

Universidade Estadual Paulista “Júlio Mesquita Filho”

Faculdade de Ciências/Campus Bauru

Programa de Pós-Graduação em Ciências e tecnologia de Materiais.

Jonny Max Catarino

**Influência do desbalanceamento da onda retangular na liga de alumínio
6063-T6 soldada pelo processo TIG-CA.**

Bauru

2015

Jonny Max Catarino

**Influência do desbalanceamento da onda retangular na liga de alumínio
6063-T6 soldada pelo processo TIG-CA.**

Orientador: Prof. Dr. Eduardo Carlos Bianchi

Co-orientador: Prof. Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves

Dissertação apresentada como requisito para a obtenção do título de Mestre em Ciência e Tecnologia de Materiais ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais (POSMAT) da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, sob orientação do Prof. Dr. Eduardo Carlos Bianchi. Co-orientador: Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves.

Bauru

2015

Catarino, Jonny Max.

Influência do desbalanceamento da onda
retangular na liga de alumínio 6063-T6 soldada pelo
processo TIG-CA / Jonny Max Catarino, 2015.

73 f.

Orientador: Eduardo Carlos Bianchi

Dissertação (Mestrado)-Universidade Estadual
Paulista. Faculdade de Ciências, Bauru, 2015.

ATA DA DEFESA PÚBLICA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE JONNY MAX CATARINO, DISCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS, DO(A) FACULDADE DE CIÊNCIAS DE BAURU.

Aos 15 dias do mês de maio do ano de 2015, às 14:00 horas, no(a) Anfiteatro da Pós-Graduação/Faculdade de Ciências de Bauru, reuniu-se a Comissão Examinadora da Defesa Pública, composta pelos seguintes membros: Prof. Dr. EDUARDO CARLOS BIANCHI do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru, Prof. Dr. OMAR MALUF do(a) Centro Paula Souza / FATEC -Sertãozinho, Prof. Dr. YUKIO KOBAYASHI do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru, sob a presidência do primeiro, a fim de proceder a arguição pública da DISSERTAÇÃO DE MESTRADO de JONNY MAX CATARINO, intitulado "Influência do desbalanceamento da onda retangular na liga de alumínio 6063-T6 soldada pelo processo TIG-CA". Após a exposição, o discente foi arguido oralmente pelos membros da Comissão Examinadora, tendo recebido o conceito final: Aprovado. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que, após lida e aprovada, foi assinada pelos membros da Comissão Examinadora.

Prof. Dr. EDUARDO CARLOS BIANCHI

Prof. Dr. OMAR MALUF

Prof. Dr. YUKIO KOBAYASHI

Jonny Max Catarino

**Influência do desbalanceamento da onda retangular na liga de alumínio
6063-T6 soldada pelo processo TIG-CA.**

Dissertação apresentada como requisito para a obtenção do título de Mestre em Ciência e Tecnologia de Materiais ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais (POSMAT) da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, sob orientação do Prof. Dr. Eduardo Carlos Bianchi. Co-orientador: Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Eduardo Carlos Bianchi – Orientador

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru

Prof. Dr. Omar Maluf

Centro Paula Souza / Fatec-Sertãozinho

Prof. Dr. Yukio Kobayashi

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru

Bauru

2015

Agradecimentos

Primeiramente agradeço a Deus, por estar sempre ao meu lado.

Aos Professores Dr. Eduardo Carlos Bianchi e Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves pela orientação e confiança durante a execução deste projeto.

À minha mãe Creuza Catarina Morais pelo exemplo de dedicação e perseverança.

À minha avó Raimunda Catarina Barnabé que me ensina a cada dia que a verdadeira sabedoria reside na humildade.

À minha esposa Juliana Silva Machado Catarino pela compreensão e incentivo.

A todos os professores que fizeram parte da minha vida.

À Faculdade de Ciência e Tecnologia de Bauru.

À Faculdade de Engenharia de Bauru.

E a todos que direta ou indiretamente fizeram parte desta etapa de minha vida.

Obrigado!

Catarino, J.M. "Influência do desbalanceamento da onda retangular na liga de alumínio 6063-T6 soldada pelo processo TIG-CA". 2015. 73 f. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais). UNESP, Faculdade de Ciências, Bauru, 2015.

Resumo

A soldabilidade das ligas de alumínio é altamente influenciada pela natureza da corrente de soldagem, podendo esta interferir significativamente na qualidade a ser alcançada. O uso da corrente alternada em onda retangular no processo de soldagem TIG, permite inúmeras possibilidades tais como, flexibilidade em alterar a frequência da onda, amplitude da corrente positiva bem como negativa, além dos tempos de atuação da polaridade positiva e negativa do eletrodo para o mesmo ciclo de onda. A configuração selecionada tem efeito determinante no perfil e na propriedade final do cordão de solda. O uso da corrente alternada na soldagem das ligas de alumínio é amplamente utilizado e tem como finalidade, promover a limpeza da camada superficial do óxido Al_2O_3 , enquanto promove a penetração da junta. Na literatura é comum encontrar afirmações que limpeza da camada de Al_2O_3 na soldagem está ligada ao tempo positivo do ciclo de onda, e a penetração está ligada ao tempo negativo do ciclo de onda. Para a pesquisa proposta realizou-se a soldagem TIG-CA da liga de alumínio AA 6063-T6, por simples deposição sobre chapa com onda retangular, impondo-se variações tanto na corrente de soldagem como no tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo no ciclo na onda. As correntes de soldagem utilizadas foram 100 A, 120 A e 140 A. A condição inicial em termos de balanceamento foi de 50 % do tempo de atuação da polaridade positiva em um período de onda de 20 ms, seguido do desbalanceado para 32,5 % e 15 % de tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo, mantendo a frequência constante em 50 Hz para todas as configurações. Foi observado que o desbalanceamento de onda interfere diretamente no resultado final dos cordões de solda. Os resultados para as configurações selecionadas mostram que a diminuição do tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo no ciclo de onda promove redução da penetração e da largura alcançada no cordão de solda. A micrografia

obtida para os diferentes tempos de atuação da polaridade positiva revelam que o aumento da faixa de grãos grosseiros na ZTA está ligado ao tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo. O perfil de microdureza obtido por meio do ensaio de microdureza Vickers revela uma maior área de queda da dureza para as soldagens executadas na condição de corrente balanceada.

Palavras-chaves: Soldagem TIG, Onda Retangular, Alumínio.

Catarino, J.M. "Influence of unbalance of square wave on 6063-T6 aluminum alloys welded by AC-GTAW". 2015. 73 f. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais). UNESP, Faculdade de Ciências, Bauru, 2015.

Abstract

The weldability of the aluminum alloys is highly influenced by the weld current nature; it could interfere significantly on the desirable quality. The use of alternated current on the TiG welding processes, promote innumerous possibilities like, flexibilities on the change the wave frequency, positive current amplitude as the negative current amplitude, furthermore the actuations time of positive and negative polarity of electrode in the same wave cycle. The selected configuration has the important effect on the final properties on the weld bead. The use of alternated current on the aluminum alloys welding are largely used and has the finality, to promote the superficial oxide layer cleaning Al_2O_3 , in the same time that it promote the weld penetration. On the literature is very common to find the affirmatives where the oxide layer cleaning of Al_2O_3 on the welding is linked on the positive time on the wave cycle, and the penetration is linked at the negative time for the same wave cycle. For this proposal research was realized the TIG-CA welding on the AA 6063-T6 aluminum alloys, by a bead-on-plate with the square wave, induced by weld current variations as the acting time of positive polarity of the electrode on the wave cycle. The weld current applied were 100 A, 120 A and 140 A. The initial conditions utilized was a balanced on 50 % of acting time of positive polarity in the wave period in a 20 ms, followed by a unbalance of 32,5 % and 15 % of the actuation time of positive polarity in the electrode, keeping the unaltered frequency on 50 Hz for all configurations. Was observed that the unbalanced wave interfere direct on the final result of weld bead. The results for the selected configurations shows that decreasing the actuations time of electrode positive polarity on the wave cycle promote the reductions of depth and wide on the weld bead. The obtained micrographia for a different actuations time of positive polarity shows that the increase of the huge grains zone on ZTA is linked on actuations time of electrode positive polarity. The

profile of microhardness achieved on the Vickers test reveal the bigger area with less hardness for the weld executed by a balanced current conditions.

Keywords: Welding GTAW, Square Wave, Aluminum

Lista de Ilustrações

Figura 1 - Diagrama pseudo-binário Al-Mg ₂ Si, de solubilização e precipitação.....	24
Figura 2 - Fragilização da ZTA pela temperatura de soldagem.....	26
Figura 3 - Formação de grãos no processo de soldagem TIG.....	27
Figura 4 (a) - Relação entre largura e percentual de eletrodo positivo. 4 (b) - relação entre penetração e largura para soldagem.....	31
Figura 5 - Fluxograma para seleção, preparação e execução dos testes.....	32
Figura 6 - Fonte de soldagem DIGIPlus A7 fabricada pela IMC-Soldagem.....	34
Figura 7 - Alimentador de arame modelo STDA-20D.....	35
Figura 8 – Unidade de refrigeração UPR 7500.....	36
Figura 9 – (a) e (b) Tocha de soldagem acoplada ao carro sobre trilhos, 9 (c) e (d) grampo de pressão utilizado para fixar os corpos-de-prova.	36
Figura 10 - Equipamentos e acessórios utilizados.....	37
Figura 11 - Tocha de soldagem com bico alimentador de arame.....	38
Figura 12 - Desbalanceamento empregado para cada corrente.	39
Figura 13 - Posicionamento das indentações para as medidas de microdureza Vickers.....	40
Figura 14 - Posicionamento das medições de penetração e largura.	41
Figura 15 - Fotomicrografia das amostras soldadas sobrepostas com o histograma aqusitado para cada variação de EP.....	44
Figura 16 - Fotomicrografia ilustrando a posição real das medidas de penetração e largura.....	46
Figura 17 - Penetração média obtida em função do dos desbalanceamentos empregados na soldagem.	48
Figura 18 - Largura média obtida em função do dos desbalanceamentos empregados na soldagem.....	49
Figura 19- Perfil de microdureza obtida ao longo da junta soldada com corrente de 140 A, para as diferentes condições de EP.	51
Figura 20 - Perfil de microdureza obtida ao longo da junta soldada com corrente de 120 A, para as diferentes condições de EP.	53
Figura 21 - Perfil de microdureza obtida ao longo da junta soldada com corrente de 100 A, para as diferentes condições e EP.	55

Figura 22- Fotomicrografia da ZF, corrente 140 A balanceada.....	57
Figura 23 – Fotomicrografia da ZTA, corrente 140 A balanceada.....	57
Figura 24 – Fotomicrografia da ZF, corrente 140 A com tempo positivo do ciclo em 32,5 %.	58
Figura 25 – Fotomicrografia da ZTA, corrente de 140 A com tempo positivo de ciclo 32,5 %.	59
Figura 26 – Fotomicrografia da ZF, corrente 140 A com tempo positivo de ciclo 15 %.	60
Figura 27 – Fotomicrografia da ZTA, corrente 140 A com tempo positivo de ciclo em 15 %.	60
Figura 28 - Análise semiquantitativa dos elementos químicos presentes na ZF.	62
Figura 29 - Análise semiquantitativa dos elementos químicos presentes na ZT.	64

Lista de tabelas

Tabela 1 - Sistema de classificação das ligas de alumínio trabalháveis.	19
Tabela 2 - Teores dos principais elementos químicos que compõem o metal de base e metal de adição.	43
Tabela 3 - Dimensões médias para penetração e largura corrente 140 A.....	46
Tabela 4 - Dimensões médias para penetração e largura corrente 120 A.....	46
Tabela 5 - Dimensões médias para penetração e largura corrente 100 A.....	47
Tabela 6 – Valores microdureza obtida para o perfil transversal das soldas executadas com a corrente de 140 A.	50
Tabela 7 - Valores microdureza obtida para o perfil transversal das soldas executadas com a corrente de 120 A.	52
Tabela 8 - Valores microdureza obtida para o perfil transversal das soldas executadas com a corrente de 100 A.	54
Tabela 9 – Teores dos elementos químicos detectados na ZF.....	63
Tabela 10 – Teores dos elementos químicos encontrados na ZT.	65

Lista de abreviaturas e símbolos

A	Ampère
CA	Corrente alternada
CC	Corrente contínua
CC+	Corrente contínua em polo positivo
CC-	Corrente contínua em polo negativo
CP	Corpo-de-prova
EDS	Electron diffraction spectrum
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
MA	Metal de adição
MS	Metal de solda
(t-)	Tempo de atuação da polaridade negativa do eletrodo
(t+)	Tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo
TIG	Tungsten Inert Gas
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZF	Zona Fundida
Mg ₂ Si	Siliceto de magnésio
M.O	Microscopia óptica
ms	milissegundos
HV	Dureza Vicker
HF	Ácido fluorídrico
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura

Sumário

1	- Introdução	15
2	- Objetivo.....	17
3	- Revisão bibliográfica.....	18
3.1	- Ligas de alumínio	18
3.1.1	- Tratamento térmico das ligas de alumínio	21
3.1.2	- Tratamento térmico de solubilização e precipitação	23
3.1.3	- Comportamento microestrutural das ligas de alumínio pós-soldagem.....	25
3.2	- Processo de soldagem TIG	28
4	- Materiais e Métodos	31
4.1	- Materiais.....	31
4.2	- Métodos	32
4.2.1	- Análise química	33
4.2.2	- Equipamentos de Soldagem	34
4.2.3	- Procedimentos de Soldagem	37
4.2.4	- Medidas de microdureza.....	40
4.2.5	- Avaliação macroestrutural e microestrutural.....	41
4.2.5.1	Macroestrutura.....	41
4.2.5.2	- Microestrutura	42
5	- Resultados e Discussão	42
5.1	- Análises químicas	42
5.2	- Análise macroestrutural.....	43
5.3	- Microdureza Vickers.....	49
5.4	- Análise microestrutural	56
5.5	- MEV	61
6	- Conclusões.....	67
7	- Referências.....	68

1 - Introdução

A soldabilidade das ligas de alumínio é altamente influenciada pela corrente de soldagem, podendo esta interferir significativamente na qualidade alcançada. No processo de soldagem TIG a utilização de onda senoidal com corrente alternada é muito comum, entretanto, o uso de corrente alternada com formato retangular têm sido muito estudada, mostrando-se bem sucedida principalmente pela possibilidade de desbalanceamento da mesma.

O estudo e avaliação dos efeitos do desbalanceamento na forma da onda alternada retangular é muito extenso e permite inúmeras possibilidades, a flexibilidade de alterar os parâmetros tais como: variações na frequência da onda, amplitude de corrente, tanto positiva quanto negativa e tempos de polaridade do eletrodo diferentes para um único ciclo, entre outros, torna a corrente alternada com onda retangular uma fonte quase inesgotável de estudos.

Baseado neste fato, o uso de uma determinada forma de onda na corrente retangular tem efeito característico e determinante na propriedade final do cordão de solda, e pode estabelecer o tipo de refinamento microestrutural, nível de tensão residual e, conseqüentemente, um maior ou menor grau de suscetibilidade ao surgimento de trincas na região de solda.

Devido à importância da mesma, a microestrutura final resultante do processo de soldagem na liga de alumínio é tema de vários estudos. A relação entre refino de grãos e o surgimento de trincas na região soldada, muitas vezes está ligada com os parâmetros utilizados no processo de soldagem.

Tema de vários estudos, a aplicação da onda retangular CA balanceada no processo de soldagem TIG tem se mostrado muito eficiente, mas é preciso aprofundar os estudos identificando a resposta da liga quanto à forma desbalanceada de onda, sobretudo nas ligas de alumínio.

A literatura clássica trata a relação de polaridade positiva e negativa de uma forma simplista, quando relaciona a corrente de soldagem polaridade negativa com a penetração e a corrente de soldagem polaridade positiva com limpeza da camada superficial de óxido. Trabalhos mais recentes buscam dar um foco maior à influência

da corrente de onda, principalmente na soldagem das ligas de alumínio. Os resultados já obtidos mostram uma forte influência do tempo de polaridade positiva do eletrodo na questão penetração e largura do cordão de solda.

Neste contexto, o trabalho proposto, visa a investigação do efeito da restrição do tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo a partir da corrente de soldagem CA com onda balanceada.

2 - Objetivo

Este trabalho visa a investigação da influência do desbalanceamento de onda retangular no processo de soldagem TIG-CA, sobre a macroestrutura e microestrutura obtida no cordão de solda da liga de alumínio AA 6063 T6 e abrange os seguintes passos:

- 1) Submeter os corpos-de-prova a diferentes ações de onda alternada com desbalanceamento dos tempos de atuação entre polaridade positiva e negativa do eletrodo para cada ciclo de onda.
- 2) Investigar a influência da restrição do tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo no ciclo de onda em cada variação proposta, no que concerne ao efeito gerado na zona fundida.
- 3) Avaliar a influência da forma de onda aplicada, na mudança microestrutural da ZTA das soldas.
- 4) Definir o melhor balanço de onda a ser aplicada no processo de soldagem TIG-CA da liga 6063-T6, no que se refere à relação penetração e largura do cordão de solda.

3 - Revisão bibliográfica

3.1 - Ligas de alumínio

Uma das grandes vantagens do alumínio é a sua resistência à oxidação, esta resistência é devida a capacidade natural do alumínio que ao entrar em contato com o oxigênio presente no ambiente oxida e forma uma camada fina de óxido de alumínio (Al_2O_3), com espessura entre 2 e 3 nm, que confere ao material alto grau de proteção, uma vez que esta camada formada é muito aderente e altamente eficiente para estabilizar a ação que o oxigênio contido no ambiente provoca na superfície do alumínio (ALUMINUM STANDARDS AND DATA, 1979)

Na sua forma pura, o alumínio apresenta baixa densidade, boa resistência à corrosão, condutividade térmica e elétrica, boa soldabilidade e conformabilidade entre outras características (KOLOSOSKI, 1998).

A versatilidade do alumínio é garantida pela adição de ligas que o torna um dos mais econômicos e atrativos metais para diversas aplicações. Na indústria automobilística o uso do alumínio e suas ligas podem garantir uma diminuição do peso das estruturas dos automóveis na ordem de 30% para um equivalente design construído em aço, e ainda descartar a necessidade da galvanização, obrigatória para que os aços resistam à oxidação (GOULD, 2012).

Para aplicações estruturais o alumínio puro não garante a resistência mecânica desejada, sendo necessária a adição de alguns elementos de ligas que garantem ao alumínio a resistência mecânica exigida pelo projeto. Para garantir diferentes aplicações para o alumínio ele é geralmente ligado com metais como o cobre, manganês, magnésio, silício e zinco. A liga é formada dissolvendo o elemento de liga “soluto” na matriz “solvente” ainda no estado líquido, no resfriamento a liga se solidifica e nela podem existir várias composições dependendo do limite dos elementos adicionados. Se o elemento adicionado for acima do limite de solubilização na matriz, pode ser gerado um segundo componente ou fase, que podem ser uma solução sólida secundária, um componente intermetálico ou uma fase do elemento de liga puro (MATHERS, 2002).

Alumínio e suas ligas são caracterizados pela baixa densidade $2,7 \text{ g/cm}^3$ principalmente se comparado com o aço $7,9 \text{ g/cm}^3$, possuem alta condutividade térmica e elétrica, e resistência à corrosão ao meio ambiente. Sua estrutura cristalina C.F. C garante ductilidade mesmo em baixas temperaturas e possui baixo ponto de fusão $660 \text{ }^\circ\text{C}$ (CALLISTER, 2001).

