

5.1 Introdução

Este capítulo analisa os resultados experimentais (respostas) decorrentes da adoção de duas diferentes formas de onda de *pulsação térmica* (**onda I** e **onda II**). Primeiramente, debate-se as possíveis influências do emprego da variante *MIG/MAG Térmico* sobre a estabilidade na região do arco. Num segundo momento, avalia-se como esta variante, através de modificações no procedimento de soldagem, atua sobre o aspecto superficial e as características geométricas do cordão e sobre a microestrutura apresentada pela zona fundida. Finalmente, conhecidas as reais vantagens e desvantagens da *pulsação térmica*, tenta-se gerar um elo entre as características de deposição (*processo*) e as respostas apresentadas pela zona fundida (*metalurgia*).

5.2 Avaliação do efeito da *pulsação térmica* sobre a região do arco

5.2.1 Variação no valor do comprimento do arco (ℓ_0)

Na forma de **onda I**, o valor de ℓ_0 não apresenta, de maneira geral, uma variação significativa entre as fases de *pulso* (**pt**) e *base térmica* (**bt**), tornando a região do arco mais estável. Esta característica está relacionada principalmente ao fato da imposição da modulação sincronizada entre os sinais de corrente (**Im**) e da velocidade de alimentação do arame (**v_a**), para as referidas fases (vide figuras 5.1(a) e 5.2(a)). Contudo, em função das diferenças, normalmente apresentadas nas dinâmicas de resposta (inércia) dos sinais de corrente (**di/dt**) e de velocidade de alimentação do arame (**dv_a/dt**), poderá ocorrer uma pequena variação de ℓ_0 nas interfaces **pt/bt** e **bt/pt**.

Como a inércia no sinal do arame (**dv_a/dt**) é maior que no sinal de corrente (**di/dt**), observa-se uma pequena instabilidade nos instantes iniciais de cada fase. No início da fase de *base térmica*, há um ligeiro aumento na projeção do arame, em virtude da rápida mudança no valor da corrente média (passagem de **Im_{pt}** para

Im_{bt}), enquanto a variação no valor de v_a é lenta (passagem de v_{a-pt} para v_{a-bt}). Para o caso da passagem de **bt/pt**, início da fase de *pulso térmico*, o mecanismo apresentado é inverso. Nestas interfaces, o sinal (oscilograma) de v_a apresenta um pico nos instantes iniciais de cada fase, em decorrência da inércia do sistema de tracionamento empregado (vide figura 5.1(a) e 5.2(a)).

É importante salientar que a intensidade desta forma de instabilidade (variação em ℓ_0) será função da intensidade da perda na condição $T_{xf} = T_{xa}$ (igualdade entre a *taxa de fusão* e a *taxa de alimentação*), a qual poderá acarretar uma variação na projeção do arame em relação ao bico de contato (ℓ).

Em face da aparente estabilidade apresentada na região do arco, esta forma de onda não demonstra limitação quanto ao seu campo de utilização e, em função da manutenção em ℓ_0 ($U_s \approx \text{constante}$), alterações no aspecto superficial (escamas) e na geometria do cordão (penetração, reforço e largura) e na microestrutura da zona fundida, no intervalo de um *período térmico* (T_t), serão geradas, a princípio, apenas pela modulação dos sinais (Im e v_a).

Para a forma de **onda II**, a variação em ℓ_0 ocorre durante todo o *período térmico* (T_t), gerando instabilidade na região do arco. Como a velocidade de alimentação do arame é mantida constante e o sinal de corrente é variado periodicamente, entre Im_{pt} e Im_{bt} , haverá sempre a perda na condição $T_{xf} = T_{xa}$. Assim, para a fase de *base térmica*, como $T_{xf} < T_{xa}$, o valor de ℓ_0 diminuirá, provocando um aumento contínuo na projeção do arame e possibilitando a ocorrência de curto-circuito. Em contrapartida, em **pt**, como $T_{xf} > T_{xa}$, ℓ_0 aumentará, acarretando a diminuição na projeção do arame e viabilizando a possibilidade da fusão do arame com o bico de contato, vide figura 5.1(b) e 5.2(b).

As observações experimentais demonstram que o ajuste nesta forma de onda é mais complexo em comparação à forma de **onda I** e que a sua faixa de operação – relações adotada para $Im_{bt} \times t_{bt}$ e $Im_{pt} \times t_{pt}$ – será limitada, por um lado, pela possibilidade de curto-circuito ($\ell_0 = 0$) e, por outro lado, pela fusão do arame com o bico de contato. De uma maneira geral, para que isso não ocorra, o valor de t_{bt} deverá ser reduzido e sempre inferior ao valor de t_{pt} e, para o caso do valor adotado para t_{pt} , a preocupação será evitar a fusão do arame com o bico de contato (valor excessivo de ℓ_0).

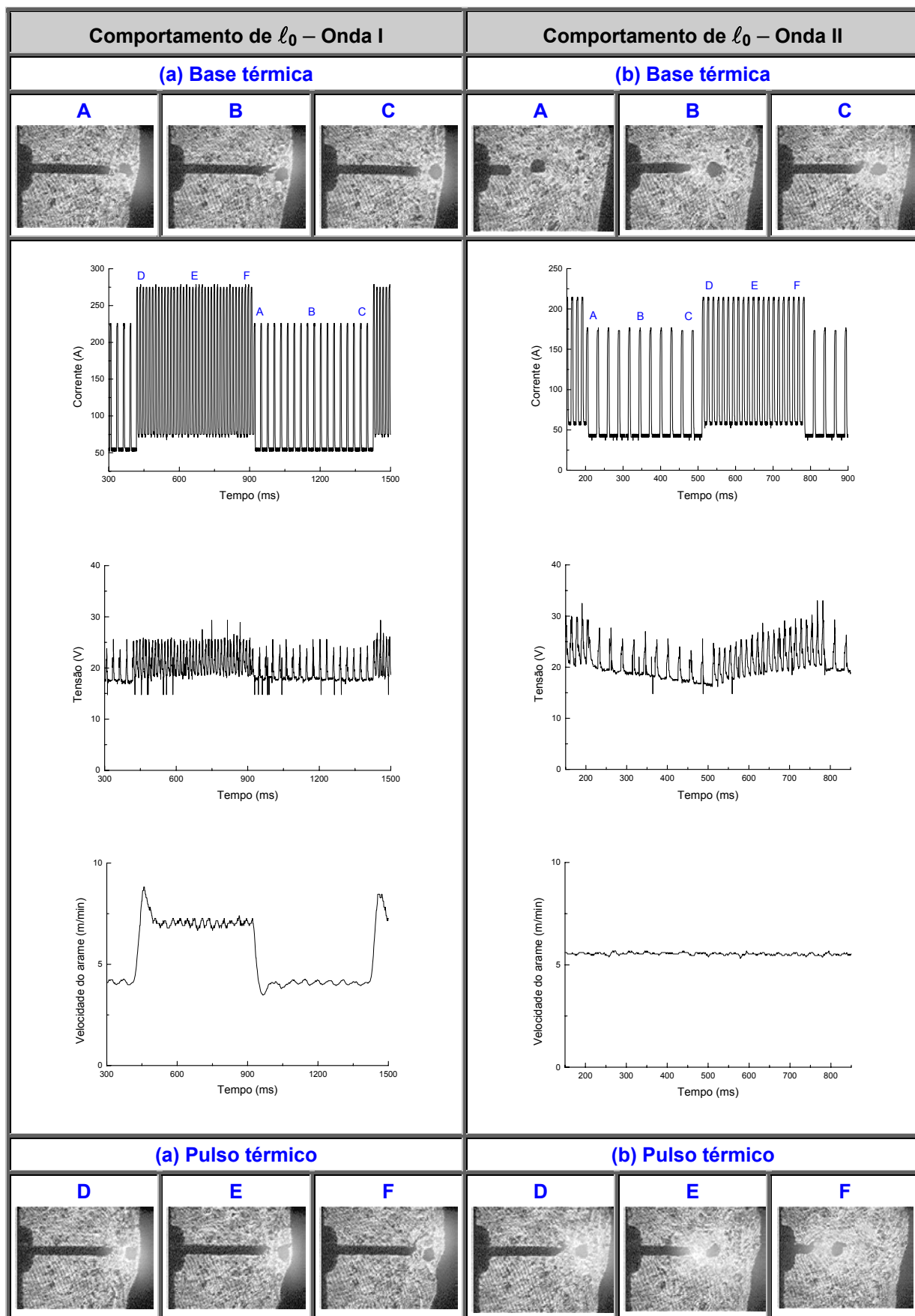


Figura 5.1 – Comportamento do comprimento do arco (ℓ_0) em função da forma de onda de pulsação. Onda: (a) **onda I** e (b) **onda II**. Material: Liga AlMg.

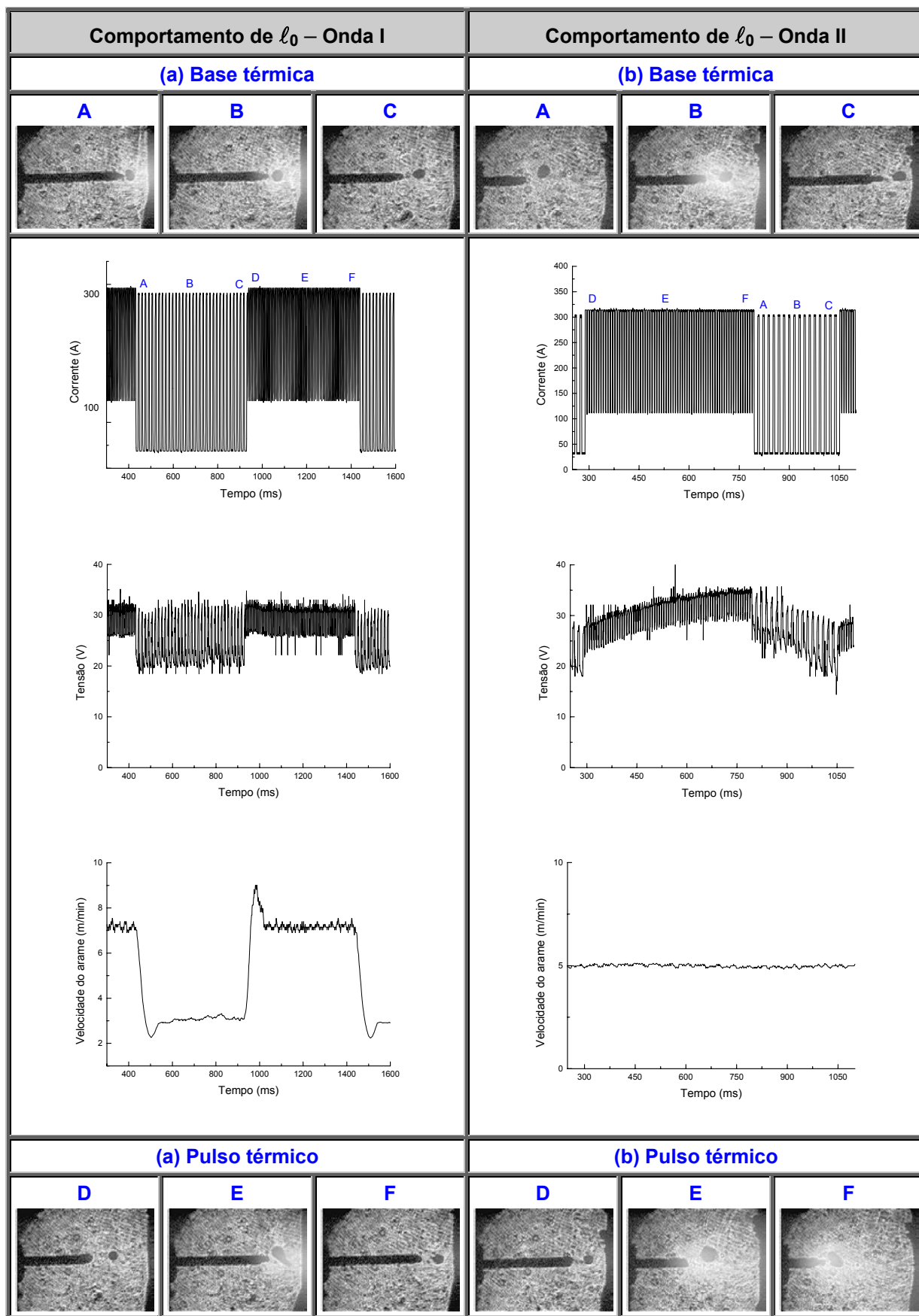


Figura 5.2 – Comportamento do comprimento do arco (ℓ_0) em função da forma de onda de pulsação. Onda: (a) **onda I** e (b) **onda II**. Material: Aço baixo carbono.

Como a **onda II** é caracterizada pela mudança cíclica no valor de ℓ_0 , a instabilidade apresentada na região do arco será função da combinação dos efeitos gerados pela perda na igualdade $T_{xf} = T_{xa}$ e pela variação no valor da tensão (variação cíclica em U_s). Portanto, alterações no modo de transferência metálica, no aspecto superficial (escamas) e na geometria do cordão (penetração, reforço e largura) e na microestrutura da zona fundida, no decorrer de um *período térmico* (T_t), serão originadas pela variação complexa dos valores de I_m , de U_s e da projeção do arame (efeito Joule).

5.2.2 Perda da condição de uma gota transferida por pulso (UGPP)

Na forma de **onda I**, dentro das condições experimentais implementadas, foi observado que a possibilidade de perda da condição **UGPP** é mais provável de ocorrer no início da fase de *base térmica*. Esta característica demonstra uma ligação com a “herança térmica” deixada pela fase de *pulso térmico*, a saber, o arame provavelmente inicia a **bt** mais aquecido e, por conseguinte, propicia condições para a liberação de mais de uma gota, nos pulsos iniciais, até que a fase entre em regime (vide figura 5.3). Neste ponto, é importante destacar que este efeito foi verificado apenas no material com maior resistividade (aço carbono). No material menos resistivo, liga AlMg, foi mantida a condição **UGPP** e a única variação detectada foi a ocorrência de um pequeno aumento no diâmetro da gota, presa à ponta do arame no início da **bt**.

Na forma de **onda II**, a variação cíclica no valor da projeção do arame (ℓ), decorrente da imposição de um valor fixo de v_a e da modulação em I_m , provoca uma variação na parcela de calor gerado no arame, por efeito Joule (vide equação 5.1). Nesta condição, é esperado que a oscilação do calor produzido por efeito Joule influencie na instabilidade da condição **UGPP**, principalmente na soldagem de materiais de maior resistividade elétrica.

$$T_{xf} = \alpha \cdot I + \beta \cdot \ell \cdot I^2 \quad (\text{Eq. 5.1})$$

Onde:

$I \rightarrow$ corrente de soldagem;

$\ell \rightarrow$ projeção do arame em relação ao bico de contato (*stickout*);

$\alpha \rightarrow$ constante que caracteriza as reações no ânodo e que apresenta relação com o tipo de gás, tipo de eletrodo e polaridade empregada;
 $\beta \rightarrow$ constante associada com o aquecimento resistivo do eletrodo.

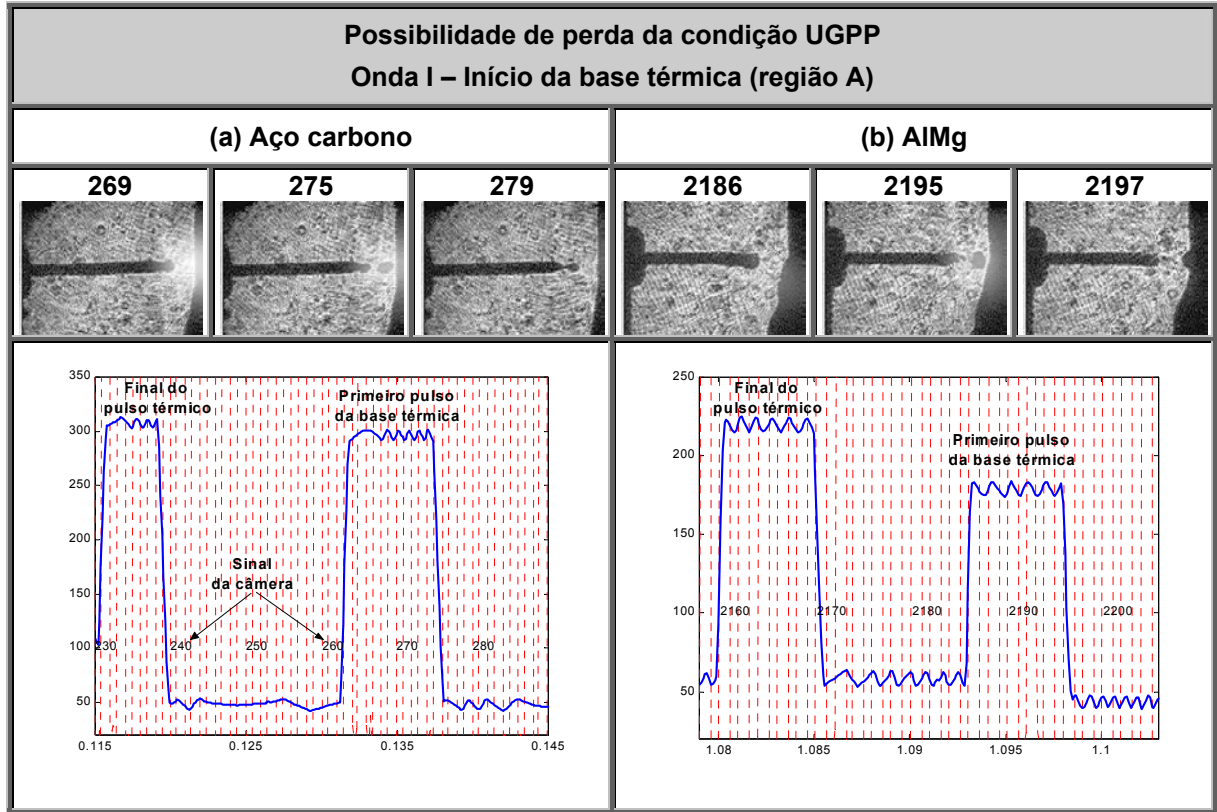


Figura 5.3 – Efeito da forma de **onda I** sobre **UGPP**. Onde: (a) ocorrência do destacamento de mais de uma gota por pulso (maior resistividade) e (b) manutenção de **UGPP** (menor resistividade).

As observações experimentais demonstram que na forma de **onda II**, novamente em decorrência da variação cíclica no valor de ℓ , poderá ocorrer, para materiais mais resistivos, tanto na *base térmica* quanto no *pulso térmico*, o surgimento de três distintas regiões de destacamento das gotas, ou seja:

- **Região 1** (valores altos de ℓ_0 e U_s e baixo de ℓ)

No final do *pulso térmico* e no início da *base térmica*, onde ℓ apresenta o menor valor, a gota será destacada com uma forma irregular e com o diâmetro maior que o diâmetro do eletrodo, após a ocorrência de mais de um pulso de corrente. Para detalhamento vide pontos **A** e **F**, no lado direito da figura 5.4, e a figura 5.5;

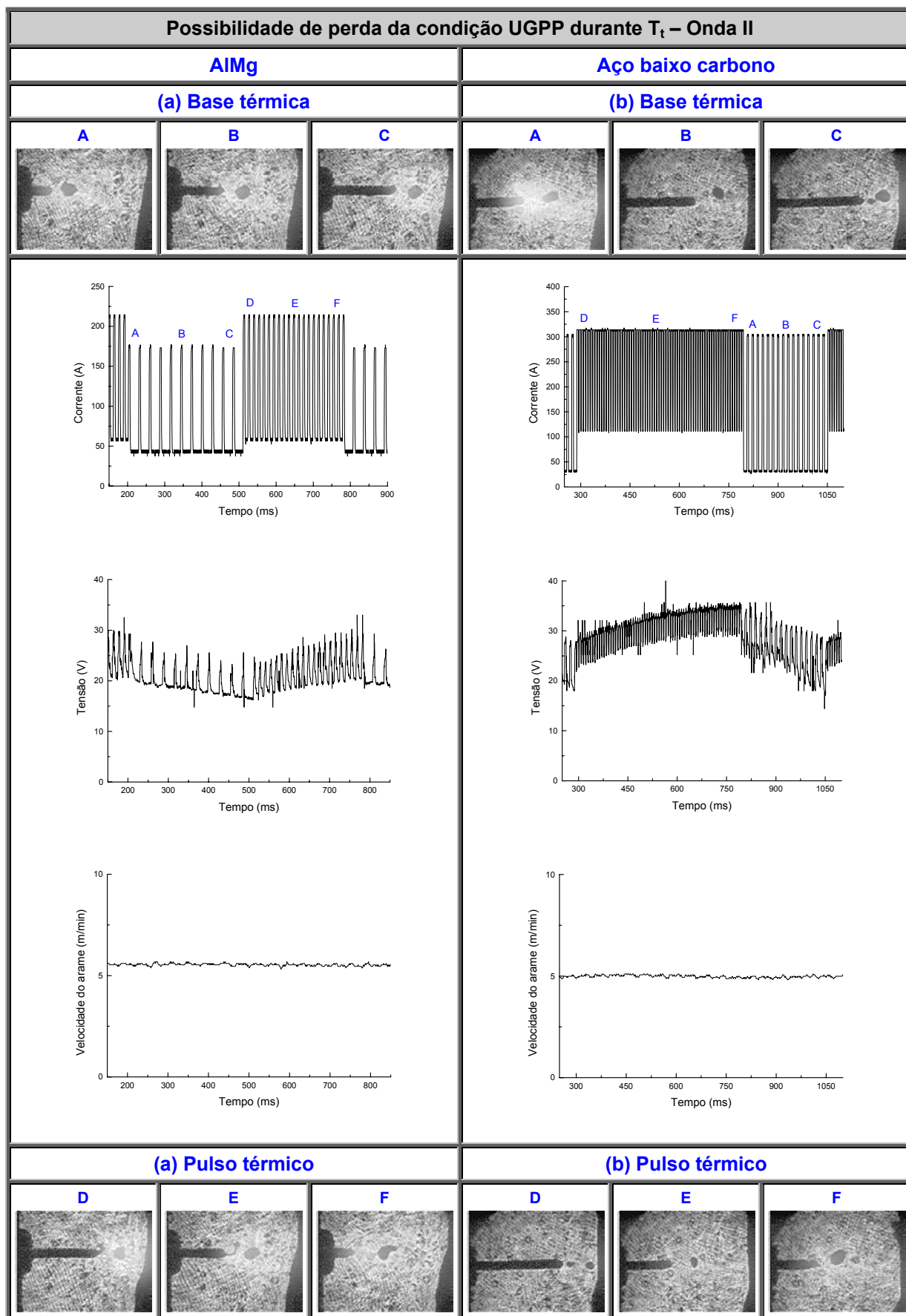


Figura 5.4 – Instabilidade na condição **UGPP**, decorrente da variação em ℓ e da resistividade (material). Onde: (a) à esquerda AlMg e (b) à direita aço carbono.

□ **Região 2** (valores intermediários de ℓ_0 , U_s e ℓ)

Na faixa intermediária do *pulso térmico* e da *base térmica*, a gota será destacada com uma forma regular e com o diâmetro igual ao diâmetro do eletrodo, após a ocorrência de um pulso de corrente (manutenção de **UGPP**). Para detalhamento vide os pontos **B** e **E**, no lado direito da figura 5.4;

□ **Região 3** (valores baixos de ℓ_0 , U_s e alto de ℓ)

Na faixa final da *base térmica* e inicial do *pulso térmico*, mais de uma gota serão destacadas com formas regulares, mas com diâmetros diferentes, após a imposição de um pulso de corrente. Para detalhamento vide pontos **C** e **F**, no lado direito da figura 5.4.

