

MIG/MAG TÉRMICO: EFEITO DA DISTÂNCIA ENTRE PULSOS, DA CORRENTE MÉDIA TOTAL E DO DESNÍVEL TÉRMICO

Sérgio Rodrigues Barra

Centro Integrado de Manufatura e Tecnologia – SENAI Cimatec. Av. Orlando Gomes, 1845 – Piatã, CEP: 41650-010, Salvador – BA. barra@cimatec.fieb.org.br

Augusto José de Almeida Buschinelli

LABSOLDA da Universidade Federal de Santa Catarina. Campus Universitário da Trindade, CEP: 88040-970, Florianópolis – SC. buschi@emc.ufsc.br

Resumo. *Este trabalho investiga o efeito isolado da distância entre pulsos (D_{pt}), da corrente média total (I_{m_t}) e do desnível térmico (D_t) sobre a microestrutura da zona fundida (ZF) e o aspecto superficial do cordão durante a soldagem com a variante MIG/MAG Térmico, em materiais suscetíveis ou não à transformação no estado sólido. Os cordões foram depositados na condição “simples deposição” empregando aço baixo carbono (ASTM 1020) e liga Al-Mg (AA 5052-H34), como metais de base, eletrodos AWS ER70S-6 e AWS ER5356 (1,2 mm), como metais de adição, e 95% Ar + 5% CO₂ e 100% Ar, como gases de proteção. Os resultados mostram que tanto a D_{pt} quanto a I_{m_t} exercem influência sobre a microestrutura de ZF (tamanho e morfologia dos grãos e distribuição de fases) e o aspecto superficial do cordão. Em adição, o valor do D_t indica o quanto a pulsação térmica se afasta do modo pulsado convencional.*

Palavras-chave: Soldagem, Corrente pulsada, MIG/MAG Térmico, Zona Fundida.

1. INTRODUÇÃO

Muitas pesquisas têm sido desenvolvidas com o intuito de avaliar as vantagens da aplicação de corrente pulsada em relação à soldagem em corrente contínua convencional. Normalmente, as características mais relacionadas nesta distinção são a geometria do cordão, a facilidade no controle do processo, a redução no nível de distorção e o controle sobre a estrutura do cordão depositado (Becker et al, 1979; Street, 1990; Vishnu et al, 1992; Sundaresan et al, 1999).

A técnica de pulsação de corrente, empregada nos processos de soldagem TIG, MIG/MAG e no Arame tubular, vem sendo reportada como uma excelente controladora do refinamento de grão na zona fundida e na transição do modo de crescimento de colunar para equiaxial durante a soldagem do alumínio, do aço carbono, do aço inoxidável e do titânio (Kou, 1987; Villafuerte, 1990; Street, 1990; Sundaresan et al, 1999).

No âmbito do processo de solidificação, referenciando-se ao modo goticular (spray), sob as mesmas condições de operação, a pulsação de corrente atua tanto na redução do calor aportado quanto no controle do grau de agitação da poça de fusão (Barra, 2003).

No que tange a variação no valor do calor aportado entre as fases de pulso e base, na soldagem em corrente pulsada, haverá a influência sobre os valores do gradiente térmico na fase líquida (G) e da velocidade da frente de solidificação (R_s), isto é, pelo fato da pulsação de corrente reduzir o calor aportado e elevar a taxa de resfriamento, haverá um acréscimo na relação $R_s.G$ e, como consequência, tendendo-se a um refinamento dos espaçamentos entre os ramos dendríticos.

Para o caso do efeito da pulsação de corrente sobre a agitação da poça de fusão, é esperado que a variação cíclica no nível de corrente (oscilação entre os valores da corrente de pulso e o da corrente de base, para o modo pulsado convencional, e a oscilação nos valores da corrente média e da frequência de destacamento das gotas, quando do uso da *pulsação térmica*) influencie nos valores da força eletromagnética, da força devida à tensão superficial, da força devida à variação de pressão do arco sobre a superfície da poça, da força de flutuação e na frequência de colisão das gotas com a poça. Esta alteração no grau de agitação da poça trará como possíveis consequências uma redução nos níveis de penetração e porosidade e um aumento no refino microestrutural da zona fundida. Na realidade, o que se almeja ao final da operação de soldagem é a obtenção de uma estrutura refinada, com melhor característica mecânica e com reduzida possibilidade de surgimento de defeitos (Savage et al, 1979; Kim et al, 1998; Wang et al, 2001; Barra, 2003).

Becker et al (1979) avaliaram as vantagens metalúrgicas do emprego da *pulsação térmica* (efeito do espaçamento entre os pulsos térmicos, velocidade de soldagem, tempo e intensidade da corrente de pico na fase térmica), na soldagem TIG do aço baixo carbono, sobre o controle do processo de solidificação da ZF. Os resultados, a partir da análise da seção longitudinal do cordão – linha de simetria, demonstram que o refinamento obtido deve-se claramente à transformação no estado sólido decorrente da imposição de sucessivos ciclos térmicos (aquecimento e resfriamento de uma estreita região) passando pela temperatura de austenitização da liga. Os autores também observaram que os valores de G e R_s variam em função da *pulsação térmica*, sendo o máximo valor atingido no início da *base térmica* (uma ordem de grandeza acima do valor referente ao *pulso térmico*) e o mínimo no final desta fase. Neste caso, como a relação G/R_s não se altera muito haverá apenas o efeito da relação $G.R_s$, que governa o tamanho do espaçamento celular.

Outra característica observada na soldagem com a utilização da *pulsação térmica* é que a imposição de sucessivos *pulsos térmicos* atuará na ZF, já solidificada, como se fosse a deposição de um novo cordão (região referente à fase de *base térmica*), melhor dizendo, os pulsos provocam o reaquecimento das regiões adjacentes, dando um efeito equivalente à soldagem multi-passe (Santos, 2001; Barra, 2003).

Para as ligas que apresentam transformação de fase no estado sólido, o processo de *pulsação térmica* oferece ainda um mecanismo adicional de refino da microestrutura. Na soldagem do aço carbono e do aço inoxidável, este refinamento é atribuído aos múltiplos ciclos de temperatura através da faixa de transformação ($\gamma \rightarrow \alpha$ ou $\delta \rightarrow \gamma$).

Barra et al (2002), analisando o efeito individual da *frequência térmica* (F_t) e do *ciclo ativo térmico* (C_t) durante a soldagem MIG/MAG *Térmico* do aço carbono, observaram que a *pulsação térmica* atua sobre o aspecto superficial do cordão e sobre a fração volumétrica dos microconstituintes no interior da zona fundida.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Consumíveis e Características de Deposição

Na confecção dos depósitos foi empregada uma fonte eletrônica (MTE DIGITEC 450), um sistema de alimentação do arame do tipo *empurra* (STA-20D), um sistema de deslocamento automático da tocha (Tartílope VI), softwares para o controle e a aquisição de grandezas de soldagem (OSCILOS e TERMICO2), uma placa de aquisição e controle (INTERDATA), transdutores para o levantamento dos sinais das grandezas envolvidas (I_s , U_s , v_a e vazão de gás) e uma tocha reta refrigerada a água (bocal de 15 mm).

Posição plana e simples deposição dos cordões foram adotadas como procedimento de soldagem. Os depósitos foram executados com a utilização da variante MIG/MAG *Térmico* (empregando a forma de onda de *pulsação térmica* representada pela Fig. (1)), arames maciços AWS ER70S-6 (1,2 mm) e AWS ER5356 (1,2mm), proteções gasosa contendo 95% Ar e 5% CO₂, e 100% Ar, vazão de gás de 17 l/min, chapas de aço baixo carbono ASTM 1020 (300 x 150 x 6,35 mm) e AA 5052-H34 (300 x 150 x 6,35 mm), ângulos de deslocamento e de trabalho da tocha,

respectivamente, iguais a 0 e 90°, distância entre o bico de contato e a peça (**dcp**) de 17 mm, temperatura inicial da chapa de 25 °C, comprimento dos cordões igual a 15 cm, corrente de curto-circuito de 350 A e tensão de curto-circuito de 10 V.