As ligas de alumínio são classificadas em um sistema numérico de quatro dígitos que indicam os grupos de elementos contidos na liga e determinam as características desta liga conforme Tabela 1 Aluminum standards and data (1979).

Tabela 1 - Sistema de classificação das ligas de alumínio trabalháveis. Fonte: ALUMINUM STANDARDS AND DATA (1979).

Série – Liga ⁽¹⁾	Elementos químicos da liga
2000 – 2xxx	Cu
3000 – 3xxx	Mn
4000 – 4xxx	Si
5000 – 5xxx	Mg
6000 – 6xxx	Mg 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 seguida são levantadas algumas características de composição e aplicação para cada uma das séries listadas na tabela acima. (ALUMINUM STANDARDS AND DATA, 1979, ANDERSON, 2005).

Série 1000, alumínio com grau de pureza igual ou maior que 99%, utilizada principalmente no campo elétrico e químico devido à característica de excelente resistência à corrosão, alta condutividade térmica e elétrica, baixa propriedade mecânica e excelente trabalhabilidade. É muito utilizada em estruturas que exigem resistência à corrosão como tanques e tubulações para indústria química e petroquímica.

Série 2000 contém de 2 % a 6 % de teor de cobre. Este elemento promove substancial aumento de dureza e facilidade de precipitação de fases endurecedoras. Não possui boa resistência à corrosão em comparação com outras ligas, e sob certas condições fica sujeita ao efeito da corrosão intra-granular. É muito usada em aplicação aeroespacial e veículos militares.

Série 3000 tem o manganês como principal elemento adicionado, este grupo que não é tratável termicamente. A pouca transformação alcançada é devido ao efeito de encruamento a frio. O manganês aumenta levemente a resistência mecânica sem reduzir a ductilidade ou resistência à corrosão. É uma liga que apresenta boa usinabilidade e soldabilidade. É muito utilizado nos utensílios de cozinha, trocadores de calor e condensadores de ar condicionado.

Série 4000, a presença do silício reduz a temperatura de fusão e melhora a fluidez da liga. É muito usada para confecção de eletrodos consumíveis para soldagem com maior aplicação nos processos de brasagem. A maioria das ligas desta série não são tratáveis termicamente, mas, podem ser usadas como material de enchimento na soldagem de fundidos devido à característica de se combinar com o metal base recebendo alguns de seus constituintes e respondendo ao tratamento que o material é submetido.

Série 5000, a adição do magnésio aumenta a propriedade mecânica pela formação da solução sólida endurecedora. Esta é uma série não tratável termicamente. O manganês pode ser adicionado para maximizar a dureza da liga.

Esta série possui boa soldabilidade e boa resistência à corrosão. É muito utilizada em veículos blindados, vasos de pressão e tanques criogênicos.

Série 6000, o magnésio em conjunto com o silício produz o composto siliceto de magnésio (Mg_2Si). A formação deste composto é promovida pela capacidade da liga de ser tratável termicamente. Características tais como boa conformabilidade e média resistência à corrosão, tornam esta liga muito usada em estruturas de automóveis, barcos e outras fabricações estruturais.

Série 7000, o zinco é o principal elemento de liga adicionado. Com a adição de pequenas porcentagens de outros elementos, principalmente o cobre e o magnésio, torna-se uma liga tratável termicamente de alta resistência. A liga mais resistente usada nas estruturas dos aviões pertence a este grupo, além dos veículos blindados e quadros de bicicletas.

3.1.1 - Tratamento térmico das ligas de alumínio

A formação de uma liga metálica tem por principal finalidade melhorar a resistência mecânica do material por meio da solução sólida de solutos na matriz solvente. Este mecanismo pode ser chamado de resistência constitutiva da liga (DIETER, 1981).

A liga Al-Mg-Si da série 6000 pertence ao grupo das ligas tratáveis termicamente e podem ser beneficiadas com aumento de resistência pela formação de precipitados metaestáveis de diferentes estruturas atômicas, tamanhos e formas dependendo da composição da liga e do processo térmico aplicado à mesma (TEICHMANN, 2012).

O elemento adicionado à liga atua na matriz de duas formas, a primeira é agindo como átomo intersticial, ocorre quando o elemento ligante tem um tamanho atômico pequeno que permite preencher o interstício da célula unitária, a segunda é agindo como átomo substitucional, o átomo deve ter um tamanho 15% maior ou menor que o átomo do solvente, pois ele ocupa o lugar de um átomo solvente na célula. Ambas as formas, o intersticial e o substitucional distorcem a rede cristalina

introduzindo tensão e diminuindo a possibilidade de deslizamento dos planos, conseqüentemente diminuindo a ductilidade da liga. Se for adicionado elemento acima do limite de solubilização do soluto, é gerada uma segunda fase no alumínio que resulta em aumento da resistência e dureza. A célula unitária é o menor arranjo atômico possível (COBDEN, 1994, MATHERS, 2002).

A série 6000 é tratável termicamente e usa a combinação do magnésio (Mg) e silício (Si) para responder ao efeito de endurecimento por tratamento térmico. Nesta série o magnésio (Mg) se combina com o silício (Si) formando o composto intermetálico siliceto de magnésio Mg_2Si , fase beta (β) na matriz de alumínio alfa (α) promovendo o endurecimento desta liga. O aumento da temperatura tem grande influência na dureza da liga por envelhecimento, onde o tempo e aumento da temperatura contribuem pra o crescimento do precipitado, Mg_2Si , na matriz até atingir o ponto de crescimento excessivo destes precipitados, atingindo o ponto de super-envelhecimento que é caracterizado pelo movimento das discordâncias quando solicitado mecanicamente (COBDEN, 1994).

Na formação de fases o silício e o magnésio, são parcialmente dissolvidos em solução sólida na matriz primária de alumínio alfa (Al- α) e uma parte forma uma fase intermetálica. A taxa da fase intermetálica formada durante a solidificação depende da composição química e da condição de resfriamento da liga. Nesta liga o ferro (Fe) presente como impureza reage com o alumínio e com o silício formando as fases intermetálicas Al-Fe e Al-Fe-Si; o silício que não for incorporado na matriz Al- α ou na fase Al-Fe-Si se combina com o magnésio formando a fase Mg_2Si no processo de solidificação. As características das partículas intermetálicas tais como tamanho, tipo, morfologia e distribuição determinam a propriedade do material Mondolfo (1976 *apud* HSU, 2001).

As discordâncias encontradas no material, tais como átomos em solução sólida, clusters, precipitados dispersos, contornos de grãos são barreiras que impedem ou dificultam o movimento das discordâncias na estrutura cristalina. Dentre estes, o precipitado tem uma influência muito grande nas ligas de alumínio da série 6000 tratadas por envelhecimento, e suas características como porcentagem em volume, distribuição, morfologia, orientação e composição química podem ser

controladas pelo processo de tratamento térmico de precipitação artificial (MISUMI, 2014).

A presença inevitável de metais de transição como Fe e Mn, nas ligas de Al-Mg-Si, mesmo em pequenas quantidades, formam fases intermetálicas do tipo Al-Fe, Al-Fe-Si e Al-Fe-Mn-Si durante a obtenção da liga alojam-se nos espaçamentos interdendriticos e têm diferentes estruturas cristalinas, morfologia, estabilidades e propriedades físicas e mecânicas contribuindo para a complexidade microestrutural da liga (MRÓWKA-NOWOTNIK, SIENIANWSKI, 2005).

Segundo Grong (1994) a presença de agulhas finas intragranulares de Mg_2Si , denominadas como precipitados β'' proporcionam a liga Al-Mg-Si, elevação nos limites de resistência à tração.

No trabalho de pesquisa feito por Tsao (2006), é detalhado que a sequência de precipitação da solução sólida supersaturada para a liga Al-Mg-Si, se inicia pela formação de cluster de átomos soluto, zonas GP totalmente coerentes com a matriz, partículas metaestáveis de siliceto de magnésio (Mg_xSi_x), ou seja, β'' coerente depois β' semi-coerente e partículas em equilíbrio Mg_2Si ou β , inteiramente incoerente.

3.1.2 - Tratamento térmico de solubilização e precipitação

O tratamento térmico de solubilização consiste no aquecimento da liga AA 6063 a uma temperatura acima da linha solvus como mostra o diagrama binário Al- Mg_2Si , Figura 1, onde o coeficiente de difusão é capaz de difundir os elementos presentes na liga em forma de fases secundárias como, por exemplo, o Mg_2Si , o tempo de permanência da liga nesta temperatura deve ser o suficiente para que as fases secundárias sejam completamente desfeitas e que os elementos sejam solubilizados existindo somente a fase alfa da matriz. Após todo o teor de elementos de liga estar completamente solubilizados na forma alfa da matriz; a liga é resfriada rapidamente à temperatura ambiente não havendo tempo para que ocorra a formação da fase Mg_2Si e todo o teor de elementos contidos na liga permanecem em solução (ANDERSON, 2005).

O aumento suplementar de resistência mecânica de uma liga de alumínio tratável termicamente pode ser conseguido pela submissão da liga a operação de aquecimento e resfriamento controlados, que confere ao processo de envelhecimento a forma, tamanho e coerência dos precipitados com a matriz. Este processo produzirá modificações microestruturais de magnitude suficiente para elevar os valores da resistência mecânica e é definido como endurecimento por precipitação, por solubilização-supersaturação (PORTER; ESTERLING; SHERIF, 2008).

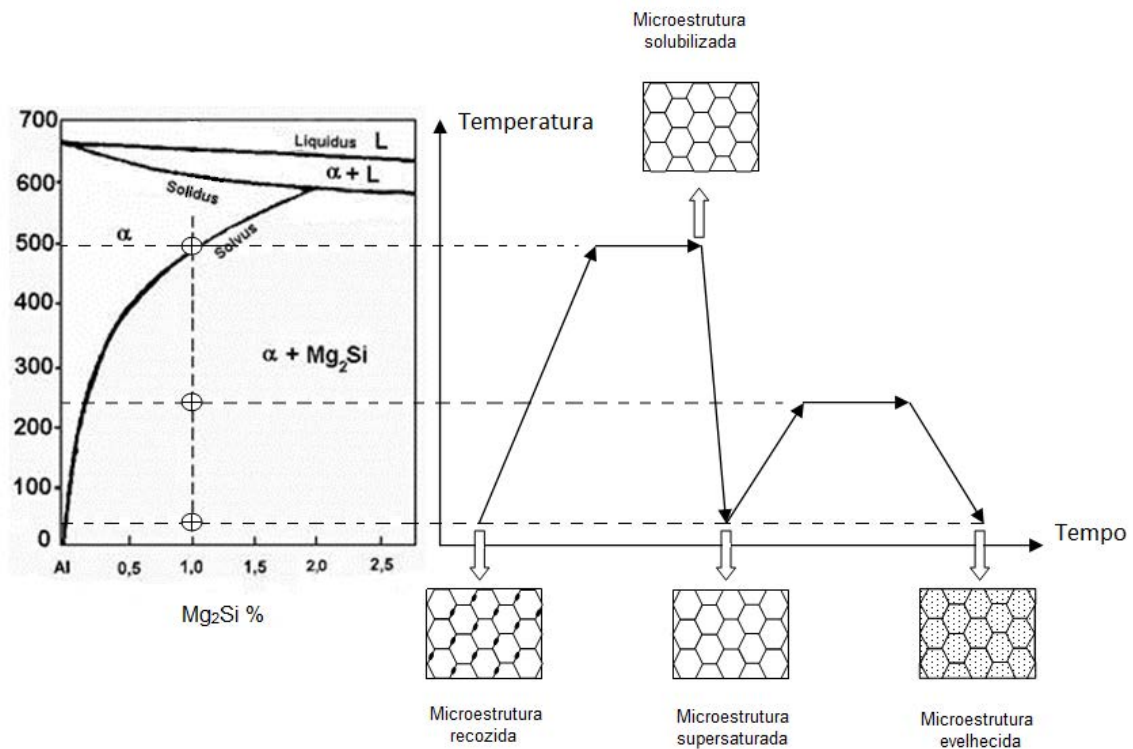


Figura 1 - Diagrama pseudo-binário Al-Mg₂Si, de solubilização e precipitação. Fonte: adaptado LIMA (2012) .

O tratamento térmico de precipitação artificial ou de envelhecimento artificial, é obtido ao aquecer uma liga solubilizada a temperatura acima da linha Solvus por tempo determinado, para se obter a formação das fases, MgSi, endurecedoras (β'' e β') que tem a função de aumentar a resistência mecânica das ligas de alumínio. A sequência de precipitação da Solução Sólida Supersaturada, para a liga Al-Mg-Si AA 6061, foi determinada como: clusters de Si e clusters de Mg – Dissolução dos clusters de Mg – Formação de clusters de MgSi - Precipitação de estruturas

desconhecidas – β'' – B' e $\beta' - \beta$ (Mg_2Si) Edwards (1998 *apud* POGATSCHER, 2012).

Com o tratamento térmico, uma liga de alumínio pode ter sua dureza aumentada consideravelmente. O método de endurecimento por precipitação é o mais importante método usado no alumínio e suas ligas. Na liga de alumínio 6063, a fase intermetálica Mg_2Si , promove o aumento da dureza por precipitação. O precipitado é uma fase com estrutura diferente da matriz e afeta a propriedade física e mecânica da liga promovendo aumento de dureza (MEYVECI, 2010).

3.1.3 - Comportamento microestrutural das ligas de alumínio pós-soldagem

A microestrutura das ligas de alumínio em geral é induzida a criação de uma área de resistência reduzida que compreende na região do metal de solda e região adjacente, chamada de Zona Termicamente Afetada (ZTA). Esta área determina a integridade mecânica e microestrutural da junta soldada (BRANCO, 1986).

O metal de solda é a região formada pela mistura fundida do metal de base e o do metal depositado sobre o mesmo. A zona termicamente afetada, é a região do metal base que não se funde, mas tem sua microestrutura e propriedades mecânicas modificadas pelo ciclo térmico de soldagem (GOMES DE SALAZAR, 1998).

As ligas de alumínio endurecíveis por tratamento térmico de solubilização-supersaturação e de precipitação sofrem redução da resistência mecânica na região da zona afetada termicamente devido ao processo de recozimento parcial próximo ao metal de solda e do efeito de superenvelhecimento nas regiões mais afastadas (MESSLER, 1999).

Sobre a soldagem das ligas de alumínio, Askeland, Fulay e Wright (2010) citam que as ligas envelhecidas podem apresentar problemas durante o processo, pois a zona afetada pelo calor mais próxima ao metal base é aquecida abaixo da linha Solvus e pode ter a dureza aumentada, e a área suscetível a maior temperatura acima da linha Solidus é recozida eliminando os efeitos do

envelhecimento. Caso no processo de soldagem a liga seja resfriada lentamente ela pode formar contorno de grãos que irão gerar uma fragilização da soldagem. A Figura 2 ilustra um cordão de solda com os efeitos da temperatura na fragilização das ligas envelhecidas pela formação do contorno de grão.

Na soldagem a arco das ligas de alumínio tratáveis termicamente o aporte de calor tem grande influência no controle da integridade mecânica da junta. Segundo Anderson (2005) quanto maior a intensidade do aporte calor aplicado na região de solda, maior será a redução da resistência mecânica na zona termicamente afetada.

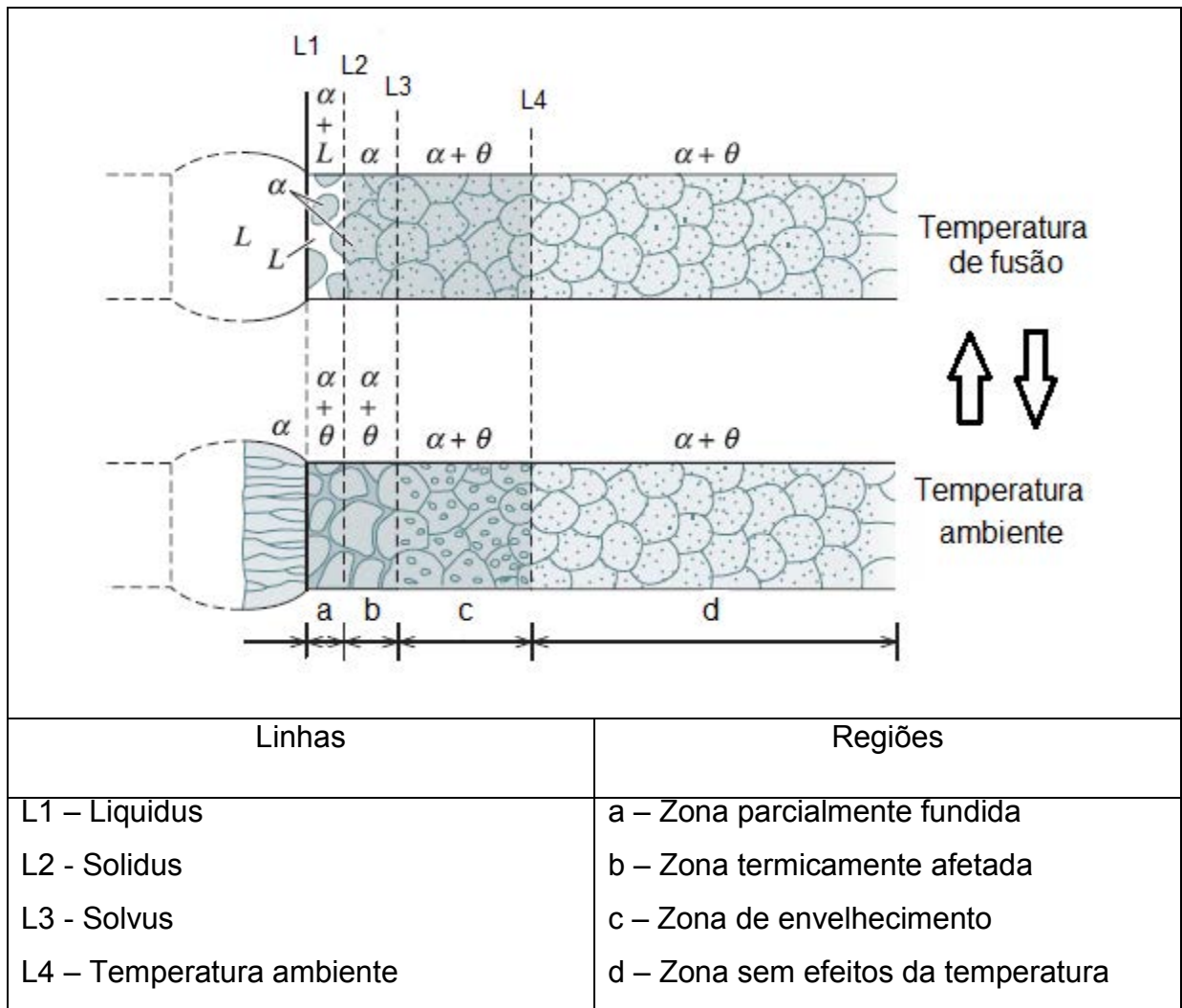


Figura 2 - Fragilização da ZTA pela temperatura de soldagem. ASKELAND, FULAY e WRIGHT (2010).

Segundo Manti, Dwivedi e Agarval (2008) a soldagem de ligas Al-Mg-Si pelo processo TIG (Tungstênio Inerte Gás) pulsado, a resistência mecânica do metal de solda e da ZTA obtidos, foram maiores que a do metal base, devido à microestrutura refinada obtida em comparação com a granulação grosseira do metal de base usado, mostrando que a microestrutura obtida pelo processo de soldagem interfere de forma muito significativa na propriedade mecânica da zona soldada.

