INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PULSO NA MICROESTRUTURA E PERFIL DE DUREZA NA SOLDAGEM DE LIGAS DE ALUMÍNIO PELO PROCESSO MIG SUPERPULSO

Erriston Campos Amarala*, Claudio Rios Mariaa e Luiz Paulo Mendonça Brandãob

^aSeção de Engenharia de Materiais e Mecânica (SE/4) – Instituto Militar de Engenharia (IME) – Praça General Tibúrcio, 80, Praia Vermelha, 22.290-270, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

* erriston.campos@gmail.com

ABSTRACT

In this paper, describe the study of the operational performance of the MIG Superpulse welding (two blocks of pulse). We evaluated the effects of thermal blocks (blocks of time primary and secondary) on the grain size and hardness of the weld metal. All welds were mechanized, being carried out with an electronic source multiprocess in simple deposition, in the flat position with angle of inclination of the torch 15° and the pushing direction with a speed of 400mm/min. The welds were made on plates of Al-Mg 5052 of 4.0 mm thick with the filler metal Al-Si 4043 1.2mm in diameter. The results showed that the MIG Superpulse welding process presents two very different regions, a dentritic columnar grains near the fusion line of the region with the highest average current. Already, the hardness showed no relationship between the regions.

Keywords: MIG Superpulse, grain size, hardness

RESUMO

Neste trabalho, descreve-se o estudo do desempenho operacional da soldagem MIG Superpulso (dois blocos de pulso). Foram avaliados os efeitos dos blocos térmicos (tempos dos blocos primário e secundário) sobre o tamanho de grão e dureza do metal de solda. Todas as soldagens foram mecanizadas, sendo realizadas com uma fonte eletrônica multiprocesso, em simples deposição, na posição plana com ângulo de inclinação da tocha em 15º e no sentido empurrando, com uma velocidade de 400mm/min. As soldagens foram realizadas sobre chapas de Al-Mg 5052 de 4,0 mm de espessura com o metal de adição Al-Si 4043 de 1,2 mm de diâmetro. Os resultados mostraram que o processo de soldagem MIG Superpulso apresentou duas regiões bem diferenciadas, uma de grãos colunares dendríticos próxima à linha de fusão da região com menor corrente média e outra de grãos equiaxiais dendríticos próximos a linha de fusão da região com maior corrente média. Já, a dureza não apresentou relação entre as regiões.

Palavras-chave: MIG Superpulse,

INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas os processos de soldagem têm sofrido constantes evoluções, especialmente pela concepção de novos equipamentos, consumíveis, ferramentas computacionais, robotização etc. (Modenesi, 2005). A partir desta evolução tecnológica surgiu-se o processo de soldagem MIG-Pulsado (*Metal Inert Gas* - Pulsado), sendo este processo uma vertente do processo MIG Convencional.

No processo MIG Pulsado o arco é mantido com uma corrente de base baixa, enquanto uma corrente de pulso provoca o destacamento da gota. Com isso é obtida a transferência por spray com níveis de corrente médias mais baixas e menor energia no arco.

Este processo apresenta diversas vantagens em relação ao MIG Convencional, como: redução no nível de fumos e respingos, controle da transferência metálica e melhor qualidade e aparência do cordão de solda. Sua principal desvantagem é o custo do equipamento, devido às fontes de soldagens com maior nível tecnológico.

Após o advento da corrente pulsada, surge o processo MIG Superpulso. Este processo foi desenvolvido com o intuito de aliar as vantagens dos processos de corrente pulsada MIG e TIG (Tungsten Inert Gas). Os ganhos apresentados por parte do processo TIG Pulsado são: controle no gotejamento na raiz da solda, fusão mais efetiva da chapa e do material de adição, garantindo um melhor controle da poça.

