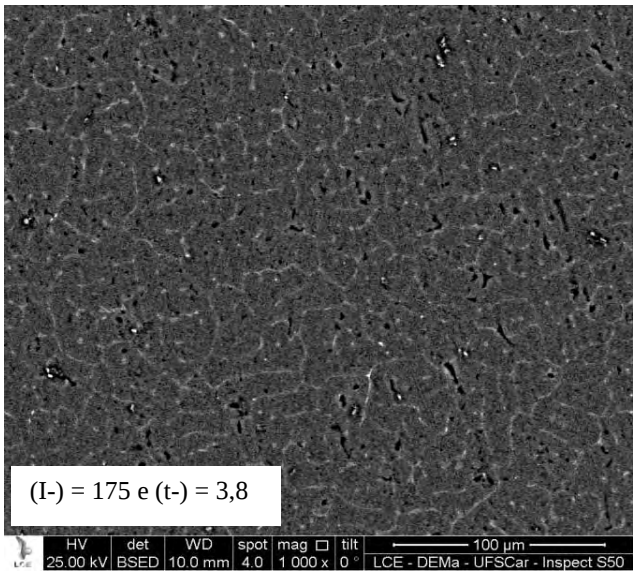




2. Fotomicrografias do metal de solda (MS) e seus correspondentes espectros das microanálises efetuadas por EDS, para as soldas realizadas com V_s de 3,5 mm/s.

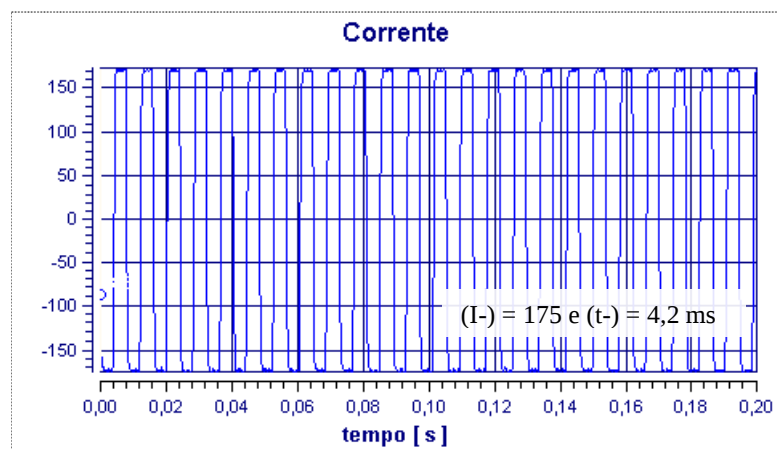
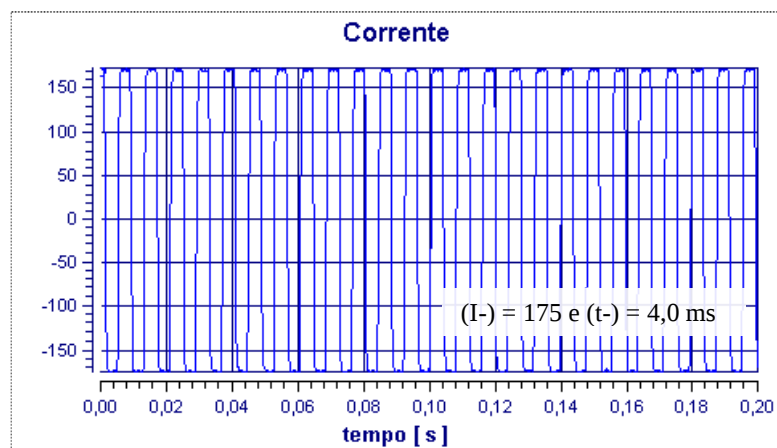
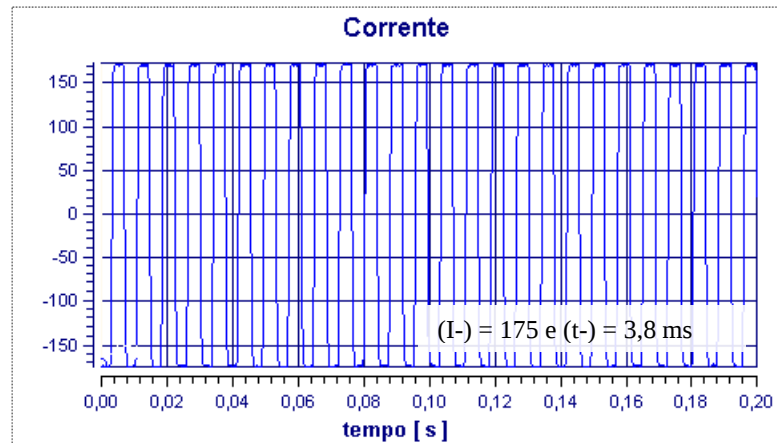