Além do controle dos elementos de liga adicionados, e das impurezas que podem agir como partículas nucleantes favorecendo a nucleação e interferindo nas características dos grãos tais como: tamanho, morfologia e orientação; é necessário no processo de soldagem, conhecer as variáveis que influenciam na formação da microestrutura do cordão de solda e na transformação térmica gerada na ZTA. O arco elétrico, a voltagem, e velocidade de soldagem controlam a formação e forma final dos grãos pelo efeito de resfriamento do cordão de solda (KUMAR, 2011, SCHEMP, 2014). A Figura 3 revela a formação de grãos num processo de soldagem TIG.

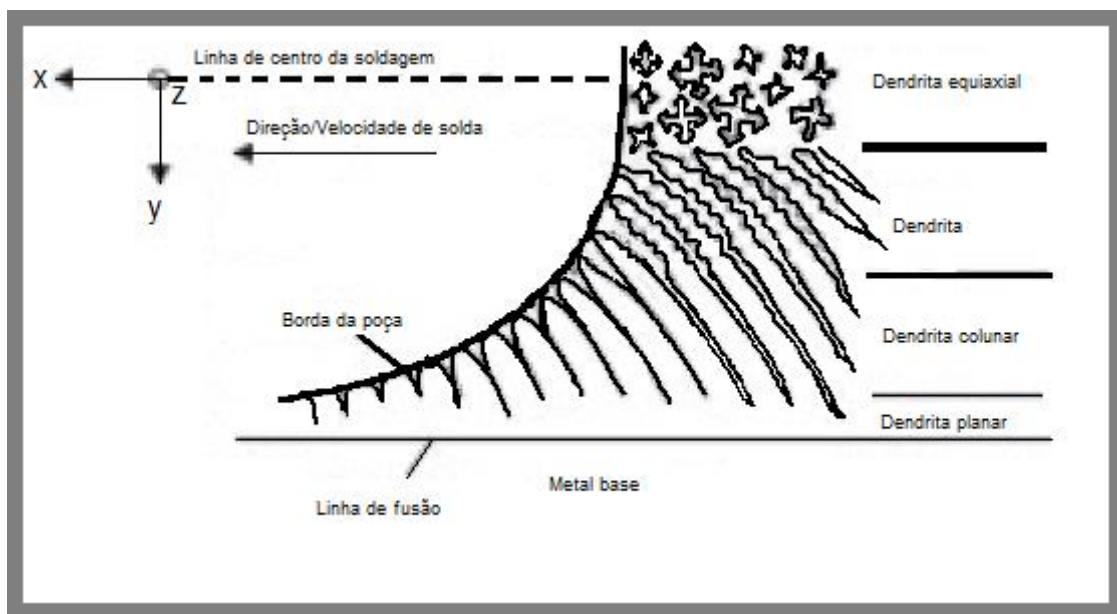


Figura 3 - Formação de grãos no processo de soldagem TIG. Fonte: SCHEMP (2014).

Schemp (2014) detalha a formação da poça de fusão com direção de soldagem à esquerda ilustrando a interface do metal fundido da poça com o metal

base ocasionando alta taxa de troca de calor comparado com a linha central do cordão onde a extração do calor da poça fundida pelo metal recém-fundido é menor. Segundo o autor a os parâmetros acima podem garantir a poça de fusão uma forma arredondada passando por uma forma elíptica até uma forma que o autor chama de forma de lágrima, definindo a estrutura dendrítica para o cordão de solda.

3.2 - Processo de soldagem TIG

O processo TIG é um processo de soldagem a arco elétrico onde a energia necessária para a fusão do material é promovida pela passagem dos elétrons entre o eletrodo e a peça de trabalho, durante o processo de soldagem o arco elétrico bem como a peça e o eletrodo de tungstênio são protegidos contra os efeitos nocivos da atmosfera por um gás inerte que age como uma cortina de proteção. Este gás é conduzido através do cabo de soldagem e ao passar pelo bocal da tocha adquire esta função expelindo o ar atmosférico da região de solda. (DEVAKUMAR, JABARAJ, 2014, JEYAPRAKASH, N., ADISU HAILE, ARUNPRASATH, M. 2015).

O eletrodo de tungstênio não é consumível e a adição do material de deposição, encontrado em forma de varetas ou arames, é opcional, pois, uma característica do processo é permitir a soldagem autógena (VEIGA, 2011).

O processo TIG oferece a possibilidade de união de materiais sem deposição de arame ou varetas de preenchimento (solda autógena, que consiste na união da junta pela fusão dos elementos que compõem a mesma) e um controle independente da fonte de soldagem e do material a ser depositado, produzindo soldas de alta qualidade e livre de respingos que normalmente ocorrem em outros processos de soldagem a arco (CANTIN, FRANCIS, 2004).

A soldagem TIG é largamente empregada na soldagem de chapas finas nas ligas de aço e ligas não ferrosas tais como alumínio, magnésio e cobre e suas ligas. Atende a diversos projetos de engenharia tais como indústria de petróleo e gás, química, nuclear, plantas de energia térmicas e plantas automotivas. No processo de união o metal base e o metal de solda se fundem devido ao ciclo térmico durante o

processo de soldagem (RAVISANKAR, 2014, JEYAPRAKASH, N., ADISU HAILE, ARUNPRASATH, M. 2015).

O gás de proteção tem uma grande importância no processo de soldagem TIG, este gás é o responsável por promover um ambiente estável para corrente elétrica mantida entre o eletrodo de tungstênio e a peça de trabalho, proteção da poça de soldagem contra contaminação atmosférica garantindo sua propriedade mecânica. Os gases de proteção mais usado na soldagem TIG são argônio, o hélio ou mistura deles. O potencial ionizante do gás usado tem influência direta na abertura e manutenção do arco elétrico de soldagem (NORRISH, 2006).

A soldabilidade das ligas de alumínio de alta resistência pode ser melhorada usando a alternância de dois gases de proteção. Novikov (2012) analisou a influência do uso do argônio em alternância com o hélio na geometria e propriedades mecânicas da junta soldada. O resultado obtido mostra que para as ligas estudadas, o uso destes dois gases reduz a ocorrência de trincas, devido à formação de uma estrutura com grãos finos que beneficiam a propriedade do material estudado.

Na maioria dos materiais, a soldagem TIG é feita com corrente direta eletrodo ligado no polo negativo da fonte de soldagem (CC-), mas esta corrente não é ideal para soldagem do alumínio e suas ligas, pois no processo de soldagem são formados óxidos que dificultam a soldagem. A corrente de soldagem com corrente positiva (CC+) é altamente eficiente na limpeza do óxido que é formado na superfície da peça fundida, mas a característica da soldagem com corrente positiva de concentrar a maior parte do calor no eletrodo faz com que o eletrodo se desgaste rapidamente. Uma solução para garantir a limpeza da camada de óxido pelo uso da corrente (CC+) é usar uma corrente de soldagem alternada (CA), onde no meio ciclo positivo da corrente a temperatura é maior no eletrodo e conseqüentemente promovendo a limpeza da camada de óxido, e no meio ciclo de onda negativa, a temperatura maior será na peça de soldagem melhorando a penetração da mesma (MATHERS, 2002).

O uso da corrente com onda retangular na soldagem das ligas de alumínio mantém os benefícios da limpeza catódica, gerando a remoção da camada de óxido superficial do alumínio, pelo bombardeamento iônico promovido pela soldagem com

(CC+) corrente inversa, aliado à penetração, estabilidade e conservação do eletrodo de tungstênio conferida pela soldagem com (CC-) corrente direta (VILKAS, 1967).

A característica do alumínio de formar naturalmente uma barreira protetora contra a ação do ambiente, garante ao alumínio boa resistência à corrosão, porém se constitui na principal dificuldade no processo de soldagem das ligas de alumínio. A camada de óxido (Al_2O_3) possui ponto de fusão na ordem de 2060 °C, e age como refratário sólido entre a poça de fusão e o arco elétrico dificultando a deposição e união dos chanfros. Por este motivo o processo de soldagem TIG com corrente alternada é um dos mais importantes na soldagem destas ligas. Durante a soldagem com corrente alternada a camada de óxido é removida pela ação do meio ciclo de corrente positiva fazendo com que o alumínio, que possui ponto de fusão da ordem 670 °C seja soldado normalmente (LANCASTER, 1986).

A remoção da camada de óxido promovida durante a fase de polaridade positiva é conhecida como limpeza catódica e tem importante papel na soldagem do alumínio e suas ligas. A mistura das correntes é conhecida como corrente com variação de polaridade devido à forma retangular e nesta situação, o mecanismo de emissão se alterna entre efeito termiônico e efeito de campo balanceando os efeitos envolvidos (CIRINO, DUTRA, 2010).

Durante a soldagem com corrente alternada o ciclo de soldagem é dividido entre polaridade positiva e polaridade negativa e durante o meio ciclo positivo a peça de trabalho emite elétrons que por efeito termiônico aumentam a temperatura localizada na zona de solda. O ciclo positivo da corrente durante a soldagem com corrente alternada promove a limpeza e remoção da camada de óxido das ligas de alumínio pela limpeza catódica e promove uma solda com superfície limpa melhorando a fusão no processo de soldagem TIG. Yarmuch e Patchett (2007) determinaram relação diretamente proporcional entre de atuação entre polaridade positiva e as dimensões da zona fundida para liga Al-Mg 5083. As Figuras 4 (a) e (b) mostram a relação determinada para penetração e largura em função do tempo de atuação da corrente positiva.

Segundo Lucas, Dutra e Bonacorso (2010) no processo de soldagem TIG CA, haverá dois momentos de atuação do arco, com parte do ciclo positivo e parte do ciclo negativo variando o sentido no decorrer da soldagem. Para o arco na

polaridade negativa será conferido maior estabilidade com menor aporte de calor no eletrodo e para o arco na polaridade positiva será conferido à limpeza catódica, mas por outro lado o desgaste precoce do eletrodo. O autor sugere o uso de maior tempo de polaridade negativa em relação à polaridade positiva para que sejam somadas as características de limpeza catódica e estabilidade do arco com o prolongamento da vida útil do eletrodo.

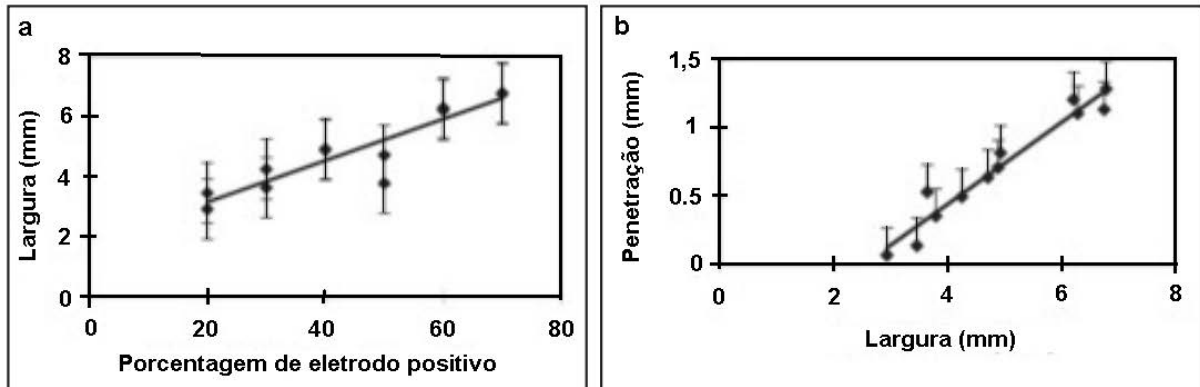


Figura 4 (a) - Relação entre largura e percentual de eletrodo positivo. 4 (b) - relação entre penetração e largura para soldagem TIG CA. Fonte: YARMUCH e PATCHETT (2007).

4 - Materiais e Métodos

A seguir será apresentada a metodologia utilizada neste trabalho bem como os materiais e equipamentos utilizados.

4.1- Materiais

O material selecionado para a pesquisa foi a liga de alumínio AA 6063-T6, que contém Al-Mg-Si como composição básica. A geometria inicial do material foi na forma de barra chata extrudada com 6 m de comprimento, seção transversal de 102 mm de largura e espessura de 3,2 mm.

O metal utilizado para adição foi o arame sólido com diâmetro de 1 mm, com designação AWS ER 4043 (Al-Si), fornecido em rolo. Os teores dos principais

elementos químicos do metal de base e do metal de adição foram confirmados por análise química executada pela LABMAT Análise e Ensaios de Materiais Ltda, sediada em Piracicaba SP.

O eletrodo não consumível utilizado para as soldagens foi o de tungstênio com zircônio (0,3%), com designação EWZr-03, diâmetro de 3,2 mm e comprimento 150 mm. Utilizou-se para proteção gasosa o gás inerte argônio, na vazão de 13 L/min.

4.2 - Métodos

A Figura 5 apresenta os passos seguidos para seleção, preparação e execução dos testes necessários para este trabalho.

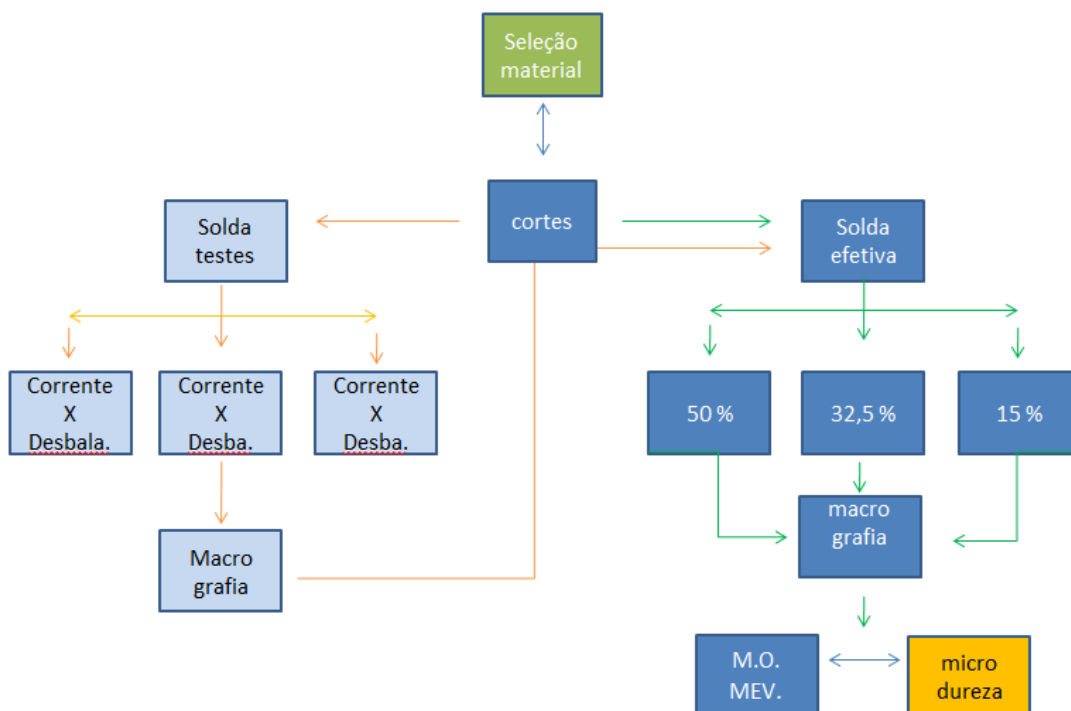


Figura 5 - Fluxograma para seleção, preparação e execução dos testes.

O fluxograma acima apresenta as etapas seguidas para execução da pesquisa prática para este trabalho, os passos são descritos abaixo:

Seleção de material e preparação dos corpos-de-prova. Soldagem dos corpos-de-prova identificando as condições entre os balanços de atuação das polaridades positivas e negativas para o eletrodo, referenciando-se na literatura corrente. Soldagem teste e análise macrográfica para identificar as condições a serem utilizadas.

Após os testes foram selecionadas três correntes de soldagem, 100 A, 120 A e 140 A, que foram submetidas a três formas de onda com diferentes tempos de atuação da polaridade positiva do eletrodo. Foram definidos os tempos de atuação da polaridade positiva do eletrodo em 10 ms (50 %), 6,5 ms (32,5 %) e 3 ms (15 %). Fixou-se a condição de frequência em 50 Hz e um período de ciclo da onda em 20 ms para todas as correntes de soldagem. Foi estabelecido que todas as condições de soldagem seriam submetidas a três repetições visando melhorar a coleta de dados.

As soldas confeccionadas com as formas de onda pré-estabelecidas, foram preparadas para análise metalográfica e análise macrográfica, com a intenção de obter o perfil médio de penetração e largura. Posterior a isto, as amostras foram analisadas por meio de microscopia óptica, para identificação da influência do tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo na microestrutura formada na ZTA. Complementando esta análise, foi feita a análise semiquantitativa dos elementos de liga por meio da microscopia eletrônica de varredura.

Com a intenção de identificar mecanicamente a influência do desbalanceamento de onda, utilizou-se o ensaio de microdureza Vickers para gerar o perfil médio de microdureza na ZTA para todas as variações de corrente proposta.

4.2.1 - Análise química

Na análise química do material de base, foram selecionadas três amostras entre o lote de barras chatas adquiridas para o experimento e estas foram analisadas pela técnica de espectrometria de emissão óptica.

O metal de adição em forma de arame sólido, foi analisado pela técnica de fluorescência de raio-x. As amostras utilizadas para este ensaio foram retiradas em três regiões diferentes do rolo.

4.2.2 - Equipamentos de Soldagem

As soldas foram executadas com uma fonte de soldagem inversora CC/CA, multiprocessos, DIGIPlus A7, fabricada pela IMC-Soldagem conforme mostrado na Figura 6.



Figura 6 - Fonte de soldagem DIGIPlus A7 fabricada pela IMC-Soldagem.

Esta fonte de soldagem possui um processador ARM de 32 bits, que na soldagem TIG-CA permite variar as amplitudes de corrente negativa e positiva, frequência da onda retangular, pulsação da corrente de soldagem além dos tempos de atuação das polaridades negativa e positiva.

O metal de adição, em forma de arame sólido, foi adicionado com o auxílio do alimentador STDA-20D da IMC Soldagem que pode ser visto na Figura 7, que pode ser facilmente programado para promover a velocidade de alimentação ideal em função da corrente de soldagem utilizada. Para posicionamento do metal de adição à poça de fusão, foi utilizado um bico direcionador acoplado à tocha de soldagem.



Figura 7 - Alimentador de arame modelo STDA-20D.

Com a finalidade de evitar um possível superaquecimento nos cabos e na tocha de soldagem, utilizou-se uma unidade de refrigeração à água UPR 7500, Figura 8, que juntamente com a fonte de soldagem e o alimentador de arame também é fabricada pela IMC-Soldagem.



Figura 8 – Unidade de refrigeração UPR 7500.

A velocidade de soldagem foi promovida com a adaptação da tocha de soldagem a um carro com deslocamento sobre trilhos, MC-40, fabricado pela White Martins. As Figuras 9 (a) e (b) exibem o sistema de utilizado para avanço da tocha e as Figuras 9 (c) e (d) mostram o sistema e o modo de fixação dos corpos-de-prova por meio de grampos de pressão.