Além das vantagens obtidas pelos processos de corrente pulsada o MIG Superpulso ainda apresenta vantagens, em relação ao processo de corrente pulsada, como: maior controle do aporte térmico, devido ao resfriamento da poça na fase de menor corrente média, garantindo maior controle na soldagem de peças finas e fora de posição e refino de grãos da zona fundida, devido à imposição de rápidos e múltiplos ciclos durante a soldagem. Outra vantagem deste processo é a possibilidade de utilização de arames de diâmetros superiores a espessura da chapa sem furá-la, obtendo maiores taxas de soldagem em relação a arames mais finos. (DUTRA et al, 1995; BARRA, 2003; STREET, 1990).

O seu princípio de funcionamento baseia-se em duas condições de bloco: um bloco de maior corrente média, denominado bloco primário e outro bloco de menor corrente média, denominado bloco secundário, conforme Figura 1.



Figura 1 - Forma de onda retangular (teórica) do processo MIG – Superpulso.

Onde:

- tpp tempo de pico do primário;
- tbp tempo de base do primário;
- tps tempo de pico do secundário;
- tbs tempo de base do secundário;
- Imp corrente média do primário;
- Ims corrente média do secundário;
- Ipp corrente de pico do primário; Ibp corrente de base do primário;
- Ips corrente de pico do secundário; Ibs corrente de base do secundário.

Uma grande dificuldade de se usar os processos com corrente pulsada reside na regulagem dos parâmetros de soldagem. Por tanto, tem sido, de maneira significativa, limitada sua aceitação pelas indústrias de soldagem.

A necessidade em se obter um maior número de informações a respeito das características do modo superpulso vem crescendo, onde se faz necessário um estudo detalhado das peculiaridades funcionais deste processo, de modo a promover sua melhor utilização, consequentemente uma solda de boa qualidade.

OBJETIVO

Estudar a influência dos parâmetros de pulso (tempos dos blocos térmicos) no tamanho de grão e dureza do metal de solda.

MATERIAIS E METODOLOGIA

Metodologia Experimental

As soldas foram mecanizadas utilizando uma tartaruga, com um sistema de posicionamento mecânico de tocha, modelo MC-46 e fabricante White Martins, rea-

lizadas em simples deposição sobre as chapas da liga Al-Mg 5052, nas dimensões de 200 mm x 100 mm x 4 mm, na posição plana com ângulo de inclinação da tocha em 15° e no sentido empurrando, sendo a tocha de modelo MB 36KD e fabricante Binzel, conforme dispositivo mostrado na FIG. 3.1, a seguir. Utilizou-se à distância inicial bico de contato a peça (DBCP) de 15 mm, o gás de proteção argônio, com uma vazão de 15 l/min medido através de um fluxímetro e a velocidade de solda-gem cronometrada em 400 mm/min.

Antes da realização dos depósitos, as chapas passaram por um processo de preparação de superfície que envolveu a remoção de óxido, através de escovamento manual com escova de aço inoxidável e remoção, com solvente, de substâncias contendo hidrogênio em sua estrutura (água, óleos, graxa, entre outros).

No processo MIG-S os tempos do bloco primário (tbp) e do bloco secundário (tbs) foram estabelecidos como variáveis de influência, sendo variados conforme descrição da Tabela 1, a seguir.

Cordões	tbp (s)	tbs (s)
Ш	0,2	0,2
111	0,2	0,4
IV	0,2	0,6
V	0,4	0,2
VI	0,4	0,4
VII	0,4	0,6
VIII	0,6	0,2
IX	0,6	0,4
X	0,6	0,6

 Tabela1 - Relação dos tempos dos blocos primário e secundário com cada cordão.

Todos os parâmetros foram igualados, exceto a corrente de pico e a velocidade de alimentação do arame, a fim de se obter o menor número de variáveis de influência no processo. A descrição dos parâmetros utilizados na soldagem pelo processo MIG-S estão descritos na Tabela 8 no apêndice 1.