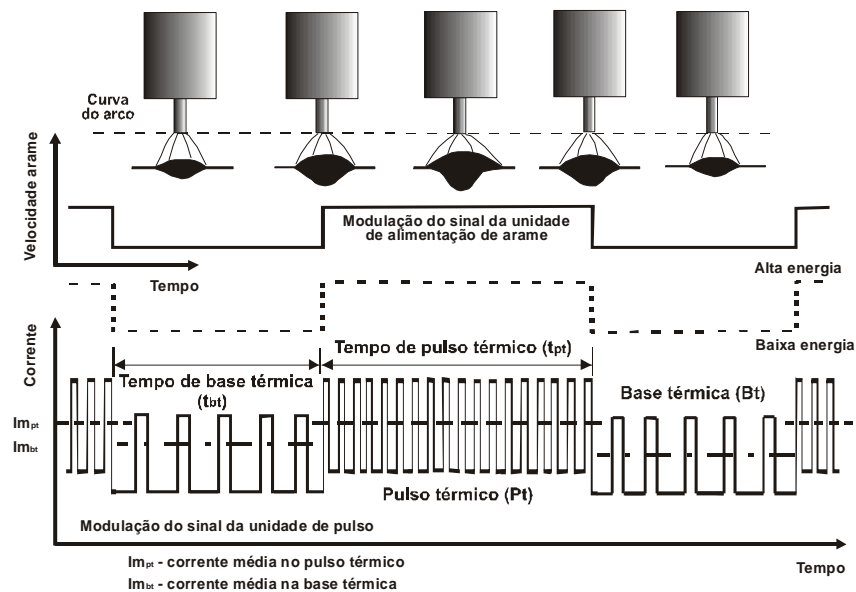


Figura 1. Representação da forma de onda de *pulsuação térmica* contendo modulação conjunta nos valores da corrente média (**I_m**) e da velocidade de alimentação do arame (**v_a**).

A Figura (2) descreve a forma de posição, as características geométricas do cordão e a região longitudinal de análise dos depósitos (corte dos corpos-de-prova sobre a linha de simetria do cordão).

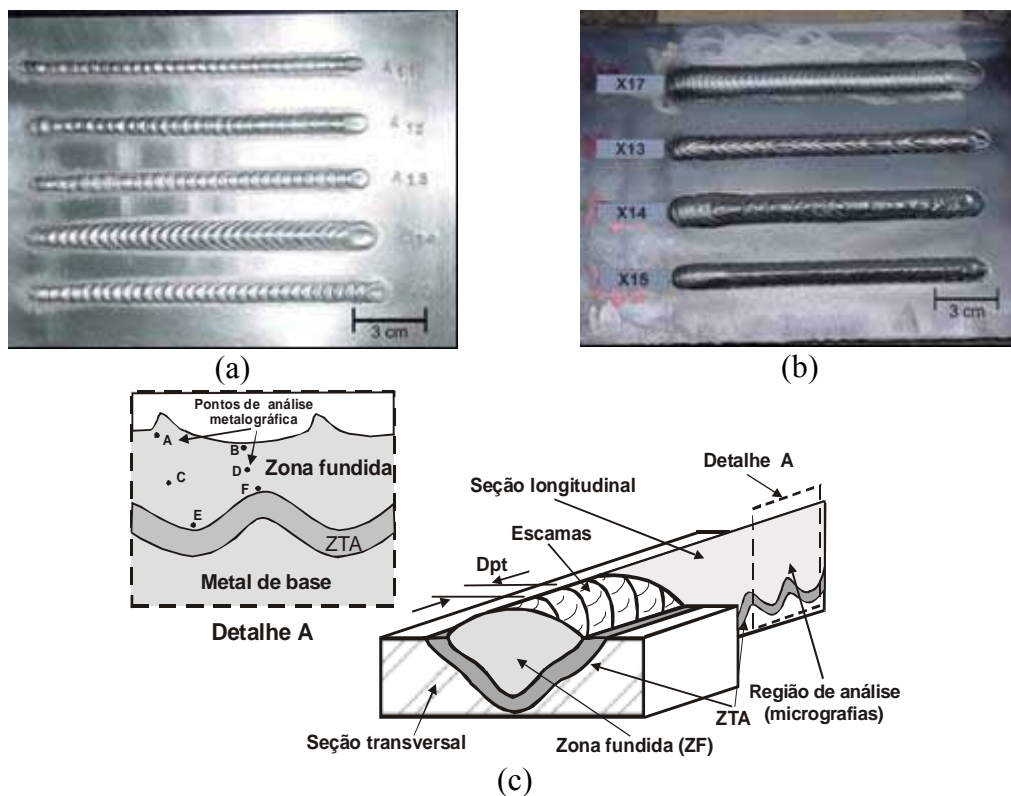


Figura 2. Forma de deposição adotada, itens (a) e (b), e detalhe da região analisada para levantamento das respostas de interesse. Onde (a) Al-Mg e (b) aço carbono.

Para confiabilidade dos dados obtidos os experimentos foram executados com uma incerteza de medição inferior a 3%.

2.2. Preparação dos Corpos-de-prova

A preparação das chapas envolveu a lavagem com sabão, o escovamento mecânico (escova de aço inoxidável) e a limpeza com solvente (acetona) das superfícies, como forma de garantir o controle sobre o nível de óxido e/ou sujeira. Após a operação de soldagem os corpos-de-prova foram extraídos dos cordões, na condição como soldado, por meio corte longitudinal com serra de fita na região compreendendo o terço final dos cordões, obedecendo ao comprimento de 2 cm de seção. A escolha do corte nesta região objetivou garantir que as regiões para análise representassem os cordões na condição de regime.

Após o corte os corpos-de-prova foram embutidos à frio em resina de poliéster e moldes de PVC, lixados automaticamente (lixa 120 a 1000 mesh), polidos manualmente (pasta de diamante de 1 µm) e revelados (atacados) com os reagentes indicados para cada liga.

Para o aço carbono a revelação da superfície envolveu as seguintes etapas:

- ❑ Reagentes → Nital a 8% (8 ml HNO₃ + 92 ml de H₂O) para macrografia e 2% (2 ml HNO₃ + 98 ml de H₂O) para micrografia;
- ❑ Técnica de ataque → Imersão;
- ❑ Tempo de ataque → 10 a 20 s;
- ❑ Temperatura de ataque → 40 °C;
- ❑ Lavagem da superfície atacada com água corrente e álcool;
- ❑ Secagem da superfície;
- ❑ Aquisição e digitalização das imagens através de microscópio ótico ou de estereoscópio.

Para a liga Al-Mg a revelação da superfície constou das seguintes etapas:

- ❑ Ataque ácido utilizando o reagente de Barker (11,2 ml de ácido fluorbórico (HBF₄) a 50% + 500 ml de H₂O destilada) como eletrólito;
- ❑ Técnica de ataque (ataque eletrolítico) → Utilizando o eletrólito como meio condutor de carga, formar uma camada anodizante pela imposição de uma diferença de potencial (24 V) e a passagem de corrente (0,5 A/mm²) entre o cátodo (aço inoxidável) e o ânodo (corpo-de-prova de Al-Mg), empregando-se uma fonte de tensão variável.

Um detalhamento do mecanismo de ataque e do esquema da pilha eletrolítica pode ser obtido em Barra (2003).

2.3. Técnica de Caracterização da Microestrutura da Zona Fundida (ZF)

2.3.1. Determinação do Diâmetro Médio do Grão

Primeiramente, foram levantados os valores dos diâmetros médios nas fases de *pulso* (**d_{m-pt}**) e *base térmica* (**d_{m-bt}**) utilizando a técnica da contagem do número de grãos inscritos em um quadrado, com 1 pol de lado, sobreposto na imagem digitalizada dos grãos (aumento de 100x), ou seja, dividindo-se a área do quadrado (1 pol²) pelo número de grãos contados (vide Fig. (3.a)) e, em seguida, determinando-se o valor do diâmetro médio em cada uma das regiões através da Eq. (1). Uma vez conhecidos os valores de **d_{m-pt}** e **d_{m-bt}**, determinou-se o *diâmetro médio* (**d_m**), compreendido no intervalo de um *período térmico* (**T_t**), por meio da relação apresentada na Eq. (2).