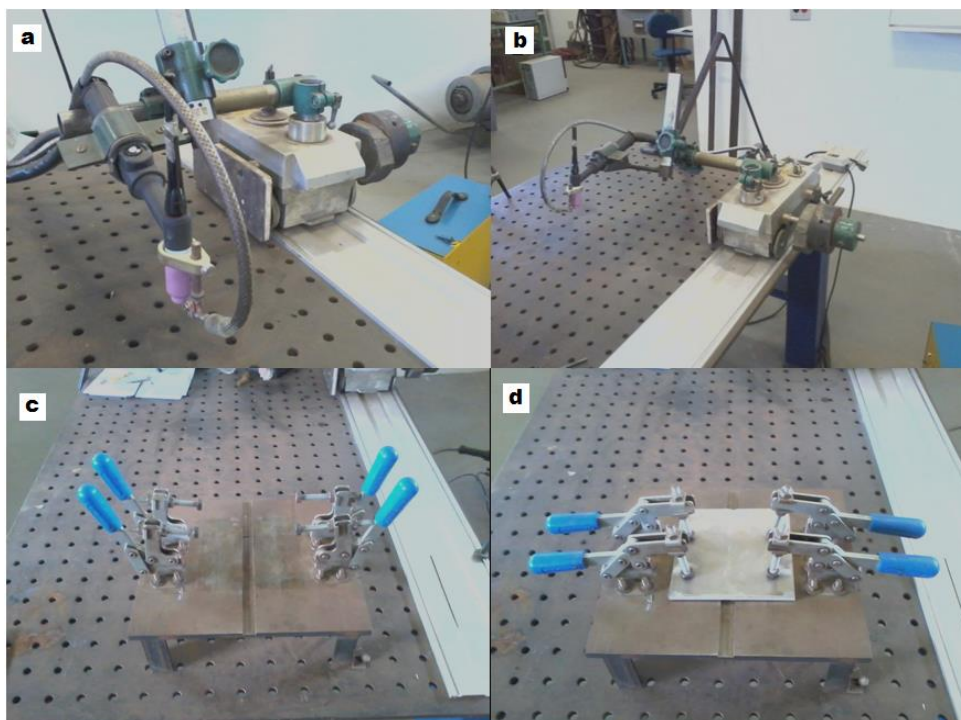


Figura 9 – (a) e (b) Tocha de soldagem acoplada ao carro sobre trilhos, 9 (c) e (d) grampo de pressão utilizado para fixar os corpos-de-prova.

Os registros dos valores de corrente e tensão utilizados na soldagem em cada variação e repetição, foram realizados com o auxílio de um sistema de aquisição de dados e processamento computacional SAP-V4.01. A Figura 10 apresenta a montagem da fonte de soldagem, bem como alimentador de arame, unidade de refrigeração e aquisitor de dados.



Figura 10 - Equipamentos e acessórios utilizados.

4.2.3 - Procedimentos de Soldagem

Os corpos-de-prova foram preparados com dimensões de 200 mm de comprimento, mantendo a largura e espessura como recebidas originalmente, ou seja, respectivamente, 102 mm e 3,2 mm. A escolha de simples deposição sobre a chapa foi baseada em trabalhos já executados, semelhantes à ideia aqui proposta. Antecedendo a soldagem, os corpos-de-prova foram limpos, desengordurados,

escovados e afixados com alinhamento perpendicular ao eixo longitudinal de soldagem. A distância do bocal/eletrodo e a superfície da chapa foram mantidas em 3 mm para todos os experimentos.

A velocidade de soldagem utilizada foi de 2,5 m/s., a vazão de gás de proteção argônio foi fixada em 13 L/min. enquanto a velocidade de alimentação do metal de adição adotada foi de 20 mm/s.. Todos estes parâmetros foram mantidos inalterados para todas as condições, a fim de não influenciarem de soldagem.

O metal de adição foi deposição em passe único, com temperatura ambiente, e na orientação do comprimento dos corpos-de-prova. O correto posicionamento do metal de adição com ângulo de entrada em 35° , foi garantido com o auxílio do bico direcionador posicionado e afixado à tocha de soldagem por meio de um dispositivo intercambiável. O sistema de posicionamento pode ser visto na Figura 11.



Figura 11 - Tocha de soldagem com bico alimentador de arame.

Com a finalidade de quantificar o tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo no ciclo de onda, foi necessário estabelecer o período em 20 ms para todas as condições de soldagem, a Figura 12 apresenta a forma de onda utilizada para as três correntes pré-selecionadas.

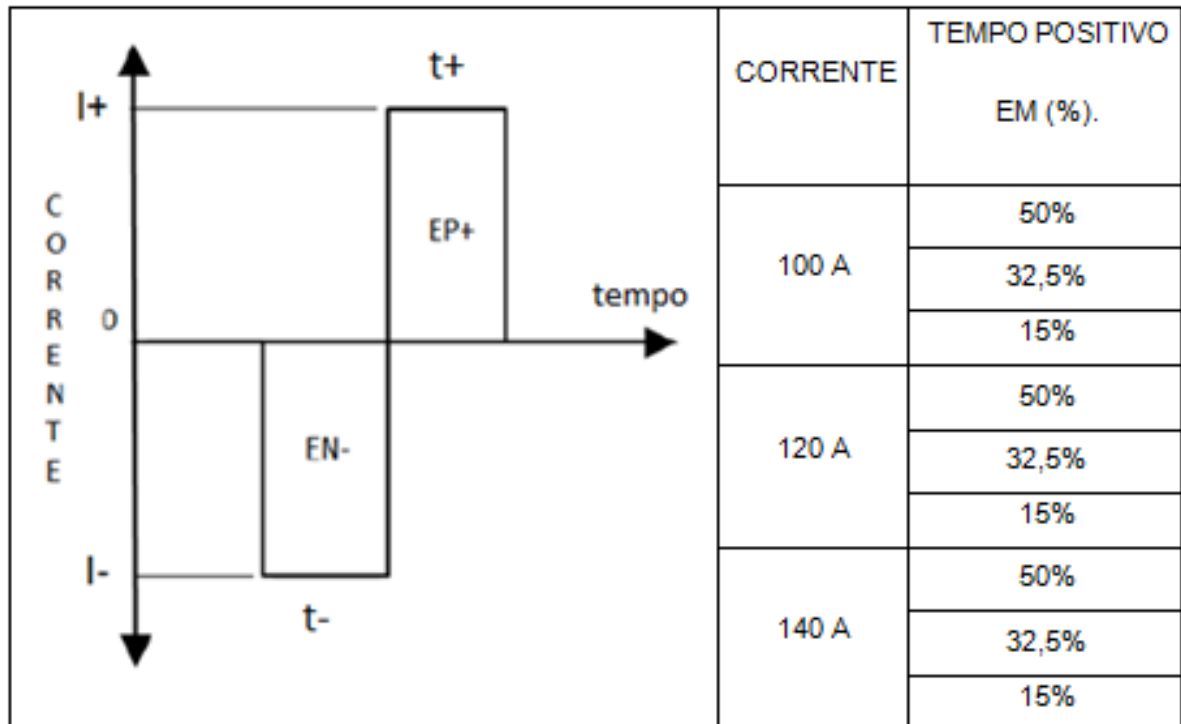


Figura 12 - Desbalanceamento empregado para cada corrente.

Os cordões de solda foram executados com três diferentes correntes de soldagem, 140 A, 120 A e 100 A, submetidas a três diferentes tempos de atuação da polaridade positiva do eletrodo para o ciclo de onda. Inicialmente utilizou-se uma corrente retangular com tempo de atuação da polaridade positiva do ciclo em 10 ms, ou seja, 50 % do período do ciclo. A partir deste, o tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo foi diminuído para 6,5 ms que representa um total de 32,5 % do tempo total. Por fim foi utilizado um tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo em 3 ms que representa 15 % do tempo total de ciclo da onda.

A Equação 1 mostra como foi obtido a frequência utilizada para todas as condições, e a Equação 2 traz o percentual de tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo no ciclo de onda utilizado para todas as condições.

$$F = \frac{1}{(t+) + (t-)} \times 100^3 \quad (1)$$

$$\%EP = \frac{t+}{(t+) + (t-)} \times 100 \quad (2)$$

Sendo:

F = Frequência (Hz)

EP = Percentual de eletrodo com polaridade positiva (%)

t+ = Tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo (ms)

t- = Tempo de atuação da polaridade negativa do eletrodo (ms)

4.2.4 - Medidas de microdureza

As medidas de microdureza foram realizadas pelo o método Vickers utilizando carga de 0,3 kgf. O equipamento utilizado foi um microdurômetro Mitutoyo modelo Micro Wizhard. A Figura 13 revela esquematicamente a posição das indentações realizadas. A intenção deste ensaio foi gerar o perfil de microdureza médio obtido por cada condição de soldagem aplicada.

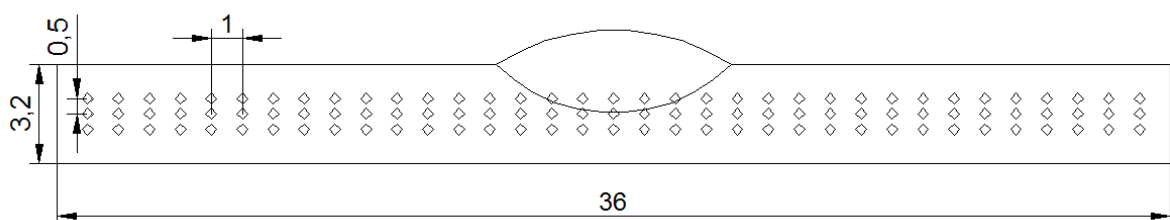


Figura 13 - Posicionamento das indentações para as medidas de microdureza Vickers.

A análise foi feita varrendo a amostra ao longo de todo o comprimento das juntas soldadas, em três faixas transversalmente posicionadas ao centro do cordão

equidistantes em 0,5 mm. Os pontos de indentação foram espaçados a uma distância de 1 mm entre si. A dimensão varrida foi de 36 mm, sendo iniciada do centro do cordão para as extremidades.

4.2.5 – Avaliação macroestrutural e microestrutural

4.2.5.1 Macroestrutura

Inicialmente todos os corpos de provas soldados, foram cortadas transversalmente e retiradas três amostras em cada, totalizando nove corpos-de-prova para cada condição de variação do tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo. Estes corpos-de-prova passaram pela preparação metalográfica para posterior análise de macrografia.

A preparação após corte e seleção das mesmas, foi basicamente uma sequência de lixamento manual com granulometrias de 320, 400 e 600 mesh. Posteriormente estas amostras foram atacadas quimicamente com reagente de Tucker: HCL (45 ml), HNO₃ (15 ml), HF (15 ml) e H₂O (25 ml). As amostras foram fotomacrografadas utilizando um estereoscópio com aumento de 5 x.

Foram medidos todos os perfis gerados no cordão de solda, as medições levaram em consideração a penetração e largura. Para esta metodologia o reforço de solda não foi considerado conforme pode ser visto na Figura 14.

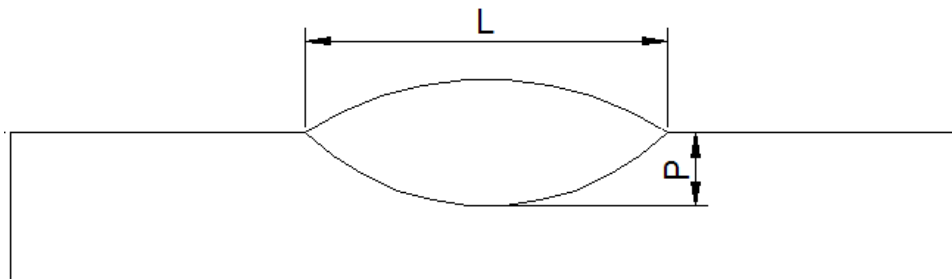


Figura 14 - Posicionamento das medições de penetração e largura.

4.2.5.2 - Microestrutura

A preparação das amostras para análise da microestrutura foi realizada através do processo de lixamento manual, utilizando lixas de 120, 240, 400, 600, 1000 e 2000 mesh sequencialmente. Em seguida procedeu-se ao polimento mecânico, realizado com panos impregnados com diamante em suspensão e sílica coloidal. Primeiramente utilizou-se a suspensão de diamante com 3 μ seguido de $\frac{1}{4}$ μ . Para melhorar o efeito do polimento utilizou-se a suspensão de sílica coloidal.

Após o polimento, as amostras foram atacadas com o reagente HF 48 %, e fotomicrografadas por meio de microscopia óptica nas regiões que compreendem a zona fundida e a zona termicamente afetada. Utilizou-se o aumento de 200 vezes para todas as amostras.

5 - Resultados e Discussão

A seguir serão apresentados os resultados obtidos nos cordões de solda executados com as três diferentes correntes de soldagem, 100 A, 120 A e 140 A, com período de 20 ms e frequência 50 Hz. Observa-se que cada corrente de soldagem foi submetida a três condições diferentes de onda. A condição inicial da corrente de soldagem aplicada foi balanceada sendo EP = 50 %, posteriormente a corrente de soldagem foi desbalanceada restringindo o tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo para EP = 32,5 % e EP = 15 %, referentes ao tempo total.

5.1 - Análises químicas

Os teores dos principais elementos químicos do metal de base AA 6063 e metal de adição ER 4043, utilizados estão contidos na Tabela 2.

Tabela 2 - Teores dos principais elementos químicos que compõem o metal de base e metal de adição.

Ligas	Elementos químicos (% em peso)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
AA 6063	0,50	0,22	0,01	0,03	0,47	0,01	Bal
ER 4043	4,86	0,12	----	---	1,09	---	Bal.

5.2 - Análise macroestrutural

O desbalanceamento de onda teve grande impacto na forma final do cordão de solda, sendo evidenciado com a diminuição do tempo positivo do ciclo da onda. Isto, de fato já é previsto na literatura, devido as influências conhecidas da corrente de soldagem, seja ela positiva ou negativa. Segundo Vilkas (1967) e Mathers (2002), o tempo de ciclo negativo é responsável pela melhora na penetração do cordão, ficando o tempo positivo de ciclo responsável pela remoção da camada de óxido superficial do alumínio pelo bombardeamento iônico na condição de corrente direta. Por outro lado, Fuerschbach (1998) verificou características de boa fusão em situações a qual o tempo de polaridade positiva da onda tinha grande predominância sobre a polaridade negativa.

Na Figura 15 é apresentado as fotomicrografias do perfil transversal dos cordões de solda, efetuados com as condições de onda propostas. Está inserido nesta figura o respectivo histograma adquirido para as variações das correntes de soldagem utilizadas. Percebe-se claramente que o forma de onda aplicada na soldagem interfere fortemente no perfil do cordão de solda, em essencial, nos quesitos aqui analisados, penetração e largura.

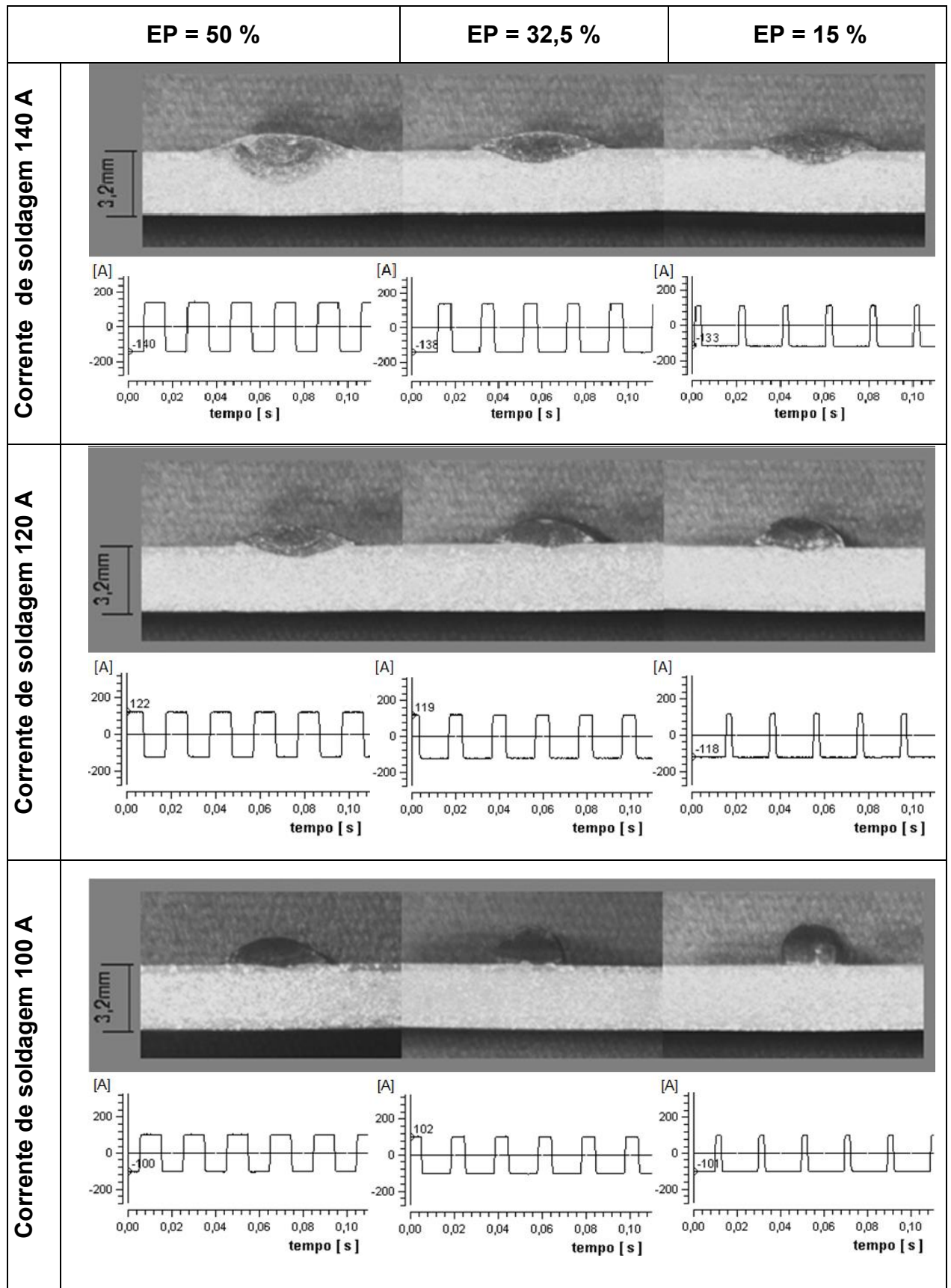
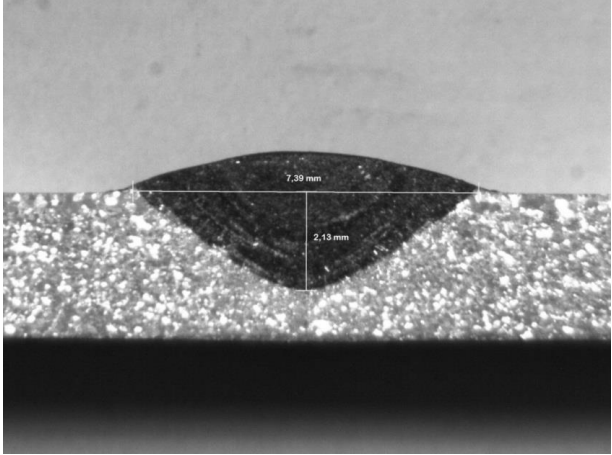
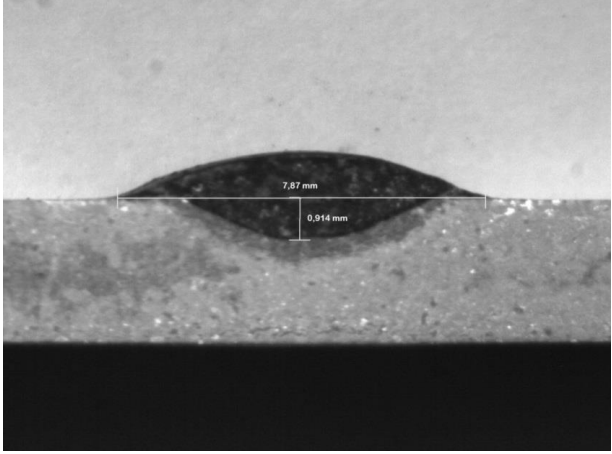


Figura 15 - Fotomacrografia das amostras soldadas sobrepostas com o histograma adquirido para cada variação de EP. Aumento de 5 X, ataque Tucker.