Análise das características metalúrgicas da solda

A preparação das amostras para análise metalográfica (micro e macrografia) da junta soldada passou pelas etapas de corte das regiões selecionadas, através de serra de fita, lixamento superficial (de 220 a 1200 Mesh) e polimento com alumina de 1,0 μ m. O reagente utilizado na análise metalográfica foi o Keller - 3 ml HCl, 5ml de HNO₃, 2ml de HF (40%) e 190ml de H₂O (destilada), sendo o ataque realizado por imersão de 2 minutos.

Tamanho médio de grão

A análise do tamanho médio de grão foi realizada segundo a norma ASTM E 112. Para a determinação do número de interseções por unidade de comprimento de linha foi utilizada uma grade com cinco linhas de 100mm cada na vertical e cinco na horizontal, sobreposta à imagem digitalizada, com um aumento de 200X, em 5 campos aleatórios em cada região, da zona fundida, analisada (região acima do bloco primário, acima do bloco secundário e no centro do metal de solda) da amostra. Essas regiões estão mostradas na FIG. 7.1 no apêndice 2.

Análise de Dureza

Para determinação do perfil de dureza, foram realizadas três microendentações no centro do metal de solda, nas regiões próximas a linha de fusão com penetração de maior e menor corrente (bloco primário e secundário) e no metal de base, conforme mostrado na FIG 7.1, esquemática, no apêndice 2. O valor médio foi comparado entre as amostras. A carga utilizada foi de 0,1N e o tempo de aplicação da carga foi de 15s. O penetrador utilizado foi do tipo piramidal de base quadrada e o microdurômetro da BUEHLER, modelo Micromet 2003. Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E92-82.

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Análise das características metalúrgicas

A Figura 2 letra A, apresenta a microestrutura do metal base com aumento de 500X, onde a fase clara, indicada por "a", é a matriz de alumínio. A fase Mg_2AI_3 , indicada em "b", apresenta um contorno de fase cinza escuro com seu interior claro (TOTTEN & MACKENZIE, 2003; ASM, 1995). A composição Mg_2Si , indicada por "c", apresenta-se na forma de partículas bem escuras (HATCH, 1984; ASM, 1995).

A Figura 2 letra B, apresenta a microestrutura do metal de solda com aumento de 200X, onde se observa uma significativa quantidade de precipitados de segunda fase (Mg₂Al₃ e Mg₂Si) distribuídos por toda a matriz. A zona fundida apresentou uma microestrutura de solidificação dendrítica, influenciada pela alta concentração das segregações e pela alta taxa de resfriamento, com um precipitado fino de Mg₂Al₃ nas dendritas e nos contornos das dendritas.



Figura 2 – (A) Metal de base e (B) metal de solda

Tamanho Médio de Grão

Tamanho médio de grão do centro do metal de solda

A Tabela 2, a seguir, apresenta o tamanho médio de grão (TMG) do centro do metal de solda para a matriz e a segunda fase (α).

Cordões	tbp (s)	tbs (s)	TMG (µm) - Matriz	TMG (μm)- α
н	0,2	0,2	1,19 ± 0,18	1,20 ± 0,28
ш	0,2	0,4	1,30 ± 0,09	1,33 ± 0,16
IV	0,2	0,6	1,50 ± 0,25	1,52 ± 0,16
V	0,4	0,2	0,99 ± 0,10	3,08 ± 0,17
VI	0,4	0,4	1,20 ± 0,05	2,48 ± 0,22
VII	0,4	0,6	1,45 ± 0,09	1,48 ± 0,01
VIII	0,6	0,2	1,02 ± 0,09	1,80 ± 0,32
IX	0,6	0,4	1,32 ± 0,06	1,51 ± 0,24
X	0,6	0,6	1,50 ± 0,15	2,10 ± 0,16

 Tabela 2 - Tamanho médio de grão da matriz e da segunda fase.

Nota-se, para a matriz, que à medida que o valor de tempo do bloco secundário (tbs) aumenta, para cada tempo de bloco do primário (tbp), maior é o tamanho médio de grão (TMG). Já, o TMG da fase α não apresentou uma relação com os tempos dos blocos primários e secundários. O resultado descrito acima pode ser verificado nas micrografias, do centro do metal de solda de cada cordão, mostradas nas Figuras 5, 6 e 7, no apêndice 2.