$$d_m = \frac{\sqrt{4 \frac{\text{área}}{\pi}}}{100} = \frac{\sqrt{4 \frac{645,16}{\pi \cdot a}}}{100} \text{ mm} = 0,286 \sqrt{\frac{1}{a}} \text{ mm} \quad (1)$$

$$d_m = \frac{d_{m-pt} + d_{m-bt}}{2} \quad (2)$$

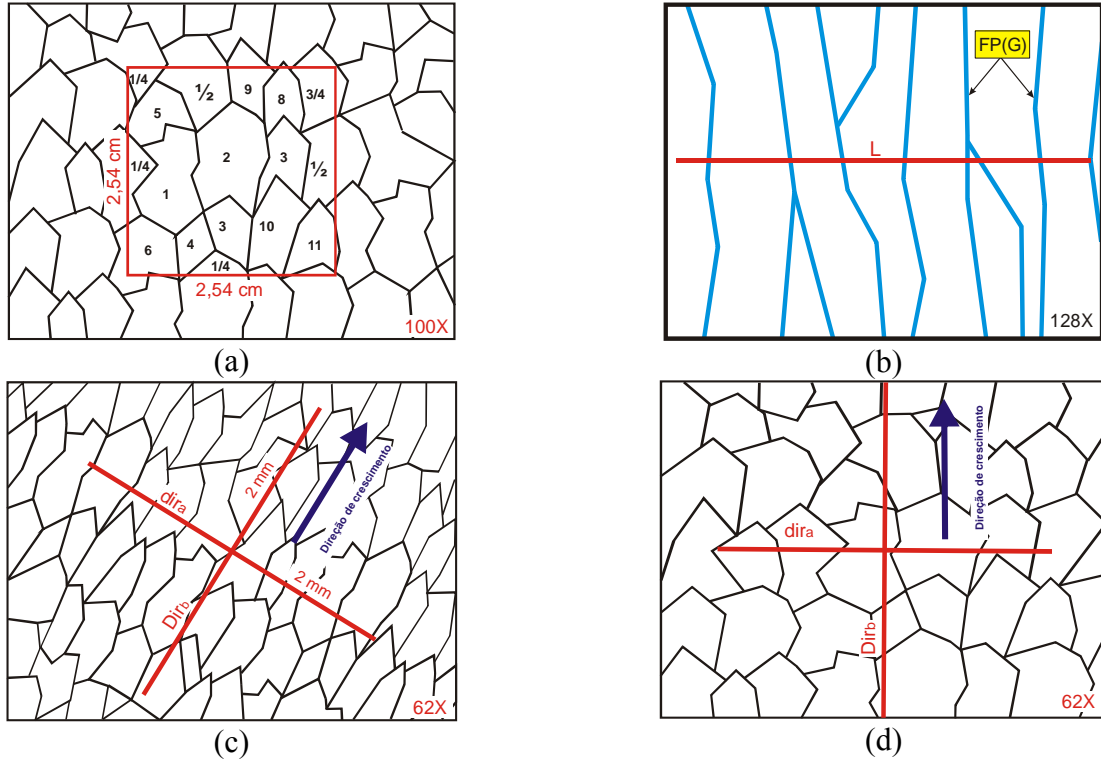


Figura 3. Técnicas utilizadas na determinação do diâmetro médio dos grãos (a), da largura do grão austenítico primário (b) e do modo de crescimento (c) e (d). Onde: Em (a) tem-se $a = 12,25$ grãos e $d_m = 0,081$ mm; Para (c) observa-se $dir_a = 11$ grãos, $dir_b = 8$ grãos e $PMC = 1,4$ e em (d) $dir_a = 6$ grãos, $dir_b = 6$ grãos e $PMC = 1,0$.

2.3.3. Determinação da Largura Média do Grão Austenítico Primário

A técnica utilizada na determinação da largura média do grão austenítico constou da sobreposição de uma reta (L), de tamanho conhecido (1,5 mm, ampliada 128x), sobre a imagem digitalizada da região colunar (contendo a mesma ampliação), nos pontos **C** (*pulso térmico*) e **D** (*base térmica*), conforme apresentado nas Fig. (2c) e (3b). A largura média do grão, em cada ponto, foi então determinada pela divisão do valor da reta (1,5 mm) pelo número de grãos interceptados. Finalmente, a largura média dos grãos na zona fundida (L_{zf}) foi obtida pela média das medidas nos pontos **C** e **D**, como expresso pela Eq. (3).

$$L_{zf} = \frac{L_C + L_D}{2} \quad (3)$$

Onde:

L_C → largura média dos grãos no ponto região **C** do *pulso térmico*, perpendicularmente à direção de crescimento;

L_D → largura média dos grãos no ponto região **D** da *base térmica*, perpendicularmente à direção de crescimento.

2.3.2. Determinação da Forma do Grão

Como a *pulsção térmica* poderá apresentar influência conjunta sobre a *forma* e o *tamanho do grão* é necessário, para uma caracterização completa, que seja feita uma avaliação conjunta destas duas características morfológicas. Assim, como forma de acompanhar a evolução do grão (se o grão cresce colunar ou equiaxial) durante a alteração do procedimento de soldagem, Barra (2003) propôs uma segunda metodologia através da adoção de um *parâmetro*, baseado nas características geométricas do grão, que estime o modo de crescimento apresentado pela zona fundida. O autor denominou este parâmetro como “*parâmetro do modo de crescimento – PMC*”. A idéia básica é auxiliar na informação fornecida pelo valor de d_m , já que este parâmetro descreve apenas o tamanho médio dos grãos, mas não informa a maneira como estes evoluem na **ZF**.

PMC relaciona a largura média dos grãos (medida perpendicularmente à direção de crescimento – dir_a) com o comprimento médio dos grãos (medida paralelamente à direção de crescimento – dir_b), objetivando obter um valor numérico (adimensional) que estime o quanto o modo de crescimento, da região medida, se afasta da condição equiaxial (onde haverá “igualdade” entre a largura e o comprimento do grão). Portanto, quando **PMC** tender para 1 o modo de crescimento predominante será *equiaxial* e, em contrapartida, quanto mais o valor do **PMC** se afastar de 1 mais alongado será o grão apresentado (crescimento tendendo para *colunar*).

A técnica utilizada na determinação do **PMC** contou da sobreposição de duas linhas perpendiculares, com dimensões conhecidas (2 mm de comprimento para cada direção, sob ampliação de 62x), sobre a imagem digitalizada dos grãos, com um aumento, também, de 62x. Em seguida, contou-se o número de grãos interceptados pela linha na direção dir_a e pela linha na direção dir_b (vide Fig. (3c) e (3d)). Finalmente, conhecidos os valores de dir_a e dir_b , no *pulso* e na *base térmica*, determinou-se o valor de **PMC** por meio da relação apresentada na Eq. (4).

$$PMC = \frac{dir_a}{dir_b} = \frac{dir_{a-pt} + dir_{a-bt}}{dir_{b-pt} + dir_{b-bt}} \quad (4)$$

Onde:

dir_{a-pt} → número de grãos interceptados na região do *pulso térmico*, perpendicularmente à direção de crescimento;

dir_{a-bt} → número de grãos interceptados na região da *base térmica*, perpendicularmente à direção de crescimento;

dir_{b-pt} → número de grãos interceptados na região do *pulso térmico*, paralelamente à direção de crescimento;

dir_{b-bt} → número de grãos interceptados na região da *base térmica*, paralelamente à direção de crescimento.

2.3.4. Determinação da Fração Volumétrica dos Microconstituintes

O procedimento utilizado na identificação dos microconstituintes foi baseado nas recomendações sugeridas pelo **IIW**. Adotou-se a técnica da determinação da fração volumétrica através da contagem dos pontos interceptados pelos microconstituintes de interesse, a partir de uma grade sobreposta à imagem digitalizada (pontos **C** e **D**). A grade utilizada apresentou 165 pontos de medição com reticulado espaçado de 0,05 mm (vide Barra (2003) para detalhamento da técnica).

Com a imagem ampliada 340x, foram contados os números de pontos interceptados por cada um dos microconstituintes (**FA**, **FG(P)**, **FS(A)** e **FS(SP)**) contidos nas regiões selecionadas da zona fundida e, ao final, os pontos contados, para cada uma das fases, foram divididos pelo número de pontos da grade (percentual relativo). Uma vez conhecidas as frações volumétricas nas regiões **C** (*pulso térmico*) e **D** (*base térmica*) os percentuais relativos dos microconstituintes, em um *período térmico* (T_t), foram determinados pela Eq. (5).

$$P_{ZF} \text{ (\%)} = \frac{P_C + P_D}{\gamma} \quad (5)$$

Onde:

P_{ZF} (%) → volume médio do microconstituente de interesse na zona fundida;

P_C e $P_d \rightarrow$ percentuais do microconstituente de interesse nas regiões C e D.