Relacionando as fotomicrografias obtidas com o histograma de onda adquirido, é possível perceber que a forma de onda utilizada na soldagem, ou seja, o tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo interfere significativamente na relação penetração e largura, conforme já havia reportado Fuerschbach (1998).

Com a intenção de mensurar a influência das variações para EP, na largura e penetração das soldas, foram feitas as medidas do perfil obtido para os cordões de solda executados em todas as condições aqui propostas. A Figura 16 mostra a posição das medições para as fotomicrografias na condição de corrente 140 A.

EP	Corrente de soldagem 140 A
EP = 50 %	
EP = 32,5 %	

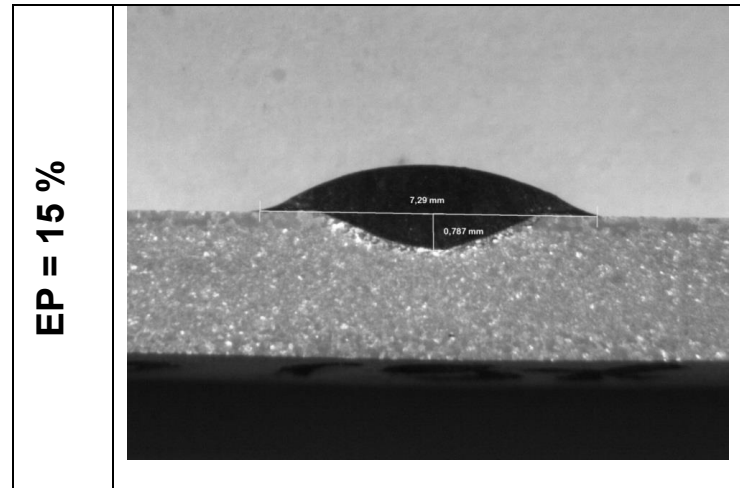


Figura 16 - Fotomicrografia ilustrando a posição real das medidas de penetração e largura. Aumento de 5 X. Ataque Tucker.

Os valores das medidas de penetração e largura obtidas nas seções transversais dos cordões de solda foram coletados conforme metodologia proposta, e estão mostrados nas Tabela 3, 4 e 5.

Tabela 3 - Dimensões médias para penetração e largura corrente 140 A

Desbalanceamento 15% corrente 140 A			Desbalanceamento 32,50% corrente 140 A			Desbalanceamento 50% corrente 140 A		
Amostra	Pen.	Larg.	Amostra	Pen.	Larg.	Amostra	Pen.	Larg.
1	0,787	7,290	1	0,794	7,610	1	1,590	6,850
2	0,997	7,400	2	0,476	7,000	2	2,130	7,390
3	0,489	6,580	3	0,635	7,000	3	1,580	7,360
4	0,851	7,160	4	0,502	6,250	4	2,600	7,910
5	0,971	6,880	5	0,584	6,940	5	3,175	8,690
6	1,100	7,270	6	0,914	7,870	6	2,150	8,250
máxima	1,100	7,400	máxima	0,914	7,870	máxima	3,175	8,690
médias	0,866	7,097	médias	0,651	7,112	médias	2,204	7,742
mínima	0,489	6,580	mínima	0,476	6,250	mínima	1,580	6,850
Desvio padrão	0,215	0,309	Desvio padrão	0,172	0,569	Desvio padrão	0,612	0,671

Tabela 4 - Dimensões médias para penetração e largura corrente 120 A

Desbalanceamento 15% corrente 120 A			Desbalanceamento 32,50% corrente 120 A			Desbalanceamento 50% corrente 120 A		
Amostra	Pen.	Larg.	Amostra	Pen.	Larg.	Amostra	Pen.	Larg.
1	0,089	5,400	1	0,260	5,030	1	0,59	5,68
2	0,286	5,520	2	0,165	5,730	2	0,59	6,09
3	0,235	5,030	3	0,470	5,240	3	0,527	5,65
4	0,305	4,960	4	0,540	6,480	4	0,292	6,2
5	0,317	4,900	5	0,305	5,830	5	0,229	5,42
6	0,235	4,730	6	0,394	5,330	6	0,565	5,68
máxima	0,317	5,520	máxima	0,540	6,480	máxima	0,6	6,2
médias	0,244	5,090	médias	0,356	5,607	médias	0,466	5,787
mínima	0,089	4,730	mínima	0,165	5,030	mínima	0,229	5,42
Desvio padrão	0,084	0,306	Desvio padrão	0,139	0,524	Desvio padrão	0,162	0,296

Tabela 5 - Dimensões médias para penetração e largura corrente 100 A

Desbalanceamento 15% corrente 100 A			Desbalanceamento 32,50% corrente 100 A			Desbalanceamento 50% corrente 100 A		
Amostra	Pen.	Larg.	Amostra	Pen.	Larg.	Amostra	Pen.	Larg.
1	0,064	3,230	1	0,146	3,450	1	0,057	5,650
2	0,051	3,330	2	0,114	3,500	2	0,076	6,340
3	0,038	3,130	3	0,057	3,170	3	0,076	5,090
4	0,121	4,620	4	0,108	3,730	4	0,070	4,760
5	0,060	3,680	5	0,152	3,170	5	0,038	4,730
6	0,064	4,690	6	0,064	3,420	6	0,064	6,040
máxima	0,121	4,690	máxima	0,152	3,730	máxima	0,076	6,340
médias	0,066	3,780	médias	0,107	3,407	médias	0,063	5,435
mínima	0,038	3,130	mínima	0,057	3,170	mínima	0,038	4,730
Desvio padrão	0,029	0,703	Desvio padrão	0,040	0,213	Desvio padrão	0,014	0,679

Na Figura 17 está evidenciado os dados referentes ao valor da penetração média para cada variação de EP. Comparando os tempos de atuação da polaridade positiva do eletrodo em cada uma das correntes de soldagem utilizadas, percebe-se que a variação de EP surtiu resultados diferentes no que se refere a penetração alcançada em cada faixa de corrente de soldagem. Para a faixa de corrente de soldagem de 140 A, é notável o aumento de penetração utilizando uma corrente balanceada com valores de EP em 50 %, porém nesta mesma faixa de corrente de soldagem, observa-se que a condição de EP igual a 15% promoveu maior penetração quando comparada com a soldagem executada com valores de EP de 32,5 %. Este fato segue a linha de pesquisa apresentada por Yarmuch e Patchett (2007), que constataram que somente a partir do tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo em 20 %, o aumento no valor de EP implica no aumento da penetração.

Analisando a faixa de corrente de soldagem de 120 A, o comportamento da penetração média dos perfis dos cordões de solda, mostra uma tendência de diminuição da penetração acompanhando a diminuição dos valores de EP em uma faixa maior do que as informadas nos trabalhos tanto de Yarmuch e Patchett (2007), quanto de Cirino e Dutra (2010).

No que concerne a faixa de corrente 100 A, destaca-se um comportamento totalmente diferente, onde o maior tempo de atuação da polaridade positiva como o menor tempo de atuação da polaridade positiva, obteve penetração menor que a condição de EP em 32,5 %. Este fato pode ter sido ocasionado por valores de energia de soldagem mais baixos, devido menor corrente de soldagem empregada.

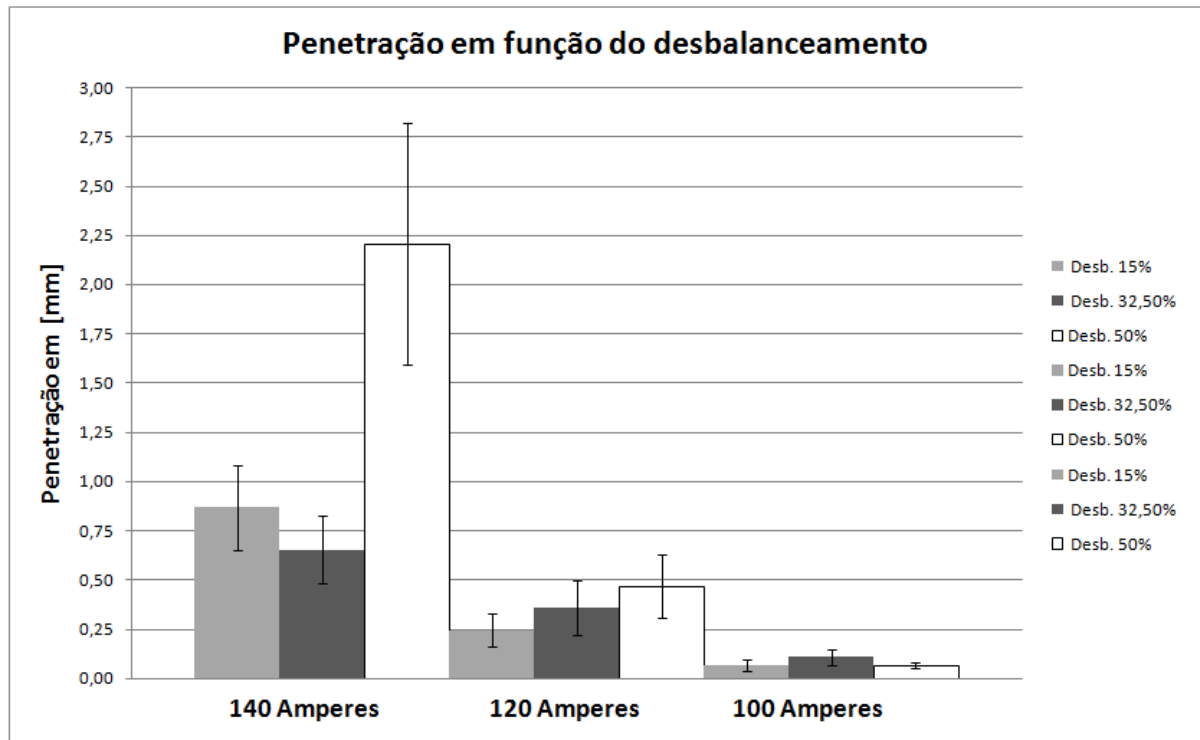


Figura 17 - Penetração média obtida em função do dos desbalanceamentos empregados na soldagem.

O comportamento do perfil médio de largura obtido para os cordões de solda revelam uma forte influência do maior tempo de atuação do eletrodo positivo adotado na área fundida. Assim para todas as faixas de corrente de soldagem emprega, o maior tempo de EP (10 ms), promoveu a maior largura obtida no cordão de solda.

Para a faixa de corrente de soldagem em 140 A, a largura média obtida para os valores de EP em 32,5 % e 15 %, ficaram muito próximas. Já para a faixa de corrente de soldagem 120 A, a influência da diminuição do tempo de atuação da polaridade positiva, acompanhou o efeito anteriormente verificado para a penetração, onde a restrição da polaridade positiva implicou diretamente na diminuição da largura e penetração do cordão de solda obtido.

Na faixa da corrente de soldagem em 100 A, o comportamento da largura média obtida, foi completamente diferente do apresentado para penetração média. Neste caso o maior valor de largura média foi obtido pela condição de EP em 50 % seguido da condição EP em 15 %. Este fenômeno também pode estar associado a

uma menor energia de soldagem que, por conseguinte, foi insuficiente para fundir o metal de adição e promover tanto a penetração como o espalhamento do mesmo. A Figura 18, por sua vez, traz os valores médios para as larguras obtidas para todas as condições de soldagem.

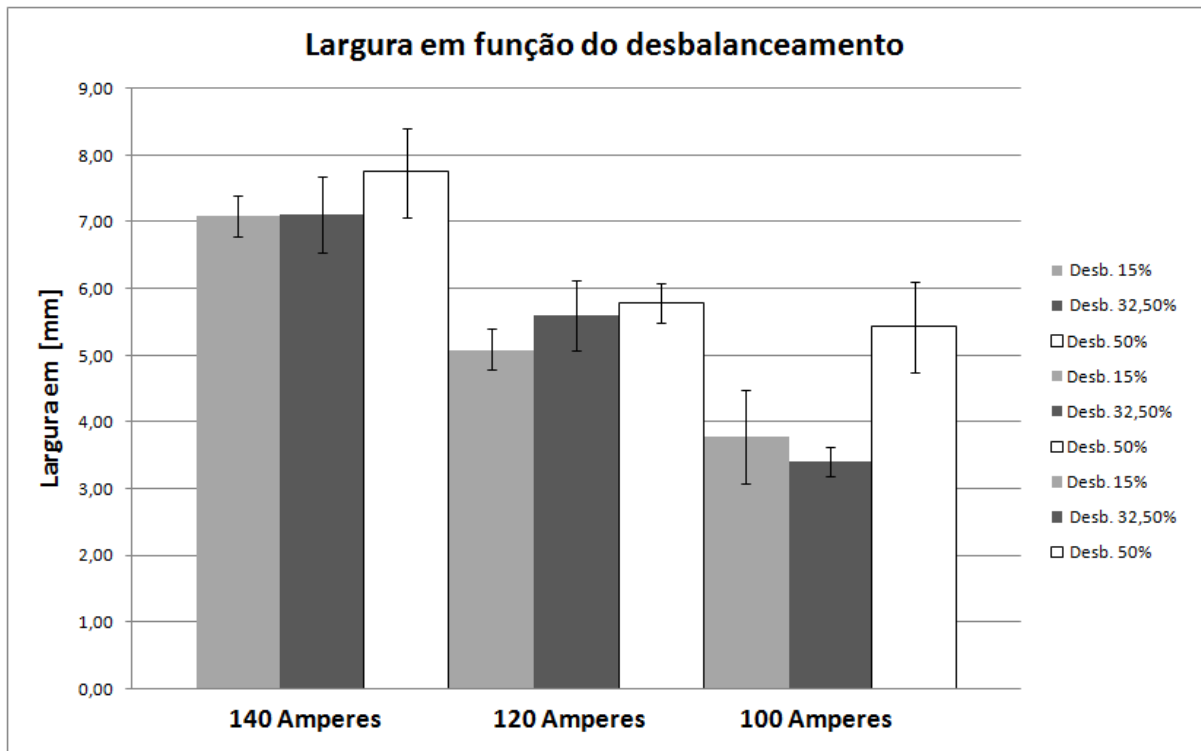


Figura 18 - Largura média obtida em função do dos desbalanceamentos empregados na soldagem.

5.3 - Microdureza Vickers

Utilizou-se a análise de microdureza Vickers (HV) para identificar a influência do desbalanceamento da corrente de soldagem na formação da zona de resistência reduzida na ZTA. Todos os valores coletados estão tabelados e são mostrados na sequência. As Tabelas 6 (a), (b) e (c) agrupam os valores de microdureza obtidos para cada variação do valor de EP empregados para a faixa de corrente de 140 A.

Tabela 6 – Valores microdureza obtida para o perfil transversal das soldas executadas com a corrente de 140 A.

Tabela 6 (a) EP = 50 %

EP = 50 %	Superior	Centro	Inferior	Média
-18	95,6	99,9	93,8	96,43
-17	74	80,9	96,3	83,73
-16	82,9	79,9	91,6	84,8
-15	85,6	77,5	79,2	80,77
-14	70,8	77,8	68,5	72,37
-13	65,9	67	62,5	65,13
-12	60,6	55,6	59,4	58,53
-11	55,2	49,7	60,3	55,07
-10	56,9	53,9	57,7	56,17
-9	61,5	59,3	53,7	58,17
-8	71,1	60,1	55,9	62,37
-7	59	57,7	61,7	59,47
-6	56,8	53,7	53,1	54,53
-5	67,6	64,8	59,9	64,1
-4	64,1	62,9	67,8	64,93
-3	62,5	62,4	69,4	64,77
-2	49,6	69,2	67	61,93
-1	51,9	54,3	54,8	53,67
0	61,9	48,8	61,3	57,33
1	54,8	47,3	68,9	57
2	62	65	67,3	64,77
3	74,9	67,3	63,8	68,67
4	64,2	61,9	62,2	62,77
5	60,2	67,2	68	65,13
6	71,4	64,9	61	65,77
7	68,9	63,3	65	65,73
8	61,8	59,7	66,5	62,67
9	58,7	59,7	58,8	59,07
10	63,3	59,5	60,3	61,03
11	58,1	60,7	57,4	58,73
12	64,2	67	63,1	64,77
13	62,2	63,4	63,3	62,97
14	63,1	67,2	70,8	67,03
15	77,9	77,2	83,9	79,67
16	79,1	97,1	96	90,73
17	92,5	87,5	93,4	91,13
18	90,9	98,3	98,2	95,8

Tabela 6 (b) EP = 32,5 %

EP = 32,5 %	Superior	Centro	Inferior	Média
-18	93	103,6	87,3	94,63
-17	100,9	94,2	96	97,03
-16	93,6	101,9	94,9	96,8
-15	80,8	89	89,7	86,5
-14	70,3	81,3	75,6	75,73
-13	65,9	70,7	72,5	69,7
-12	73,8	62,6	63,9	66,77
-11	54,1	77	67,6	66,23
-10	67,4	63,7	57,7	62,93
-9	62,3	68,2	67,9	66,13
-8	57,3	67,3	62,2	62,27
-7	73,4	60,1	71,3	68,27
-6	59,9	57,9	73,1	63,63
-5	63,2	71,3	81,3	71,93
-4	64,5	69,9	62,3	65,57
-3	71,8	70,9	61,8	68,17
-2	73,4	72,4	72,1	72,63
-1	70,1	64,3	76,4	70,27
0	74,9	70,1	71,3	72,1
1	73,7	71,5	66,5	70,57
2	78,9	73,4	74,3	75,53
3	74	71,4	76,5	73,97
4	67,5	64,8	66,3	66,2
5	73,7	72,6	69	71,77
6	63,9	72,3	62,2	66,13
7	59,6	65,4	69,6	64,87
8	62,8	61,7	65,3	63,27
9	65,2	64,4	65,2	64,93
10	65,4	65	61,5	63,97
11	58,7	54,8	64,8	59,43
12	57,8	59,2	61,7	59,57
13	63	64,6	62,3	63,3
14	71,4	63,7	68,1	67,73
15	71,7	73,7	75,4	73,6
16	86,6	101,6	84,4	90,87
17	88	103	82,1	91,03
18	85,4	99,5	95,7	93,53

Tabela 6 (c) EP = 15 %

EP = 15 %	Superior	Centro	Inferior	Média
-18	93,7	94,5	84,4	90,87
-17	95,4	94,5	91,9	93,93
-16	95,9	92,7	89,2	92,6
-15	103,7	88	96	95,9
-14	83,6	87,6	91,7	87,63
-13	86,3	82,4	80,1	82,93
-12	79,6	80,1	70,9	76,87
-11	69,8	62,6	59,8	64,07
-10	63,1	60,2	63,5	62,27
-9	61	51,9	63,4	58,77
-8	67,4	55,2	70,4	64,33
-7	64,2	60,2	60,4	61,6
-6	64,2	58,6	63,6	62,13
-5	67,8	58,9	67,9	64,87
-4	64,1	57,9	60,2	60,73
-3	64,5	63,1	73	66,87
-2	72	67,1	67,8	68,97
-1	71,9	68,9	69,1	69,97
0	73,3	73,7	62,5	69,83
1	70,5	61,5	71,2	67,73
2	72,2	65,4	69	68,87
3	63	58,7	61,8	61,17
4	56,8	71	62,2	63,33
5	53,2	66,1	66,8	62,03
6	69,5	75,8	61,7	69
7	64,3	66,5	63	64,6
8	67,7	69	54,7	63,8
9	58,2	50,6	57,1	55,3
10	59,6	56,8	57,7	58,03
11	62,7	68	57,5	62,73
12	74,8	72,2	71,9	72,97
13	88,7	75,6	81	81,77
14	85,8	83,5	82	83,77
15	86,7	80,6	85,4	84,23
16	84,1	90,6	97,5	90,73
17	101,9	98,6	96,7	99,07
18	93,3	94,5	83,3	90,37

Utilizando os dados acima, foi gerado o perfil de microdureza médio para cada condição de EP, na corrente de 140 A. Na Figura 19 constam os perfis dos valores médios de microdureza registrados na junta soldada.