Segundo Barra (2003) o refinamento dos grãos do metal de solda pode está relacionado a dois fatores: a quantidade de calor aportado e o grau de agitação da poça. Para o calor aportado era esperado que com a sua redução, se tem uma maior taxa de resfriamento, e consequentemente, um refinamento dos grãos, mas este resultado foi contrário. Já para a agitação da poça, como esperado, o refinamento dos grãos aumentou à medida que esta aumentou. Essa agitação é uma vibração gerada pela pulsação da corrente que causa a quebra dos grãos, ou seja, quanto menor o tempo dos blocos térmicos, maior é a sua frequência e, consequentemente, maior é a agitação da poça. Sendo assim, sugere-se que o fator predominante para o refinamento dos grãos foi à agitação da poça.

Estes resultados estão de acordo com Almeida (2003), onde o autor verificou em seu trabalho que uma maior redução dos tempos dos blocos térmicos (maior frequência) acarreta em um refinamento dos grãos. Jorge (2008) também obteve uma estrutura de solidificação mais refinada devido à vibração causada pela pulsação da corrente.

O centro do metal de solda, em todas as condições acima, apresentou uma microestrutura de solidificação dendrítica. Foi verificada também a presença de microporos interdendríticos em todos os cordões.

As Tabelas 3 e 4, a seguir, apresentam o tamanho médio de grão da matriz e da segunda fase (α) para a região do bloco primário (BP), maior corrente média, e a região do bloco secundário (BS), menor corrente média, respectivamente.

				1
Cordões	tbp (s)	tbs (s)	TMG (µm)- BP Matriz	TMG (µm)- BS Matriz
П	0,2	0,2	0,99 ± 0,27	1,11 ± 0,20
Ш	0,2	0,4	1,08 ± 0,70	1,20 ± 0,75
IV	0,2	0,6	0,95 ± 0,13	1,11 ± 0,12
V	0,4	0,2	1,02 ± 0,12	1,14 ± 0,15
VI	0,4	0,4	1,00 ± 0,09	1,13 ± 0,33
VII	0,4	0,6	0,86 ± 0,18	0,98 ± 0,15
VIII	0,6	0,2	1,09 ± 0,09	1,21 ± 0,25
IX	0,6	0,4	1,08 ± 0,21	1,20 ± 0,27
Х	0,6	0,6	1,19 ± 0,19	1,39 ± 0,18

Tabela 3 – Tamanho médio de grão da matriz para as regiões do bloco primário e secundário.

Tabela 4 - Tamanho médio de grão da segunda fase para as regiões do bloco primário e secundário.

Cordões	tbp (s)	tbs (s)	TMG (μm)- BP α	TMG (μm)- BS α
П	0,2	0,2	0,89 ± 0,42	1,11 ± 0,43
Ш	0,2	0,4	1,04 ± 0,5	1,07 ± 1,52
IV	0,2	0,6	0,95 ± 0,30	0,95 ± 0,21
V	0,4	0,2	0,83 ± 0,23	1,11 ± 0,40
VI	0,4	0,4	$1,00 \pm 0,17$	$0,86 \pm 0,54$
VII	0,4	0,6	$1,00 \pm 0,49$	1,02 ± 0,36
VIII	0,6	0,2	1,05 ± 0,50	1,15 ± 0,55
IX	0,6	0,4	0,8 ± 0,29	0,85 ± 0,55
Х	0,6	0,6	0,61 ± 0,24	0,60 ± 0,16

Nota-se, na Tabela 3, para a matriz, que o tamanho médio dos grãos é maior na região do bloco secundário (menor corrente média) em relação à região do bloco primário (maior corrente média). Já, na fase α , Tabela 4, o tamanho médio dos grãos do bloco primário não apresentou uma relação com o tamanho médio dos grãos do bloco secundário.