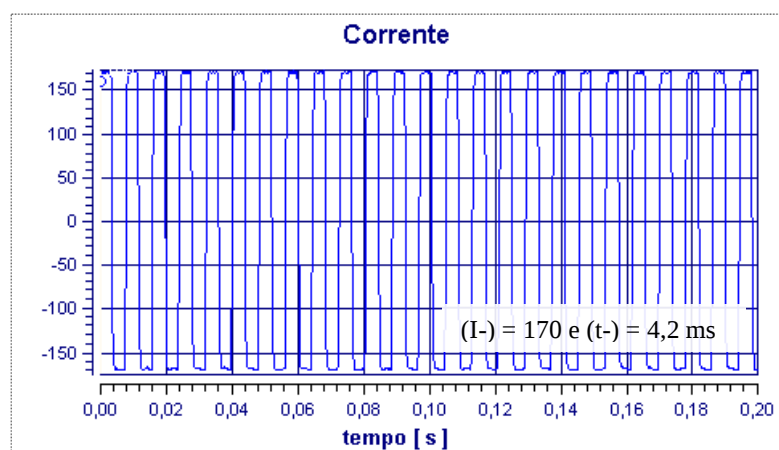
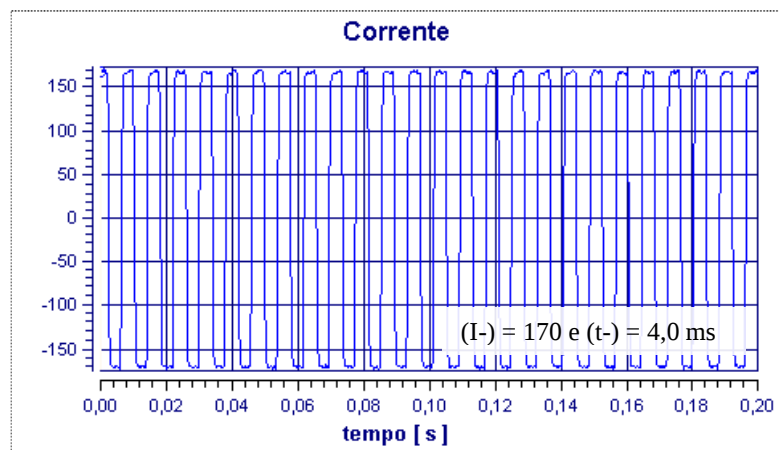
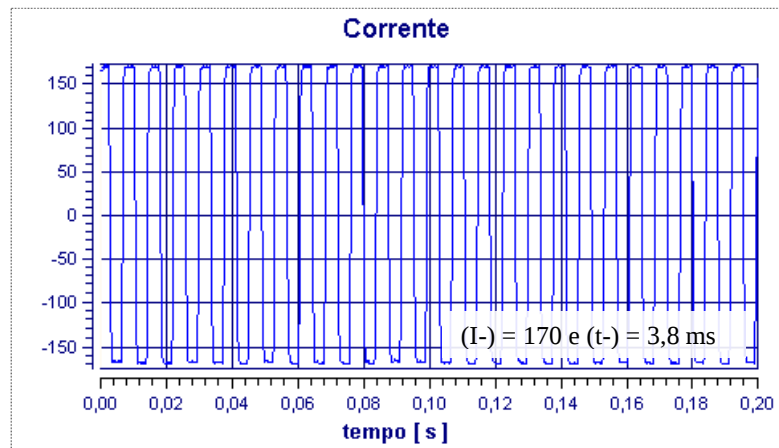