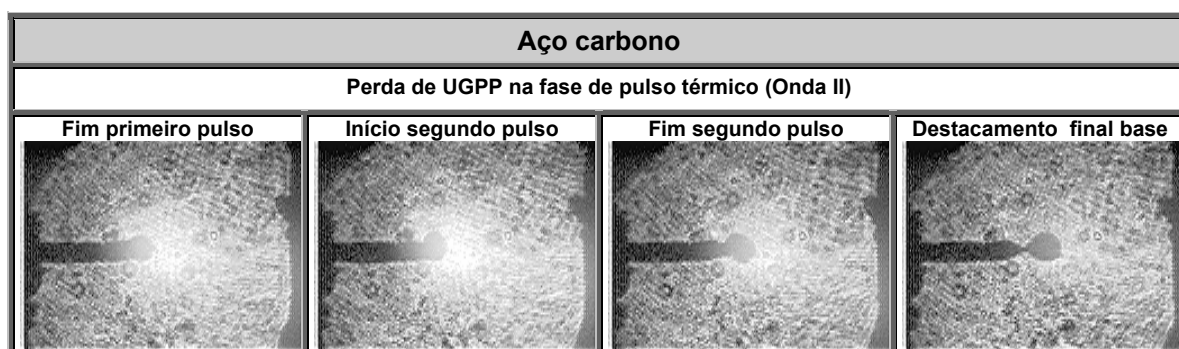


Figura 5.5 – Destacamento da gota apresentando um diâmetro maior que o arame, após a imposição de dois pulsos de corrente (perda da condição **UGPP**).

Na soldagem do AlMg, utilizando a forma de **onda II**, não foi verificada a perda da condição **UGPP**, durante todo o *período térmico* (T_t). As alterações detectadas foram um pequeno aumento no diâmetro da gota, na interface **pt/bt**, um alongamento do pescoço na fase de *pulso térmico*, antes do destacamento da gota e, finalmente, que a gota destacada toma uma forma irregular (vide figura 5.6).

5.2.3 Agitação da poça de fusão

A utilização da *pulsção térmica* propicia a ocorrência de diferentes graus de agitação da poça de fusão, entre as fases de *pulso térmico* e de *base térmica*.

É interessante avaliar “como” e o “quanto” a *pulsção térmica* poderá atuar sobre o grau de agitação da poça, uma vez que esta instabilidade no metal líquido poderá gerar diferença na geometria do cordão e na microestrutura apresentada pela zona fundida.

Na forma de **onda I**, em decorrência da modulação nos valores de I_m e v_a , supõe-se que vários fatores contribuem para a diferença no grau de agitação da poça, ou seja, a turbulência no metal líquido variará pela mudança nos valores da força eletromagnética (F_{em}), da força devido ao gradiente na tensão superficial (F_γ), da força devido à convecção com fluxo líquido (*buoyancy* – F_b), da frequência de destacamento das gotas e da variação na pressão do arco (F_{pa}), entre as fases de *pulso* e *base térmica*.

Para a forma de **onda II**, os mecanismos atuantes demonstram uma maior complexidade. Além da variação descrita acima, haverá ainda o efeito produzido pela mudança cíclica nos valores da tensão de soldagem (U_s), da projeção do arame (ℓ) e da distância de destacamento da gota (variação no comprimento do arco – ℓ_0).

A figura 5.6 ilustra, para a **onda I**, a diferença gerada no grau de agitação da poça. Observe que a instabilidade da poça será maior na fase de *pulso térmico* (veja a diferença na ondulação da poça).

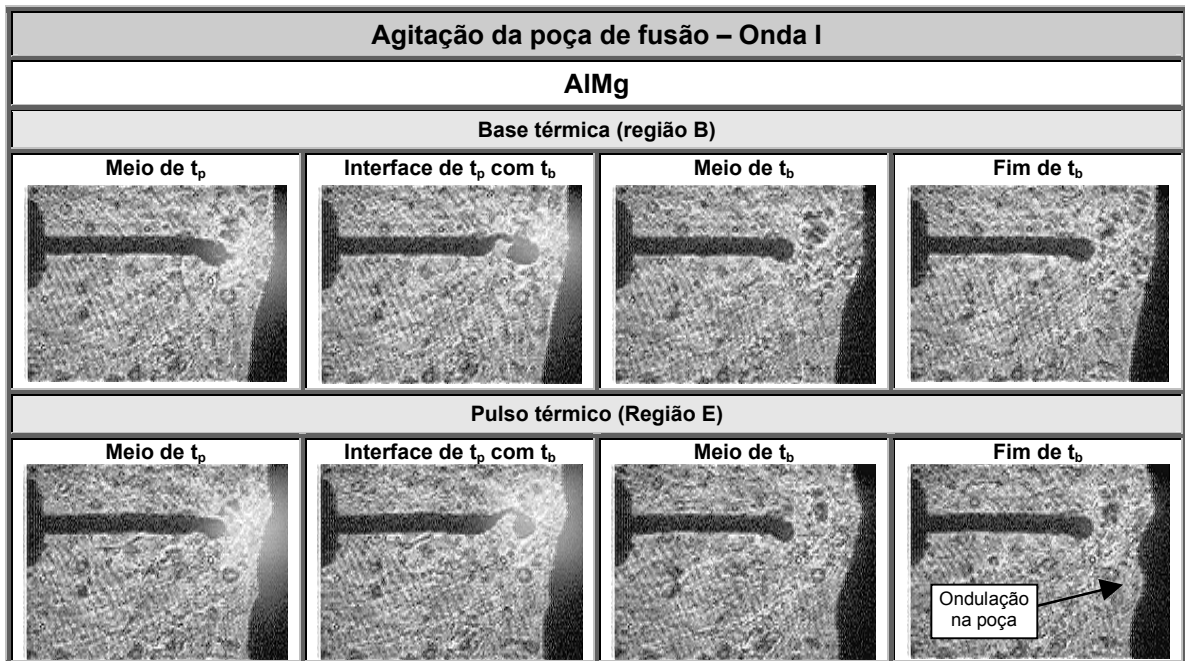


Figura 5.6 – Diferença no grau de agitação da poça de fusão entre as fases de *pulso térmico* e de *base térmica*.

5.2.4 Geração de salpico e fuligem (fumos)

O uso da *pulsção térmica* poderá acarretar diferentes níveis de fumos e salpicos entre as fases de *pulso térmico* e de *base térmica*.

Na forma de **onda I**, partindo-se do pressuposto de que o diâmetro da gota não varie durante T_t , a diferença na quantidade de fuligem gerada entre **pt** e **bt** apresentará relação com o número de gotas transferidas em cada fase (gotas expostas na região do arco) e com o tamanho da poça de fusão. Assim, como na fase de *pulso térmico* tanto a frequência de destacamento das gotas quanto o tamanho da poça são maiores, em relação à base térmica, haverá mais formação de fumos (vaporização do metal líquido) em decorrência do aumento na superfície de metal líquido exposta na região do arco. Como a quantidade de salpicos gerados nesta forma de onda é reduzida, considera-se que a sua parcela de contribuição na geração de fumos seja desprezível.

Para a forma de **onda II**, é esperado que a quantidade gerada de fumos, tanto no *pulso térmico* quanto na *base térmica*, seja maior que na forma de **onda I**. Esta consideração é embasada na instabilidade criada pela variação cíclica do comprimento do arco (ℓ_0). Esta alteração em ℓ_0 , como já foi discutido anteriormente, por provocar, ao mesmo tempo, variação no diâmetro da gota e no seu tempo de translado, da ponta do arame à poça, irá propiciar maior superfície de metal líquido exposta ao arco, em comparação a **onda I**.

Os experimentos mostram que a quantidade de fuligem depositada sobre o metal de base é maior na fase de *pulso térmico*, tanto para o alumínio quanto para o aço, o que valida as considerações propostas.

Para um melhor detalhamento dos mecanismos envolvidos na formação de fumos vide Bosworth et al (2000), Mendez et al (2000) e Dennis et al (2001).

A figura 5.7 detalha o mecanismo observado na formação de salpicos, durante a soldagem do alumínio. Observe que o salpico é gerado a partir do pescoço (*efeito pinch*), formando uma ponte entre a gota e o arame. Após o destacamento, a ponte toma um movimento errático e um possível destacamento (salpico) será função do seu comprimento inicial (veja novamente a figura 5.4(a)).

Outro mecanismo observado de concepção de salpicos está associado com a formação de gotas de diâmetros bem maiores que o diâmetro do arame. Estas gotas são originadas na forma de **onda II**, onde a condição **UGPP** falha quando a projeção do arame é pequena (final de **pt** e início de **bt**). Após sucessivos pulsos, uma grande gota é transferida em direção da poça e ao colidir, provoca salpico de tamanho variado (vide figuras 5.4 e 5.7).

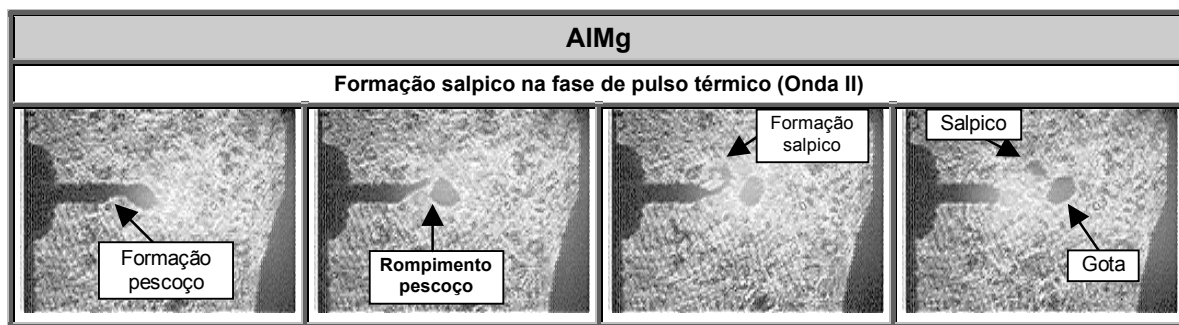


Figura 5.7 – Mecanismo de formação do salpico na soldagem do AIMg.

5.2.5 Transferência por explosão

O objetivo deste tópico é apenas o de registrar a ocorrência de explosões das gotas no momento do destacamento, uma vez que a documentação deste tipo de fenômeno é escassa.

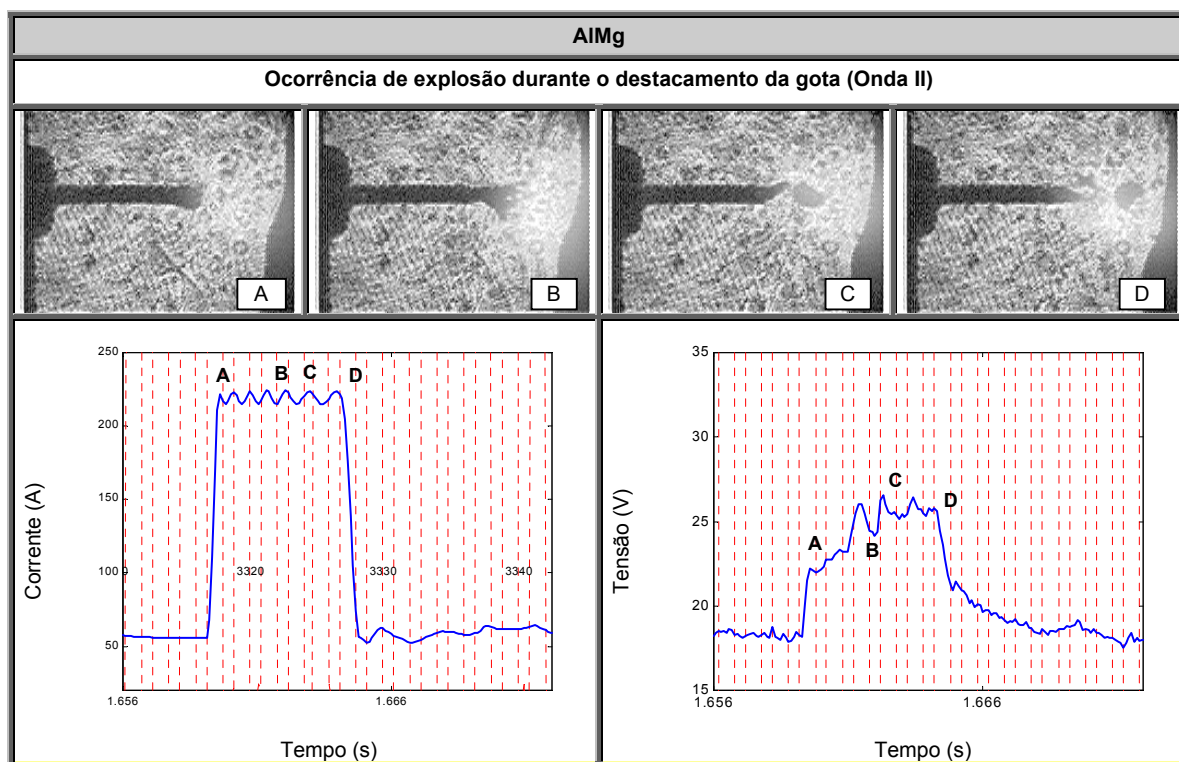


Figura 5.8 – Ocorrência de explosão da gota instante antes do destacamento.

As explosões observadas estão relacionadas com o teor e com a pressão de vapor dos elementos de liga (Siewert, 1989). Neste caso, em função do nível alto de Mg no metal de adição utilizado (AWS ER 5356, com 4,7% de Mg), durante a formação da gota metálica ocorrerá o superaquecimento acima do ponto de ebulição do Mg, provocando sua vaporização e viabilizando a explosão da gota.

É importante ressaltar que as explosões ocorreram de forma esporádica e sempre na fase de *pulso térmico*, o que reforça a idéia do superaquecimento da gota (imposição de um valor alto de I_p).

A figura 5.8 detalha as diversas etapas durante a transferência de uma gota. Observe, através dos oscilogramas, que momentos antes de haver o destacamento, concomitantemente o pescoço é formado e a gota explode, veja ponto **B** (neste ponto da onda de tensão forma-se um vale, em decorrência da instabilidade).

5.2.6 Influência da frequência térmica (F_t) sobre o sinal de v_a

Na etapa preliminar da análise do efeito da F_t sobre a estrutura apresentada pela zona fundida, foi observado que a resposta do sistema de alimentação do arame torna-se mais crítica à proporção que o valor de F_t aumenta.

De uma maneira geral, levando em consideração a dinâmica do sistema utilizado, a forma de onda apresentada, para valores distintos da *frequência térmica*, poderá ser dividida em três regiões, ou seja:

□ **Região 1** (valores baixos de frequência – $F_t \leq 2 \text{ Hz}$)

Nesta região, a onda proporcionada pelo oscilograma de v_a mostra um formato aproximadamente retangular, com picos de v_a nas interfaces térmicas. Como o valor de F_t é baixo, os valores selecionados de v_a são logo estabilizados após os picos (vide figura 5.9(a));

□ **Região 2** (valores intermediários de frequência – $2 \text{ Hz} < F_t < 5 \text{ Hz}$)

A segunda região é caracterizada pelo formato trapezoidal da onda e por picos maiores no sinal de v_a , nas interfaces de pulsação. À medida que a F_t aumenta, os picos passam a ser dominantes e a estabilização nos valores de v_a tende a desaparecer (vide figura 5.9(b));

□ **Região 3** (valores altos de frequência – $F_t \geq 5 \text{ Hz}$)

A forma de onda apresentada, nesta faixa de valores de F_t , é triangular. Nesta região, a inércia do sistema de alimentação faz com que os valores v_{a-pt} e v_{a-bt} se aproximem de um valor intermediário a medida que F_t aumenta, ou seja, numericamente, o pico de v_{a-pt} reduz e o pico de v_{a-bt} aumenta (vide figura 5.9(c)).

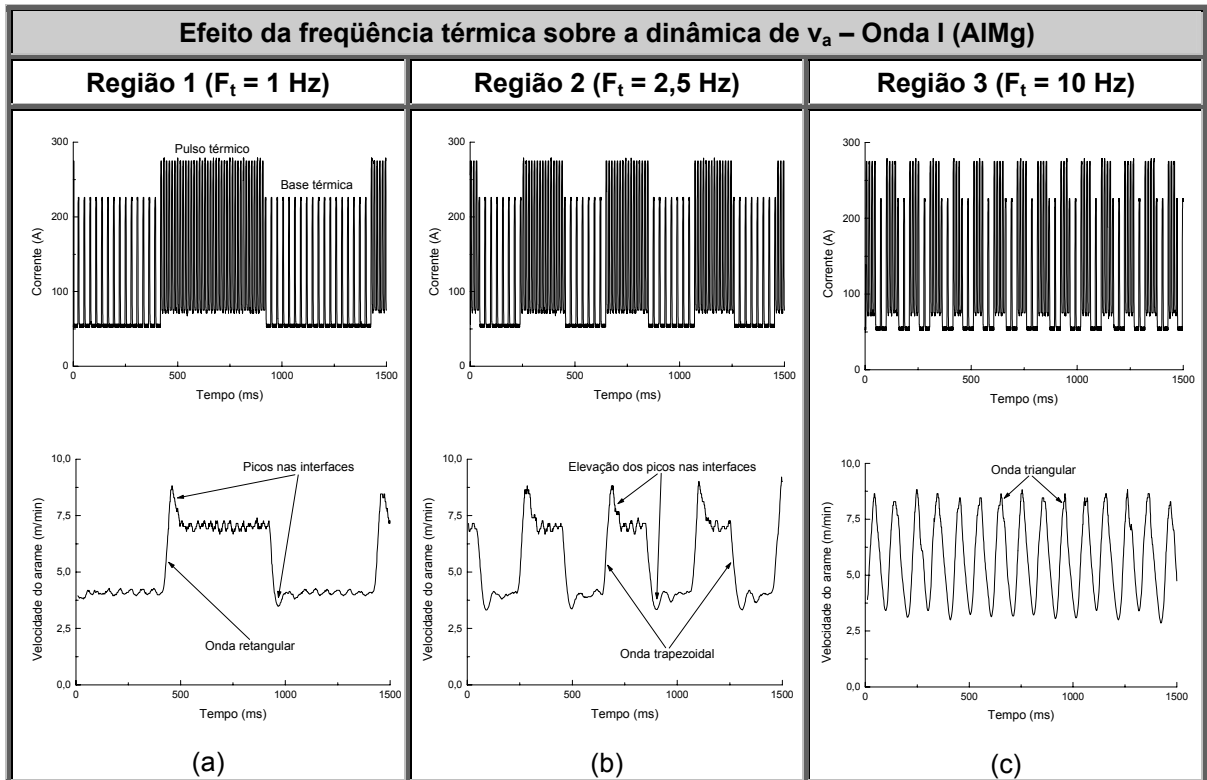


Figura 5.9 – Efeito da *freqüência térmica* sobre a dinâmica de v_a . Onde: (a) região 1, (b) região 2 e (c) região 3.

Do exposto, é evidenciado que a variação de F_t , como uma possível forma de melhoria no metal depositado, exigirá a utilização de um sistema de alimentação do arame que satisfaça a modulação nos valores de v_a almejados (*dinâmica de resposta*), na faixa de *freqüência térmica* pretendida.

5.3 Análise isolada dos parâmetros de *pulsção térmica*

5.3.1 Efeito da *freqüência térmica* (F_t)

Neste ponto inicial da discussão, sobre os possíveis efeitos metalúrgicos da *pulsção térmica*, é interessante a realização de uma análise mais detalhada dos mecanismos envolvidos na variação da microestrutura da zona fundida (**ZF**) e no aspecto superficial do cordão, quando se avalia o efeito isolado de um determinado parâmetro desta variante. Assim, para os tópicos seguintes, as avaliações farão, sempre que necessário, o resgate da teoria exposta nesta seção.

Os resultados experimentais demonstram que a variação no valor da *freqüência térmica* (F_t) influencia na microestrutura (tamanho e forma do grão, volume de microconstituintes e quantidade de poros) e na geometria apresentada pelo cordão de solda. Estima-se que os mecanismos envolvidos nas alterações da

ZF estejam relacionados com a variação conjunta no grau de agitação da poça e na quantidade de calor aportado, sendo o primeiro fator mais influente. Em relação ao aspecto superficial, o fenômeno de formação de escamas na superfície do depósito tem a variação na quantidade de massa transferida, entre as fases de *pulso térmico* e de *base térmica*, como o fator mais influente.

a) Aspecto superficial e geometria do cordão

Dentre os parâmetros de soldagem, intrínsecos à *pulsção térmica*, a *freqüência térmica* é um dos que mais influencia o aspecto superficial do cordão.

Em termos de aparência, as escamas são caracterizadas como a principal particularidade estética gerada pelo processo *MIG/MAG Térmico*, em decorrência da diferença na quantidade de metal aportado entre as fases de *pulso térmico* e *base térmica*.

Como a F_t apresenta uma relação inversa com o *período térmico* (vide equação 4.2), é esperado que um acréscimo no valor da *freqüência* ocasionasse o aumento no número de escamas, gerado por unidade de comprimento (vide figura 5.10). Além disso, foi detectado que o aspecto visual da escamação dependerá ainda do tipo de material depositado, ou seja, para o aço, um aumento em F_t melhora a aparência do cordão, contudo, para o alumínio, este efeito é benéfico até valores médios da *freqüência térmica* (vide figura 5.11).

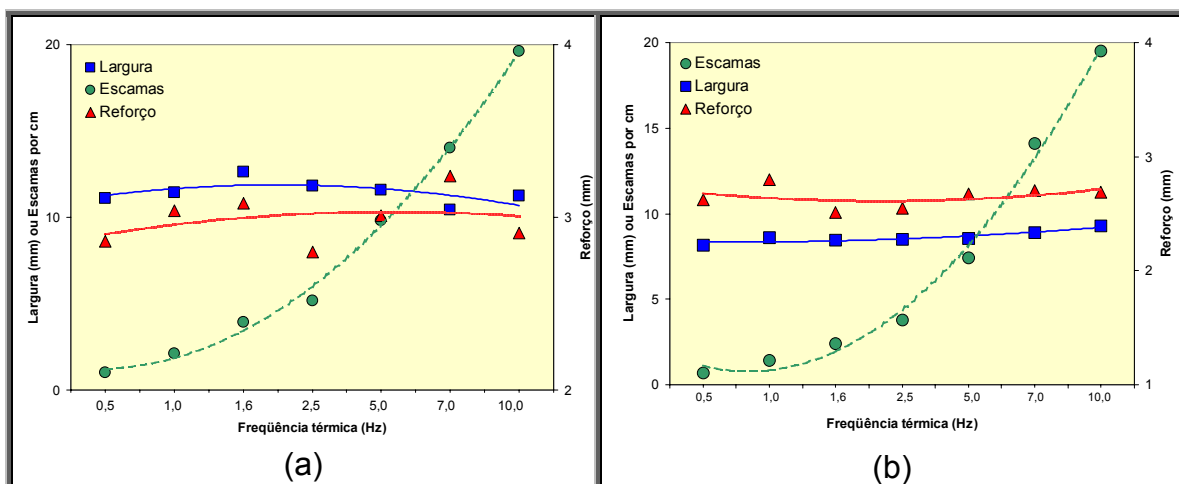


Figura 5.10 – Efeito da *freqüência térmica* sobre a geometria e o aspecto superficial do cordão. Onde: (a) AlMg e (b) aço carbono.

Neste ponto, é importante ressaltar que a presença de escamas na superfície do cordão poderá ocasionar alguns inconvenientes quanto às características mecânicas do depósito (defeitos), ou seja:

- Em virtude da diferença entre os valores de Im_{pt} e de Im_{bt} poderá ocorrer a formação de mordedura na região da *base térmica*;
- A imposição de espaçamentos maiores entre as escamas irá ocasionar variações bruscas e inadequadas na geometria do reforço (formação de pontos de concentração de tensões), nas interfaces **pt/bt**.

Quanto à geometria do cordão (largura e reforço) e a diferença no perfil de penetração (implicitamente a forma e o tamanho da poça), independentemente do material soldado, somente os valores baixos da *freqüência térmica* mostraram influência significativa, vide figuras 5.10 (itens (a) e (b)) e 5.11.