Este resultado, da matriz, pode ser percebido na Figura 8, no apêndice 2, onde há uma pequena diferença na estrutura de solidificação entre as regiões do metal de solda do bloco primário (maior corrente) e do bloco secundário (menor corrente). A região do bloco secundário (menor corrente) apresenta uma estrutura de solidificação com mais grãos colunares dendríticos e a região do bloco primário (maior corrente) apresenta uma estrutura de solidificação com mais grãos equiaxiais dendríticos.

O espaçamento entre os ramos dendríticos é determinado pela taxa de solidificação (relação com o calor aportado). Assim, uma elevação na taxa de solidificação provocará uma redução no espaçamento entre os ramos interdendrítico, favorecendo a formação de grãos menos colunares e mais equiaxiais. Já, uma baixa taxa de solidificação favorece a ocorrência de ramificações a partir do eixo dendrítico inicial, levando a um crescimento colunar.

Esse resultado se deve a taxa de solidificação apresentada em cada região. Mesmo a região do bloco primário apresentando maior calor pontual, sua taxa de solidificação é mais elevada que a região do bloco secundário, pois se tem um maior caminho de fluxo de calor. Percebe-se na FIG. X, a seguir, que a região do bloco primário (maior corrente) apresenta maior fluxo de calor para a região do metal base, além de uma pequena perda de calor para a região do bloco secundário (menor corrente), tendo assim, uma maior taxa de solidificação em relação ao bloco secundário (menor corrente). Já, a região do bloco secundário (menor corrente) apresenta baixo fluxo de calor para a região do metal base, além de absorver uma pequena parte do calor da região do bloco primário (maior corrente), tendo assim uma menor taxa de solidificação em relação ao bloco primário (maior corrente).



Figura 3 - Zona de arrefecimento próxima a região de maior e menor penetração.

Comparando-se o tamanho médios dos grãos nas três regiões tanto da matriz, Tabela 5, quanto da segunda fase, Tabela 6, percebe-se que não houve uma relação do TMG do centro do metal de solda com o TMG das regiões do bloco primário e secundário. Esperava-se que o TMG no centro do metal de solda fosse menor do que o TMG das regiões do bloco primário (maior corrente média) e secundário (menor corrente média), devido à maior agitação da poça no centro da zona fundida.

Cordões	tbp (s)	tbs (s)	TMG (µm) – ZF Matriz	TMG (µm)- BP Matriz	TMG (µm)- BS Matriz	
Ш	0,2	0,2	1,19 ± 0,18	0,99 ± 0,27	1,11 ± 0,20	
Ш	0,2	0,4	1,30 ± 0,09	1,08 ± 0,70	1,20 ± 0,75	
IV	0,2	0,6	1,50 ± 0,25	0,95 ± 0,13	1,11 ± 0,12	
V	0,4	0,2	0,99 ± 0,10	1,02 ± 0,12	1,14 ± 0,15	
VI	0,4	0,4	$1,20 \pm 0,05$	1,00 ± 0,09	1,13 ± 0,33	
VII	0,4	0,6	$1,45 \pm 0,09$	0,86 ± 0,18	0,98 ± 0,15	
VIII	0,6	0,2	1,02 ± 0,09	1,09 ± 0,09	1,21 ± 0,25	
IX	0,6	0,4	1,32 ± 0,06	1,08 ± 0,21	1,20 ± 0,27	
Х	0,6	0,6	1,50 ± 0,15	1,19 ± 0,19	1,39 ± 0,18	

Tabela 5– Tamanho médio dos grãos da matriz nas regiões do centro da ZF, BP e BS.