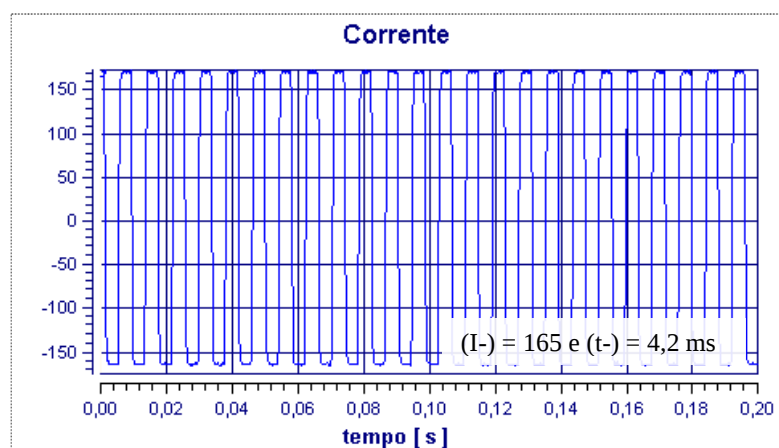
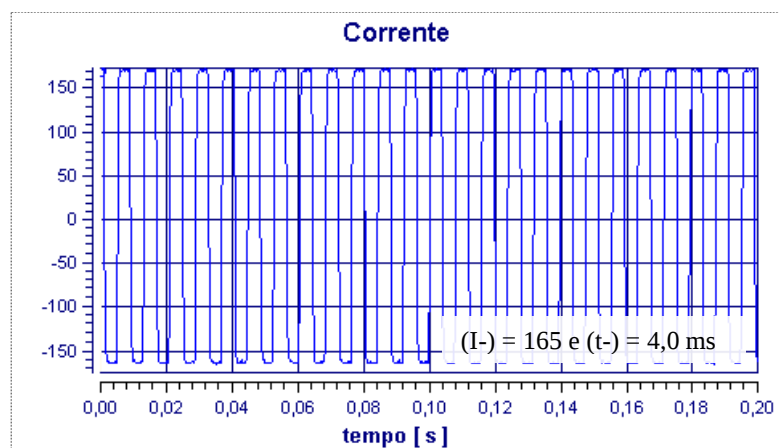
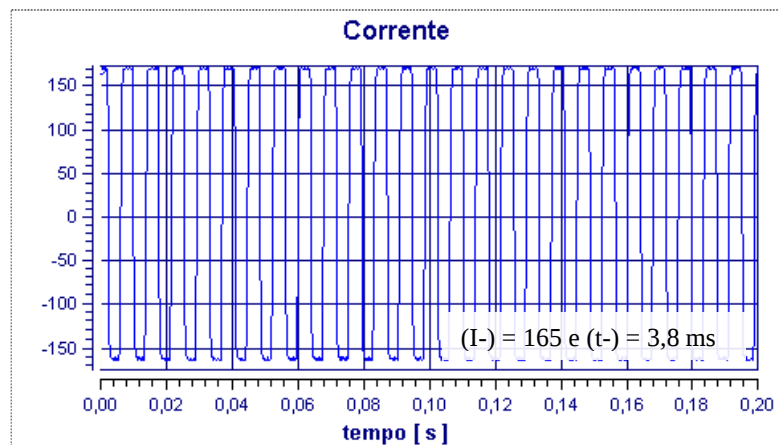


APÊNDICE F

1- Oscilogramas de I (A) x t (ms) para as condições de desbalanceamento da onda retangular com velocidade de soldagem igual a 2,6 mm/s.







2- Oscilogramas de I (A) x t (ms) para as condições de desbalanceamento da onda retangular com velocidade de soldagem igual a 3,5 mm/s.