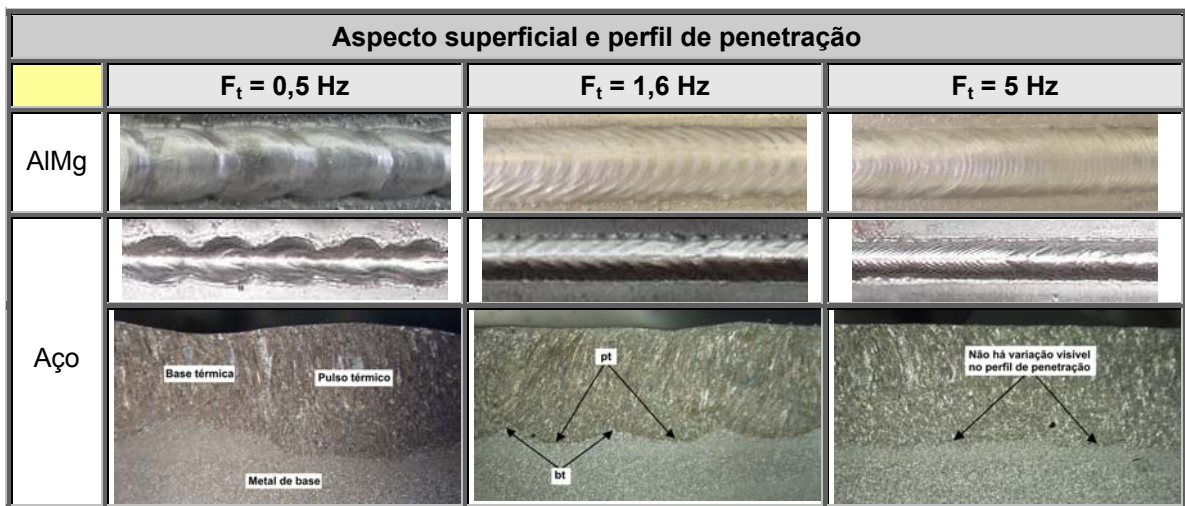


Figura 5.11- Efeito da *freqüência térmica* sobre o aspecto superficial e o perfil de penetração. Onde: Linha superior (aspecto do AlMg), linha intermediária (aspecto aço carbono) e linha inferior (perfil de penetração do aço carbono).

Esta variação no perfil de penetração, produzida pela flutuação de temperatura, trará como conseqüência o surgimento de três fenômenos sobre a região do metal aportado, conforme relacionado abaixo.

- **Fenômeno 1** – *Diferença no grau de diluição no intervalo de T_t*

A variação provocada pela imposição de diferentes valores de corrente média (Im) faz com que a linha de fusão apresente ondulações cíclicas no seu perfil (vide novamente a figura 5.11). Logo, é esperado que, para grandes diferenças entre Im_{bt} e Im_{pt} , a variação no nível de diluição,

entre as respectivas fases, seja considerável e, portanto, uma análise mais criteriosa sobre as conseqüências nas propriedades mecânicas, deverá ser levada em consideração.

Para o caso específico da soldagem de chapas finas, a variação no grau de diluição é desejável à medida que se pretende controlar o quanto o metal líquido penetra na junta. Nesta condição, os possíveis efeitos metalúrgicos da diluição serão secundários.

□ **Fenômeno 2 – Variação na direção de crescimento**

Como mostrado na figura 5.12, a direção de crescimento dos grãos, na parte inferior da zona fundida, é alterada periodicamente pela ondulação na linha de fusão.

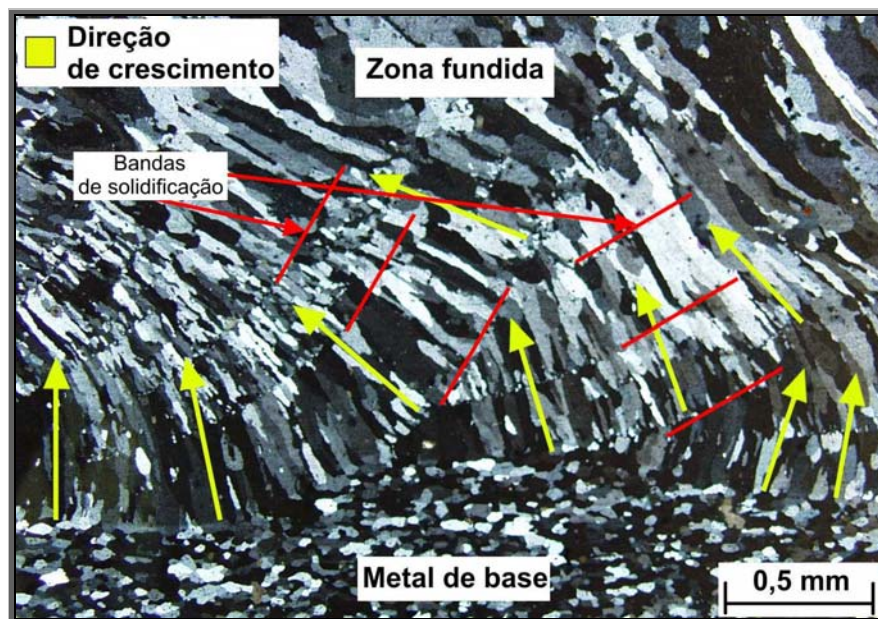


Figura 5.12 – Efeito da *pulsção térmica* sobre a direção de crescimento dos grãos na zona fundida (liga AlMg), seção transversal do cordão de solda.

Normalmente, na soldagem convencional os grãos gerados na interface da linha de fusão com o substrato crescem a partir dos grãos já solidificados do metal de base, ao longo da linha de fusão e estes, no decorrer da solidificação, tendem a se alongar em direção ao centro do cordão (máximo gradiente térmico G). Entretanto, para o caso específico da *pulsção térmica*, em decorrência da variação no perfil da linha de fusão, a direção de máximo gradiente térmico variará ciclicamente.

Como resultado, a mudança cíclica na direção de **G**, reduz o crescimento dos grãos para curtas distâncias, dando lugar à solidificação de pequenos grãos com diferentes direções de crescimento (formação de bandas de solidificação), durante o *período térmico* (T_t).

Esta característica de mudança contínua na forma da poça e a periódica interrupção no crescimento do grão, além de contribuir para uma redução no tamanho médio do grão na zona fundida, parecem atraente quando se pensa em controlar a ocorrência de trincas à quente, já que a variação na direção de crescimento do grão servirá como barreira à propagação deste tipo de trinca (vide novamente a figura 5.12). Esta idéia é reforçada pelas observações citadas por Becker et al (1979) e Sundaresan et al (1999) a respeito de que o crescimento radial, propiciado pela soldagem *TIG térmico*, atuará de forma positiva sobre a susceptibilidade da ocorrência de trincas na zona fundida.

Silva (2003), avaliando o efeito do processo *MIG/MAG Térmico* sobre susceptibilidade à trinca de solidificação no alumínio, concluiu que a variante tende a minimizar a ocorrência deste tipo de defeito, quando a diferença entre os valores de Im_{pt} e Im_{bt} é elevada. No entanto, como a pesquisa não detectou o efeito da variante sobre a direção de crescimento, o tamanho e a forma do grão, a autora não conseguiu fazer o elo entre microestrutura da zona fundida e a susceptibilidade ao defeito. Mesmo assim, as informações levantadas por Silva corroboram com a proposição de que a variação na direção de crescimento, mostrada na figura 5.12, atua de forma benéfica sobre esta forma de trinca.

□ **Fenômeno 3 – Anomalia na largura da ZTA**

Devido à variação no perfil de penetração, decorrente da diferença entre Im_{bt} e Im_{pt} , era esperado que o perfil da **ZTA** acompanhasse o perfil da linha de fusão (**LF**), em outras palavras, que a largura da **ZTA** fosse constante, ou maior em **pt**, e acompanhasse ciclicamente o perfil da linha de fusão. No entanto, os experimentos demonstram que este fato não acontece e que, na realidade, a largura da **ZTA** é maior em **bt**.

Na realidade, enquanto a fronteira superior da **ZTA** (isoterma da **LF**) varia ciclicamente, em decorrência da diferença do calor aportado durante o

T_t , a fronteira inferior (isoterma em A_{c1}), por sua vez, permanece inerte (praticamente não alterando sua posição no metal de base), vide figura 5.13.

Santos et al (2000) e Santos (2001), estudando analiticamente a condução de calor na soldagem *TIG Térmico* do aço carbono, não detectaram a ocorrência de inércia no perfil da isoterma que delimita a **ZTA** do metal de base. Os autores relatam apenas que, em função da adoção de valores tabelados para as propriedades termofísicas (principalmente o calor latente de fusão e o calor latente associado à mudança de fase), o perfil das isotermas previsto numericamente apresenta amplitude maior do que os valores experimentais.

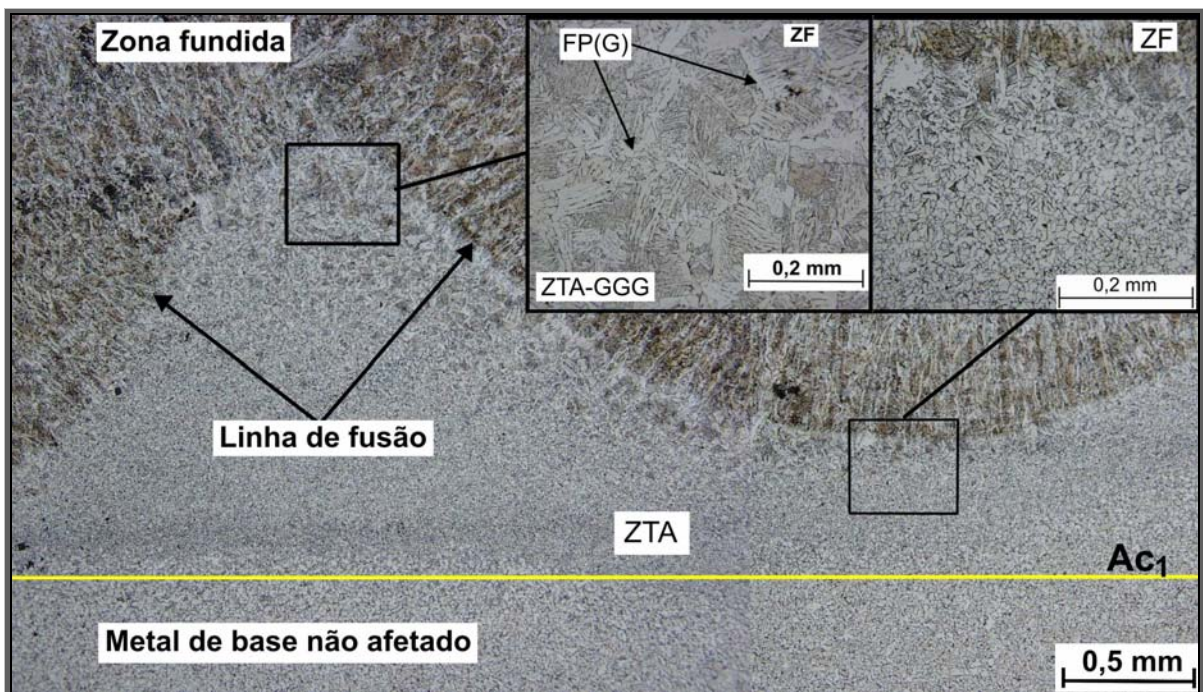


Figura 5.13 – Efeito da *pulsção térmica* sobre a diferença de largura da **ZTA** (alargamento através do recuo da linha de fusão – **LF**). Os detalhes à direita mostram a diferença no tamanho de grão e o aparecimento de **FP(G)**.

Uma consequência direta desta anomalia, observada para a soldagem da liga tratável termicamente, é o alargamento da **ZTA**, na fase de *base térmica*, acompanhado por um crescimento exagerado do grão e o surgimento de **FP(G)** na região de recuo da linha de fusão, o que sugere que esta área experimenta por mais tempo temperaturas superiores a eutetóide A_{e1} (vide figura 5.13). A explicação para a manutenção em A_{e1} – conseqüentemente a formação de região de grãos grosseiros reaquecidos

acima de 1100 °C (**ZTA-GGG**) – é embasa no fato de que a *pulsção térmica* impõe no mínimo a passagem de mais de um ciclo térmico nesta região (dois *pulsos térmicos* sucessivos no caso da figura 5.13). Esta última consideração é sustentada pelas observações de Vishnu et al (1992), Reed et al (1994) e Kim et al (1998) no estudo do efeito da imposição de ciclos térmicos sucessivos.

Finalmente, sob condições equivalentes de deposição no processo *MIG pulsado*, foi observado que a largura média da **ZTA** é superior para a *pulsção térmica*, em relação ao modo *pulsado convencional*.

Com relação à penetração do cordão, os resultados demonstram que a *freqüência térmica* exerce influência sobre o nível e o perfil de penetração do cordão. Para valores altos de F_t (menor espaçamento entre os pulsos sucessivos), a diluição média tende a estabilizar num valor próximo ao valor atingido pelo *pulso térmico* e, em contra-partida, para valores baixos de F_t , haverá maiores variações no perfil de penetração e no nível de diluição, entre as fases de *pulso térmico* e de *base térmica* (Figura 5.11).

b) Microestrutura da zona fundida

Como apresentado na figura 5.14(a), na soldagem do AlMg, o aumento da F_t atua tanto sobre o modo de crescimento quanto sobre o tamanho médio do grão, na zona fundida. A explicação para a manutenção do valor da dureza está no fato da liga AlMg não ser tratável termicamente e os grãos terem variação na forma e no tamanho.

Observa-se que, para valores baixos de F_t , o diâmetro médio é reduzido e há um ligeiro alongamento do grão ($\approx 1,5X$) na direção de crescimento (parâmetro do modo crescimento maior que 1 – **PMC** > 1), conforme a figura 5.15 (0,5 Hz).

Para valores maiores de F_t , o modo de crescimento tende para equiaxial (**PMC** \rightarrow 1, em $F_t = 2,5$ Hz) e o diâmetro médio atinge um máximo para $F_t = 5$ Hz e, a partir deste ponto, tende verdadeiramente a refinar. Note que a utilização de **PMC**, como complemento da informação disponibilizada pelo diâmetro médio do grão, torna mais claro como o grão realmente está variando na **ZF**, à medida que se altera o procedimento de soldagem. Portanto, a utilização apenas do valor

apresentado para o diâmetro médio do grão é uma informação incompleta sobre a evolução vivenciada pela **ZF**.

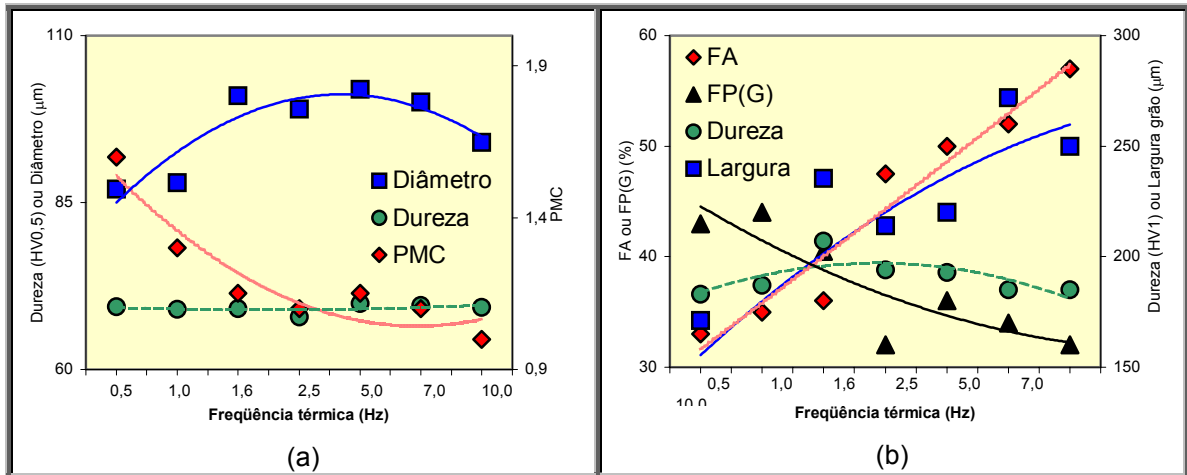


Figura 5.14 – Influência da *freqüência térmica* sobre a microestrutura da zona fundida. Onde: (a) AlMg e (b) aço carbono.

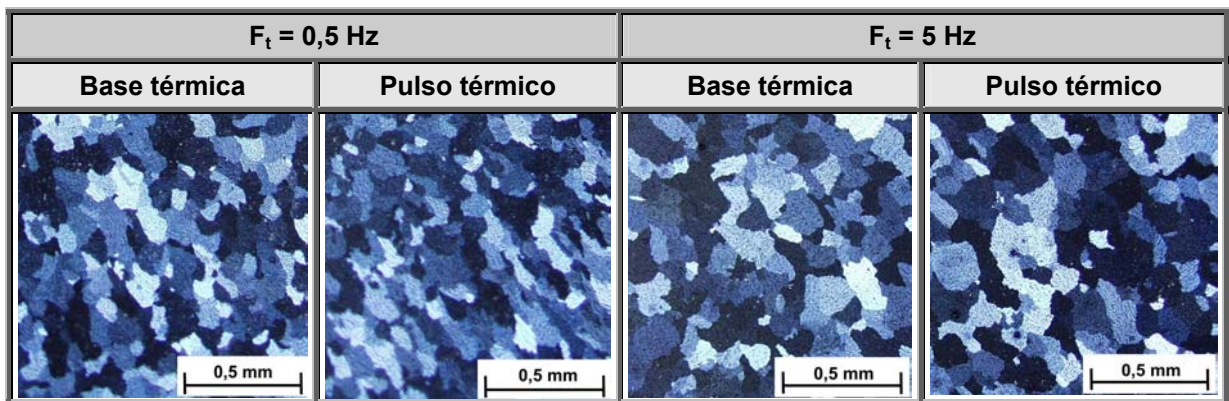


Figura 5.15 – Efeito da *freqüência térmica* sobre a granulometria apresentada pela zona fundida (AlMg).

Para o aço carbono, uma elevação no valor de F_t acarreta um alargamento do grão colunar, um aumento no volume médio (média entre os volumes observados na **bt** e no **pt**) de ferrita acicular (**FA**) e uma redução na quantidade de ferrita de contorno de grão (**FP(G)**). Em valores baixos de F_t , os microconstituintes apresentam aspecto grosseiro e, para valores maiores, **FA** torna-se mais refinada e os veios de **FP(G)** tornam-se delgados (vide figuras 5.14(b) e 5.16). Dollan et al (1989) citam que o aumento na largura do grão austenítico primário promove um incremento na fração de **FA** de tamanho reduzido (refinada).

Na figura 5.14(b) é observado que para valores inferiores a 1,6 Hz a quantidade de **FP(G)** é superior a **FA** e, em aproximadamente 1,6 Hz, a igualdade

nos valores dos microconstituintes é acompanhada por pico na dureza média da **ZF**. Na faixa acima de 1,6 Hz, há uma inversão nos volumes de **FA** e **FP(G)**. Além disso, o incremento de **F_t** também atua sobre a forma apresentada pela ferrita de placa lateral (**FS(SP)**), fazendo com que as placas fiquem cada vez mais finas. Outro fato observado foi o aparecimento, sob determinadas condições (1,6 Hz), de colônias (ilhas) de **FA** na região da interface de pulsação, onde o grão colunar apresenta-se mais largo (início do *pulso térmico*), vide Figura 5.17. Observações equivalentes foram detectadas em alguns corpos-de-prova durante a etapa envolvendo a análise fatorial da *pulsação térmica*.

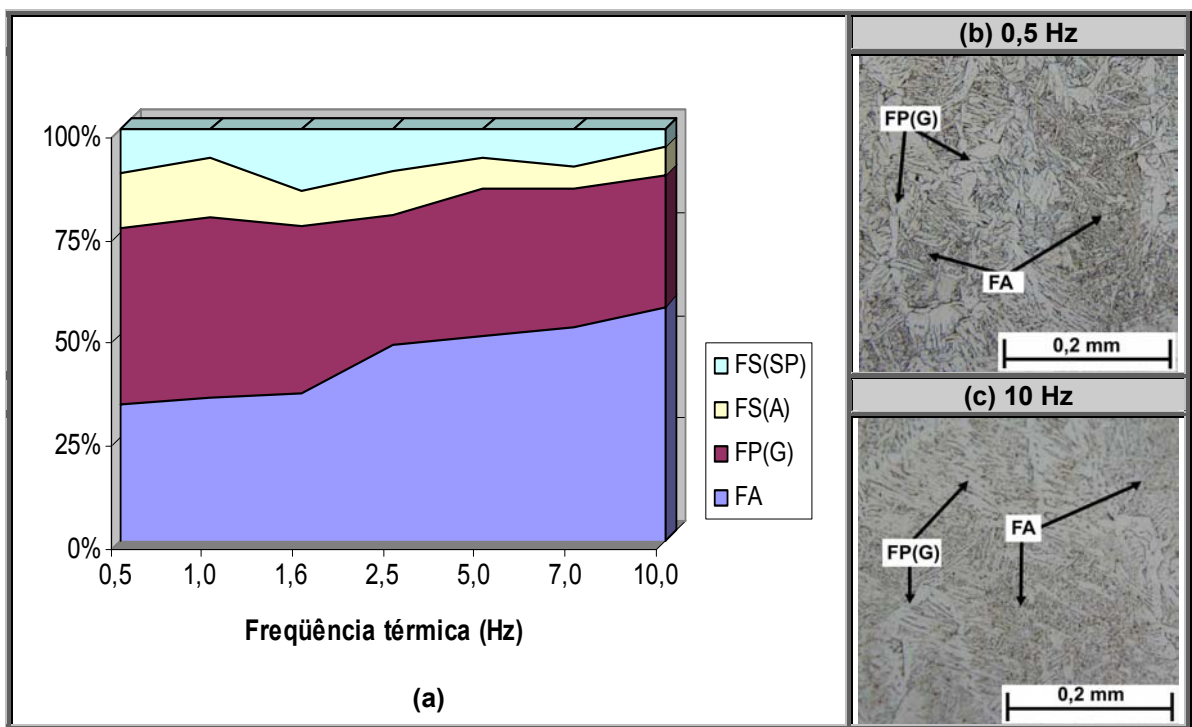


Figura 5.16 – Efeito da *frequência térmica* sobre a variação do volume de microconstituintes da zona fundida (a), microestrutura na região colunar para $F_t = 0,5$ Hz (b) e microestrutura na região colunar para $F_t = 10$ Hz (c).

Os dados apresentados pela figura 5.14(b) corroboram com a proposição de que a variação no volume dos microconstituintes, na condição como soldado, apresenta uma relação com a largura média (tamanho) do grão austenítico primário. De maneira geral, é esperado que um aumento na largura do grão colunar e/ou do número de partículas não metálicas (inclusões), dispersas na matriz, poderá ocasionar um incremento na fração volumétrica de **FA**, em detrimento a **FP(G)** e/ou **FS(SP)**.

Devido às boas características apresentadas pela presença de **FA**, é esperado que a maximização da fração volumétrica deste microconstituente contribua sempre favoravelmente sobre a resistência mecânica e a tenacidade do metal aportado. No entanto, valores elevados de **FA** ($> 75\%$), induzidos pela adição de elementos de liga, tendem a atuar de forma prejudicial sobre o valor da tenacidade (Branco (1994) e Surian et al (1999)).

Por outro lado, é importante salientar que o aumento na quantidade e no espaçamento dos veios de **FP(G)** e no volume de ferrita com segunda fase alinhada **FS(A)**, por sua vez, influenciam negativamente nos valores apresentados de tenacidade e de resistência mecânica.

Com relação ao efeito de **FP(G)** sobre o comportamento à fratura frágil, Palma et al (1984) e Branco (1994) citam que, embora este microconstituente seja dúctil, sua presença favorece a ocorrência à formação de trincas por clivagem.

Bhadeshia (1989), estudando o efeito dos microconstituintes sobre as características mecânicas da zona fundida, constatou que a presença de **FP(G)** é importante no que tange o controle da formação de sítios de segregação de impurezas nos contornos originais do grão austenítico. Foi observado, ainda, que a combinação de teores elevados de **FA**, em conjunto com uma baixa fração volumétrica de **FP(G)**, pode levar ao surgimento de fraturas dúcteis nos contornos dos grãos austeníticos. Em suma, é coerente que seja tomado todo o cuidado quando se avalia, de forma isolada, o efeito de um determinado microconstituente sobre a propriedade de interesse.