Cordões	tbp (s)	tbs (s)	TMG (μm)- ZF α	TMG (μm)- BP α	TMG (μm)- BS α
П	0,2	0,2	1,19 ± 0,28	1,78 ± 0,42	2,33 ± 0,43
Ш	0,2	0,4	1,32 ± 0,16	2,08 ± 0,5	2,14 ± 1,52
IV	0,2	0,6	1,52 ± 0,16	1,92 ± 0,30	1,91 ± 0,21
V	0,4	0,2	3,08 ± 0,17	1,66 ± 0,23	2,23 ± 0,40
VI	0,4	0,4	2,48 ± 0,22	2,20 ± 0,17	1,72 ± 0,54
VII	0,4	0,6	1,48 ± 0,01	2,19 ± 0,49	2,05 ± 0,36
VIII	0,6	0,2	1,80 ± 0,32	2,15 ± 0,50	2,30 ± 0,55
IX	0,6	0,4	1,51 ± 0,24	1,6 ± 0,29	1,71 ± 0,55
Х	0,6	0,6	2,10 ± 0,16	1,22 ± 0,24	1,20 ± 0,16

Tabela 6 - Tamanho médio dos grãos da segunda fase nas regiões do centro da ZF, BP e BS.

Análise de Dureza

Foram realizadas microendentações no centro do metal de solda, nas regiões, próximas a linha de fusão, do bloco primário (maior corrente) do bloco secundário (menor corrente – Im) e no metal de base, conforme Figura 9 no apêndice 2. A Tabela 7, a seguir, apresenta os resultados de dureza Vickers.

Tabela 7 - Perfil de dureza apresentado nas regiões do bloco primário - maior Im e do bloco secundário -menor Im e centro da zona fundida.

Cordões	tbp (s)	tbs (s)	BP - Maior Im	BS - Menor Im	ZF
П	0,2	0,2	31,15 ± 2,1	31,00 ± 2,3	31,48 ± 1,9
Ш	0,2	0,4	29,98 ± 1,6	29,70 ± 1,8	30,43 ± 1,7
IV	0,2	0,6	29,95 ± 1,5	29,85 ± 1,6	30,30 ± 1,8
V	0,4	0,2	29,68 ± 2,4	30,15 ± 2,0	30,70 ± 2,1
VI	0,4	0,4	29,15 ± 2,5	30,08 ± 1,8	30,43 ± 1,5
VII	0,4	0,6	29,55 ± 1,7	30,10 ± 2,7	30,48 ± 2,1
VIII	0,6	0,2	28,85 ± 2,1	29,23 ± 2,3	30,10 ± 1,1
IX	0,6	0,4	28,25 ± 1,4	29,13 ± 1,7	29,48 ± 2,0
X	0,6	0,6	29,75 ± 2,5	29,70 ± 1,2	30,33 ± 2,0

Os resultados mostram que o centro do metal de solda apresentou valores muito próximos de dureza em relação às zonas próximas à linha de fusão (bloco primário e secundário). Toda a região do metal de solda (bloco primário e secundário e centro da zona fundida) apresentou maior dureza em relação ao metal de base, que foi de 21,18 \pm 1,18 HV.

Diferente do que se esperava a região com grãos mais refinados, do bloco primário (maior lm), apesar de valores aproximados, não apresentou maior dureza, em todos os cordões, em relação à região com grãos colunares mais grosseiros, do bloco secundário (menor lm). O mesmo ocorre para os centros das zonas fundidas

de todos os cordões, ou seja, nem todos os cordões com grãos mais refinados no centro do metal de solda apresentaram maior dureza em relação aos cordões com granulação mais grosseira.

CONCLUSÕES

Altos valores de tempos do bloco primário e secundário são prejudiciais a resistência, pois o tamanho médio dos grãos aumenta, devido à menor agitação da poça de fusão.

Mesmo os tempos dos blocos primários e secundários apresentando influência no tamanho médio de grão, estes não apresentaram uma significativa influência na dureza do centro do metal de solda e das regiões próximas a linha de fusão com maior e menor corrente média.