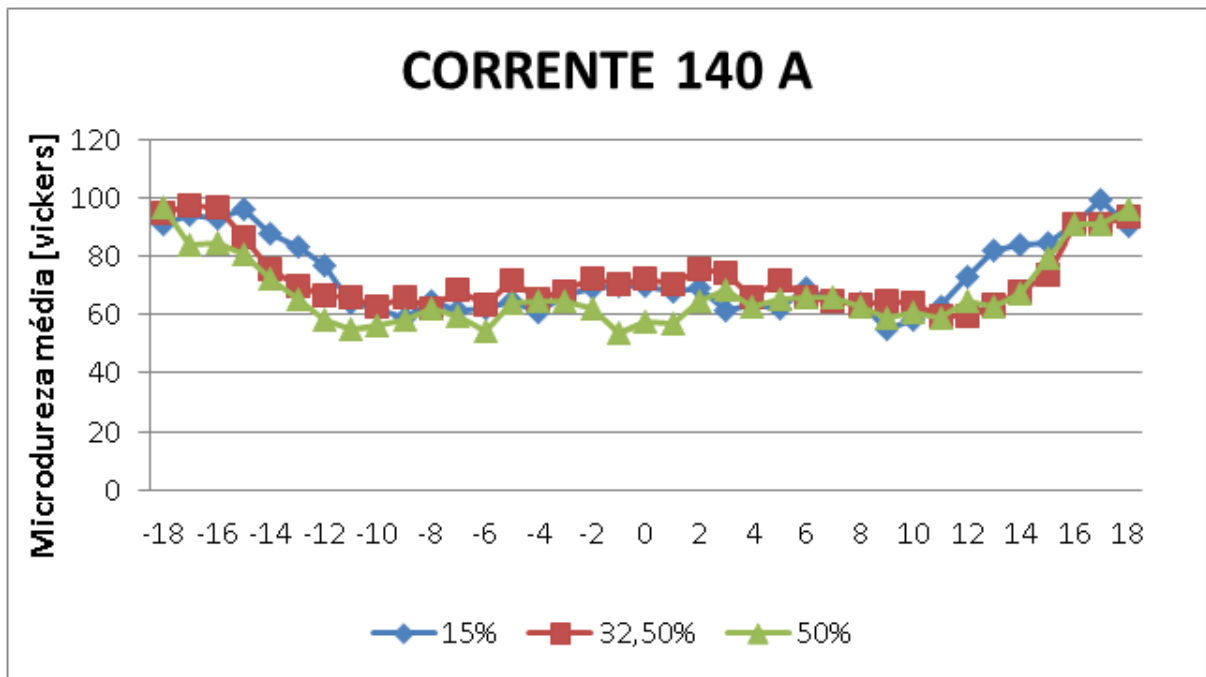


Figura 19- Perfil de microdureza obtida ao longo da junta soldada com corrente de 140 A. para as diferentes condições de EP.

A despeito das variações nos valores de microdureza apresentados na junta soldada pela condição de soldagem 140 A, observa-se uma diminuição gradativa da faixa de dureza reduzida acompanhando a restrição do tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo.

Na sequência foram geradas as tabelas com os valores de microdureza média para a faixa de corrente de 120 A, submetidas às mesmas restrições de EP. As Tabelas 7 (a), (b) e (c) agrupam os valores médios de microdureza HV, obtidos para os cordões de solda executados com a variação de tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo.

Tabela 7 - Valores microdureza obtida para o perfil transversal das soldas executadas com a corrente de 120 A.

Tabela 7 (a) EP = 50 %

EP = 50 %	Superior	Centro	Inferior	Média
-18	95,5	88,7	91,7	91,97
-17	99,9	100,7	90,8	97,13
-16	90,3	95,3	100,2	95,27
-15	86,5	97,6	94,6	92,9
-14	91,8	80,2	107,5	93,17
-13	86	90,5	87,3	87,93
-12	87,4	72,1	93,3	84,27
-11	73,1	71,3	78,9	74,43
-10	61,4	72,5	72	68,63
-9	59,5	60,2	73	64,23
-8	56,6	57,8	69,1	61,17
-7	60,5	58,3	63,7	60,83
-6	62,2	59,5	66,2	62,63
-5	58,5	66,5	72,7	65,9
-4	62,7	56,5	73	64,07
-3	67,8	62,8	67,7	66,1
-2	62,7	77,5	84,1	74,77
-1	59,4	64,9	66,7	63,67
0	62,6	64,7	61,6	62,97
1	72,3	77	72,1	73,8
2	63,4	70,8	63,4	65,87
3	66,2	63,2	62,4	63,93
4	59	74,1	72,3	68,47
5	69,6	70,1	70,7	70,13
6	63,8	64,7	70,7	66,4
7	60,7	62,7	71,7	65,03
8	70,5	71,5	59,1	67,3
9	56,9	66,2	57,9	60,33
10	55,1	58,4	60,9	58,13
11	64,8	66,2	62,7	64,57
12	67,9	76	67,2	70,37
13	80,5	84,9	84,3	83,23
14	89,9	84,2	96,8	90,3
15	90,5	87,1	100,6	92,73
16	83,7	95	95,8	91,5
17	83,4	92,2	100,3	91,97
18	93,4	87,8	101,6	94,27

Tabela 7 (b) EP = 32,5 %

EP = 32,5 %	Superior	Centro	Inferior	Média
-18	100,7	94,6	96,7	97,33
-17	94,9	94,7	101,4	97
-16	84,1	92,5	96,8	91,13
-15	88,2	85,8	97	90,33
-14	80,5	80,6	87,8	82,97
-13	81	84,5	78,5	81,33
-12	74,3	67,5	70,5	70,77
-11	65,6	65,2	68,4	66,4
-10	69,2	64,2	65,3	66,23
-9	65,3	59,2	66	63,5
-8	59,1	59,3	60,5	59,63
-7	65,3	62,1	61,7	63,03
-6	61,7	60,5	71,4	64,53
-5	67,9	63,3	71,2	67,47
-4	65,3	64,2	59,6	63,03
-3	60,3	64,7	62,1	62,37
-2	64,4	69,3	50,4	61,37
-1	61,5	67,6	69,7	66,27
0	67,1	68,4	69,2	68,23
1	70,4	70	71,5	70,63
2	65	60,8	66,8	64,2
3	71,8	63,9	71,3	69
4	65,2	64,9	65,7	65,27
5	66,6	66,9	67,9	67,13
6	61,5	68,6	75,1	68,4
7	66,5	65	65,6	65,7
8	62,7	60,4	66,3	63,13
9	60,3	64,5	60,4	61,73
10	64,9	59,9	66,5	63,77
11	66,9	74,9	72,6	71,47
12	74,8	81,5	79,5	78,6
13	79	90,9	72,6	80,83
14	88,3	98,8	95,5	94,2
15	86,6	94,4	95,8	92,27
16	89,5	97	92,6	93,03
17	103,7	93,7	98,9	98,77
18	92,8	95,2	98	95,33

Tabela 7 (c) EP = 15 %

EP = 15 %	Superior	Centro	Inferior	Média
-18	69	64,1	86	73,03
-17	66,4	82,4	83,2	77,33
-16	77,7	85,1	82,8	81,87
-15	80,3	79,8	85,9	82
-14	68,4	66,5	78,1	71
-13	72,8	81,1	70,9	74,93
-12	70,7	72,4	60,1	67,73
-11	58,3	56,7	53,2	56,07
-10	53,2	53,4	57,3	54,63
-9	49,7	52,6	34,5	45,6
-8	45,2	50,8	50,4	48,8
-7	50,6	45,7	51,6	49,3
-6	45	52,8	56,6	51,47
-5	56	49,9	50	51,97
-4	52,4	58,3	53,1	54,6
-3	59,6	58,9	50,9	56,47
-2	53,4	53,3	58,4	55,03
-1	60,5	52,5	52,7	55,23
0	55,2	62,5	54,2	57,3
1	56,8	68,7	53,3	59,6
2	53,6	62,2	57,7	57,83
3	60,9	51,8	57,7	56,8
4	64,8	55,5	57	59,1
5	58,9	55,1	57,7	57,23
6	49,6	45,7	51,7	49
7	50,9	49,6	51,3	50,6
8	54,1	51,9	50,7	52,23
9	47,8	51,8	45,8	48,47
10	61,9	64,1	60,4	62,13
11	78,9	71,6	63,8	71,43
12	60,7	68	64,9	64,53
13	76,8	77,8	75,6	76,73
14	85	81	80,4	82,13
15	84,8	79,7	75,5	80
16	71,3	94,3	73	79,53
17	81	82	85,6	82,87
18	73	70,6	80,3	74,63

Na Figura 20 estão expostos os valores da tabela acima, de forma a gerar os perfis dos valores médios de microdureza Vickers para as condições de soldagem executadas com faixa de corrente de 120 A e submetidos à restrição do tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo.

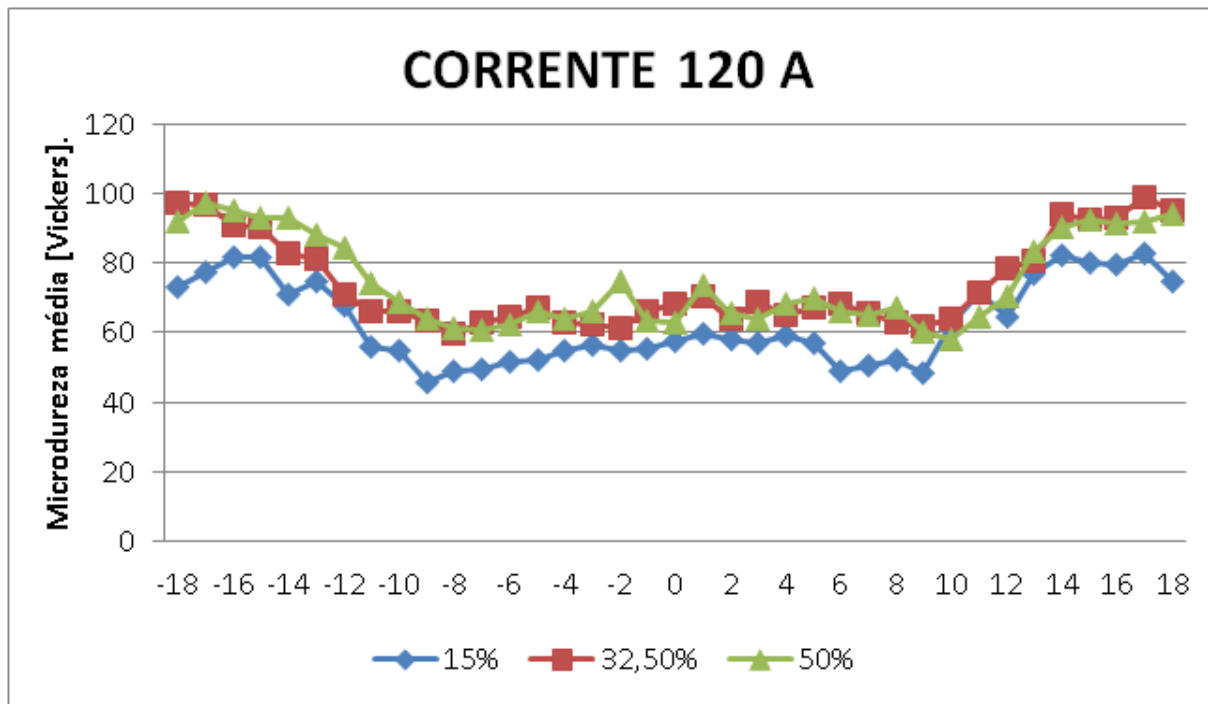


Figura 20 - Perfil de microdureza obtida ao longo da junta soldada com corrente de 120 A. para as diferentes condições de EP.

Por fim, são apresentadas as Tabelas 8 (a), (b) e (c), que expõem os valores de microdureza média obtidos para a faixa de corrente de 100 A, onde são agrupados os valores médios de microdureza HV, obtidos com as variações de EP.

Tabela 8 - Valores microdureza obtida para o perfil transversal das soldas executadas com a corrente de 100 A.

Tabela 8 (a) EP = 50 %

EP = 50 %	Superior	Centro	Inferior	Média
-18	97,4	99,5	93,6	96,83
-17	94,3	102	99,2	98,5
-16	92,4	91,2	104,5	96,03
-15	102,5	95,2	98,5	98,73
-14	95,9	91,4	104,8	97,37
-13	96,4	94	95,6	95,33
-12	88,2	90,8	85,9	88,3
-11	84,5	77,3	77,5	79,77
-10	68,2	69,3	72	69,83
-9	65,8	62	67,2	65
-8	60,8	55,4	57,7	57,97
-7	58,5	58,1	60	58,87
-6	58,4	57,5	59,8	58,57
-5	59,2	62,4	66,1	62,57
-4	57,4	64,6	62,8	61,6
-3	60,3	63,2	60,3	61,27
-2	57,2	58,7	59,7	58,53
-1	64,2	58,4	63,5	62,03
0	62,6	66,8	62,3	63,9
1	64,4	63,6	65,8	64,6
2	64,9	65,1	62,3	64,1
3	64,6	70,2	67,7	67,5
4	62,4	58,3	60,5	60,4
5	63,7	63,1	62,5	63,1
6	57,3	60,3	60,7	59,43
7	57,8	57,8	58,7	58,1
8	60,8	57,5	59,5	59,27
9	68	62	57,6	62,53
10	65,8	67	65,3	66,03
11	65,1	67,8	68,9	67,27
12	80,9	70,6	74,3	75,27
13	83,5	82,7	81,6	82,6
14	87,1	86,2	92	88,43
15	91,2	94,4	90,4	92
16	91,5	97,5	93,3	94,1
17	96,3	99	99,5	98,27
18	95,4	96,5	96,8	96,23

Tabela 8 (b) EP = 32,5 %

EP = 32,5 %	Superior	Centro	Inferior	Média
-18	89	89,3	84,2	87,5
-17	90,8	93,2	89,9	91,3
-16	95	88,6	85,8	89,8
-15	96,7	90,1	86	90,93
-14	84,5	87,1	88,5	86,7
-13	88,2	92,5	91,7	90,8
-12	88,2	95,8	87,3	90,43
-11	87,9	82	83,4	84,43
-10	87,7	83,2	87,3	86,07
-9	82,7	80,3	76,2	79,73
-8	67,6	75,5	70,2	71,1
-7	67,3	63,3	55,4	62
-6	53,8	58,4	57,2	56,47
-5	54,5	54,3	50,7	53,17
-4	58,7	54,4	55,5	56,2
-3	55,8	56,7	63,6	58,7
-2	58,3	64,3	57,7	60,1
-1	59,9	57,6	56,3	57,93
0	58,4	59,5	55,6	57,83
1	57,7	56,7	56,7	57,03
2	59,4	56	57,4	57,6
3	57,2	56,3	59	57,5
4	56,3	56	57,3	56,53
5	53	54,2	51,6	52,93
6	53,8	53,7	51,9	53,13
7	61,6	60	60,1	60,57
8	67,5	65,8	70,9	68,07
9	77,5	74,4	79	76,97
10	91,9	84,5	85,4	87,27
11	94,3	92,1	84,4	90,27
12	91,6	82,9	94,1	89,53
13	92	91,3	89	90,77
14	86,5	97,1	89,8	91,13
15	94,7	91,6	93,4	93,23
16	85,7	91,6	93,6	90,3
17	90,6	85,8	92,6	89,66
18	84,8	91,1	88,4	88,1

Tabela 8 (c) EP = 15 %

EP = 15 %	Superior	Centro	Inferior	Média
-18	97,3	106,7	93,5	99,17
-17	94,1	97,3	92,4	94,6
-16	96,4	94,3	96,6	95,77
-15	98,5	91	96,9	95,47
-14	97,8	90,5	90,1	92,8
-13	89,4	93,9	91,3	91,53
-12	96,7	92	93,9	94,2
-11	91,9	89,6	94,9	92,13
-10	92,6	89,8	93,9	92,1
-9	90,5	89	86,3	88,6
-8	81,9	75,2	82	79,7
-7	76,7	66,2	71,4	71,43
-6	63,1	61,4	61,2	61,9
-5	65,8	60,5	60	62,1
-4	55,4	66,2	61	60,87
-3	60,1	64,3	62,6	62,33
-2	57,4	56,6	61,8	58,6
-1	59,4	58,3	57,7	58,47
0	60,2	58,1	56	58,1
1	59,7	57,1	55,2	57,33
2	57,6	55,7	57,9	57,07
3	58,7	53,3	59,2	57,07
4	55,5	56,4	58,1	56,67
5	54,2	55,5	55,8	55,17
6	61,3	58	58,4	59,23
7	62,1	64,2	67,9	64,73
8	67,9	77,6	74	73,17
9	79,5	79,1	84,2	80,93
10	86,7	87,2	85,8	86,57
11	90,2	89,3	95,3	91,6
12	96,2	96,7	94,7	95,87
13	95	97,1	96,3	96,13
14	93,8	90	91,1	91,63
15	92,3	102,3	88,9	94,5
16	102,7	95,5	92,3	96,83
17	95,6	90,2	89,7	91,83
18	99	91	92,9	94,3

Na Figura 21 estão expostos os perfis dos valores médios das medidas de microdureza, obtidos para a condição de soldagem executados com corrente de

soldagem de 100 A, nas condições de 50 %, 32,5 % e 15 % do tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo para o ciclo de onda.