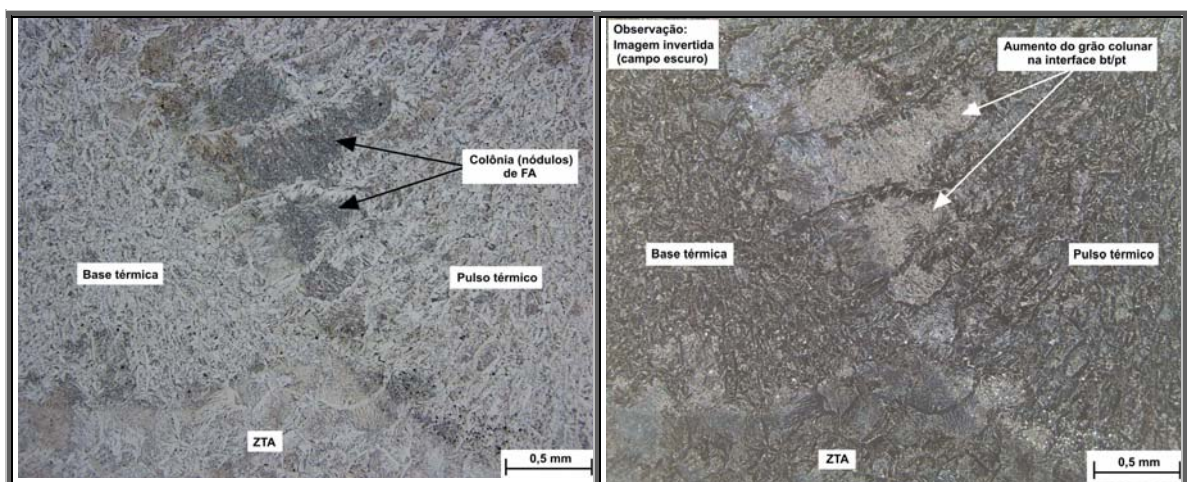


Figura 5.17 – Formação de nódulos de **FA** na interface térmica (início de **pt**). Observe que o surgimento do nódulo está relacionado com um aumento excessivo do grão austenítico primário, exatamente na região de interface.

Para um detalhamento mais aprofundado dos mecanismos envolvidos na transformação de fase no estado sólido, em metal de solda, veja: Trotti (1988), Alé et al (1993), Branco (1994), David et al (1996), Diltthey et al (2001), Surian et al (1999), Bhadeshia (1989/2003), Jorge et al (2001) e Diltthey et al (2001).

Tabela 5.1 – Efeito da frequência térmica sobre a presença de porosidade na ZF.

	Efeito de F_t sobre a densidade de porosidade					
	$F_t = 0,5 \text{ Hz}$	$F_t = 1,6 \text{ Hz}$	$F_t = 2,5 \text{ Hz}$	$F_t = 5 \text{ Hz}$	$F_t = 7,0 \text{ Hz}$	$F_t = 10,0 \text{ Hz}$
Poros/mm²	0,35	0,30	0,08	0,06	0,09	0,12

Por fim, em relação ao efeito da *frequência térmica* sobre a presença de porosidade na zona fundida, os resultados mostram que os poros apresentaram menores dimensões para valores maiores de F_t (vide tabela 5.1) Estima-se que esta redução na dimensão apresentada pelos poros deve ter relação com a variação no grau de agitação da poça, decorrente do aumento progressivo de F_t (variação simultânea na frequência de impacto das gotas e na pressão do arco sobre a poça de fusão).

5.3.2 Efeito da distância entre pulsos térmicos (Dpt)

Os dados experimentais evidenciam que a mudança no valor da *distância entre pulsos térmicos (Dpt)* influencia na microestrutura (tamanho e forma do grão, volume de microconstituintes e quantidade de poros) e na geometria apresentada pelo 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.

a) Aspecto superficial e geometria do cordão

Como a **Dpt** apresenta uma relação direta com a velocidade de soldagem (vide equação 4.3), é esperado que um acréscimo no valor da *distância entre pulsos* ocasione uma redução na quantidade de escamas na superfície do cordão (veja figura 5.18). Neste caso, o aspecto visual, proporcionado pela escamação, será prejudicado à proporção que o valor de **Dpt** seja incrementado (figura 5.19).

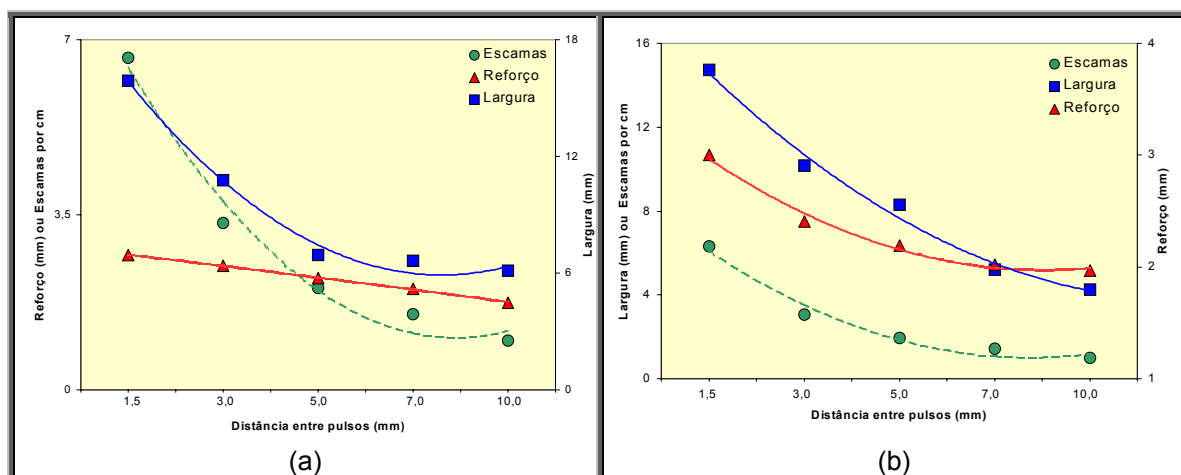


Figura 5.18 – Efeito da *distância entre pulsos* sobre a geometria e o aspecto superficial do cordão. Onde: (a) AlMg e (b) aço carbono.

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 figuras 5.18 (itens (a) e (b)) e 5.19. O perfil de penetração, por sua vez, apresenta maiores variações, entre as fases de *pulso térmico* e de *base térmica*, para valores intermediários de **Dpt** (espaçamento intermediário entre pulsos sucessivos), conforme descrito na figura 5.19.

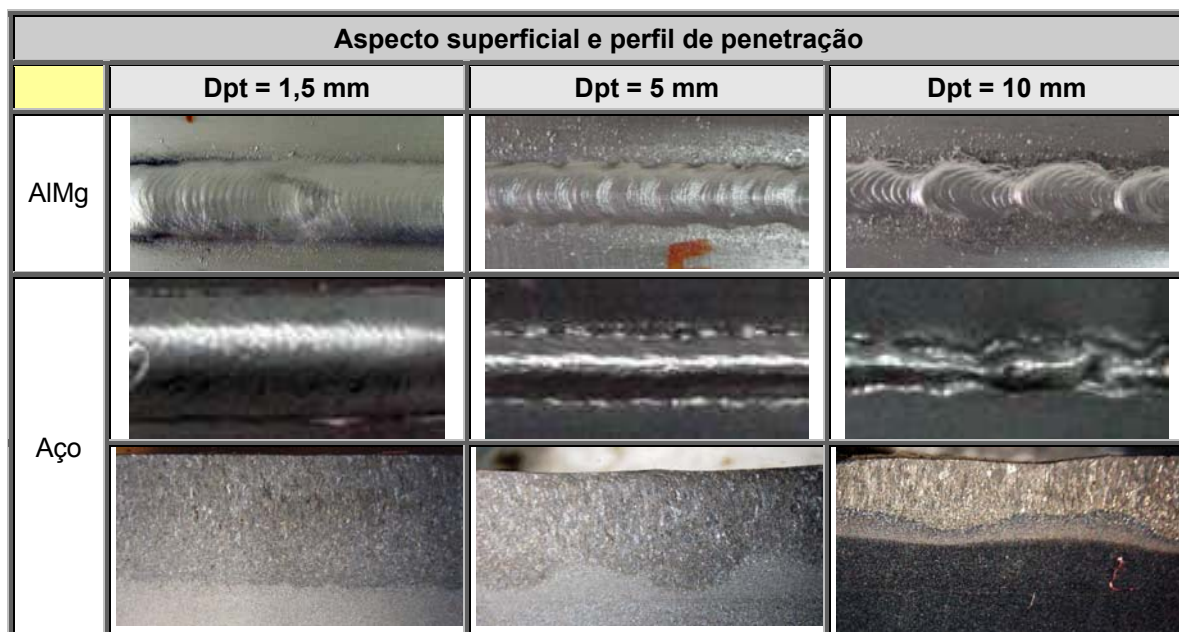


Figura 5.19 – Efeito da *distância entre pulsos* sobre o aspecto superficial e o perfil de penetração. Onde: Linha superior (aspecto do AlMg), linha intermediária (aspecto aço carbono) e linha inferior (perfil de penetração do aço carbono).

b) Microestrutura da zona fundida

Na soldagem do AlMg, 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 figura 5.20(a)).

Observa-se que, para valores baixos de **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 figuras 5.20(a) e 5.21.

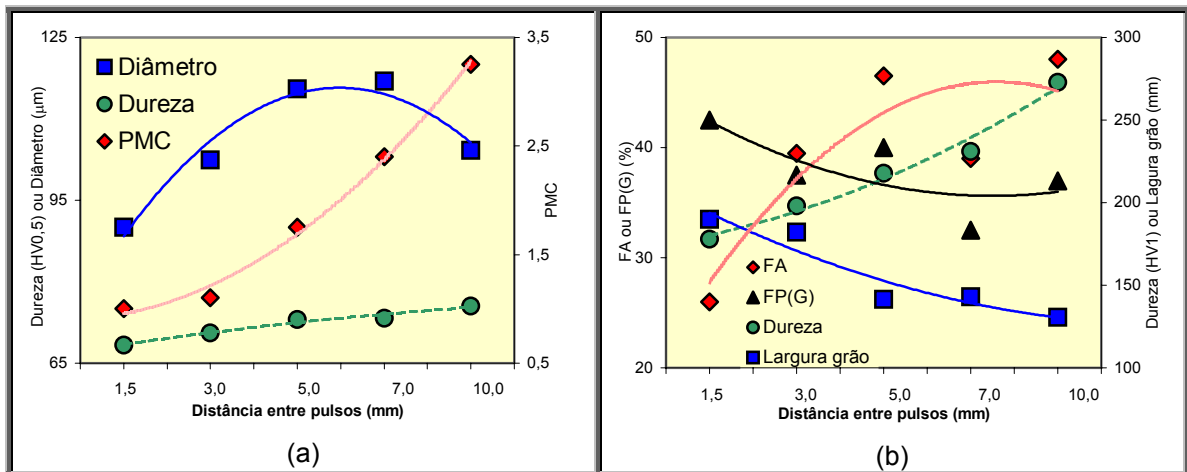


Figura 5.20 – Influência da *distância entre pulsos* sobre a microestrutura da zona fundida. Onde: (a) AlMg e (b) aço carbono.

Para valores maiores de **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, sofrendo 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 de **PMC** (parâmetro do modo de crescimento) auxilia no complemento da análise.

Para o aço carbono, uma elevação no valor de **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 de **Dpt**, os microconstituintes apresentam aspecto grosseiro e, para valores maiores, **FA** torna-se mais refinada e os veios de **FP(G)** ficam delgados (vide figuras 5.20(b) e 5.22).

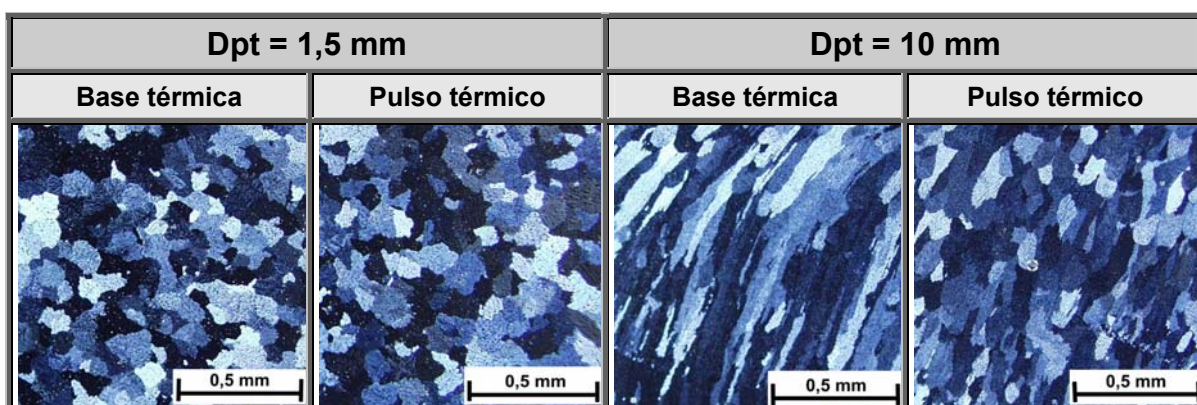


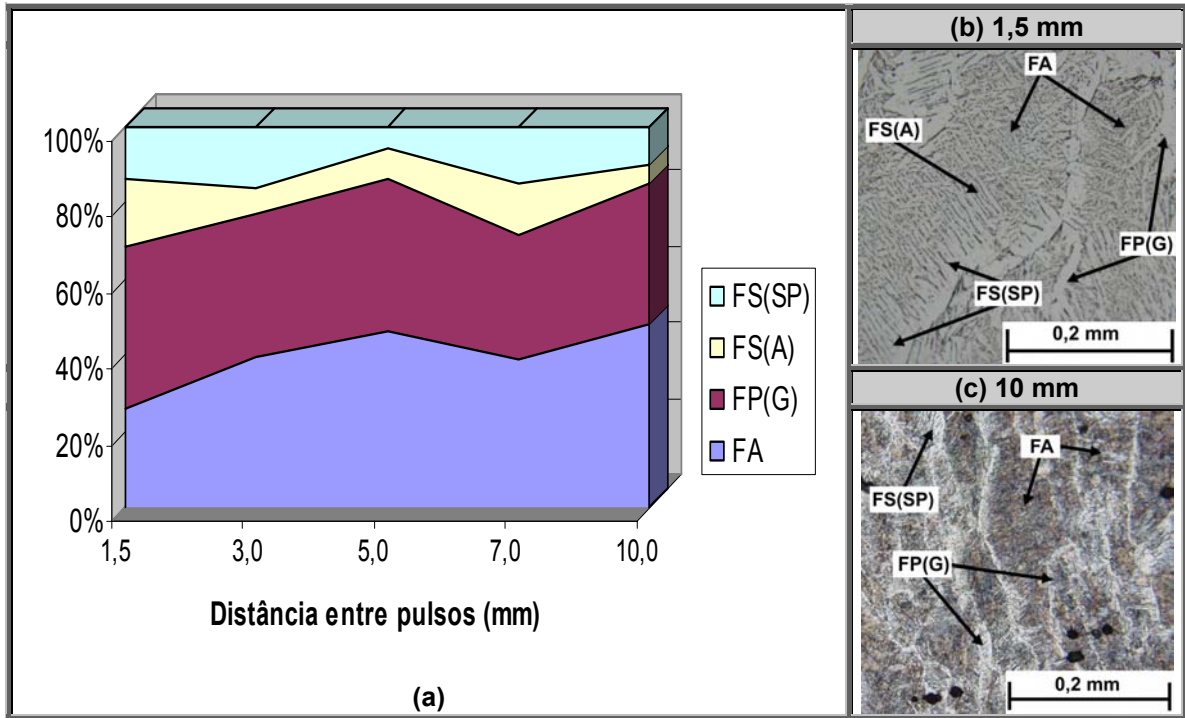
Figura 5.21 – Efeito da *distância entre pulsos* sobre a granulometria apresentada pela zona fundida (AlMg).

Na figura 5.20(b) é observado que para valores de **Dpt** 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 de **Dpt**, também, atua sobre a forma apresentada pela ferrita de placa lateral (**FS(SP)**), fazendo com que as placas tornem-se cada vez mais finas.

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 figura 5.20(b).

Uma outra característica observada, no emprego da *pulsção térmica*, é a ocorrência de um aparente refinamento na “raiz” do *pulso térmico*, para uma diferença alta entre os valores de penetração entre as fases de *pulso* e *base térmica*. O que se observa é uma redução no tamanho médio do grão primário (aumento no volume de **FP(G)**) e, ao mesmo tempo, a precipitação de ferrita primária no interior do grão austenítico, vide figura 5.23. Como este fenômeno não foi presenciado em cordões com perfis de penetração não ondulados (tendendo

para o modo *pulsado convencional*), pressupõe-se que a redução no tamanho de grão, decorrente da variação na direção de crescimento, seja um dos mecanismos responsáveis pelo surgimento de *ferrita primária* no interior do grão austenítico.



Palma et al (1984) e Rebello et al (1993) citam que a possibilidade da ocorrência de *ferrita primário* no interior do grão é reduzida e que o mecanismo de sua formação, assim como **FP(G)**, é difusional. Palma et al (1984) explicam que durante a formação do grão podem aparecer bordas de sub-grãos, formadas por discordâncias e que, nesta subestrutura, poderá haver precipitação localizada de *ferrita primária*, dependendo da composição na região (teor de boro). Estes autores complementam a informação denominando a ferrita primária no interior do grão como “*ferrita de contorno de célula*”. Portanto, neste trabalho será adotada a nomenclatura proposta por Palma et al e utilizando-se a abreviação **FP(C)**, para referenciá-la.

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

mostrado na tabela 5.2. 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.

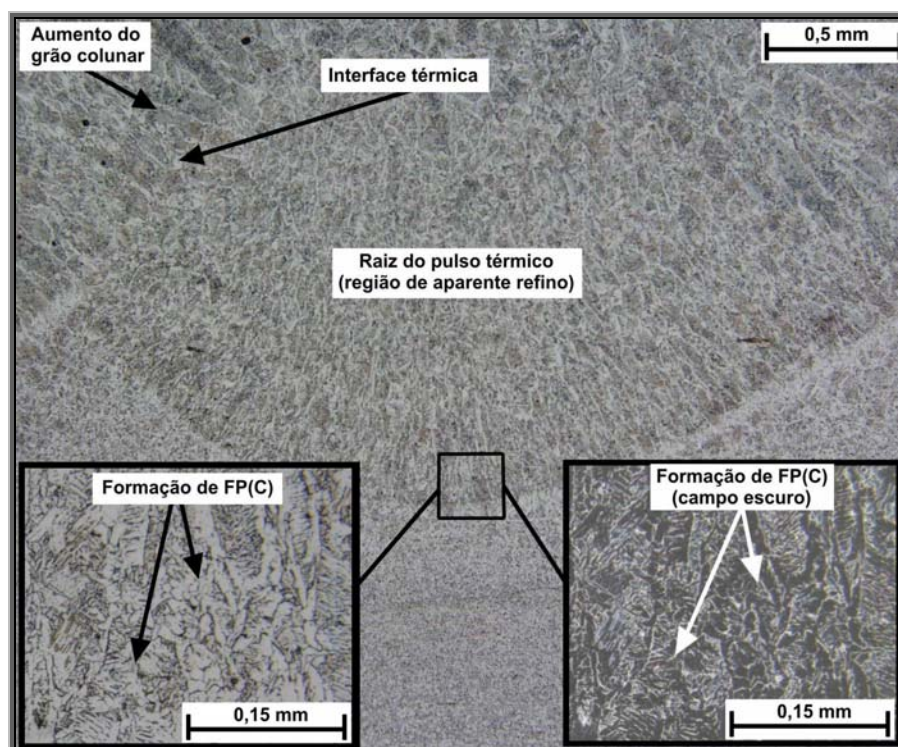


Figura 5.23 – Aparente refino na região do *pulso térmico*. Observe a precipitação de *ferrita de contorno de célula* (FP(C)), interior do grão, dando a impressão de que os grãos primários estão mais refinados. Vista longitudinal do corpo-de-prova **Dpt3**.

Tabela 5.2 – Efeito da **Dpt** sobre a presença de porosidade na **ZF**.

	Efeito da Dpt sobre a densidade de porosidade				
	Dpt = 1,5 mm	Dpt = 3 mm	Dpt = 5 mm	Dpt = 7 mm	Dpt = 10 mm
Poros/mm ²	0	0,04	0,54	1,25	2,14

5.3.3 Efeito do ciclo de trabalho térmico ou ciclo ativo térmico (C_t)

Nas devidas proporções, excetuando o número de escamas, os resultados experimentais demonstram que a mudança no valor do *ciclo ativo térmico* (C_t) apresenta, sob o metal depositado, o efeito inverso da *distância entre pulsos térmicos* (**Dpt**). 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, da quantidade de calor e metal aportados.

a) Aspecto superficial e geometria do cordão

Como o C_t não apresenta relação com a velocidade de soldagem (vide equação 4.4), é esperado que um acréscimo no valor do *ciclo ativo térmico* não altere a quantidade de escamas na superfície do cordão, vide figura 5.24. Neste caso, o aspecto visual, proporcionado pela escamação, não é afetado pela variação em C_t (figura 5.25).

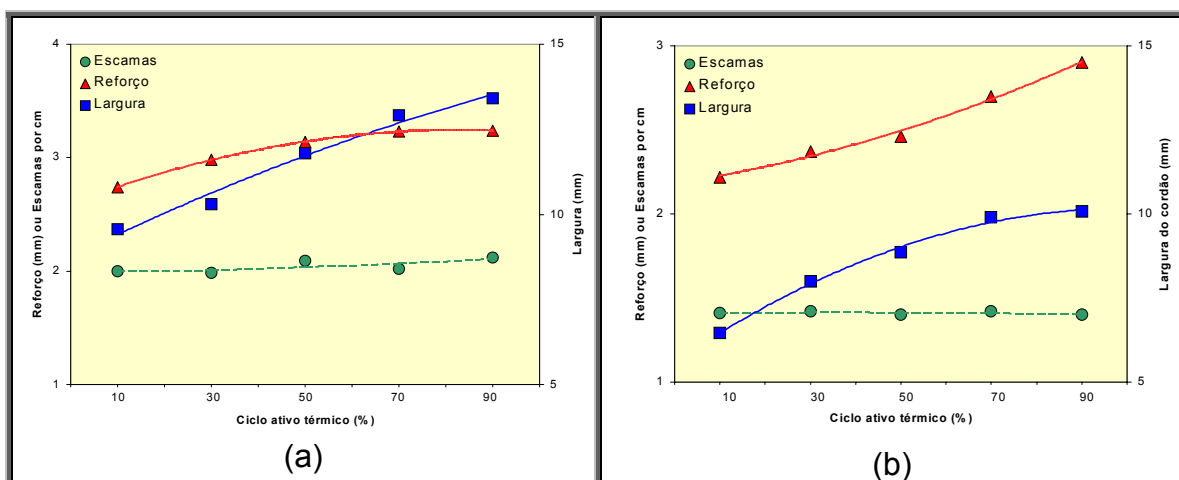


Figura 5.24 – Efeito do *ciclo ativo térmico* sobre a geometria e o aspecto superficial do cordão. Onde: (a) AlMg e (b) aço carbono.

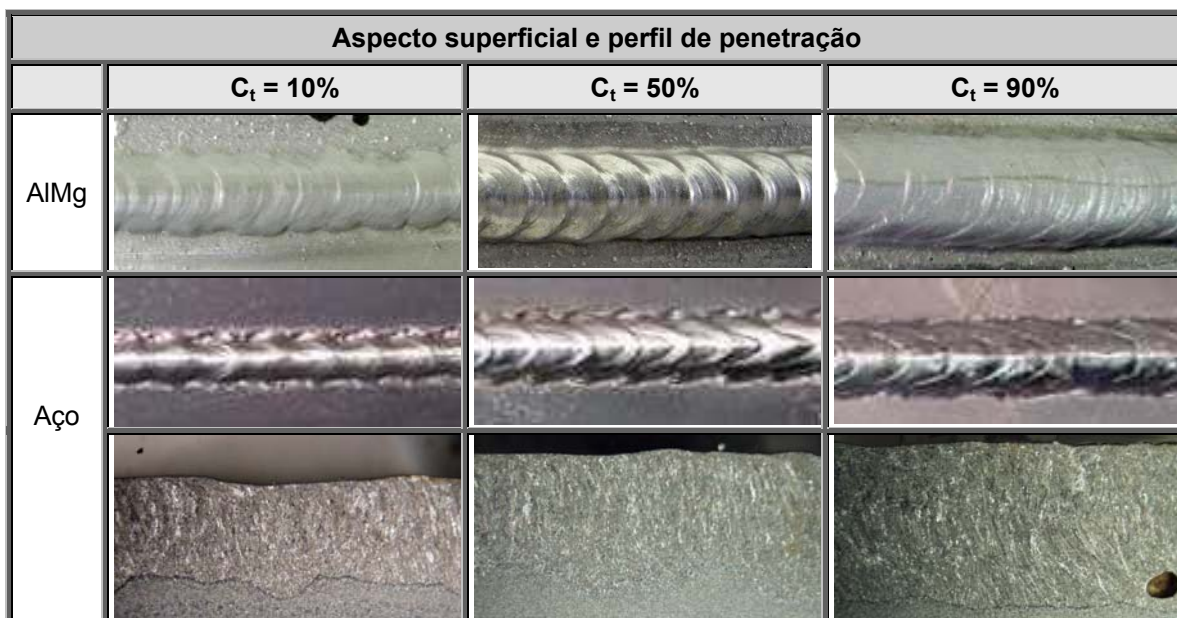


Figura 5.25 – Efeito do *ciclo ativo térmico* sobre o aspecto superficial e o perfil de penetração. Onde: Linha superior (aspecto do AlMg), linha intermediária (aspecto aço carbono) e linha inferior (perfil de penetração do aço carbono).