2.4. Procedimentos Adotados na Avaliação da Distância Entre Pulsos (Dpt)

Segundo Barra (2003), definiu-se **Dpt** como sendo a distância percorrida pela tocha de soldagem durante um período térmico ou a distância entre duas *escamas* consecutivas, sendo expressa pela Eq. (6).

$$Dpt = v_s.T_t = v_s.(t_{nt} + t_{bt}) \quad (6)$$

Os possíveis efeitos ocasionados pela alteração na *distância entre pulsos*, sobre as características do depósito em simples deposição (geometria, aspecto superficial, dureza e microestrutura da zona fundida), foram avaliados por meio da adoção de cinco níveis do valor da **Dpt** (1,5; 3,0; 5,0; 7,0 e 10,0 mm), mantendo-se as demais condições de deposição fixas.

Neste tópico do trabalho, o valor da velocidade de soldagem (v_s) variou em função do valor da **Dpt**. Contudo, para se evitar a imposição de valores elevados de v_a (bem fora da faixa adotada na prática), foi selecionado um valor baixo para o *período térmico* (T_t) e imposto uma igualdade entre os tempos de *pulso térmico* (t_{pt}) e *base térmica* (t_{bt}), ou seja:

$$T_t = 0,5 \text{ s e } \frac{t_{pt}}{t_{ht}} = 1$$

Na deposição utilizando a *pulsção térmica*, os pacotes operacionais adotados foram aqueles correspondes a 3 e 7 m/min (para o aço) e 4 e 7 m/min (para o Al-Mg), para as fases de *base* e o *pulso térmico*, respectivamente (Barra, 2003). A Tabela (1) apresenta o resumo dos parâmetros de *pulsção térmica*, fixos e variáveis, empregados na avaliação do efeito da *distância entre pulso térmico*, na soldagem do aço carbono e da liga Al-Mg.

Tabela 1. Pacotes operacionais utilizados na avaliação de **Dpt**.

	Distância entre pulso térmico – Dpt (mm)									
	Aço carbono					Al-Mg				
Parâmetro	1,5	3,0	5,0	7,0	10,0	1,5	3,0	5,0	7,0	10,0
t_{pt} (s)	0,25					0,25				
t_{bt} (s)	0,25					0,25				
v_{a-bt} (m/min)	3,0					4,0				
v_{a-pt} (m/min)	7,0					7,0				
v_s (cm/min)	18	36	60	84	120	18	36	60	84	120

Onde: - v_{a-bt} é a velocidade do arame na base térmica e t_{bt} é o tempo de base térmica.
- v_{a-pt} é a velocidade do arame no pulso térmico e t_{pt} é o tempo de pulso térmico.

2.5. Procedimentos Adotados na Avaliação da Corrente Média Total ($\mathbf{Im_t}$) e do Desnível Térmico ($\mathbf{D_t}$)

A $\mathbf{Im_t}$ é denominada como sendo a corrente média imposta durante um *período térmico* ($\mathbf{T_t}$), podendo ser expressa por:

$$\mathbf{Im_t} = \frac{1}{T_t} \int_0^{T_t} Idt = \frac{1}{(t_{pt} + t_{bt})} \int_0^{t_{pt} + t_{bt}} Idt = \frac{\mathbf{Im_{pt}} \cdot t_{pt} + \mathbf{Im_{bt}} \cdot t_{bt}}{t_{pt} + t_{bt}} \quad (7)$$

Por sua vez, o $\mathbf{D_t}$ (também nomeado de *gradiente térmico de pulsação*) é denominado como sendo a relação entre a corrente média na base ($\mathbf{Im_{bt}}$) e a corrente média no pulso ($\mathbf{Im_{pt}}$), ou seja, $\mathbf{D_t} = \mathbf{Im_{bt}} / \mathbf{Im_{pt}}$. De uma maneira simples, $\mathbf{D_t}$ mostra o quanto o processo *MIG/MAG Térmico* se afasta do modo *pulsado convencional*.

O procedimento experimental adotado na avaliação dos possíveis efeitos de $\mathbf{Im_t}$ também se emprega para avaliar as influências de $\mathbf{D_t}$. Neste caso, o que irá mudar é a forma como as respostas são trabalhadas.

Quatro combinações da $\mathbf{Im_{bt}}$ com a $\mathbf{Im_{pt}}$ foram adotadas para levantar os possíveis efeitos sobre as características do cordão de solda (geometria, aspecto superficial, dureza e microestrutura da zona fundida), mantendo-se, também, as demais condições de deposição fixas.

Durante a deposição dos cordões, o valor do *período térmico* ($\mathbf{T_t}$) foi mantido igual a 1 s e, para o caso de t_{pt} e t_{bt} , se impôs uma relação de igualdade, conforme especificado pela relação abaixo.

$$T_t = 1 \text{ s e } \frac{t_{pt}}{t_{bt}} = 1$$

Os pacotes operacionais no processo de *pulsação térmica*, adotados na avaliação de $\mathbf{Im_t}$ e $\mathbf{D_t}$, estão sumarizados na Tab. (2), para o aço carbono e para a liga Al-Mg.

Tabela 2. Pacotes operacionais utilizados na análise do $\mathbf{D_t}$ e da $\mathbf{Im_t}$.

Parâmetro	Aço carbono								Al-Mg							
	$\mathbf{D_t}$				$\mathbf{Im_t}$				$\mathbf{D_t}$				$\mathbf{Im_t}$			
	0,4	0,5	0,6	0,7	165	186	196	217	0,4	0,5	0,6	0,7	94	106	111	125
t_{pt} (s)	0,5															
t_{bt} (s)	0,5															
v_s (cm/min)	30															
v_{a-bt} (m/min)	3	3	5	5	3	5	3	5	4	4	5,5	5,5	4	5,5	4	5,5
v_{a-pt} (m/min)	9	7	9	7	7	7	9	9	9	7	9	7	7	7	9	9
$\mathbf{Im_{bt}}$	119	119	161	161	119	161	119	161	67	67	92	92	67	92	67	92
$\mathbf{Im_{pt}}$	273	212	273	212	212	212	273	273	156	117	156	117	117	117	156	156
Onde: $\mathbf{Im_{bt}}$ é a corrente média na base térmica e $\mathbf{Im_{pt}}$ é a corrente média no pulso térmico.																

Como um dos fundamentos básicos da *pulsação térmica* é a imposição de diferentes valores de corrente média (\mathbf{Im}), entre as fases de *pulso* e *base térmica* (imposição de um valor do $\mathbf{D_t}$ menor que 1), é conveniente usar o valor do $\mathbf{D_t}$ para avaliar o quanto a *pulsação térmica* se afasta do modo *pulsado convencional* (onde $\mathbf{D_t} = 1$).

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Efeito da Distância Entre Pulsos (Dpt)

Os resultados experimentais evidenciam que a mudança no valor da *distância entre pulsos térmicos (Dpt)* apresenta influência sobre a microestrutura (tamanho e forma do grão, volume de microconstituintes e quantidade de poros) e a geometria e o aspecto superficial do cordão de solda. Estima-se que os mecanismos, envolvidos nas alterações da **ZF**, tenham relação com a variação conjunta do grau de agitação na poça de fusão e, principalmente, da quantidade de calor aportado. Para o aspecto superficial, o principal fator envolvido é a variação na quantidade de massa transferida, entre as fases de *pulso térmico* e de *base térmica*, respectivamente.

3.1.1. Aspecto Superficial e Geometria do Cordão

Como a **Dpt** apresenta uma relação direta com a velocidade de soldagem (Barra, 2003), é esperado que um acréscimo no valor da *distância entre pulsos* ocasione uma redução na quantidade de escamas na superfície do cordão (veja Fig. (1), itens (a) e (b)). Neste caso, o aspecto visual, proporcionado pela escamação, será prejudicado à proporção que o valor da **Dpt** seja incrementado.

Quanto à geometria do cordão, independentemente do material, a elevação no valor adotado para a *distância entre pulsos* apresenta influência negativa sobre os valores da largura e do reforço médio do cordão, vide Fig. (4), itens (a) e (b). O perfil de penetração, por sua vez, apresenta maiores variações, entre as fases de **Pt** e de **Bt**, para valores intermediários de **Dpt** (espaçamento intermediário entre pulsos sucessivos).