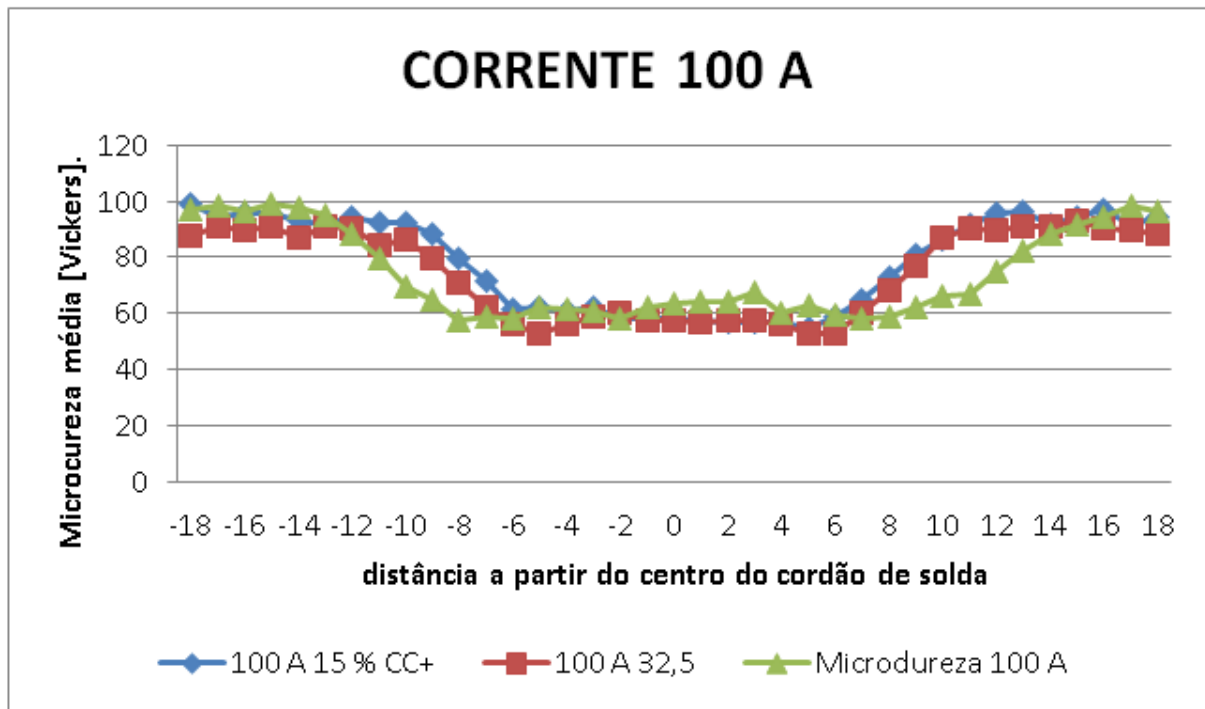


Figura 21 - Perfil de microdureza obtida ao longo da junta soldada com corrente de 100 A. para as diferentes condições e EP.

Os comportamentos das microdurezas mostrados acima confirmam a queda de microdureza na zona afetada termicamente para as ligas de alumínio endurecíveis por tratamento térmico de solubilização e precipitação, conforme citado em Mesler (1999), onde tal redução é devido ao processo de recozimento parcial próximo ao metal de solda e de superenvelhecimento nas regiões mais afastadas.

A tendência de redução de microdureza registrada para todas as condições acima, são consonantes com o exposto na literatura (MATHERS, 2002). A mesma tendência pode ter sido influenciada pela formação de microestruturas grosseiras ou pelo superenvelhecimento dos precipitados presentes na condição microestrutural inicial do metal de base, devido a elevação da temperatura na ZTA. De acordo com a literatura, a ZTA é uma região da junta soldada que se caracteriza pelo

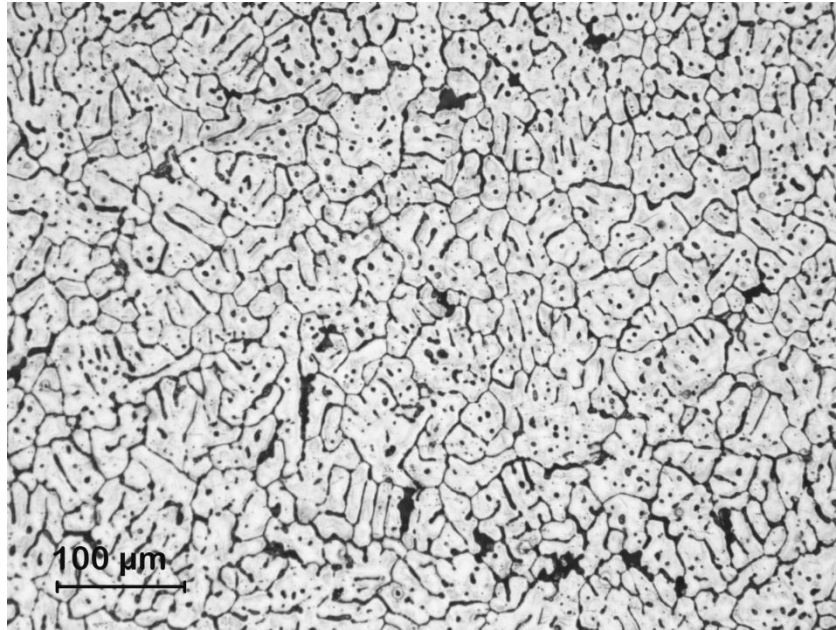
recebimento da energia de soldagem em grau suficiente apenas para alterar a microestrutura original do metal de base.

Na soldagem a arco das ligas de alumínio tratáveis termicamente a energia de soldagem tem grande influência no controle da integridade mecânica da junta, segundo Anderson (2005) quanto maior a intensidade do aporte calor aplicado na região de solda, maior será a redução da resistência mecânica na zona termicamente afetada.

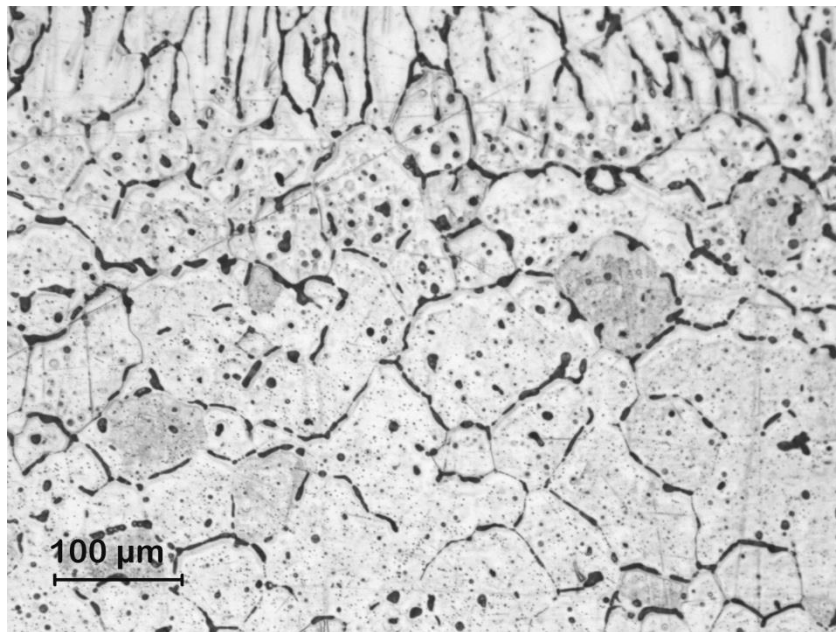
Considerando que a dureza está relacionada diretamente com a resistência mecânica, ou seja, maior resistência mecânica maior a dureza ou o inverso, os resultados da microdureza mostram que houve um comprometimento da região ao longo da ZTA. De fato Cary (*apud* LASKHMAN, 2013) afirma que parâmetros de soldagem no processo TIG os influenciam diretamente na resistência à tração das ligas de alumínio depois de soldadas.

5.4 – Análise microestrutural

As fotomicrografias foram obtidas por meio de microscopia óptica nas regiões que compreendem a zona fundida e a zona termicamente afetada. A Figura 22 apresenta a ZF das soldas executadas com corrente de soldagem de 140 A com EP igual a 50 %. A Figura 23, por sua vez, refere-se a ZTA, onde se percebe uma grande faixa de alteração microestrutural.



**Figura 22- Fotomicrografia da ZF, corrente 140 A balanceada.
Ampliação 200 X, ataque HF 48 %.**



**Figura 23 – Fotomicrografia da ZTA, corrente 140 A balanceada.
Ampliação 200 X, ataque HF 48 %.**

Deste modo, pode ser observada a destruição da microestrutura originalmente encontrada na forma microenvelhecida, dando lugar ao crescimento

de grãos grosseiros e formação de microestruturas superenvelhecidas. Esta nova estrutura gerada na ZTA provavelmente justifica a redução de microdureza citada por Askeland (2010) como fator de fragilização da ZTA pelo efeito da elevação da temperatura de soldagem, e que foi também confirmada pelo perfil de microdureza obtido pela técnica de microdureza Vickers.

Nas fotomicrografias apresentadas nas Figuras 24 e 25 são mostradas a ZF e a ZTA para EP de 32,5 % e corrente de soldagem de 140 A. Nessas condições, a microestrutura obtida na ZTA auxilia a visualização da área de resistência reduzida citada por Branco (1986), e que determina a integridade mecânica da junta. O efeito da temperatura na ZTA é perceptível em razão da destruição da microestrutura que inicialmente é distinguida pela presença de precipitados de Mg_2Si . A nova microestrutura formada na ZTA seria constituída em consequência do superenvelhecimento e da tendência do crescimento dos grãos.

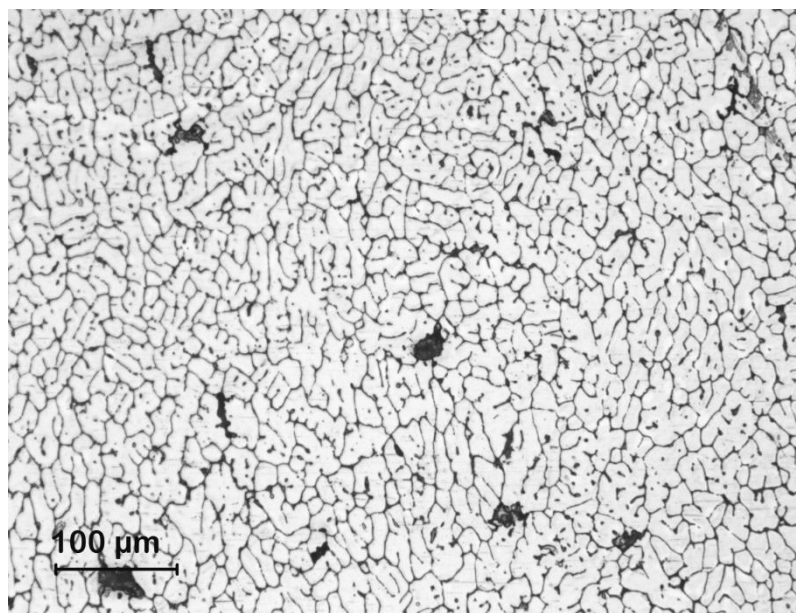


Figura 24 – Fotomicrografia da ZF, corrente 140 A com tempo positivo do ciclo em 32,5 %. Ampliação 200 X, ataque HF 48 %.

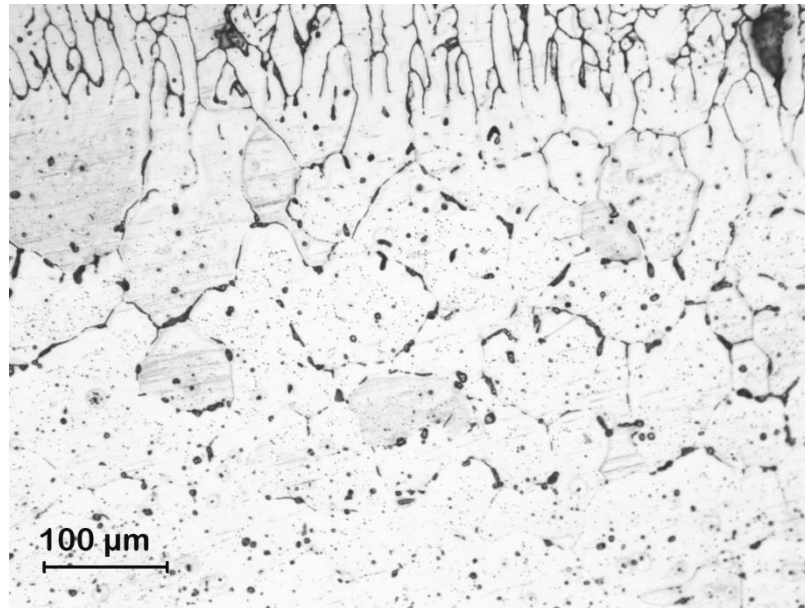
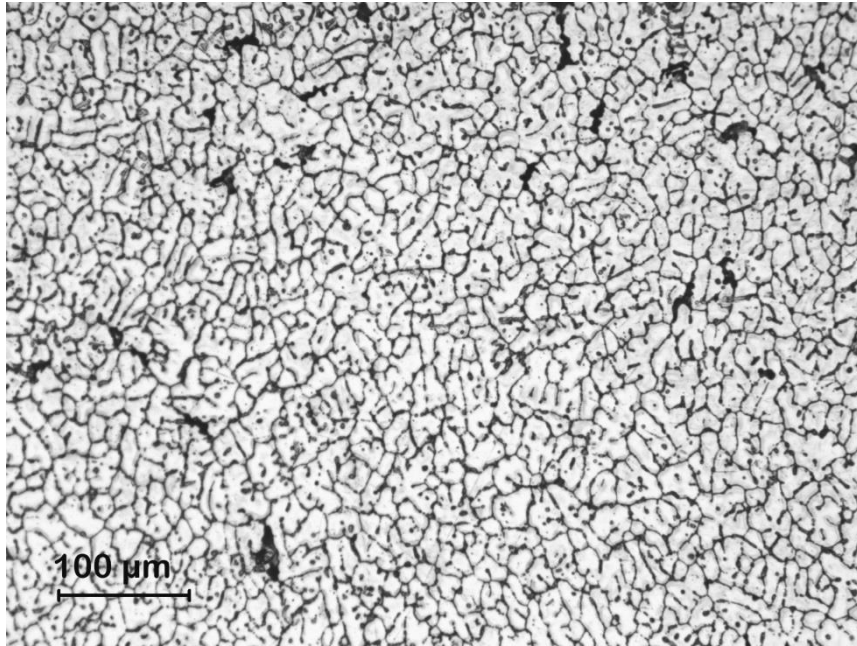
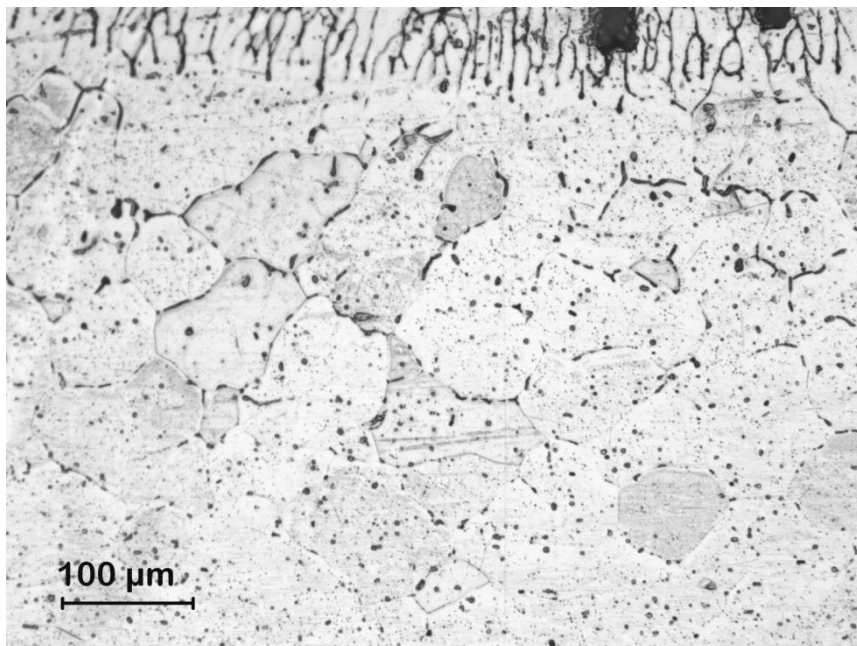


Figura 25 – Fotomicrografia da ZTA, corrente de 140 A com tempo positivo de ciclo 32,5 %. Ampliação 200 X, ataque HF 48 %.

A microestrutura gerada no cordão de solda executado na corrente de 140 A na condição de EP igual a 15 % ilustra claramente a ideia posta por Messler (1999), onde as ligas endurecíveis por tratamento térmico sofrem os efeitos de recozimento parcial próximo a ZF, e efeito de superenvelhecimento nas regiões mais afastadas. Na Figura 26 é apresentada a microestrutura do metal fundido enquanto que a figura 27 consta a zona afetada pelo calor.



**Figura 26 – Fotomicrografia da ZF, corrente 140 A com tempo positivo de ciclo 15 %.
Ampliação 200 X, ataque HF 48 %.**



**Figura 27 – Fotomicrografia da ZTA, corrente 140 A com tempo positivo de ciclo em 15
%. Ampliação 200 X, ataque HF 48 %.**

Em análise de carácter qualitativo das imagens obtidas por microscopia óptica, as quais compreendem os aspectos como tamanho de grãos e extensão da

faixa de grãos grosseiros na ZTA, é possível afirmar que o aumento do tempo de atuação da polaridade positiva do eletrodo, induz uma maior área de transformação da microestrutura. O aumento da faixa de transformação é possivelmente devido a maior temperatura gerada pela condição EP de 50 %, e que teria sido responsável pelo aumento dos valores de penetração e largura. Este fato se verifica para as três diferentes correntes de soldagem adotadas. A transformação microestrutural ocorrida na ZTA tem a característica da formação de grãos grosseiros próximo a ZF e de supere envelhecimento nas regiões mais afastadas.

De fato as ligas de alumínio da série AA 6063-T6 possuem em sua estrutura finos precipitados que atuam como obstáculos ao movimento das discordâncias agindo como endurecedores das mesmas. O aquecimento causado pela energia de soldagem na ZTA destrói esta microestrutura, originando o predomínio de uma microestrutura recozida na região próxima a ZF e superevelhecida na região mais afastada. Este fato pode ser a explicação da oscilação ocorrida no perfil de microdureza na ZTA, e igualmente a alteração no gradiente microestrutural observado.

5.5 – MEV

A análise semiquantitativa efetuada por MEV, e realizada na região central da zona fundida, teve como objetivo principal detectar a composição química do cordão de solda, em consequência da diluição ocorrida. As imagens dos espectros de EDS estampadas na Figura 28 revelam a ocorrência dos elementos presentes nos cordões de solda, executados com as correntes 140 A, 120 A e 100 A, com a variação de EP em 50 %, 32,5 % e 15 %, respectivamente.