Quanto à geometria do cordão, independentemente do material, a elevação no valor adotado para o *ciclo ativo térmico* apresenta influência positiva sobre os

valores da largura e do reforço médio do cordão, vide figuras 5.24 (itens (a) e (b)) e 5.25. O perfil de penetração, por sua vez, apresenta maiores variações, entre as fases de *pulso térmico* e de *base térmica*, para valores intermediários de C_t , vide novamente figura 5.25.

b) Microestrutura da zona fundida

Na soldagem do AlMg, o aumento da C_t atua tanto sobre o modo de crescimento quanto sobre o tamanho médio do grão, na zona fundida. A explicação para o pequeno acréscimo no valor da dureza média está relacionada com a diminuição do diâmetro médio dos grãos, à proporção que C_t é elevado (vide figura 5.26(a)).

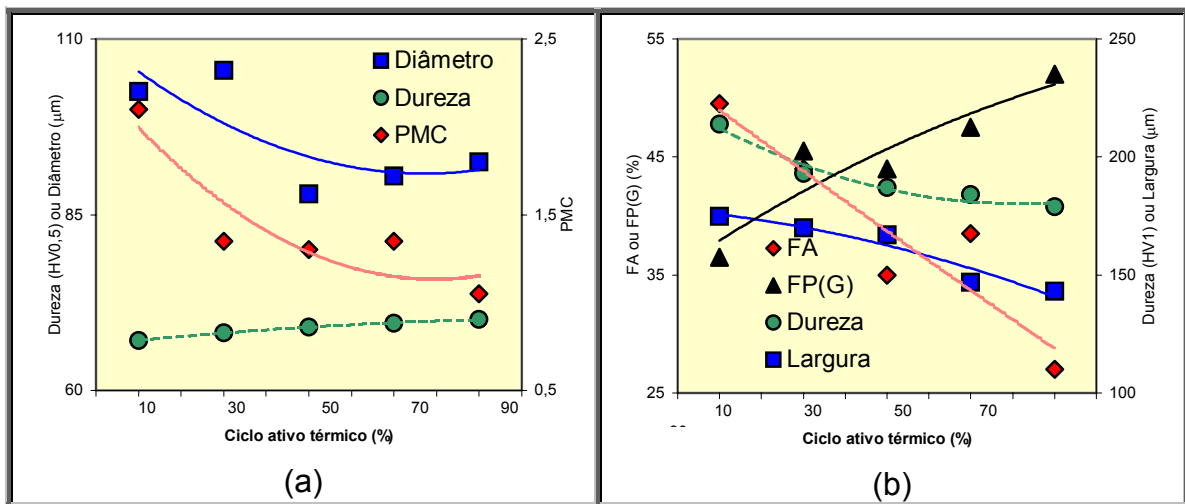


Figura 5.26 – Influência da *distância entre pulsos* sobre a microestrutura da zona fundida. Onde: (a) AlMg e (b) aço carbono.

Observa-se que, para valores baixos de C_t (menor calor aportado), o diâmetro médio apresentado pela zona fundida é maior e o modo de crescimento predominante é o colunar ($PMC \approx 2$), veja figuras 5.26(a) e 5.27.

Para valores maiores de C_t , o modo de crescimento tende para equiaxial ($PMC \rightarrow 1$) e o diâmetro médio sofre redução até $C_t = 50\%$; após este ponto o valor é estabilizado (as condições de soldagem se aproximam do modo *pulsado convencional* para $C_t \rightarrow 100\%$).

Esta variação no valor do diâmetro tem vinculação direta com a mudança no modo de crescimento e com o calor aportado, onde, à proporção que C_t é elevado, o grão cresce equiaxialmente e sua dimensão é minimizada (vide figura 5.27).

Como nos tópicos anteriores, a interpretação das respostas é facilitada pela utilização de **PMC** (parâmetro do modo de crescimento).

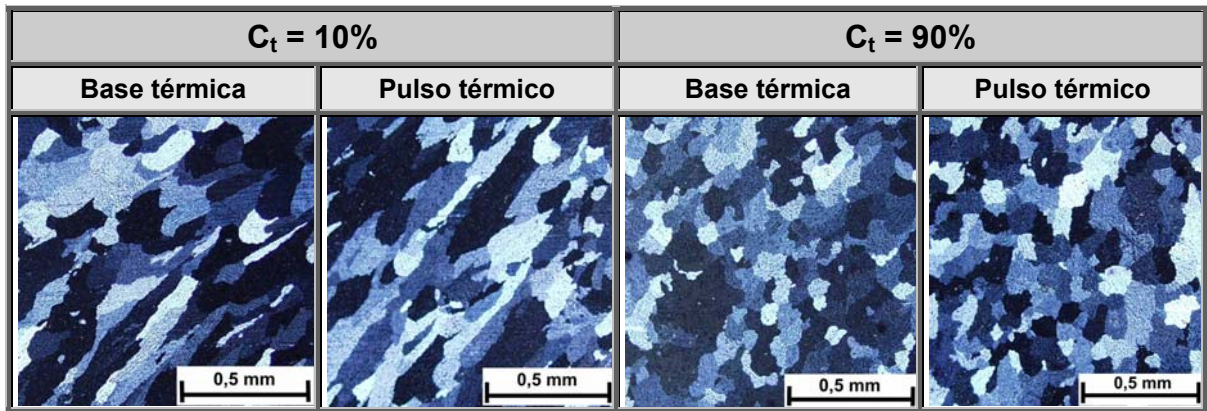


Figura 5.27 – Efeito do *ciclo ativo térmico* sobre a granulometria apresentada pela zona fundida (AlMg).

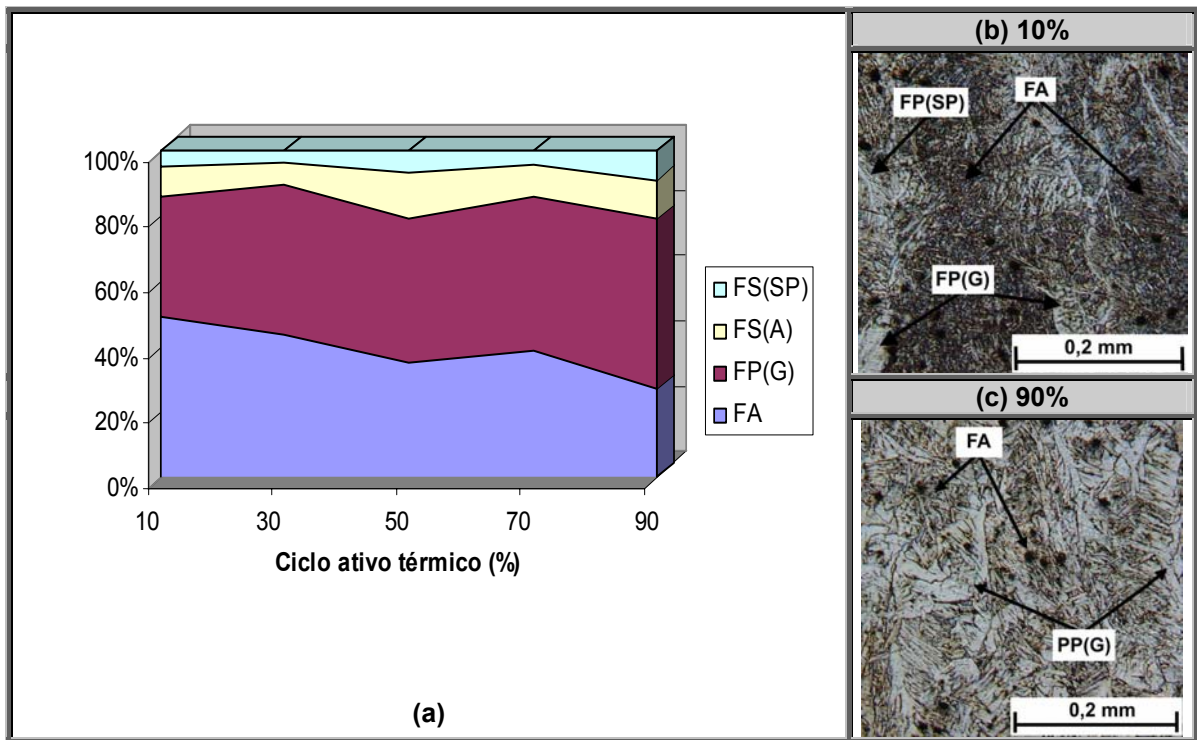


Figura 5.28 – Efeito do *ciclo ativo térmico* sobre a variação do volume de microconstituintes da zona fundida (a), representação gráfica da variação volumétrica (b) microestrutura na região colunar para $C_t = 10\%$ e (c) microestrutura na região colunar para $C_t = 90\%$.

Para o aço carbono, a ascensão do valor de C_t (acrécimo no calor aportado) acarreta uma redução no volume médio de ferrita acicular (**FA**) e uma elevação na quantidade de ferrita de contorno de grão (**FP(G)**), para toda faixa analisada (vide figuras 5.26(b) e 5.28). Em valores altos de C_t , os

microconstituintes apresentam aspecto grosseiro e, para valores menores, **FA** torna-se mais refinada e os veios de **FP(G)** ficam delgados (vide figuras 5.28).

Para o perfil de dureza, a redução observada é decorrência direta da redução na taxa de resfriamento provocada pelo aumento no calor aportado (mais tempo sob a influência de Im_{pt}), conforme a figura 5.26(b).

Por fim, o estudo realizado sobre uma possível relação entre a variação em C_t e a ocorrência de porosidade na zona fundida demonstra não haver um elo entre a porosidade observada e o valor de C_t aplicado (vide tabela 5.3).

Tabela 5.3 – Efeito do *ciclo ativo térmico* sobre a presença de porosidade na **ZF**.

	Efeito de C_t sobre a densidade de porosidade				
	$C_t = 10\%$	$C_t = 30\%$	$C_t = 50\%$	$C_t = 70\%$	$C_t = 90\%$
Poros/mm ²	0,29	0,61	0,13	0,25	0,24

5.3.4 Efeito 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.

A *corrente média total* (Im_t) expressa o valor médio de corrente imposto durante um *período térmico* e o *desnível térmico* (D_t) mostra o quanto a *pulsção térmica* se afasta do modo *pulsado convencional*.

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 atua de forma negativa sobre a fração volumétrica de **FA**. 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.

a) Aspecto superficial e geometria do cordão

Como a Im_t não apresenta relação com a velocidade de soldagem, vide equação 4.5, é esperado que um acréscimo no valor da *corrente média total* não altere a quantidade de escamas na superfície do cordão (veja figura 5.29, itens (a))

e (b)). Neste caso, o aspecto visual, proporcionado pela escamação, não é afetado pela variação em Im_t (figuras 5.30 e 5.31), mas sim, pela alteração na quantidade de metal aportado.

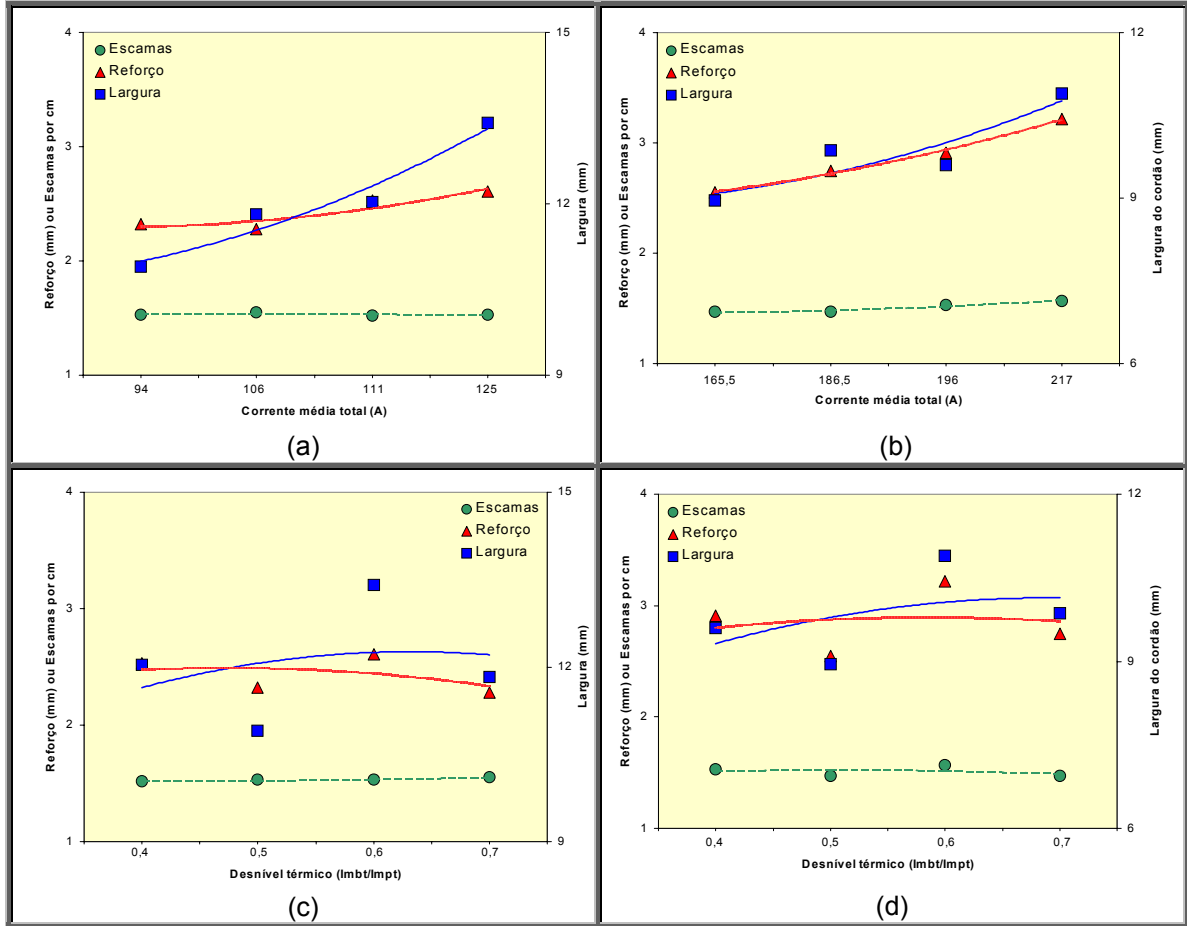


Figura 5.29 – Efeito do *corrente média total* e do *desnível térmico* sobre a geometria e o aspecto superficial. Onde: (a) e (c) AIMg e (b) e (d) aço carbono.

Como informação complementar, D_t mostra que à medida que o desnível entre Im_{bt} e a Im_{pt} diminui ($D_t \rightarrow 0$) o parâmetro geométrico mais afetado é a largura do cordão. Para valores maiores do *desnível térmico* ($D_t \rightarrow 1$) 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 figura 5.29, 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 figuras 5.29 (itens (a) e (b)), 5.30 e 5.31.

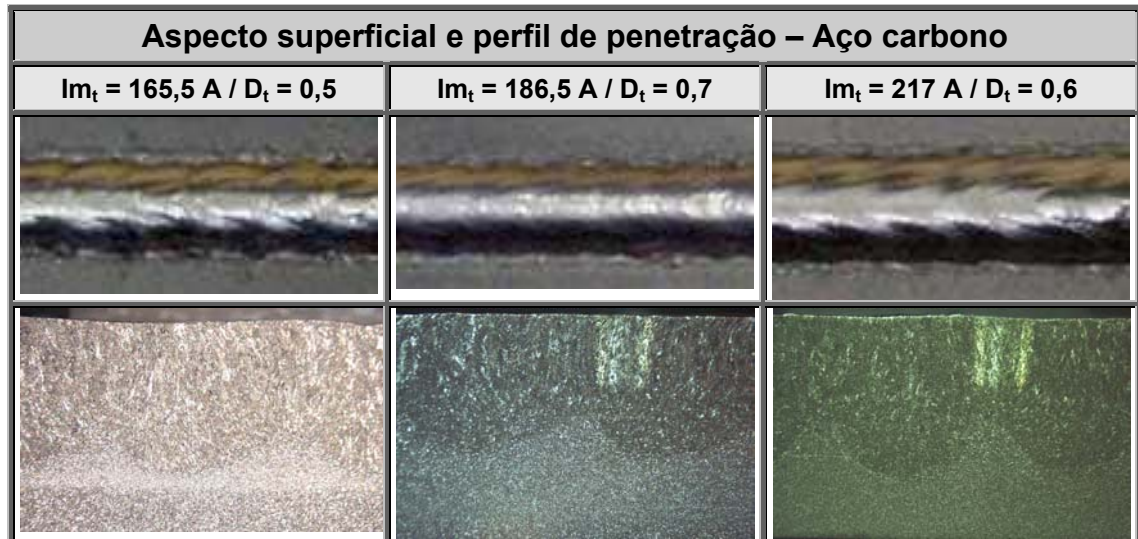


Figura 5.30 – Efeito do *ciclo ativo térmico* sobre o aspecto superficial e o perfil de penetração. Onde: Linha superior (aspecto) e linha inferior (penetração).

Como o perfil de penetração (ondulação) depende da diferença adotada entre a Im_{pt} e a Im_{bt} (e não necessariamente de 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 . A figura 5.30 apresenta as duas maneiras de expressar a variação da penetração em função de Im_t e D_t .

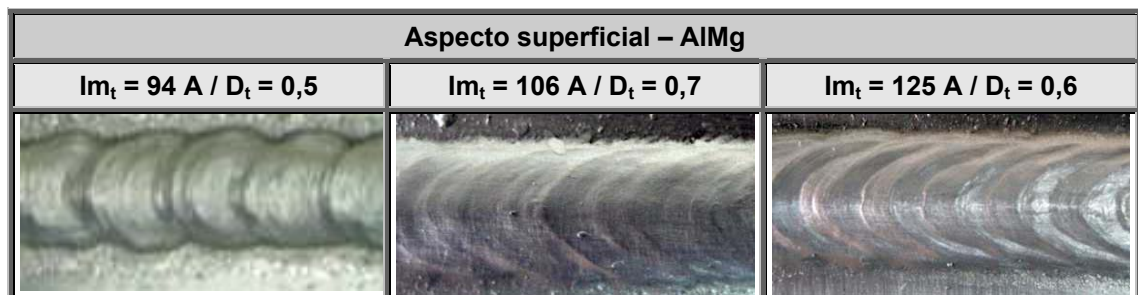


Figura 5.31 – Efeito da *corrente média total* e do *desnível térmico* sobre o aspecto superficial do cordão (AlMg).

Observe que na figura 5.30, o aumento na variação de penetração (diferença entre as penetrações no *pulso* e na *base térmica*) é mais bem representado em termos de D_t . Para Im_t a ordem não fica crescente.

b) Microestrutura da zona fundida

Na soldagem do AlMg, o aumento da Im_t apresentou mais influência no diâmetro médio dos grãos do que no modo de crescimento, apresentados na zona

fundida. Em adição, não foi verificada uma variação visível no perfil de dureza com a mudança do valor de Im_t (vide figura 5.32(a)).

Observa-se que, para valores baixos de 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 figuras 5.32(a) e 5.33). O aumento de Im_t terá maior influência apenas sobre o tamanho médio do grão, já que PMC fica estabilizado.

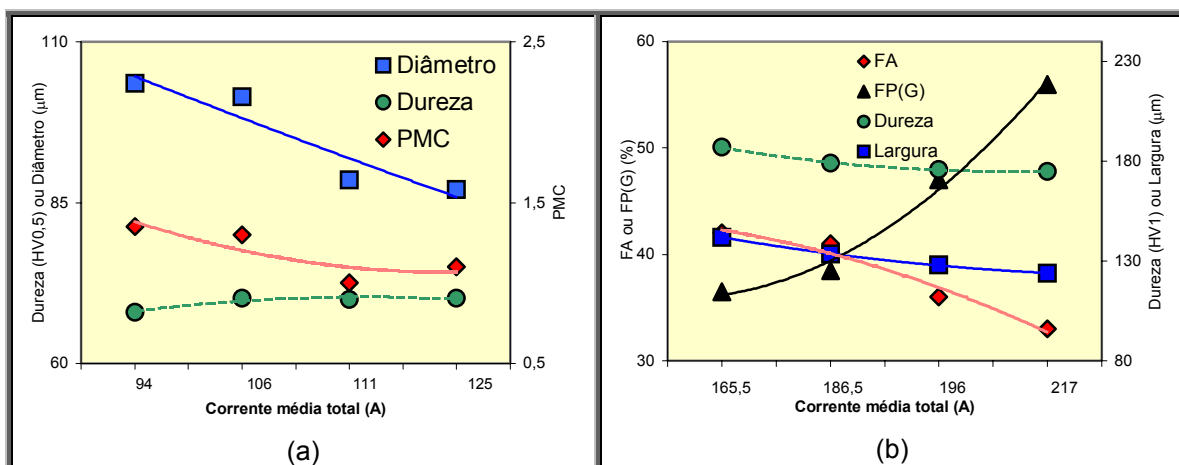


Figura 5.32 – Influência da *corrente média total* sobre a microestrutura da zona fundida. Onde: (a) AlMg e (b) aço carbono.

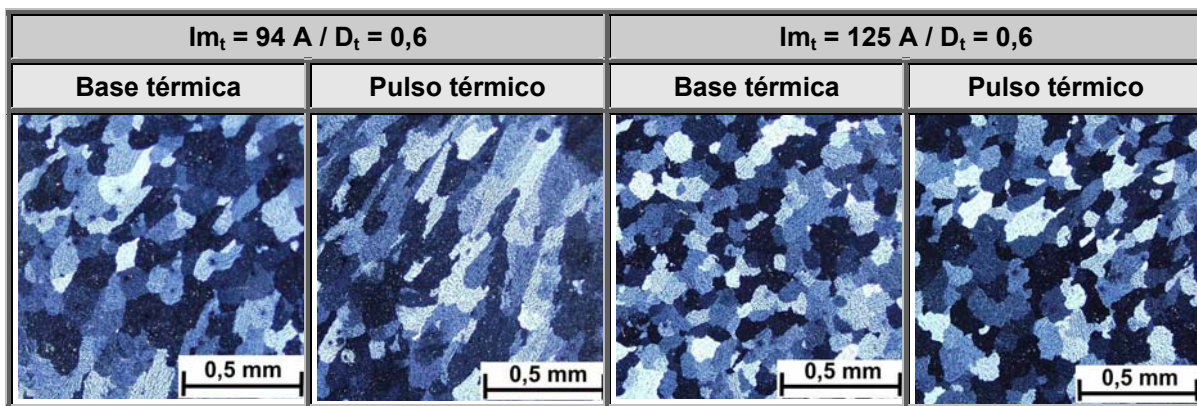


Figura 5.33 – Efeito da *corrente média total* e do *desnível térmico* sobre a granulometria apresentada pela zona fundida (AlMg).

Para o aço carbono, a ascensão do valor de Im_t (acréscimo no calor aportado) acarreta a redução nos valores da largura do grão austenítico primário e no volume médio de ferrita acicular (FA) e uma elevação significativa na quantidade de ferrita de contorno de grão (FP(G)), vide figuras 5.32(b) e 5.35(a). Em valores altos de 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 figuras 5.35).