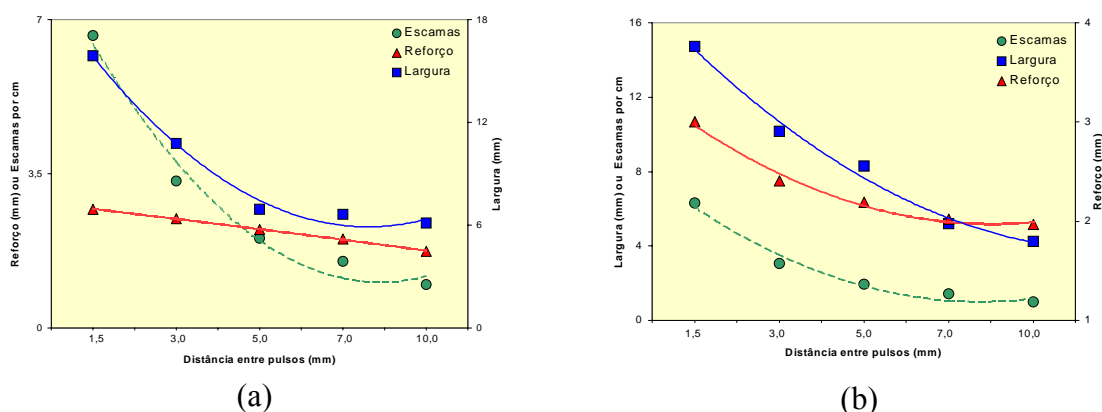


Figura 4. Efeito da **Dpt** sobre a geometria e o aspecto do cordão. Onde: (a) Al-Mg e (b) aço carbono.

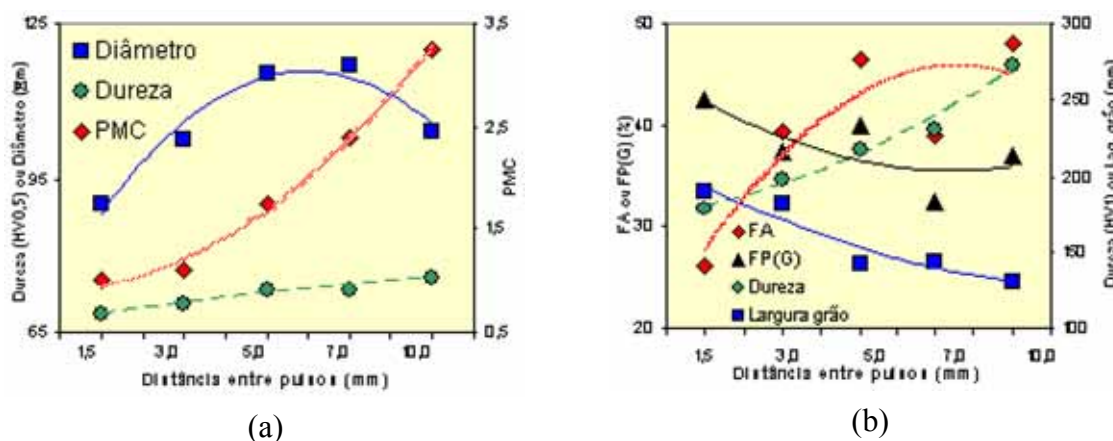


Figura 5. Influência da **Dpt** sobre a microestrutura da **ZF** ((a) AlMg e (b) aço carbono).

3.1.2. Microestrutura da Zona Fundida

Na soldagem do Al-Mg, o aumento da **Dpt** atua tanto sobre o modo de crescimento quanto sobre o tamanho médio dos grãos, na zona fundida. Uma explicação para a pequena variação no valor da dureza média está relacionada com a grande variação na microestrutura apresentada pelos grãos (vide Fig. (5a)).

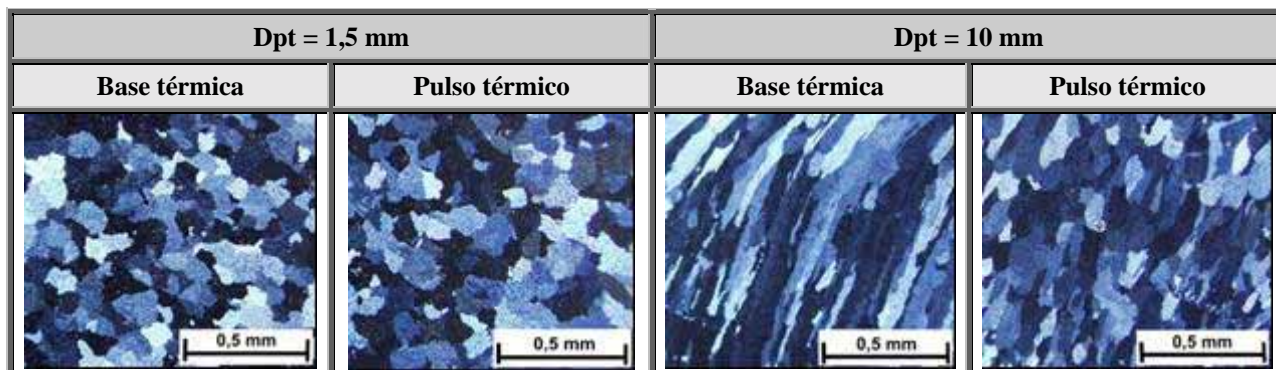


Figura 6. Efeito da **Dpt** sobre a granulometria apresentada pela zona fundida (Al-Mg).

Observa-se que, para valores baixos da **Dpt** (maior calor aportado), o diâmetro médio apresentado pela zona fundida é menor e o modo de crescimento preponderante é o equiaxial (**PMC** \approx 1), como apresentado nas Fig. (5a) e (6).

Para valores maiores da **Dpt**, o modo de crescimento muda rapidamente para colunar (**PMC** \rightarrow 3,5) e o diâmetro médio é incrementado até **Dpt** = 5 mm, onde seu valor passa pelo ponto de máximo e, em seguida, sofre uma pequena redução. Esta variação no valor do diâmetro tem relação direta com a mudança no modo de crescimento, onde o grão tende a ficar mais alongado e sua largura é reduzida, à proporção que a **Dpt** é incrementada. Novamente, uma análise utilizando apenas as informações fornecidas pelo diâmetro médio iria criar dificuldade na interpretação das respostas, portanto, o uso do **PMC** (*parâmetro do modo de crescimento*) auxilia no complemento da análise.

Para o aço carbono, uma elevação no valor da **Dpt** (decréscimo no calor aportado) acarreta a redução na largura média do grão primário, um aumento no volume médio de ferrita acicular (**FA**) e uma redução na quantidade de ferrita de contorno de grão (**FP(G)**), até a faixa de 5 mm. A partir deste ponto, pela variação no modo crescimento (largura e comprimento dos grãos), há uma estabilização na alteração dos microconstituintes. Em valores baixos da **Dpt**, os microconstituintes apresentam aspecto grosseiro e, para valores maiores, **FA** torna-se mais refinada e os veios de **FP(G)** ficam delgados (vide Fig. (5b) e (7)).

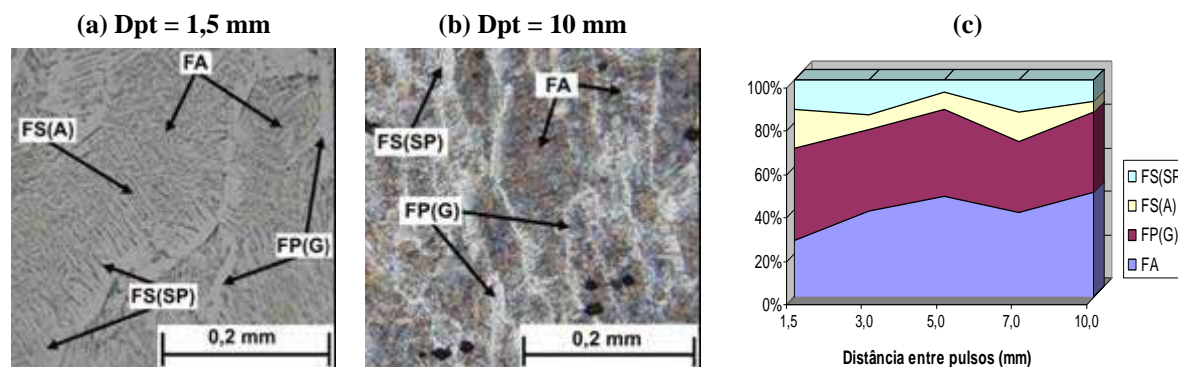


Figura 7. Efeito da **Dpt** sobre a variação de microconstituintes na **ZF**. Onde: em (a) e (b) microestrutura para **Dpt** = 1,5 e **Dpt** = 10 mm e (c) evolução da microestrutura em função de **Dpt**.