A utilização do processo MIG Superpulso resultou em cordões de solda com durezas maiores que a do metal base, não importando os tempos dos blocos térmicos utilizados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AMERICAN SOCIETY METALS Handbook. Vol 9. Metallography and microstructures. United States of America: ASM International, **1995**. 2873 p.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. Specialty Handbook. vol. 18 Aluminium and Aluminium Alloys. J. R. Davis, Davis & Associates. Ohio. **1994**. 784p. ISBN 978-0-87179-496-2
- ALMEIDA, H. A. L. Uma Contribuição ao Estudo da Soldagem MIG de Chapas Finas da Liga Al-Mg. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Pará. Belém. **2003**.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E112-96 (2004). Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. USA. 2004.
- ASTM E 92-82. Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. 2003.
- BARRA, S.R. Influência do Processo MIG/MAG Térmico Sobre a Microestrutura e a Geometria da Zona Fundida. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis. 2003.
- DUTRA, J. C.; OLLÉ, L. F.; JUNIOR R. O Processo MIG Pulsado com Pulsação Térmica. XXI ENTS, Caxias do Sul, p. 890 – 897. 1995.
- GRUBIC, K. e ANDRIC, S. Factors at Pulsed MIG Welding, Their Relationships and Effects. Proceedings of the International Conference on the Joining of Materials, JOM-7, pp 360-367. **1995**
- HATCH, J. E. Properties and Physical Metallurgy. United States of America: ASM International, **1984**, 484 p.
- STREET J. A. Pulsed Arc Welding. 1. Ed. Cambridge England. Abington Publishing, 1990.
- TOTTEN, G. E.; MACKENZIE D. S Handbook of aluminum: Alloy production and materials manufacturing. v2. New York: Marcel Dekker Inc, 719p. **2003**.

APÊNDICES

Apêndice 1

Bloco Primário		Bloco Secundário		
Tensão (v)	23,5	Tensão (v)	23,5	
Veloc. de alimentação (m/min)	6,5	Veloc. de alimentação (m/min)	3,5	
Corrente de pico (A)	250	Corrente de pico (A)	180	
Corrente de base (A)	75	Corrente de base (A)	75	
Tempo de pico (ms)	2,0	Tempo de pico (ms)	2,0	
Tempo de base (ms)	5,1	Tempo de base (ms)	5,1	
Frequência (Hz)	140	Frequência (Hz)	140	

Tabela 8 - Parâmetros operacionais utilizados nas soldagens MIG-S.

Apêndice 2



Figura 4 - Regiões analisadas na fração volumétrica, onde (A) região do bloco primário, (B) região do bloco secundário e (C) região do centro da zona fundida.



Figura 5 - Micrografias obtidas para o metal de solda com aumento de 200X, onde: (A) cordão (II) tbp = 0,2 e tbs = 0,2; (B) cordão (III) tbp = 0,2 e tbs = 0,4 e (C) cordão (IV) tbp = 0,2 e tbs = 0,6.



Figura 6 - Micrografias obtidas para o metal de solda com aumento de 200X, onde: (A) cordão (V) tbp = 0,4 e tbs = 0,2; (B) cordão (VI) tbp = 0,4 e tbs = 0,4 e (C) cordão (VII) tbp = 0,4 e tbs = 0,6.



Figura 7 - Micrografias obtidas para o metal de solda com aumento de 200X, onde: (A) cordão (VIII) tbp = 0,6 e tbs = 0,2; (B) cordão (IX) tbp = 0,6 e tbs = 0,4 e (C) cordão (X) tbp = 0,6 e tbs = 0,6.



Figura 8 - Estrutura de solidificação apresentada próximo a linha de fusão na região referente ao bloco primário (A.2, B.2 e C.2) e secundário (A.1, B.1 e C.1) para os cordões (A) IV (tbp=0,2s e tbs=0,4s), (B) VI (tbp=0,2s e tbs=0,4s) e (C) X (tbp=0,2s e tbs=0,4s).



Figura 9 – Microendentações nas regiões do bloco secundário - maior Im (A), do bloco primário - menor Im (B) do metal de base (C) e centro da zona fundida (D).