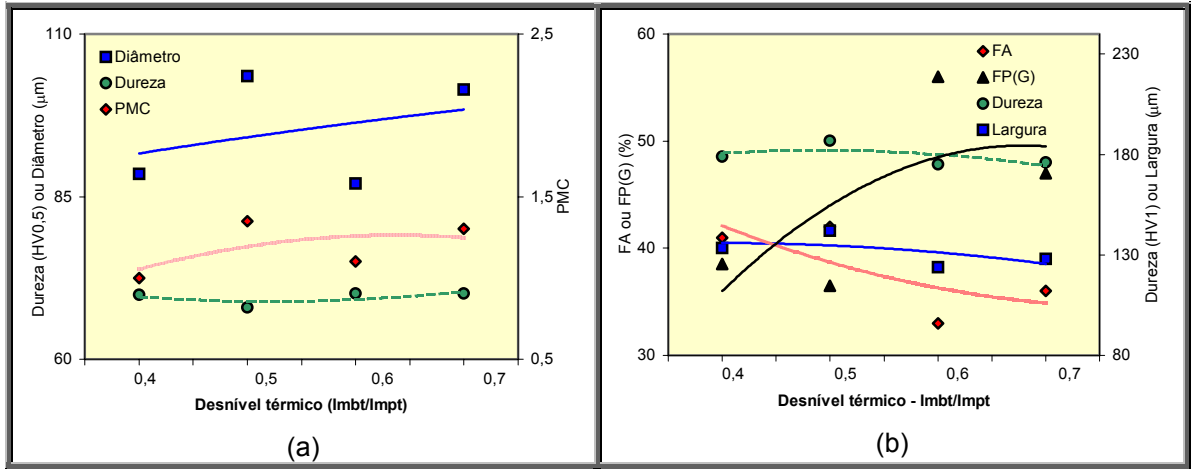


Figura 5.34 – Influência do *desnível térmico* sobre a microestrutura da zona fundida. Onde: (a) AlMg e (b) aço carbono.

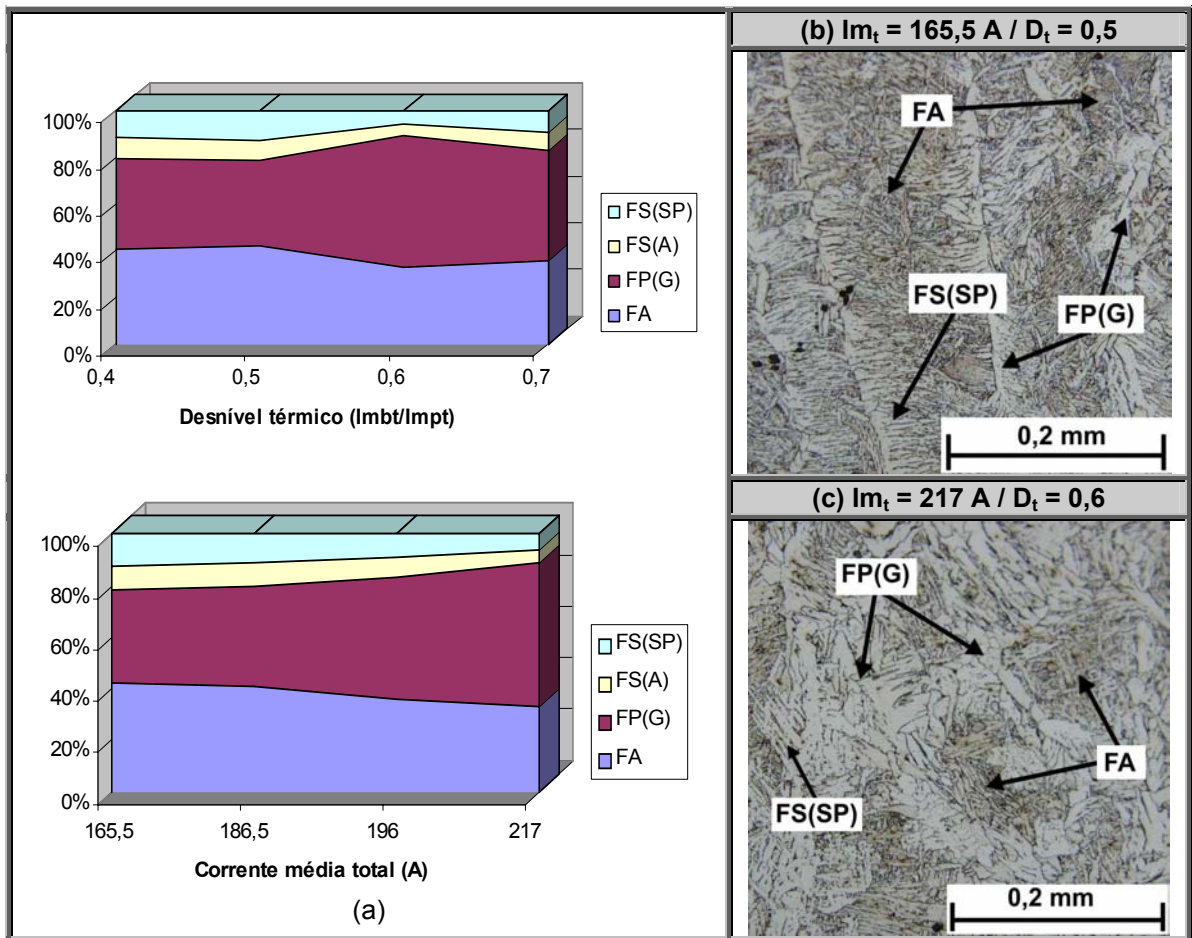


Figura 5.35 – Efeito da Im_t e do D_t sobre a variação dos microconstituintes na ZF. Onde: (a) representação gráfica da variação volumétrica, (b) microestrutura na região colunar para $Im_t = 165,5 A / D_t = 0,5$ e (c) microestrutura na região colunar para $Im_t = 217 A / D_t = 0,6$.

A relação entre o perfil de dureza da zona fundida e o incremento no valor de Im_t demonstra pouca variação. Observa-se apenas uma ligeira tendência à redução do valor da dureza quando Im_t é incrementada, vide novamente figura 5.32(b).

Para D_t , as curvas apresentadas na figura 5.34(a), 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 figuras 5.34(b) e 5.35(a), aço carbono, é notado que o aumento em D_t acarreta a redução na largura do grão austenítico e na fração volumétrica de **FA**.

Finalmente, para o estudo do efeito da variação de *corrente média total* (Im_t) ou do *desnível térmico* (D_t) sobre a quantidade de porosidade presente na seção longitudinal da **ZF**, foi observado 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* (Im) como foco é conveniente que o julgamento, da resposta apresentada, seja feito levando em consideração a avaliação conjunta das informações fornecidas tanto por Im_t quanto por D_t .

5.4 Influência da pulsção térmica sobre a subestrutura da ZF

O estudo da influência da *pulsção térmica* sobre o comportamento apresentado pela subestrutura do grão, na região da zona fundida, objetivou avaliar como esta variante poderá alterar o espaçamento do ramo celular ou dendrítico em decorrência da imposição cíclica de diferentes valores de Im .

Como citado por Palma et al (1984), Brandi et al (1992) e Svensson (1994), a variação no espaçamento dos ramos dendríticos apresenta influência sobre as propriedades mecânicas do metal de solda. Valores pequenos no espaçamento dos ramos atuam de forma favorável sobre as propriedades mecânicas e requerem menor tempo para a homogeneização dos cristais, durante tratamento térmico.

Dentro da zona fundida, o aspecto das dendritas poderá variar em função de diferenças nas velocidades de resfriamento, produto $G.R_s$, experimentadas por distintos pontos nesta região (vide equações 5.1 e 5.2). Em adição, Svensson (1994), cita que a determinação do espaçamento entre os ramos primários (equação 5.2) é dificultada pela diferença de expoentes entre G e R_s . Finalmente, para um determinado volume da zona fundida, a dependência do espaçamento dos ramos dendríticos secundários com o calor aportado pode ser expresso por meio da equação 5.3 (Svensson, 1994), conforme descrito abaixo.

$$ed_p = \frac{a_1}{\sqrt[4]{G^2 R_s}} \quad \text{Eq. 5.1}$$

$$ed_s = \frac{a_2}{(G.R_s)^n} \quad \text{Eq. 5.2}$$

$$ed_s = a_3 \sqrt{\frac{Q}{V_u}} \quad \text{Eq. 5.3}$$

Onde:

ed_p → espaçamento dos braços dendríticos primários;

ed_s → espaçamento dos braços dendríticos secundários;

a_1 , a_2 e a_3 → constantes que dependem da composição química da liga;

G → gradiente térmico;

R_s → velocidade da frente de solidificação;

Q → aporte de calor;

V_u → volume unitário do metal de solda.

No aço carbono, o estudo do efeito da *pulsção térmica* sobre o aspecto apresentado pelos ramos dendríticos (subestrutura de solidificação) é mascarado pela ocorrência da transformação de fase no estado sólido. Portanto, as observações foram focadas na liga AlMg, pela facilidade na visualização da subestrutura apresentada na zona fundida.

Os resultados experimentais demonstram que os ramos dendríticos possuem aspecto mais grosseiro no início da fase de *pulso térmico* e mais refinado

na *base térmica*, vide figura 5.36. Esta observação pode ser explicada utilizando-se as informações prestadas pela equação 5.3, ou seja, como o *pulso térmico* apresenta um valor alto de Im , o calor aportado (Q) nesta fase será maior e, portanto, é esperada a ocorrência de uma estrutura mais grosseira dos ramos dendríticos (maior espaçamento ed_s), nesta região. Para a *base térmica*, onde o valor de Im é menor, espera-se que os ramos dendríticos tenham o aspecto mais refinado. Assim, levando em consideração as informações prestadas pela equação 5.2 e pelos dados experimentais, é verificado que o produto $G.R_s$, que governa a escala da estrutura solidificada, será maior na fase de *base térmica* (maior G pela redução no calor aportado e R_s pelo aumento na velocidade relativa de soldagem).

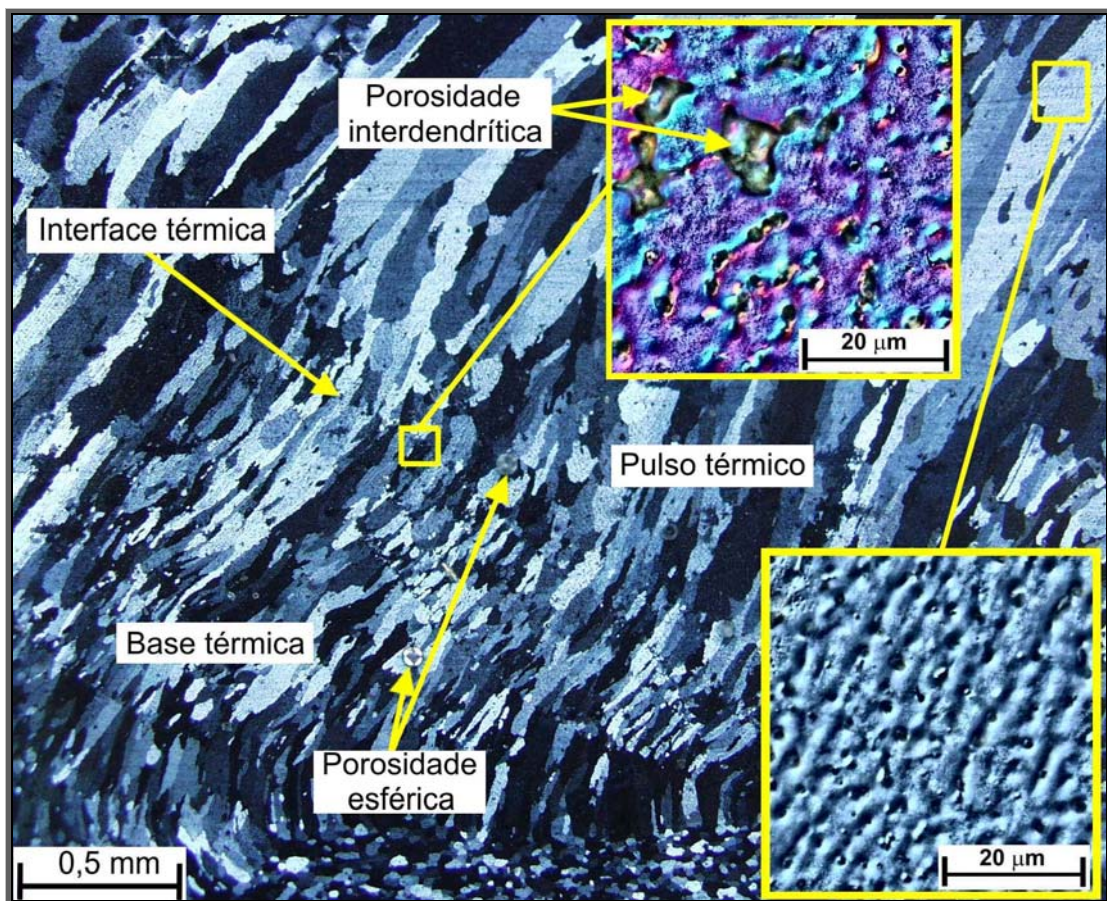


Figura 5.36 – Detalhe do efeito da *pulsção térmica (onda I)* sobre o aspecto dos ramos dendríticos e a presença de porosidade interdendrítica, entre as fases de *pulso* e *base térmica* (vista longitudinal do cordão A25, liga AlMg).

Do acima exposto, duas observações podem ser colocadas sobre a relação da *pulsção térmica* com a subestrutura de solidificação. A primeira considera a possibilidade da manipulação do valor de ed_s por meio dos parâmetros Dpt e Dt ,

em virtude do efeito direto destas variáveis sobre o calor aportado (Q). A segunda observação, por sua vez, relata o surgimento de bandas de subestrutura grosseira decorrentes da imposição cíclica de diferentes valores de I_m , durante um *período térmico* (T_t).

Estas observações experimentais, a respeito do efeito da *pulsção térmica* sobre a subestrutura de solidificação, corroboram com as observações encontradas por Becker et al (1979), no estudo do efeito do processo *TIG Térmico* sobre a estrutura de solidificação da zona fundida. Neste trabalho, os autores relatam que a redução na região grosseira pode ser conseguida com a redução no tempo de imposição da corrente no *pulso térmico*.

5.5 Formação de porosidade decorrente do processo MIG/MAG Térmico

a) Porosidade na raiz do cordão

A mudança simultânea no nível de calor aportado e na quantidade de massa transferida à poça de fusão gera uma instabilidade na forma e no volume da poça, no decorrer do T_t . Dessa forma, como a velocidade de soldagem normalmente é mantida constante durante o processo de deposição, é esperado que os valores apresentados pela frente de solidificação (R_s) e pelo gradiente térmico (G) sejam constantemente alterados no decorrer da operação.

Foi observado que durante a fase de *pulso térmico* (**pt**) a poça sofre uma expansão pelo incremento simultâneo na corrente média (I_m) e na frequência de destacamento das gotas. Em compensação, na fase de *base térmica* (**bt**) estes valores são reduzidos e o volume da poça sofre uma contração. Assim, para valores altos de *desnível térmico* (D_t), é esperado que a poça sofra variações bruscas em seu volume nas interfaces térmicas (**pt/bt** e **bt/pt**).

Nesta condição, a quantidade de massa fundida por unidade de comprimento do cordão (kg/m) apresenta valores distintos entre as referidas fases e, como consequência, na passagem de **pt** para **bt** a linha de fusão é abruptamente recuada pela redução no tamanho da poça.

Esta característica da *pulsção térmica* torna a região da raiz do cordão, exatamente na passagem **pt/bt**, um sítio preferencial ao surgimento e localização de porosidade. Presume-se que a inércia na frente de solidificação e a redução na quantidade de massa gerem uma contração (rechupe) neste ponto, acarretando um volume não preenchido por metal líquido (vide figura 5.37).

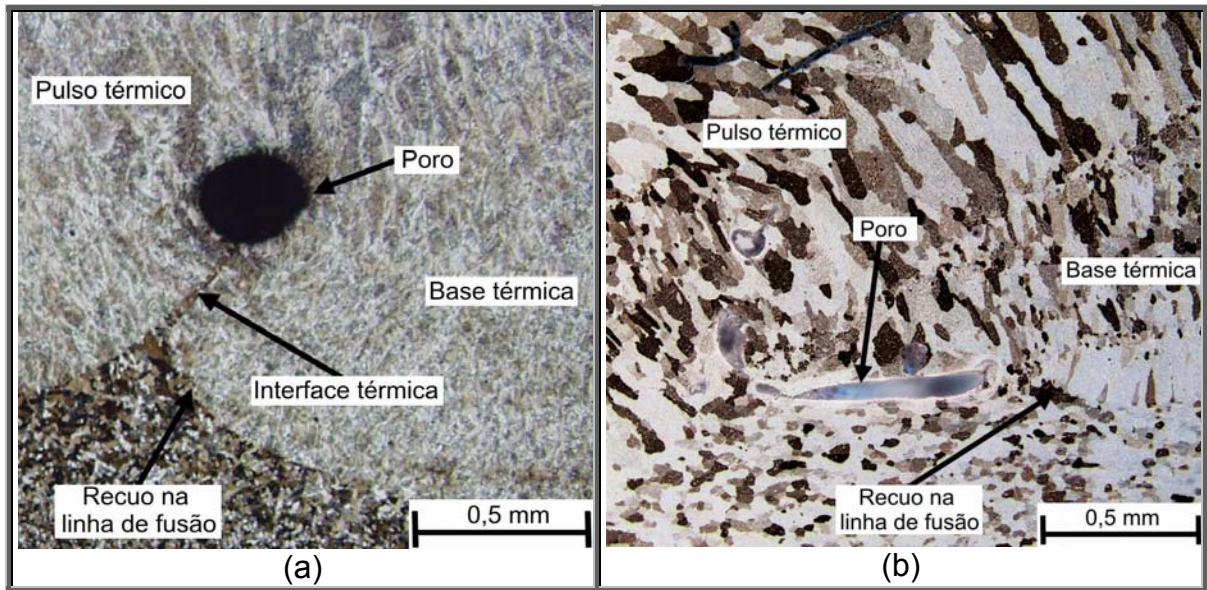


Figura 5.37 – Seção longitudinal do cordão mostrando a localização do sítio preferencial à formação de porosidade na raiz do cordão. Onde: (a) aço carbono soldado com a **onda I** e (b) liga AlMg (campo escuro) soldada com a **onda II**.

Este tipo de porosidade foi observado especialmente na soldagem de ligas ferrosas (aço carbono e aço inoxidável austenítico), utilizando tanto a forma de **onda I** quanto à **onda II**.

Para as ligas de alumínio avaliadas (AlMg e AlSi), os experimentos mostram a ausência deste tipo de porosidade quando soldando com a forma de **onda I**. Na forma de **onda II**, a ocorrência de porosidade esta associada com as condições adversas de deposição, produzida por esta forma de onda (vide figura 5.37(b)). Portanto, é esperado que o verdadeiro mecanismo de formação dependa do tipo de material e das condições de pulsação.

Barra (1998), em seu trabalho sobre o mecanismo de resistência à cavitação de revestimento inoxidável ao cobalto, menciona a ocorrência deste tipo de porosidade durante a soldagem *MIG/MAG Térmico*, utilizando arames inoxidáveis maciço e tubular. O autor cita ainda que esta porosidade estava situada logo acima da linha de fusão e o seu formato variava entre esférico e ligeiramente alongado (achatado).

Savage et al (1979) e Mendez et al (1998/1999/2000), estudando o efeito da corrente e da velocidade de soldagem, no processo *TIG*, sobre a geometria do reforço, observaram a formação de um túnel no metal líquido para valores altos de corrente (maior pressão do arco) e de velocidade de soldagem. Os autores citam que nesta condição a frente da poça de fusão passa a apresentar uma fina

camada de metal líquido e que seu posterior transporte para a parte de trás da poça será regido pelo balanço apresentado entre as forças atuantes no metal fundido (força devido à pressão do arco (F_{pa}), força hidrostática (P_h) e força de capilaridade (P_c)) determinará como o metal (vide figura 5.38(a)). Basicamente, o aumento em I e v_s produz a formação de dois canais de metal líquido, lateralmente à parede da poça, que poderão crescer e solidificar prematuramente, ocasionando o aparecimento de um túnel não preenchido por metal (poro com forma de túnel).

A consequência direta deste fenômeno é a possibilidade da formação de regiões do cordão apresentando diferentes valores no reforço (protuberância ou corcova - **Humping**) e formação aleatória de canais não preenchidos de metal na raiz do cordão (porosidade tipo túnel).

Yamamoto et al (1975), realizando um experimento sobre o efeito da soldagem *TIG* sob baixa pressão, concluíram que o início da formação da protuberância no reforço tem relação com o momento em que a poça passa a apresentar uma fina película metálica na raiz (vide figura 5.38(b)).

Savage et al (1979) observaram ainda que o aumento na frequência de pulsação da corrente (*TIG térmico*) tende a reduzir o valor da velocidade de soldagem crítica ao surgimento de defeitos no cordão.

Quanto ao formato de porosidade e sua relação com os parâmetros da variante *MIG/MAG Térmico*, foi levantado que um aumento exagerado na *distância entre pulsos térmicos* (**Dpt**), implicitamente na v_s , acima de um determinado valor crítico, propicia condições para uma alteração na forma apresentada pelo poro na raiz do cordão (interface térmica), ou seja, para valores baixos da **Dpt** o poro formado possui forma esférica, enquanto que para valores altos na distância o poro passa a apresentar forma de túnel (vide figura 5.38(c)). Neste item da figura é possível visualizar a região de formação do canal e da corcova (detalhe b) e do poro “tipo túnel” na interface **tp/bt** (detalhe a), consequência direta desta anomalia.

Para o efeito da *frequência térmica*, os experimentos realizados na faixa de 0 a 10 Hz, excetuando os pontos de concentração de tensão decorrente das escamas, não foi verificada qualquer outra relação de F_t com a formação de defeitos no cordão. Na realidade é esperado que um aumento isolado em F_t influencie beneficemente o aspecto e a microestrutura do cordão.

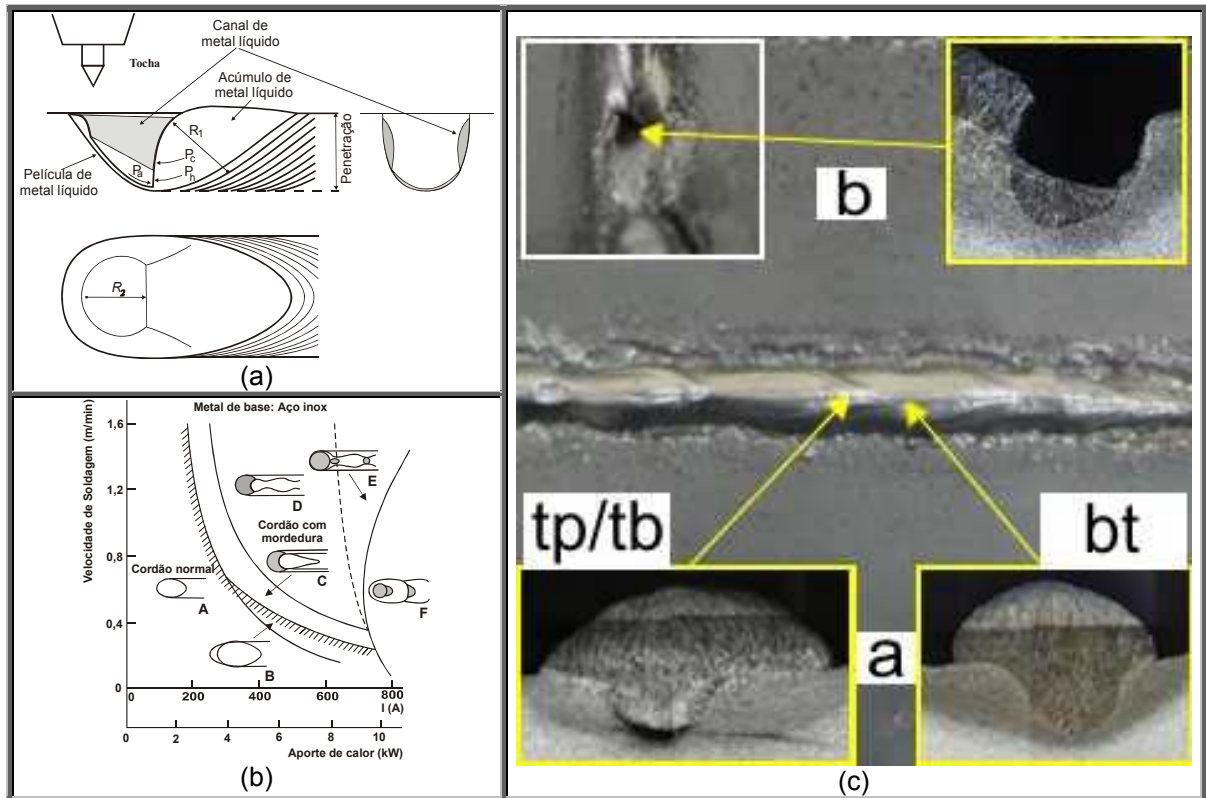


Figura 5.38 – Mecanismo de formação de porosidade tipo “túnel”. Onde: (a) representação proposta por Mendez et al (1999), (b) mapa indicando a influência da relação entre a velocidade de soldagem (v_s) e o calor aportado (Q) sobre a forma da poça (Yamamoto et al, 1975) e (c) porosidade observada na interface **pt/bt**, para um valor alto de **D_{pt}** (10 mm).