Na Figura (5b) é observado que para valores da **D_{pt}** inferiores a 3 mm a quantidade de **FP(G)** é superior a **FA** e, para valores maiores, há uma inversão na quantidade de **FA** e **FP(G)**. O incremento da **D_{pt}**, também, atua sobre a forma apresentada pela ferrita de placa lateral (**FS(SP)**), fazendo com que as placas tornem-se cada vez mais finas (vide Fig. (7a) e (7b)).

Com relação ao perfil de dureza, o aumento observado é decorrência direta da taxa de resfriamento provocada pelo distanciamento entre os pulsos (aumento na velocidade de soldagem), vide novamente Fig. (5b).

Para o caso da presença de porosidade na zona fundida, foi detectado que o incremento no valor da *distância entre pulsos* tende a aumentar a quantidade de poros, talvez pela elevação produzida na taxa de resfriamento (maior **v_s**). Como a liberação dos gases, presentes no metal líquido, é dependente da velocidade com o metal se solidifica (**R_s**), os valores experimentais concordam com a teoria proposta para o aprisionamento de gases na zona fundida.

3.2. Efeitos da Corrente Média Total (**Im_t**) e do Desnível Térmico (**D_t**)

Como tanto a *corrente média total* quanto o *desnível térmico* são avaliados em função das correntes médias no *pulso* e na *base térmica*, respectivamente, é cabível a análise conjunta desses fatores.

Para o estudo da **Im_t**, os dados experimentais evidenciam que o aumento progressivo no valor desse parâmetro apresenta um efeito positivo sobre a geometria do cordão e nenhuma influência sobre o número de escamas. Para a microestrutura da zona fundida, o incremento em **Im_t** reduz o diâmetro médio dos grãos para a liga Al-Mg e, para aço carbono, atua de forma negativa sobre a fração volumétrica de **FA**, devido ao aumento na largura do grão primário. Estima-se que os mecanismos, envolvidos nas alterações do cordão, tenham relação com a variação conjunta do grau de agitação na poça de fusão e, principalmente, com a quantidade de calor e metal aportados.

3.2.1. Aspecto Superficial e Geometria do Cordão

Como a **Im_t** não apresenta relação com a velocidade de soldagem, é esperado que um acréscimo no valor da *corrente média total* não altere a quantidade de escamas na superfície do cordão (veja Fig. (8), itens (a) e (b)). Neste caso, o aspecto visual, proporcionado pela escamação, não é afetado pela variação em **Im_t**, mas sim, pela alteração na quantidade de metal aportado.

Como informação complementar, **D_t** mostra que à medida que o desnível entre **Im_{pt}** e a **Im_{bt}** diminui (**D_t → 0**) o parâmetro geométrico mais afetado é a largura do cordão. Para valores maiores do *desnível térmico* (**D_t → 1**) é notado que a largura do cordão tende a estabilizar, já que tanto a energia imposta quanto a quantidade de massa transferida, nas fases de *pulso* e *base térmica*, inclinam para a igualdade (vide Fig. (8), itens (c) e (D)).

Para a geometria do cordão, a elevação no valor adotado para a *corrente média total* apresenta influência positiva sobre os valores da largura e do reforço médio do cordão, vide Fig. (8), itens (a) e (b).

Como o perfil de penetração (ondulação) depende da diferença adotada entre a **Im_{pt}** e a **Im_{bt}** (e não necessariamente da **Im_t**), a sua variação não fica bem visível quando é utilizado o valor de **Im_t** como parâmetro de referência. Neste caso, a informação é complementada com o valor do **D_t**.

Observa-se que o aumento na variação de penetração (diferença entre as penetrações no *pulso* e na *base térmica*, vide Fig. (2c)) é mais bem representado em termos do **D_t**. Para **Im_t** a ordem (diferença entre as penetrações de **Pt** e **Bt**) não fica crescente.

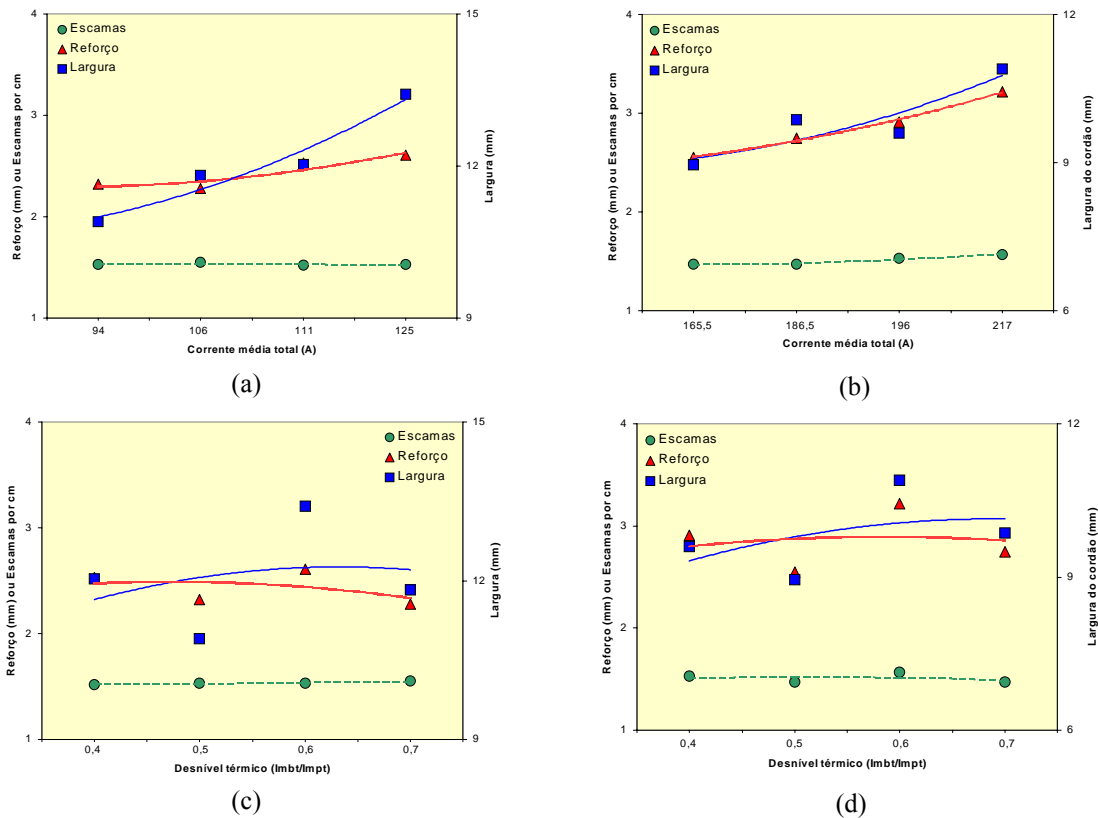


Figura 8. Efeito da *corrente média total* e do *desnível térmico* sobre a geometria e o aspecto superficial. Onde: (a) e (c) Al-Mg e (b) e (d) aço carbono.

3.2.2. Microestrutura da Zona Fundida

Na soldagem do Al-Mg, o aumento da Im_t apresentou mais influência no diâmetro médio dos grãos do que no modo de crescimento, proporcionado na zona fundida. Em adição, não foi verificada uma variação visível no perfil de dureza com a mudança do valor da Im_t (vide Fig. (9a)).

Observa-se que, para valores baixos da Im_t (menor calor aportado), o diâmetro médio dos grãos na zona fundida é maior e há um pequeno alongamento ($PMC \approx 1,2$), decorrente da maior taxa de resfriamento (veja Fig. (9a) e (10)). O aumento de Im_t terá maior influência apenas sobre o tamanho médio do grão, já que PMC fica estabilizado.