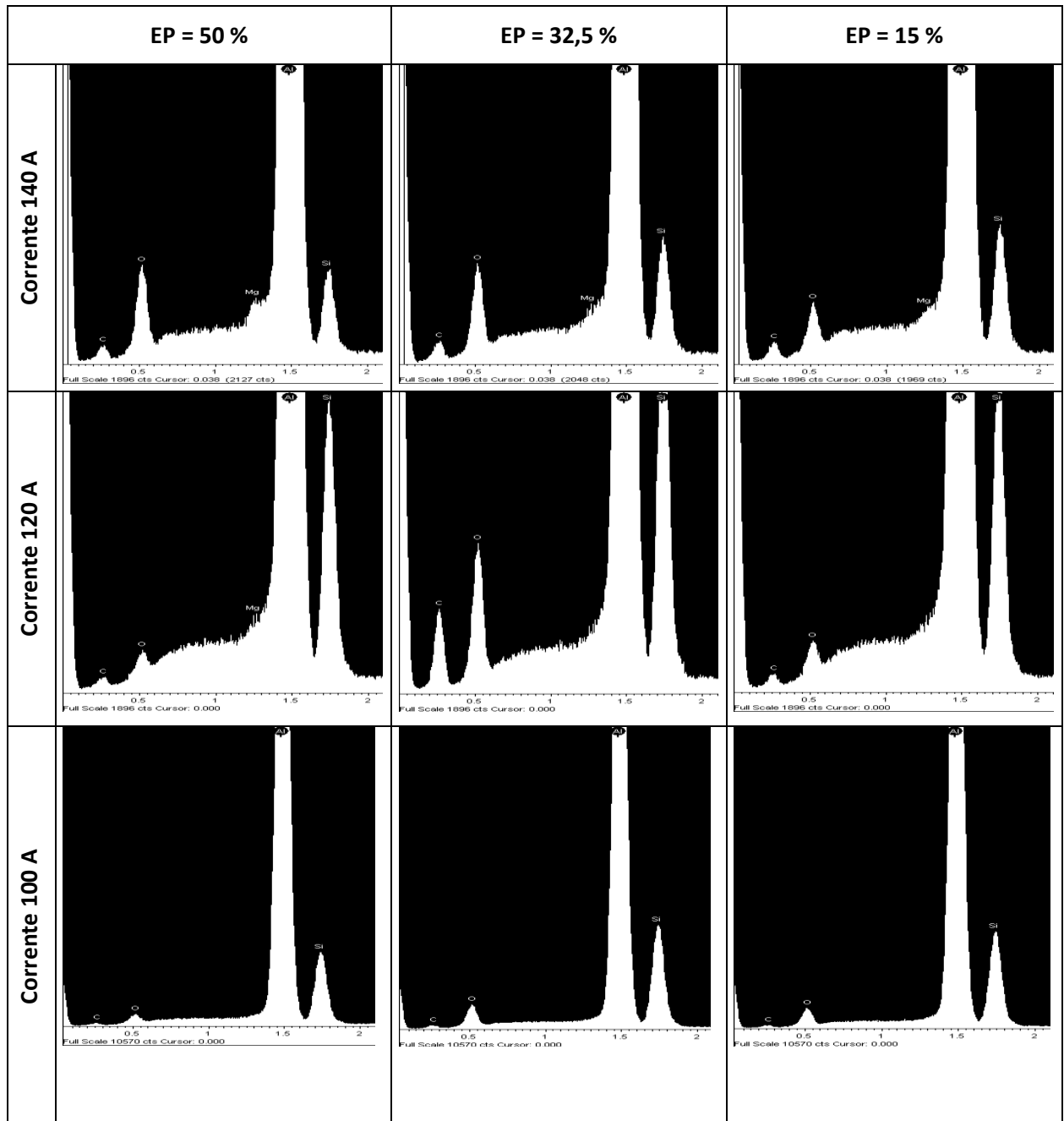


Figura 28 - Análise semiquantitativa dos elementos químicos presentes na ZF.

Analisando os espectros exibidos na imagem acima é possível perceber que na condição de corrente 140 A, o teor de silício tende a aumentar conforme se diminui o tempo de atuação da polaridade positiva. Já o teor de magnésio ficou ligeiramente maior para a condição de EP igual a 50 %, e mantendo-se valores bem próximos para os demais tempos de atuação da polaridade positiva, ou seja, EP de 32,5 % e 15 %.

Nas soldas executadas com corrente 120 A, o elemento magnésio só aparece na condição de EP igual 50 % em valor muito baixo, levando a acreditar que existe uma tendência em diminuição do mesmo acompanhando a redução na diluição quando ocorre restrição no tempo de atuação da polaridade positiva. Quanto o elemento silício, obteve-se o valor máximo na condição EP de 32,5 %, seguido da condição EP igual a 15 %, e ficando a condição de EP de 50 % com o menor valor registrado.

Diferentemente para as soldas executadas com corrente de soldagem em 100 A, não foi identificado a presença de magnésio para nenhuma das condições de EP adotadas. O valor máximo do teor de silício, nesse caso, foi registrado para condição de EP de 32,5 % obtendo o menor valor registrado para a condição de EP de 50 %. Na Tabela 9 estão quantificados os teores de silício e magnésio encontrado para cada análise.

Tabela 9 – Teores dos elementos químicos detectados na ZF.

ZF	140 A			120 A			100 A		
EP %	50 %	32,5 %	15 %	50 %	32,5 %	15 %	50 %	32,5 %	15 %
% Mg	0,24	0,04	0,05	0,01	-	-	-	-	-
% Si	3,22	4,39	4,96	8,05	9,03	8,59	13,47	17,64	16,77

Com o intuito de entender o fenômeno e justificar os altos teores de Si, principalmente na condição de soldagem com corrente 100 A, realizou-se análises semiquantitativas também nas zonas de transição (ZT) entre a zona fundida e a zona termicamente afetada de todos os cordões de solda. Os espectros de EDS detectados estão expostos na Figura 29.

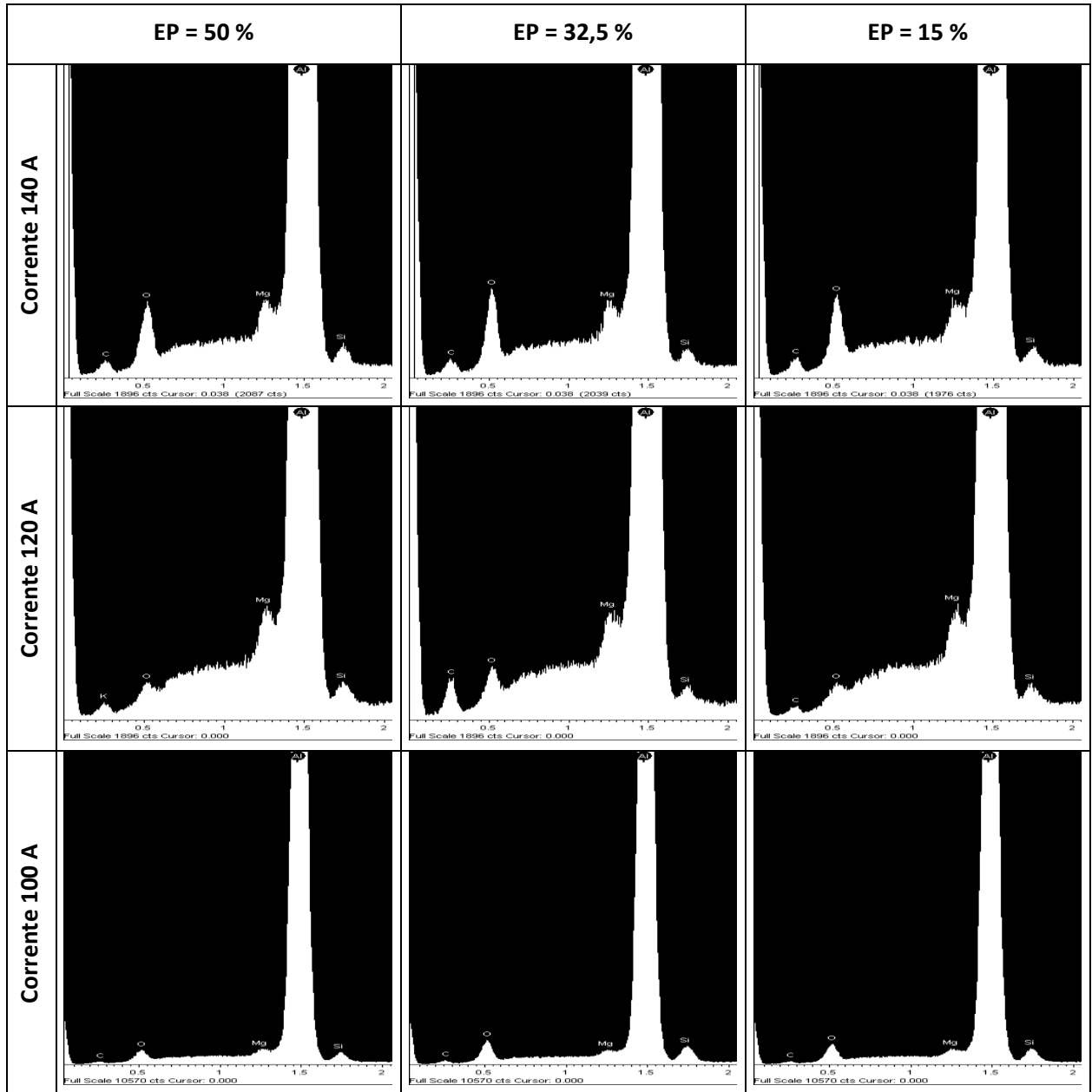


Figura 29 - Análise semiquantitativa dos elementos químicos presentes na ZT.

Os resultados das análises de EDS realizados na ZT revelam grandes diferenças registradas para os teores dos elementos presentes nesta região de transição. Essas alterações podem explicar ao comportamento observado no perfil de microdureza médio, obtido por meio da análise de microdureza Vickers, como também pode explicar a formação da faixa de alteração microestrutural que foi admitida nas ZTAs. Na Tabela 10 estão quantificados os teores dos principais elementos encontrados na ZT.

Tabela 10 – Teores dos elementos químicos encontrados na ZT.

ZT	140 A			120 A			100 A		
EP %	50 %	32,5 %	15 %	50 %	32,5 %	15 %	50 %	32,5 %	15 %
% Mg	0,51	0,46	0,40	0,44	0,38	0,43	0,39	0,33	0,40
% Si	0,70	0,62	0,61	0,54	0,34	0,44	1,60	2,87	2,39

Observa-se que o teor de silício detectado na ZT é bem mais moderado em relação a ZF, podendo indicar menor diluição deste elemento, especialmente para a corrente de 100 A. Para o elemento magnésio sua incidência foi detectada em todas as condições de soldagem e para todos os valores de EP adotados. Desta forma, ao menos qualitativamente, pode ser atribuído a condição de EP balanceado a maior influência da diluição dos elementos de liga presentes, tanto no metal base quanto no metal de adição.

O comportamento de difusão dos elementos de liga observado nos espectros de EDS é tratado na literatura, mais precisamente como uma sequência de precipitação da solução sólida supersaturada para as ligas de Al-Mg-Si. Assim, durante o processo de precipitação uma das primeiras formações obtidas para esta liga são os “Clusters” de silício e “clusters” de magnésio. Em sequência, ocorre a dissolução dos mesmos em favor da formação dos clusters do composto MgSi, seguido de precipitação de estruturas desconhecidas, resultando, por fim, na formação da estrutura metaestável Mg₂Si.

Este fenômeno de transformação pode explicar a zona de queda de dureza localizada na ZTA, devido ao mecanismo de deterioração dos microconstituintes, inicialmente presentes na liga. Esta deterioração nada mais é que o processo de solubilização dos microconstituintes presentes na liga devido, à alta temperatura gerada pelo arco de soldagem. No processo de resfriamento acontece na ZTA uma mudança microestrutural. Na região mais próxima do centro do cordão de solda, a microestrutura é recozida eliminando o efeito do envelhecimento artificial, já na

região mais afastada, os microconstituintes antes na forma metaestável de siliceto de magnésio, sofrem o efeito do superenvelhecimento.

A resistência mecânica na ZTA, por conseguinte, o perfil de microdureza para liga Al-Si-Mg depende da sequência de precipitação das soluções sólidas. Segundo Hirose et al (1998), o perfil característico da área de redução de microdureza encontrado nas ligas de alumínio 6061-T6 na região mais próxima da poça de solda, bem como o envelhecimento nas regiões menos atingido pelo calor, está relacionada com a cinética de dissolução e precipitação das partículas endurecedoras após o processo de soldagem.

Uma das formações prevista na literatura para sequência de precipitação é a formação de clusters de Si e clusters de Mg. Isto pode ser a resposta para a alta porcentagem de Si mostrada na ZF, sobretudo na corrente de soldagem 100 A. Como também para a ausência de Mg na corrente de soldagem de 100 A, e para as condições de EP em 32,5 % e 15 % aplicados na corrente de soldagem de 120 A. Em concordância, Rao, Ramanaiah e Viswanathan (2008), fazem menção do comportamento de segregação de fases ricas em Si e Mg para soldagem processo TIG nas ligas de alumínio AA 6061.

6 – Conclusões

Os resultados para as condições aqui empregadas, permitem pontuar as seguintes conclusões.

- a) O desbalanceamento da onda tem influência direta no perfil do cordão de solda.
- b) A condição de onda quadrada balanceada promoveu maior penetração e largura dos cordões de solda.
- c) A faixa de redução de dureza apresentada para a condição de soldagem com onda balanceada foi maior.
- d) A análise de EDS indica locais de alta segregação dos elementos silício para a corrente de 100 A, na zona fundida.
- e) A análise de EDS também indica a ausência do elemento magnésio para a corrente de 100 A, bem como a falta deste mesmo elemento para a condição desbalanceadas da corrente 120 A na zona fundida.
- f) Na zona de transição, a análise de EDS registra a presença do silício e magnésio, mas com uma melhor distribuição deste elemento para todas as condições de soldagem.

7 – Referências

ALUMINUM ASSOCIATION. (1979). **Aluminum standards and data** (6 ed.).

ANDERSON, T. (july de 2005). **Aluminum weld HAZ fundamentals**. Welding Journal, 82, pp. 22-24.

ASKELAND, D. R., FULAY, P. P., & WRIGHT, W. J. (2010). **The science and engineering of materials**. (6 ed.). Stamford: Cengage Learning.

BENEDYK, J. C. (october de 2009). **International temper designations system for wrought aluminum alloys: Parte I - Strain hardenable (H temper) aluminum alloys**. Light Metals age.

BIROL, Y. (march de 2004). **The effect of homogenization practice on the microstructure of AA 6063 billets**. Journal of Material Processing Technology., pp. 250-258.

BRANCO, C. e. (1986). **Fadiga das estruturas soldadas**. Fundação Calouste Gulbenkian. Lisboa.

CALLISTER, W. D. (2001). **Fundamentals of materials science and engineering** (5 ed.). (I. John Wiley and Sons, Ed.) New York.

CANTIN, G. M., & FRANCIS, J. A. (may de 2004). **Arc power and efficiency in gas tungsten arc welding of aluminium**. Science and Technology of Welding and Joining, 10, pp. 200-210.

CIRINO, L. M., & DUTRA, J. C. (november de 2010). **The influence of positive polarity time on GTAW AC of aluminium**. Welding International, 24, pp. 825-833.

COBDEN, R. (1994). Aluminium: **Physical properties, characteristics and alloys** (TALAT Lecture 1501 ed.). EAA- European Aluminium Association.

DEVAKUMAR, D., & JABARAJ, D. (january de 2014). **Research on gas tungsten arc welding of stainless steel** - An overview. International Journal of Scientific e Engineering Research, 5, pp. 1612-1618.

DIETER, G. (1981). **Mechanical metallurgy**. (2 ed.). Rio de Janeiro, RJ: Guanabara Dois.

DUTRA, J. C. (july de 2010). **AC-GTAW of aluminium - New perspective for evaluation of role of positive polarity time**. Science and Technology of Welding and Joining., 15, pp. 632-637.

FUERSCHBACH, P. (febraury de 1998). **Cathodic cleaning and heat input in variable polarity plasma arc welding of aluminum**. Welding Journal, 77, pp. 76-85.

GOMES DE SALAZAR, J. M. (1998). **TIG welding of uranus 45N duplex stainless steel: Changes in microestructure and properties**. Welding International, 12, 548-558.

GOULD, J. E. (janeiro de 2012). **Joining aluminum sheet in the automotive industry**. A 30 year history. 91, 23-34.

GRONG, O. (1994). **Metallurgical modeling of welding**. The institute of materials.

HIROSE, A., TODAKA, H. (august de 1998). **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., pp. 2115-2120.

HSU, C. e. (2001). **Non-equilibrium reactions in 6xxx series Al alloys**. Materials Science and Engineering, pp. 119-124.

JEYAPRAKASH, N., ADISU HAILE, ARUNPRASATH, M. (fevereiro, 2015). **The parameters and equipamentes used in TIG welding: A review**. The International Journal of Engineering and Science (IJES). pp. 11-20.

KUMAR, P. K. (2011). **Process parameter optimization of an aluminium alloy with pulsed gas tungsten arc welding (GTAW) using gas mixtures**. Materials Sciences and Applications., pp. 251-257.

LACSHMAN, S. R. (2013). **An evaluation of TIG welding parametric influence on tensile strength of 5083 aluminium alloy**. International Journal of Mechanical Industril Science and Enginnering., 7.

LANCASTER, J. F. (1986). **The physics of welding**. pp. 169-172.

LIMA, N. A. G. (setembro, 2012). **Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg(Fe)**. Dissertação de mestrado. Faculdade de Engenharia Universidade do Porto.

LUCAS, R. P., DUTRA, J. C., & BONACORSO, N. G. (12-15 de outubro de 2010). **Avaliação da soldagem do alumínio nos processos TIG CA pulsado e contante**. XXXVI Consolda - Congresso Nacional de Soldagem.

MANTI, R., DWIVEDI, D. K., & AGARVAL, A. (october de 2008). **Pulse TIG welding of two Al-Mg-Si alloys**. Journal of Material Engeneering and Performance., 17, pp. 667-673.

MATHERS, G. (2002). **The welding of aluminium and its alloys**. Boca Raton, New York: CCR Press.

- MESSLER, R. (1999). **Principles of welding - Processes, physics, chemistry and metallurgy**. New York: John Wiley and Sons.
- MEYVECI, A. e. (2010). **Pin-on-disc characterization of 2xxx and 6xxx aluminium alloys aged by precipitation age hardening**. *Journal of Alloys and Compounds*, pp. 278-283.
- MISUMI, K. e. (11 de february de 2014). **Three-dimensional characterization of interaction between B" precipitate and dislocation in Al-Mg-Si alloy**. ELSEVIER, pp. 29-33.
- MRÓWKA-NOWOTNIK, G. E., & SIENIANWSKI, J. (2005). **Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys**. Worldwide congress on materials and manufacturing and technology-13th international scientific conference on achievements mechanical and materials engineering. Gliwice-Wista.
- NORRISH, J. (2006). **Advanced welding processes: Technologies and process control** (2006 ed.). Abington, Cambridge: Woodhead Publishing in Materials.
- NOVIKOV, O. M. (may de 2012). **Effect of the composition of the shielding gas on the properties of arc welded joints in aluminium alloys**. *Welding International.*, 26, pp. 384-387.
- POGATSCHER, S. e. (7 de june de 2012). **Influence of interrupted quenching on artificial aging of Al-Mg-Si alloys**. *Acta Materialia*, pp. 4496-4505.
- PORTER, D. A., ESTERLING, K. E., & SHERIF, M. Y. (2008). **Phase transformation in metals and alloys**. (3 ed.). New York: CCR Press.
- RAO, K. P. (2008). **Partially melted zone cracking in AA 6061 welds**. *Materials and Design*, pp. 179-186.

RAVISANKAR, A. e. (31 de january de 2014). **Influence of welding speed and power on residual stress during gas tungsten arc welding (GTAW) of thin sections with constant heat input: A study using nematical simulation and experimental validation.** Journal of Manufacturing Processes, pp. 200-211.

SCHEMP, C. E. (febraury de 2014). **Solification of GTAW aluminum weld metal: Parte I - Grain morphology dependent upon alloy compositio and grain refiner content.** Welding Journal, 93, pp. 53-59.

TEICHMANN, K. e. (25 de december de 2012). **The effect of simultaneous deformation and annealing on precipitation behaviour and mechanical properties of an Al-Mg-Si alloy.** ELSEVIER, pp. 228-235.

TSAO, C. e. (2006)h. **Precipitation kinetics and transformation of metastable phase in Al-Mg-Si.** Acta Materialia, 54, pp. 4621-4631.

VAN VLACK, L. (1970). **Principios de ciência dos materiais.** Blucher.

VEIGA, E. (2011). **Processo de soldagem TIG.** (1 ed.). Globus.

VILKAS, E. (december de 1967). **Square-wave welding.** IEEE Transactions on Industry and General Applications, 3.

YARMUCH, M., & PATCHETT, B. M. (july de 2007). **Variable AC polarity GTAW fusion behavior in 5083 aluminum.** Welding Journal, 86, pp. 196-200.