Com relação à interação da **F_t** com a **D_{pt}**, é esperada uma relação adversa desta combinação com o aspecto e a microestrutura apresentada pelo cordão, ou seja, um aumento na frequência (redução de **T_t**) exigirá uma redução brusca no valor de **D_{pt}** (redução na **v_s**) para que seja evitado o surgimento das imperfeições no cordão (porosidade e mordedura). Esta consideração é confirmada pela proposição de Savage et al (1979), como discutido anteriormente.

Em suma, é recomendável ressaltar que a extrapolação das vantagens apresentadas pelo processo *TIG Térmico* para o processo *MIG/MAG Térmico* deverá ser embasada numa análise criteriosa das conseqüências negativas sobre o metal aportado, uma vez que neste último existirá ainda o efeito adicional da variação na transferência de massa.

b) Banda de porosidade na interface da base com o pulso térmico

Na interface de pulsação **bt/pt**, precisamente na região com estrutura dendrítica grosseira, foi observado a presença de bandas de porosidade, com

formas interdendrítica e esférica, compondo uma linha no contorno da interface (vide figura 5.39 e o detalhe superior da figura 5.36).

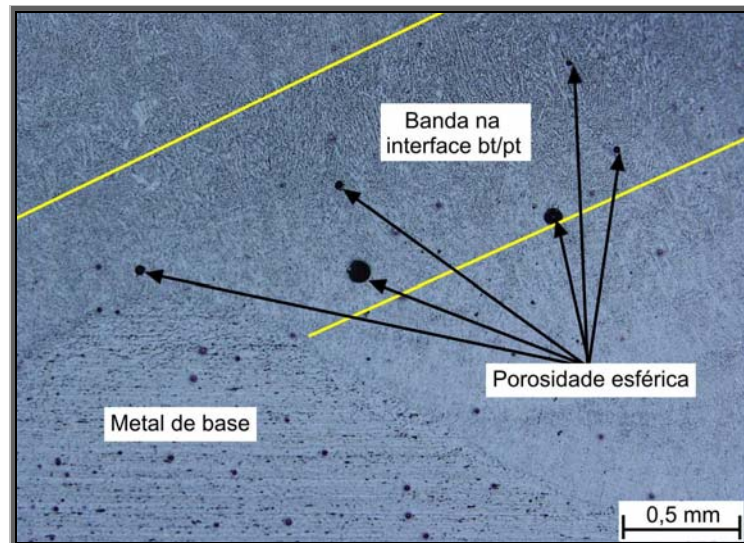


Figura 5.39 – Banda de porosidade esférica localizada na interface térmica (corpo-de-prova Dpt5; liga AlMg).

Dvletian et al (1983) citam que a porosidade na zona fundida poderá ser formada do metal líquido (*porosidade primária*) ou precipitada do metal já solidificado (*porosidade secundária* – reativação da difusão do **H**, pelo reaquecimento). Ao mesmo tempo, a porosidade primária poderá ser ainda subdividida em porosidade interdendrítica (controlada pela forma de crescimento da subestrutura) e esférica (controlada pela tensão superficial).

Considerando as informações, acima citadas, é esperado que a ocorrência de porosidade na região da interface de pulsação **bt/pt** tenha relação com a velocidade de resfriamento (relação **G.R_s**) e com o reaquecimento produzido pela *pulsção térmica*. Assim sendo, como discutido no item 5.4, o menor espaçamento entre os ramos dendríticos (**ed_s**) na região do início da *base térmica* (redução em **Q** e aumento em **G**) minimizará a possibilidade da formação de porosidade primária. Em contrapartida, na região **bt/pt** a ocorrência de bandas de porosidade será favorecida pelo aspecto grosseiro da subestrutura (*porosidade primária* decorrente do maior **ed_s**) e/ou pelo reaquecimento do metal já solidificado, em consequência da imposição de um novo *pulso térmico* (*porosidade secundária*).

Silva (2003), avaliando os efeitos da técnica de *pulsção térmica* na soldagem *MIG* do alumínio, cita não haver diferença significativa na formação de

porosidade desta variante em relação ao modo *pulsado convencional* e que a probabilidade da ocorrência deste tipo de defeito é minimizada pela redução no quociente da Im_t com v_s (consideração equivalente à proposta por Wood et al (1983), na soldagem *TIG* e *MIG* do alumínio). Neste mesmo trabalho, a análise macrográfica do depósito também mostrou a localização de porosidade esférica na interface de pulsação, mas como o estudo realizado contemplou apenas a análise macrográfica do depósito, a autora (Silva, 2003) não identificou a ocorrência de porosidade interdendrítica.

5.6 Avaliação conjunta dos parâmetros envolvidos na pulsação térmica

Este tópico do trabalho é dedicado à análise conjunta dos possíveis efeitos dos parâmetros de soldagem (*misturando tudo*), decorrentes do processo *MIG/MAG Térmico*, sobre a microestrutura da zona fundida e sobre o aspecto e a geometria do cordão de solda. Para tanto, o *projeto fatorial completo 2^k* foi implementado como um guia na análise estatística para avaliação, validação e futura otimização das respostas experimentais, utilizando-se a forma de **onda I**. O diagnóstico estatístico da forma de **onda II** foi descartado em virtude das instabilidades (desvantagens) observadas no item 5.2.

Como descrito detalhadamente no capítulo anterior, os parâmetros (fatores) selecionados para a avaliação estatística da *pulsação térmica* foram a *distância entre pulsos térmicos* (D_{pt}), a *corrente média no pulso térmico* (Im_{pt}), a *corrente média na base térmica* (Im_{bt}), o *tempo de pulso térmico* (t_{pt}) e o *tempo de base térmica* (t_{bt}).

Como hipótese nula (H_0) foi considerado que a *pulsação térmica* apresenta influência sobre a resposta analisada.

Como hipótese alternativa (H_1) foi considerada que a *pulsação térmica* não apresenta influência significativa sobre a resposta analisada.

Como nível de significância adotou-se $\alpha = 0,05$, o que corresponde a uma probabilidade de 5% em estar cometendo o *erro do tipo 1* (concluir que um fator apresenta influência na resposta, quando na verdade isso não ocorre).

As respostas foram consideradas como significantes até as interações entre três fatores (3ª ordem).

Todos os valores implementados na utilizados na matriz fatorial, tanto para o aço carbono quanto para o AlMg, são apresentados no anexo I.

a) Efeito sobre o aspecto superficial

Os dados de entrada na matriz fatorial foram levantados subjetivamente a partir da aplicação de um formulário. Para tal, foi solicitado, aos avaliadores, que a nota para cada depósito analisado levasse em consideração a incidência de defeitos (mordedura e salpico), a geometria do reforço e o aspecto apresentado pela escamação.

As notas foram delimitadas na faixa de 0 (péssimo) a 10 (excelente) pontos e um total de dez avaliadores foram selecionadas a partir dos seguintes critérios:

- Três soldadores com formação técnica e familiarizados com o processo *MIG/MAG Térmico* (avaliação prática);
- Cinco alunos de Pós-Graduação, em níveis de Mestrado e Doutorado, na área de soldagem (avaliação teórica);
- Duas mulheres sem nenhum tipo de formação na área de interesse (sensibilidade feminina).

Ao final as notas para cada cordão foram somadas e os respectivos valores médios inseridos com dado de entrada na matriz fatorial.

Para o AlMg, a resposta da análise estatística detectou que os efeitos principais (fatores) influentes foram a **Im_{pt}** (implicitamente a **v_{a-pt}**) e a **Dpt** (implicitamente **v_s**) e, para as interações, é notado que **Dpt x t_{pt}** e **Dpt x Im_{pt} x t_{pt}** demonstraram influência significativa e tendem a anular o efeito negativo da **Dpt** sobre o aspecto dos cordões (vide tabela 5.4).

Para o aço carbono, a análise fatorial detectou que os efeitos principais influentes foram a **Im_{pt}**, a **Dpt** e o **t_{bt}** e, para as interações, apenas **Dpt x Im_{pt}** e **Dpt x t_{pt}** demonstraram influência significativa e tendem a anular os efeitos negativos gerados por **Im_{pt}** e **Dpt** sobre o aspecto superficial dos cordões (vide tabela 5.5).

De uma maneira geral, o aumento isolado no valor de **Dpt** apresentará influência negativa sobre o aspecto do cordão. Este efeito, por sua vez, poderá ser contrabalançado pela elevação conjunta de **Dpt** com **Im_{pt}** e/ou **t_{pt}** (vide figura 5.40).

As figuras 5.41 e 5.42 apresentam a magnitude e a significância produzidas pela mudança de nível dos fatores e suas interações (do baixo (-) para o alto (+)).

Na figura 5.43 é notado que, durante a mudança de nível, apenas a interação entre a **Dpt** e **t_{pt}** é influente para o AIMg. Para o aço, além da interação **Dpt x t_{pt}**, a interação entre **Dpt x Im_{pt}** também afeta o aspecto do cordão.

Tabela 5.4 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre o aspecto superficial do cordão (liga AIMg).

Efeito da pulsção térmica sobre o aspecto superficial – AIMg				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	Im_{pt}	0,004	1,33	↑
2 ^o	Dpt	0,007	-1,20	↓
3 ^o	Dpt x Im_{pt} x t_{pt}	0,012	1,07	↑
4 ^o	Dpt x t_{pt}	0,014	1,02	↑

Onde:
P → valor que determina quais os efeitos no modelo são estatisticamente significantes, ou seja, se $P \leq \alpha$ há influência do fator (o valor de **P** é estabelecido através do teste **F**);
 ↑ → a mudança de nível (- para +) aumenta o valor da resposta;
 ↓ → a mudança de nível (- para +) reduz o valor da resposta.

Tabela 5.5 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre o aspecto superficial do cordão. Aço carbono.

Efeito da pulsção térmica sobre o aspecto superficial – Aço carbono				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	Im_{pt}	0,000	-1,09	↓
2 ^o	Dpt x Im_{pt}	0,002	0,72	↑
3 ^o	Dpt	0,003	-0,66	↓
4 ^o	Dpt x t_{pt}	0,003	0,65	↑
5 ^o	t_{bt}	0,004	0,60	↑

O fato da *corrente média no pulso térmico* (**Im_{pt}**) apresentar influência antagônica sobre o aspecto do cordão produzido no aço carbono, em relação ao AIMg, deve ter relação com a diferença nas propriedades termofísicas das referidas ligas (diferença na molhabilidade). Além disso, para o aço, é notado que o efeito de **Im_{pt}** também poderá ser controlado por **t_{bt}**.

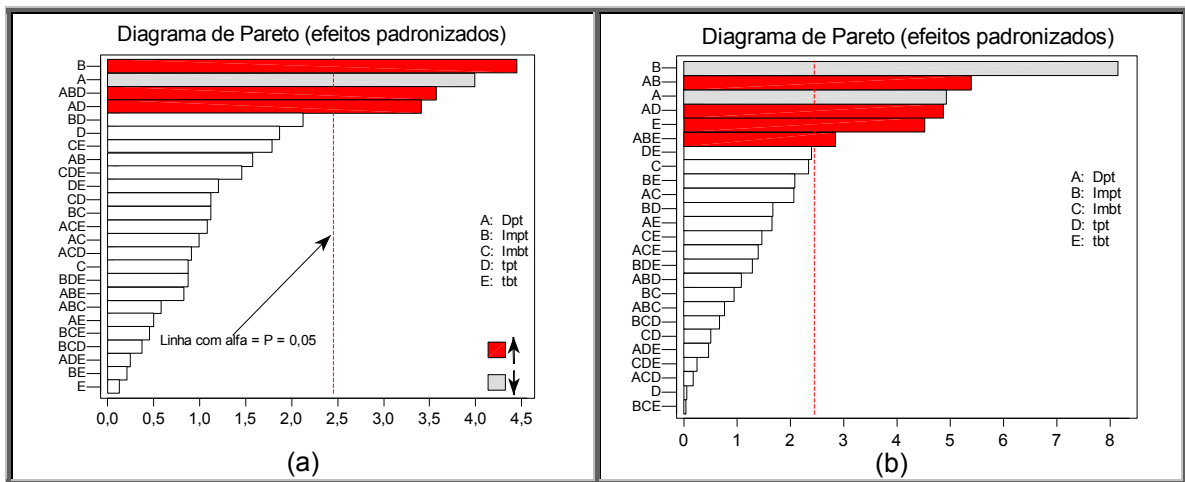


Figura 5.40 – Diagrama de Pareto mostrando os parâmetros influentes sobre o aspecto do cordão. Onde: (a) liga AIMg e (b) aço carbono.

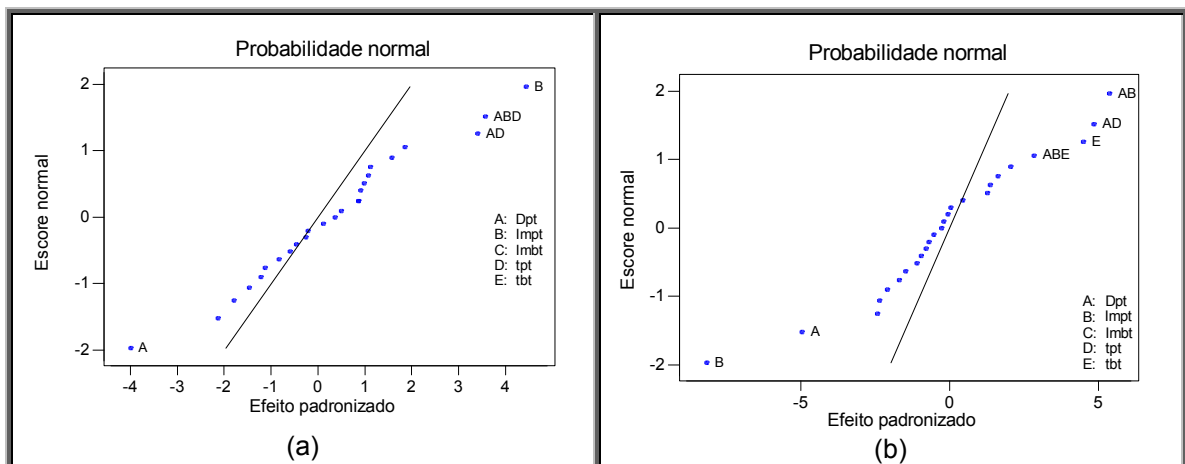


Figura 5.41 – Gráfico dos efeitos normalizados comparando a relativa magnitude e a significância dos efeitos principais e suas interações sobre o aspecto superficial. Onde: (a) liga AIMg e (b) aço carbono.

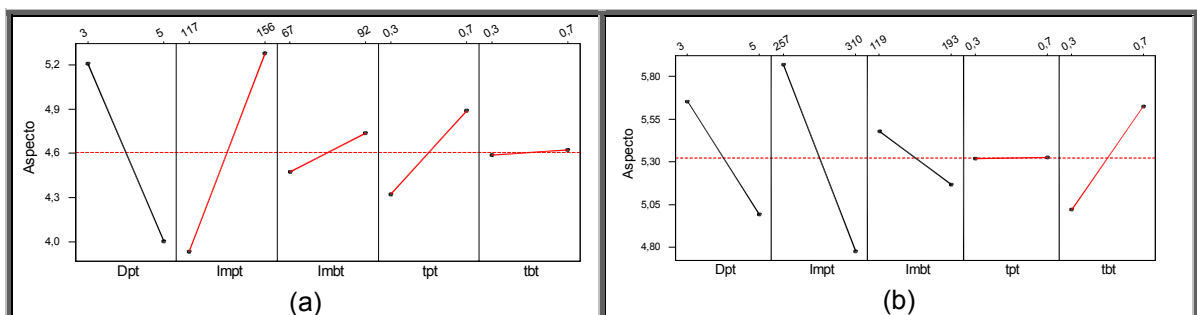


Figura 5.42 – Evolução apresentada pelo aspecto superficial durante a mudança de nível dos fatores. Onde: (a) AIMg e (b) aço carbono.

A figura 5.44 apresenta a melhor e a pior condição em termos de aspecto superficial e a diferença é provocada pelo aumento em **Im_{pt}**. Observa-se, para o

alumínio, que a pior condição foi obtida para Im_{pt} (-) e a melhor para Im_{pt} (+), ao contrário, no aço a condição é inversa.

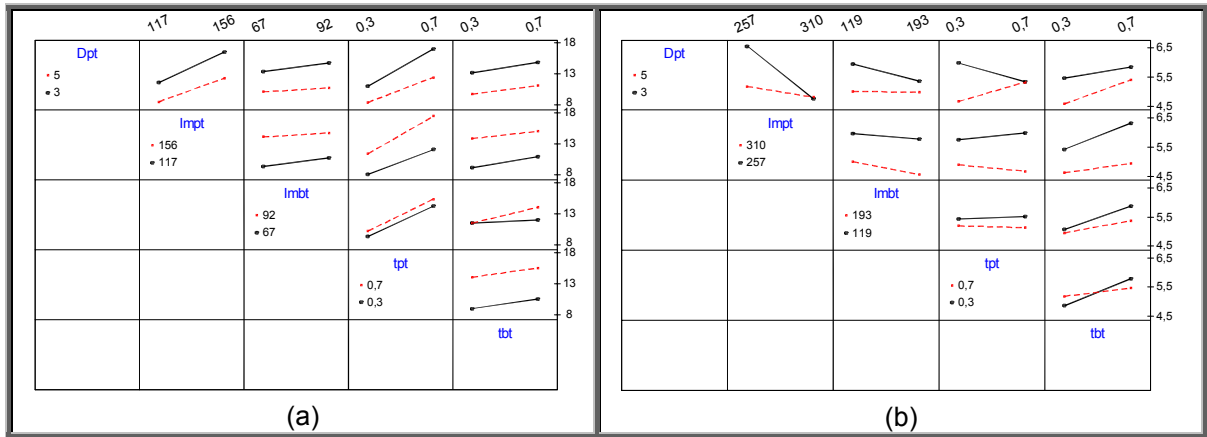


Figura 5.43 – Evolução das interações de 2ª ordem em relação ao aspecto superficial do cordão, durante a mudança de nível dos fatores. Onde: (a) AlMg e (b) aço carbono.

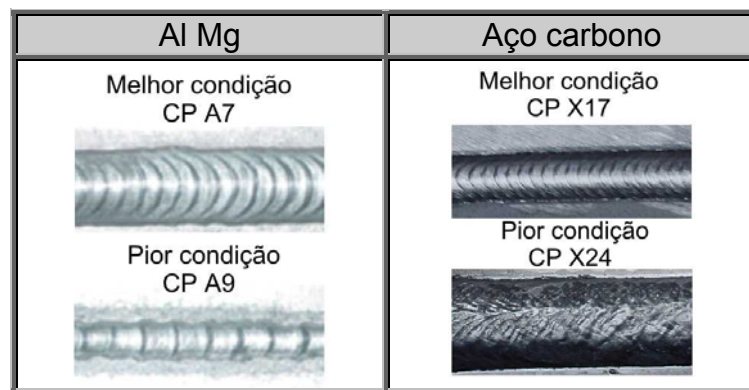


Figura 5.44 – Aspecto apresentado pelos cordões na condição melhor e pior.

b) Efeito sobre a largura média do cordão

Para a liga AlMg, os valores apresentados na tabela 5.6 apontam que apenas os efeitos principais influenciam no valor da largura média do cordão.

A elevação isolada do valor de t_{pt} , Im_{pt} ou t_{bt} tende a aumentar a largura média do cordão. O único fator que mostrou influência negativa sobre este parâmetro geométrico foi a **Dpt** (influência de v_s sobre a quantidade de massa depositada por unidade de comprimento).

Para o aço, há um aumento no número de fatores que influenciam a largura média do cordão. Além disso, ocorre a influência da interação **Dpt x t_{bt}** , que tende a minimizar o efeito causado pela variação isolada de **Dpt** (vide tabela 5.7).

Tabela 5.6 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre a largura média do cordão (liga AlMg).

Efeito da pulsção térmica sobre a largura média – AlMg				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	t_{pt}	0,000	5,01 mm	↑
2 ^o	Im_{pt}	0,000	4,37 mm	↑
3 ^o	D_{pt}	0,000	-3,63 mm	↓
4 ^o	t_{bt}	0,016	1,49 mm	↑

Onde:
P → valor que determina quais os efeitos no modelo são estatisticamente significantes, ou seja, se $P \leq \alpha$ há influência do fator (o valor de **P** é estabelecido através do teste **F**);
 ↑ → a mudança de nível (- para +) aumenta o valor da resposta;
 ↓ → a mudança de nível (- para +) reduz o valor da resposta.

Tabela 5.7 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre a largura média do cordão. Aço carbono.

Efeito da pulsção térmica sobre a largura média – Aço carbono				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	t_{pt}	0,000	4,92 mm	↑
2 ^o	D_{pt}	0,000	-4,35 mm	↓
3 ^o	t_{bt}	0,000	2,16 mm	↑
4 ^o	Im_{bt}	0,000	1,67 mm	↑
5 ^o	Im_{pt}	0,000	1,23 mm	↑
6 ^o	$D_{pt} \times t_{pt}$	0,000	1,08 mm	↑

A figura 5.45 descreve os fatores e as interações que atuam de forma significativa sobre a largura do cordão. Nesta figura, os diagramas de Pareto determinam que, independentemente do material, o fator com maior influência isolada é o *tempo de pulso térmico* (t_{pt}) e que apenas o efeito da *distância entre pulsos* (D_{pt}) apresenta influência negativa sobre a resposta.

A figura 5.46, por sua vez, apresenta a magnitude dos efeitos (o quanto o valor numérico da resposta é alterado) e a figura 5.47 exhibe a evolução dos fatores, durante a mudança do nível baixo (-) para o nível alto (+). Nesta última figura é visível que os efeitos principais que mais se destacam são o *tempo de pulso térmico* (incrementando a resposta) e a *distância entre pulsos* (atuando negativamente sobre a resposta).

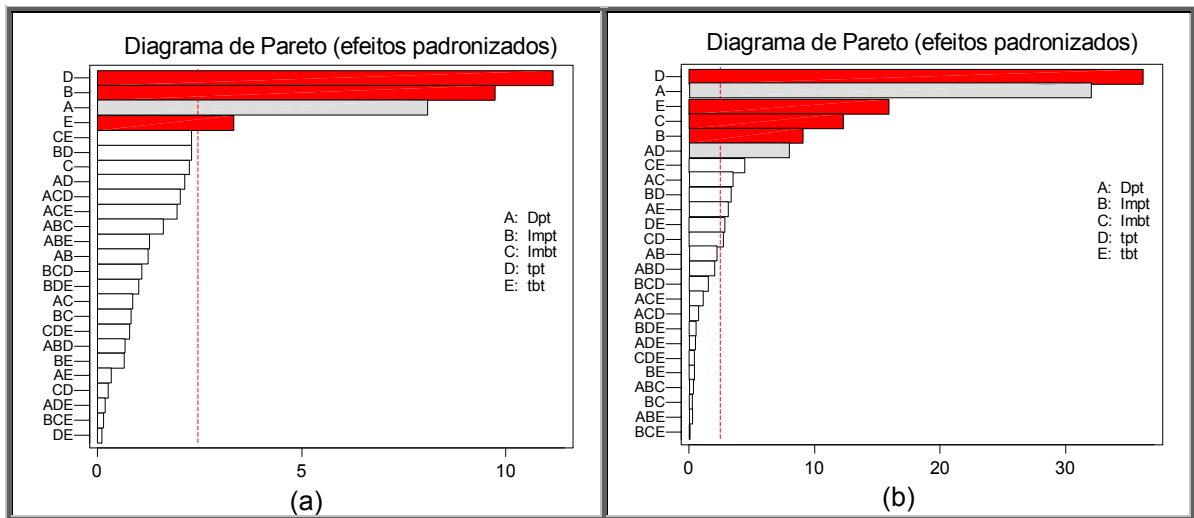


Figura 5.45 – Diagrama de Pareto mostrando os parâmetros influentes sobre a largura média do cordão. Onde: (a) liga AIMg e (b) aço carbono.