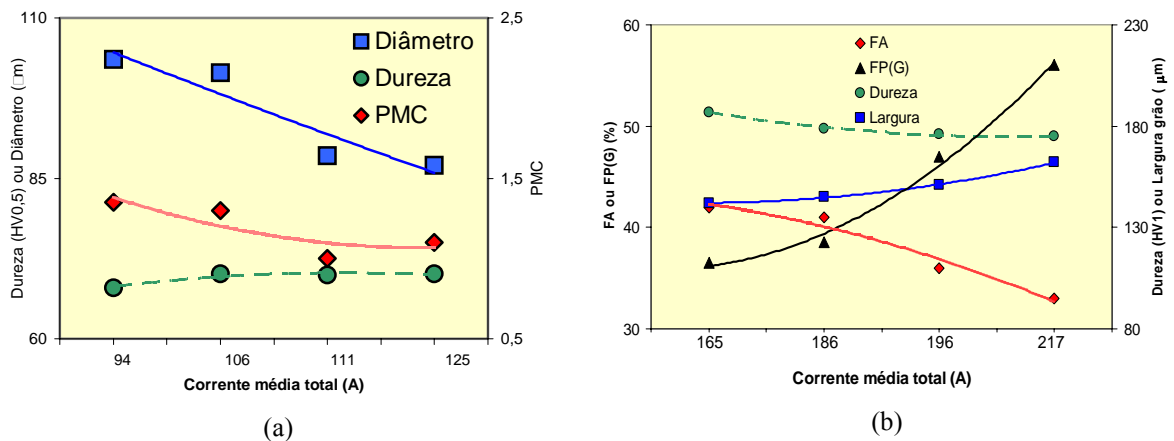


Figura 9. Influência da Im_t sobre a microestrutura da ZF ((a) Al-Mg e (b) aço carbono).

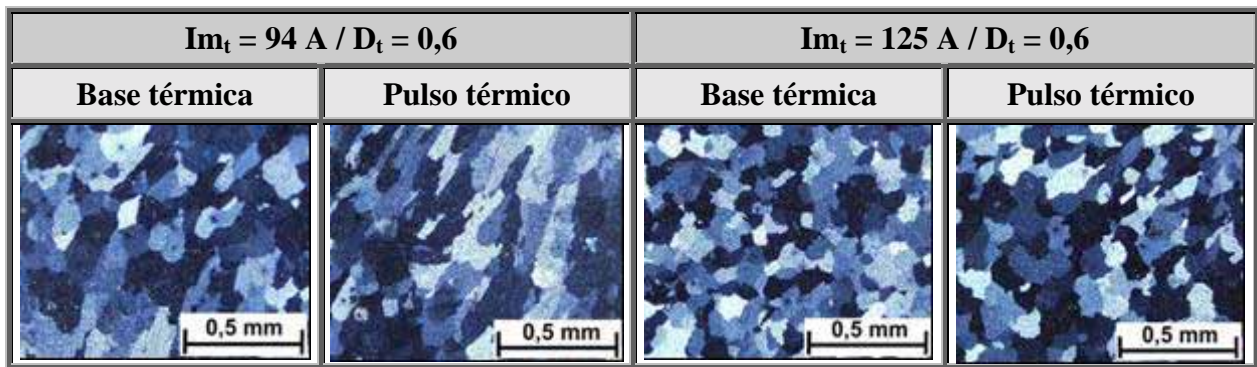
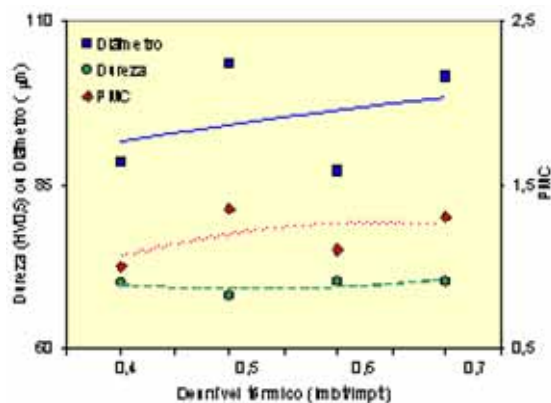
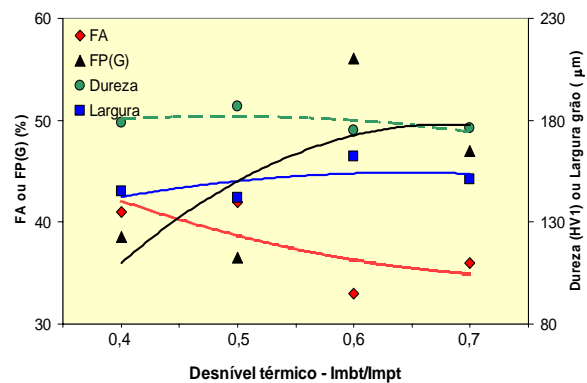


Figura 10. Efeito da Im_t e do D_t sobre a granulometria apresentada pela ZF (Al-Mg).

Para o aço carbono, a ascensão do valor da Im_t (acréscimo no calor aportado) acarreta a elevação na largura do *grão austenítico primário* (uma primeira análise da Fig (12), itens (b) e (c), sugestiona uma falsa redução na largura do grão primário em decorrência do surgimento de *ferrita alotrópica* no interior do grão), um decréscimo no volume médio de *ferrita acicular* (FA) e uma elevação significativa na quantidade de *ferrita de contorno de grão* (FP(G)), vide Fig. (9b) e (12a). Em valores altos da Im_t , os microconstituintes apresentam aspecto grosseiro e, para valores menores, tanto os grãos (agulhas) de FA quanto os veios de FP(G) ficam mais refinados (vide Fig. (12), itens (b) e (c)).



(a)



(b)

Figura 11. Influência do D_t sobre a microestrutura da ZF ((a) Al-Mg e (b) aço carbono).

A relação entre o perfil de dureza da zona fundida e o incremento no valor da Im_t demonstra pouca variação. Observa-se apenas uma ligeira tendência à redução do valor da dureza quando Im_t é incrementada, vide novamente Fig. (11b).

Para D_t , as curvas apresentadas na Fig. (11a), na liga de alumínio, demonstram que uma elevação no valor da relação Im_{bt}/Im_{pt} provocará o aumento no diâmetro médio dos grãos, acompanhado por um ligeiro alongamento. Para as Fig. (11b) e (12a), aço carbono, é notado que o aumento em D_t , também, acarreta o ligeiro aumento na largura do *grão primário* e a redução na fração volumétrica de FA.

Finalmente, para o estudo do efeito da variação de *corrente média total* ou do *desnível térmico* sobre a quantidade de porosidade presente na seção longitudinal da ZF, observou-se que:

- A elevação em Im_t , pela dispersão nos valores medidos, não demonstrou influência sobre a quantidade de porosidade aprisionada;
- A elevação em D_t , por sua vez, tende a minimizar a quantidade de poros retidos na ZF.

Do exposto anteriormente, é notada que a *corrente média total* (Im_t) mascara o efeito provocado pelo *desnível térmico*, característica principal da *pulsção térmica*. Assim, quando a avaliação tiver

a *corrente média* (I_m) como foco é conveniente que o julgamento, da resposta apresentada, seja feito levando em consideração a avaliação conjunta das informações fornecidas tanto por I_m quanto por D_t .

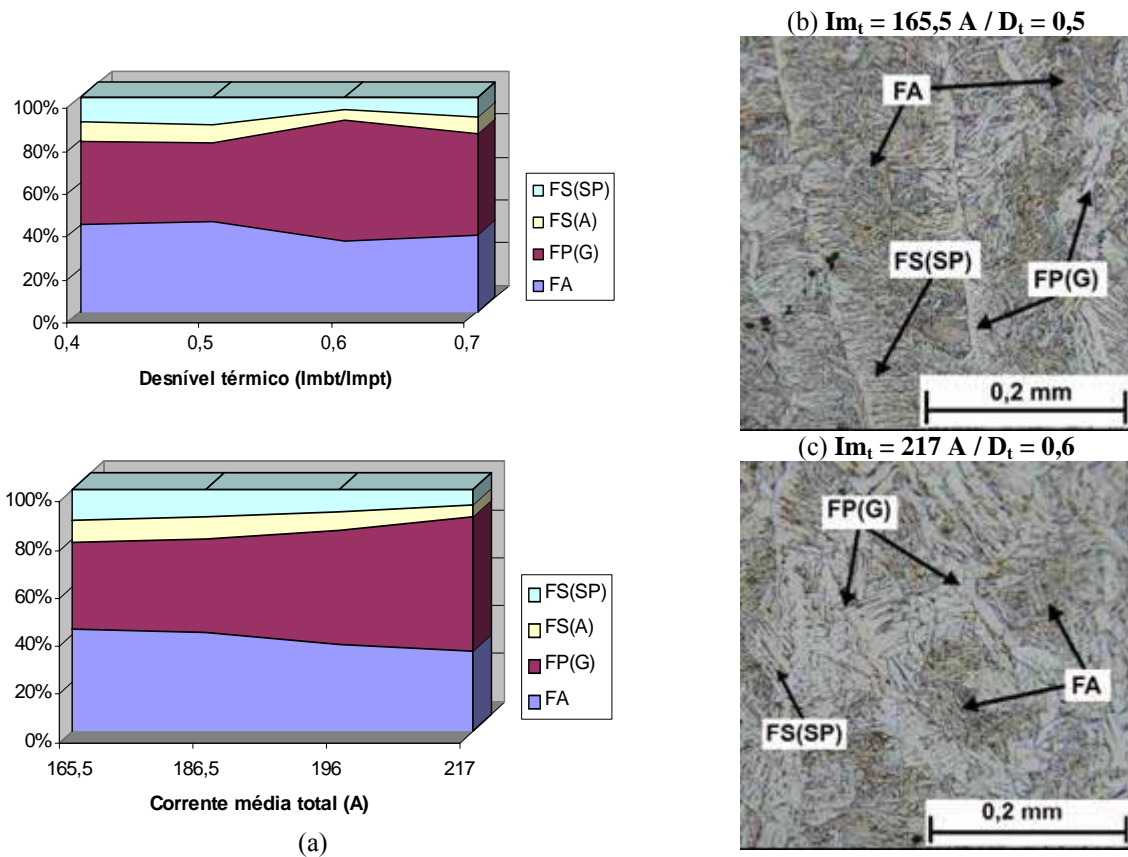


Figura 12. Efeito da I_m e do D_t sobre a variação dos microconstituintes na ZF. Onde: (a) representação gráfica da variação volumétrica, (b) microestrutura na região colunar para $I_m = 165,5 \text{ A} / D_t = 0,5$ e (c) microestrutura na região colunar para $I_m = 217 \text{ A} / D_t = 0,6$.

4. CONCLUSÕES

Os resultados experimentais apresentados, dentro das condições utilizadas, permitem inferir:

a) Sobre a variação no valor da D_{pt}

- Na soldagem do Al-Mg recomenda-se manter o valor da D_{pt} num nível mais baixo, como forma de propiciar ao mesmo tempo um melhor aspecto superficial do cordão, a diminuição do nível de porosidade, a morfologia de grãos equiaxiais e um menor diâmetro médio dos grãos na ZF;
- Para o caso do aço com transformação de fases, o incremento no valor da D_{pt} produz efeitos antagônicos sobre a geometria e a fração de FA. Assim, como efeitos positivos, um alto valor da D_{pt} (combinação de um baixo aporte térmico e uma alta taxa de resfriamento) induz uma redução na largura do grão primária, o refino do aspecto dos microconstituintes, um aumento da fração volumétrica de FA e o decréscimo da FP(G) e aumento no perfil de dureza na ZF. Em contra partida, verifica-se uma piora no acabamento superficial do cordão e um aumento na incidência de porosidade.

c) Sobre a variação na *corrente média total* (I_m) e a informação dada pelo *desnível térmico* (D_t)

- O valor do D_t mostra o quanto a *pulsção térmica* se afasta do modo *pulsado convencional*;
- O incremento da I_m melhora o aspecto superficial do cordão;

- ❑ O aumento da Im_t tende a elevar a largura do grão primário, para o aço carbono, e reduzir o diâmetro médio do grão para a liga Al-Mg;
- ❑ O incremento da Im_t engrossa o aspecto dos microconstituintes, reduz a fração volumétrica da FA e aumenta FP(G);
- ❑ O aumento da Im_t não afeta significativamente o valor da dureza;
- ❑ O valor da porosidade é mais bem representado em termos de D_t (cujo incremento minimiza a quantidade de poros).

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao **CNPq**, pela concessão da bolsa de estudo, a toda equipe do **LABSOLDA/UFSC** e da empresa **IMC** pelo apoio técnico necessário à realização dos experimentos e a todos aqueles que de alguma forma auxiliaram na realização do trabalho.

6. REFERÊNCIAS

- Barra, S.R., 2003, “Influência do Processo MIG/MAG Térmico Sobre a Microestrutura e a Geometria da Zona Fundida, Tese de Doutorado, UFSC, Florianópolis, Brasil.
- Barra, S.R. et al, 2002, “Aspectos Metalúrgicos do Processo *MIG com Pulsação Térmica*: Efeito da Frequência e do Ciclo de Trabalho”, XXVIII CONSOLDA, São Paulo, Brasil.
- Becker, D.W. et al, 1979, “The Role of Pulse GTA Welding Variables in Solidification and Grain Refinement”, *Welding Journal*, USA, pp. 143s-152s.
- Kim, W. et al, 1998, “Heat and Fluid Flow in Pulsed Corrent GTA Weld Pool”, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Vol. 41, pp. 3213-3227.
- Komizo, Y. et al, 1990, “Toughness Improvement in Weld Metal of Carbon and HSLA Steels in Japan”, *First United States – Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy*, pp. 227-250.
- Quinn, T.P., 2002, “Process Sensitivity of GMAW: Aluminum vs. Steel”, *Welding Journal*, USA, pp. 55s-60s.
- Santos, L., “Condução de Calor na Soldagem com Pulsação Térmica”, Tese de Doutorado, UFSC, Florianópolis, Brasil.
- Savage, W.F. et al, 1979, “Effect of Arc Force on Defect Formation in GTA Welding”, *Welding Journal*, USA, pp. 212s-224s.
- Street, J.A., 1990, “Pulsed Arc Welding”, Abington Publishing Special Report, Cambridge.
- Sundaresan, S. et al, 1999, “Microstructural Refinement of Weld Fusion Zones in α - β Titanium Alloys Using Pulsed Current Welding”, *Materials Science and Engineering*, A262, pp. 88-100.
- Trotti, J., 1988, “Microestructuras del Metal de Soldadura”, *Boletín Técnico Conarco*, Año 14, n° 90, pp. 2-30.
- Vishnu, P.R. et al, 1992, “Phenomenological Modelling of Heat Flow and Microstructural Changes in Pulsed GTA Welds in a Quenched and Tempered Steel”, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, pp. 241-299.
- Zhang, Z. et al, 1995, “Columnar Grain Development in C-Mn-Ni Low-Alloy Weld Metals and the Influence of Nickel”, *Journal of Materials Science*, Vol. 30, pp. 5581-5588.
- Wang, Y. et al, 2001, “Impingement of Filler Droplets and Weld Pool Dynamics During Gas Metal Arc Welding Process”, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Vol. 44, pp. 2067-2080.

5. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.

GMAW WITH THERMAL PULSATION: EFFECT OF THE DISTANCE BETWEEN PULSES, TOTAL AVERAGE CURRENT AND THERMAL GRADIENT OF PULSATION

Sérgio Rodrigues Barra

Integrated Center of Manufacture and Technology – SENAI-Cimatec. Av. Orlando Gomes, 1845 – Piatã, CEP: 41650-010, Salvador – BA, Brazil. barra@cimatec.fieb.org.br

Augusto José de Almeida Buschinelli

Laboratory of Welding of the Federal University of Santa Catarina. Campus Universitário da Trindade, CEP: 88040-970, Florianópolis – SC, Brazil. buschi@emc.ufsc.br

Abstract. *This work investigates the isolated effects of the spot spacing (D_{pt}), the total average current (I_{m_t}) and the thermal gradient of pulsation (D_t) on the microstructure of the fusion zone (FZ) and the bead surface aspect, using the GMAW variant with thermal pulsation. The bead-on-plate were deposited comparatively on materials with and without solid-state transformation, respectively base plates of a mild steel (ASTM 1020) and of an aluminum alloy (AA 5052-H34), using AWS ER70S-6 and AWS ER5356 (1,2 mm) solid electrodes and 95% Ar + 5% CO₂ and 100% Ar as shielding gases. The results show that both D_{pt} and I_{m_t} influence the FZ microstructure (size and morphology of grains and the distribution of phases) and the bead surface aspect. In addition, the variable D_t indicates how much the thermal pulsation stands away from the conventional pulsed wave form.*

Key-Words: *Welding; Pulsed GMAW; Thermal pulsation; Fusion Zone; Surface aspect*