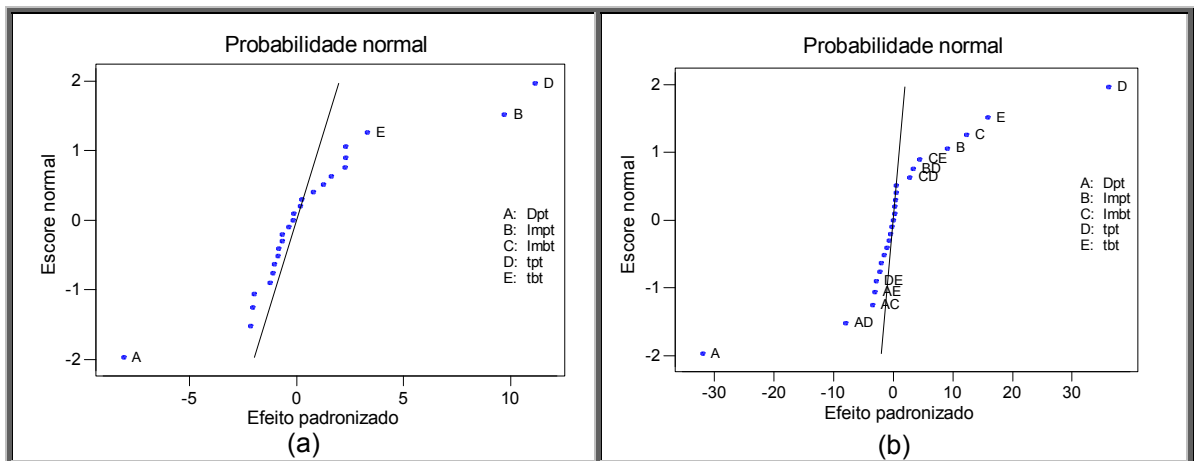


Figura 5.46 – Gráfico dos efeitos normalizados comparando a relativa magnitude e a significância dos efeitos principais e suas interações sobre a largura média do cordão. Onde: (a) liga AIMg e (b) aço carbono.

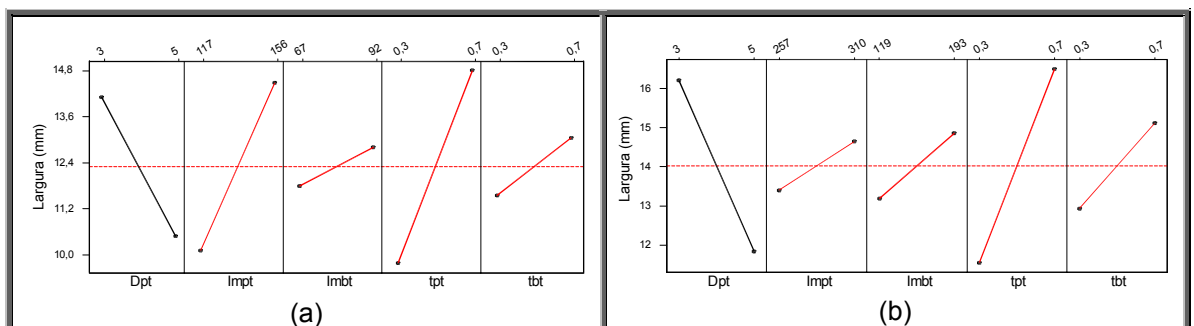


Figura 5.47 – Evolução apresentada pela largura média do cordão durante a mudança de nível dos fatores. Onde: (a) AIMg e (b) aço carbono.

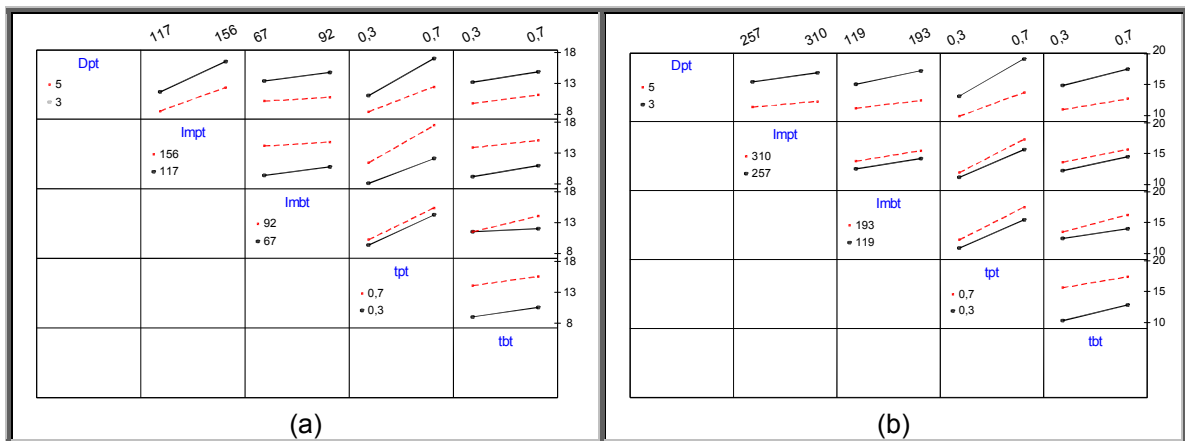


Figura 5.48 – Evolução das interações de 2ª ordem em relação à largura média do cordão, durante a mudança de nível dos fatores. Onde: (a) AIMg e (b) aço carbono.

Por fim, a figura 5.48(b) demonstra que a única interação de 2ª ordem significativa ocorrerá apenas para o aço, quando houver a mudança conjunta de nível entre **Dpt** e **t_{bt}**, ou seja, se a interação **Dpt x t_{bt}** ocorrer no sentido de (-) para (+) a largura do cordão tenderá a diminuir e para a passagem (+) para (-) o efeito será inverso.

Do exposto acima, duas observações devem ser levadas em consideração quando se desejar maximizar o valor da largura média do cordão, ou seja:

- ❑ Para a liga AIMg, o aumento na largura poderá ser conseguido com o incremento isolado ou conjunto de **t_{pt}** e **Im_{pt}** e com redução em **D_{pt}**;
- ❑ Para o aço carbono, o aumento na largura do cordão é possível apenas com a variação isolada de **t_{pt}**.

c) Efeito sobre o reforço médio do cordão

A análise fatorial mostra que, para o AIMg, apenas os efeitos principais influenciam no valor do reforço médio do cordão (vide tabela 5.8).

A elevação isolada do valor de **t_{pt}** ou **t_{bt}** tende a aumentar apresetado pelo médio. Pelo contrário, o incremento no fator **Dpt** ou na **Im_{pt}** atuará negativamente sobre este parâmetro geométrico.

Para o aço, é apresentado um aumento no número de fatores que influenciam na resposta do reforço médio do cordão. Em adição, ocorre também a influência da interação **Im_{pt} x t_{pt}**, que tende a aumentar o efeito negativo causado pela variação isolada de **Dpt** (vide tabela 5.9).

Tabela 5.8 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre o reforço médio do cordão (liga AlMg).

Efeito da pulsção térmica sobre a largura média – AlMg				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	D _{pt}	0,000	-0,74 mm	↓
2 ^o	t _{bt}	0,000	0,65 mm	↑
3 ^o	Im _{pt}	0,002	-0,48 mm	↓
4 ^o	t _{pt}	0,005	0,39 mm	↑

Onde:
P → valor que determina quais os efeitos no modelo são estatisticamente significantes, ou seja, se $P \leq \alpha$ há influência do fator (o valor de **P** é estabelecido através do teste **F**);
 ↑ → a mudança de nível (- para +) aumenta o valor da resposta;
 ↓ → a mudança de nível (- para +) reduz o valor da resposta.

Tabela 5.9 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre o reforço médio do cordão (aço carbono).

Efeito da pulsção térmica sobre a largura média – Aço carbono				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	D _{pt}	0,000	-0,49 mm	↓
2 ^o	t _{pt}	0,000	0,48 mm	↑
3 ^o	Im _{pt}	0,000	0,44 mm	↑
4 ^o	t _{bt}	0,006	0,22 mm	↑
5 ^o	Im _{bt} x t _{pt}	0,008	-0,21 mm	↓

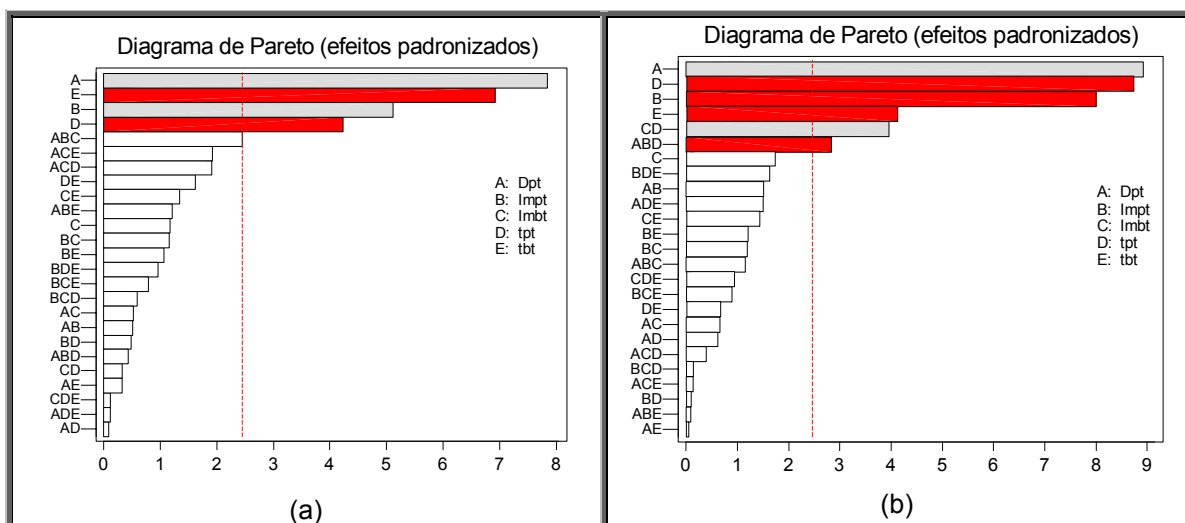


Figura 5.49 – Diagrama de Pareto mostrando os parâmetros influentes sobre o reforço médio do cordão. Onde: (a) liga AlMg e (b) aço carbono.

Os diagramas de Pareto da figura 5.49 descrevem os fatores e as interações que atuam de forma expressiva sobre a o reforço médio do cordão. É determinado que, independentemente do material, apenas **Dpt** apresenta influência negativa na resposta e os demais parâmetros não repetiram seus efeitos entre os materiais analisados.

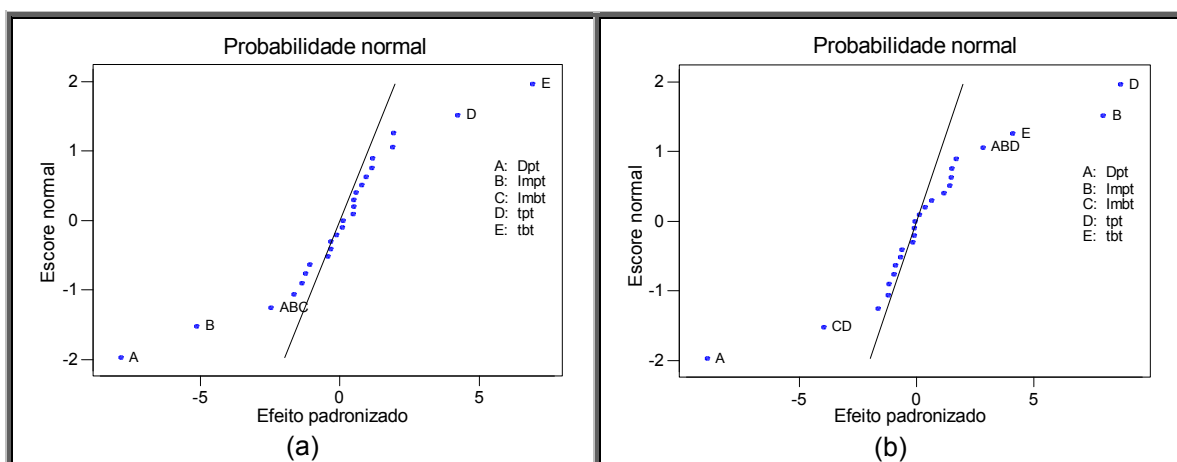


Figura 5.50 – Gráfico dos efeitos normalizados comparando a relativa magnitude e a significância dos efeitos principais e suas interações sobre o reforço médio do cordão. Onde: (a) liga AlMg e (b) aço carbono.

A figura 5.50, através da probabilidade normal, apresenta a magnitude dos efeitos (o quanto o valor numérico da resposta é alterado) e a figura 5.51 exibe a evolução dos fatores, durante a mudança do nível baixo (-) para o nível alto (+). Nesta última figura é visível que os efeitos principais que mais se destacam são a *distância entre pulsos* (atuando negativamente) e os tempos de pulso e base térmica (atuando positivamente).

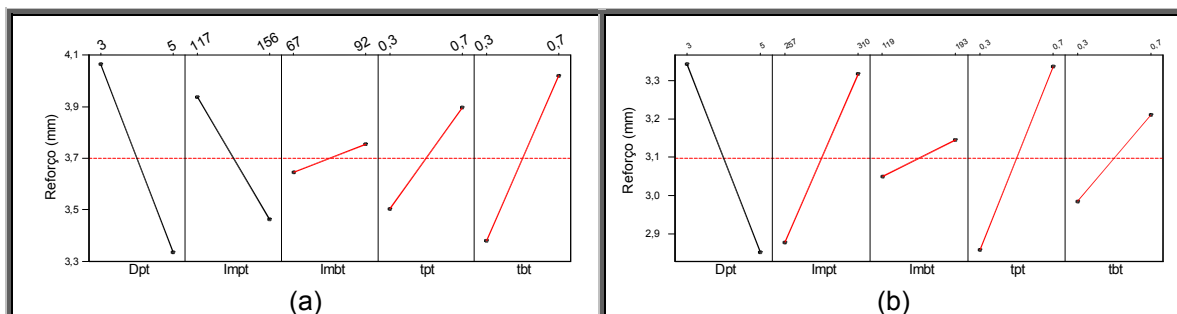


Figura 5.51 – Evolução apresentada pelo reforço médio do cordão durante a mudança de nível dos fatores. Onde: (a) AlMg e (b) aço carbono.

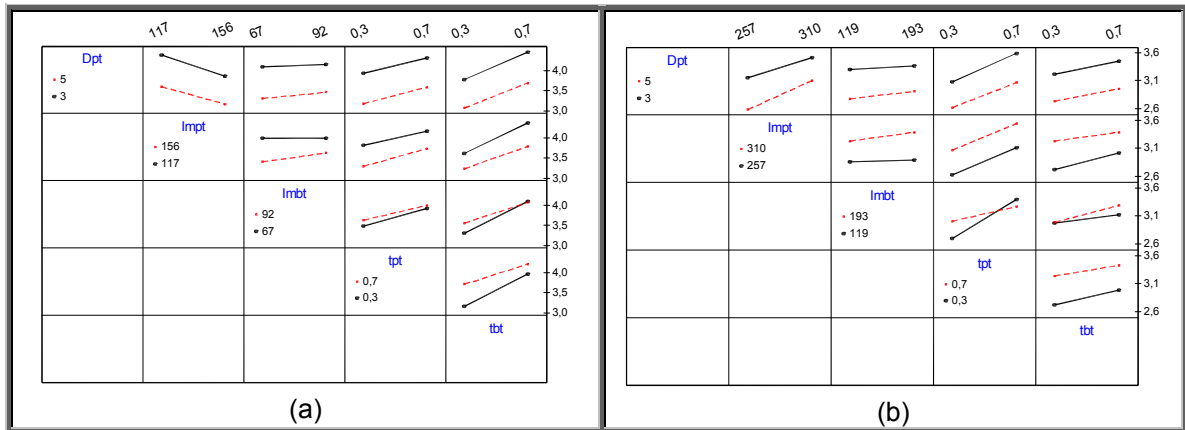


Figura 5.52 – Evolução das interações de 2ª ordem em relação ao reforço médio do cordão, durante a mudança de nível dos fatores. Onde: (a) AlMg e (b) aço carbono.

Por fim, a figura 5.52 demonstra que a única interação de 2ª ordem significativa ocorrerá apenas para o aço, quando houver a mudança conjunta de nível entre Im_{bt} e t_{pt} , ou seja, se a interação $Im_{bt} \times t_{pt}$ ocorrer no sentido de (-) para (+) a largura do cordão tenderá a diminuir e para a passagem (+) para (-) o efeito será inverso.

Do exposto acima, duas observações devem ser levadas em consideração quando se desejar maximizar o valor do reforço médio do cordão, ou seja:

- Para a liga AlMg, o aumento no reforço poderá ser conseguido com o incremento isolado ou conjunto de t_{pt} e Im_{pt} e/ou com redução da Im_{pt} e da D_{pt} ;
- Para o aço carbono, a maximização é mais complexa, já há a ocorrência de interações de 2ª e 3ª ordem influentes e estas podem mascarar os efeitos principais.

d) Efeito sobre a diferença na largura da ZTA (aço carbono)

O objetivo deste tópico foi determinar experimentalmente quais os parâmetros da *pulsção térmica* que produzem a anomalia na largura da *zona termicamente afetada (ZTA)*, para o aço baixo carbono. A análise estatística das observações experimentais, apresentada na tabela 5.10, mostra que a anomalia é influenciada pela variação dos efeitos principais e por interações de 2ª e 3ª ordem.

Como exposto, excetuando o t_{pt} (-0,18 mm), todos os parâmetros significantes tendem a elevar a diferença na largura da **ZTA**, entre as fases de *pulso* e *base térmica*. Além disso, como fator mais influente pode ser destacado o

t_{bt} (-0,46 mm), que apresenta o dobro de influência em relação aos demais parâmetros.

Tabela 5.10 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre a diferença na largura da **ZTA** (aço carbono).

Efeito da pulsção térmica sobre a diferença na largura da ZTA – Aço carbono				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	t_{bt}	0,000	0,46 mm	↑
2 ^o	$Im_{pt} \times Im_{bt}$	0,006	0,27 mm	↑
3 ^o	Im_{pt}	0,006	0,27 mm	↑
4 ^o	Dpt	0,011	0,24 mm	↑
5 ^o	Dpt x t_{pt} x t_{bt}	0,011	0,24 mm	↑
6 ^o	Dpt x Im_{pt} x t_{pt}	0,029	-0,19 mm	↓
7 ^o	Dpt x Im_{pt} x Im_{bt}	0,034	0,18 mm	↑
8 ^o	t_{pt}	0,035	-0,18 mm	↓

Onde:
P → valor que determina quais os efeitos no modelo são estatisticamente significantes, ou seja, se $P \leq \alpha$ há influência do fator (o valor de **P** é estabelecido através do teste **F**);
 ↑ → a mudança de nível (- para +) aumenta o valor da resposta;
 ↓ → a mudança de nível (- para +) reduz o valor da resposta.

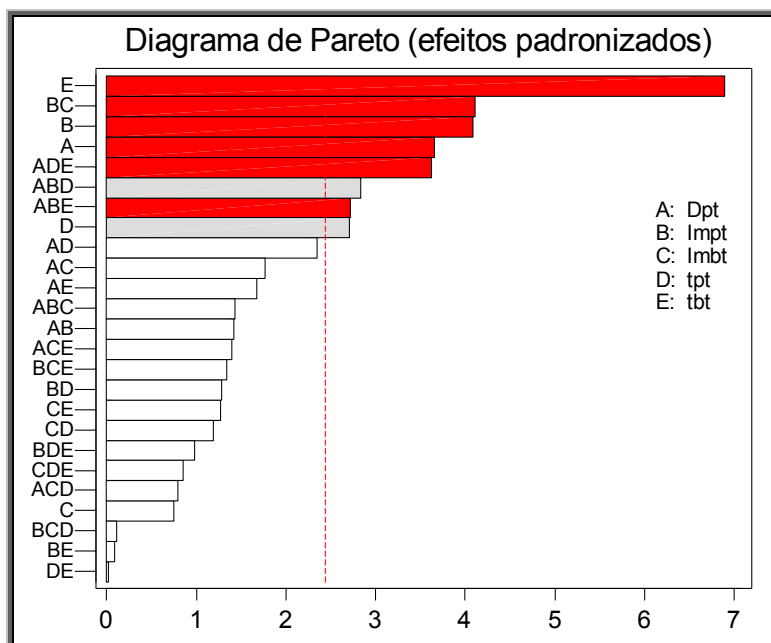


Figura 5.53 – Diagrama de Pareto mostrando os parâmetros influentes sobre a diferença na largura da **ZTA** (aço carbono).

A figura 5.53 expõe os fatores e as interações que atuam de forma significativa sobre a diferença na largura da **ZTA**. Neste gráfico fica evidente o

quanto t_{bt} se diferencia dos demais fatores e que o efeito positivo de t_{pt} é reduzido. Assim, de maneira geral é esperado que a *pulsção térmica* normalmente apresente variação no perfil de penetração e, conseqüentemente, na diferença de largura na **ZTA**.

Uma outra maneira de confirmar este efeito é utilizando as informações da probabilidade normal e da evolução dos efeitos durante a mudança de nível, como exposto nas figuras 5.54 e 5.55. Novamente, é notado que em relação à magnitude (o quanto a resposta é alterada) e a significância (quais os fatores ou interações são influentes para $\alpha = 0,05$) da análise fatorial, para a faixa de valores experimentada, o fator t_{bt} é o que desponta como o mais influente. Adicionalmente, as interações envolvendo t_{bt} apresentam a mesma direção do efeito isolado deste fator.

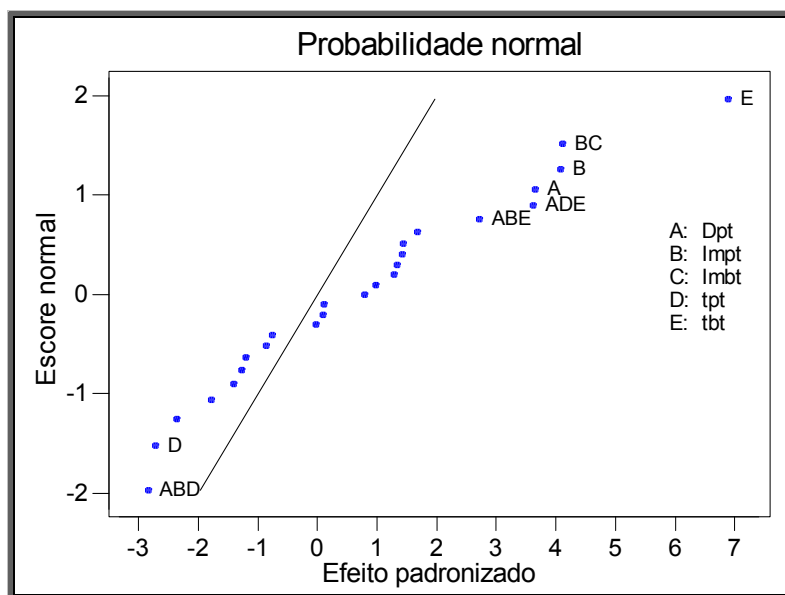


Figura 5.54 – Gráfico dos efeitos normalizados comparando a relativa magnitude e a significância dos efeitos principais e suas interações sobre a diferença na largura da **ZTA** (aço carbono).

Uma observação pertinente neste ponto da análise é relembrar que devemos tomar todo o cuidado na interpretação de um efeito principal quando ele estiver envolvido numa interação. Desse modo, é necessário que saibamos se a mudança produzida pelo efeito apresenta a mesma direção da sua interação para, finalmente, discutir a real influência.

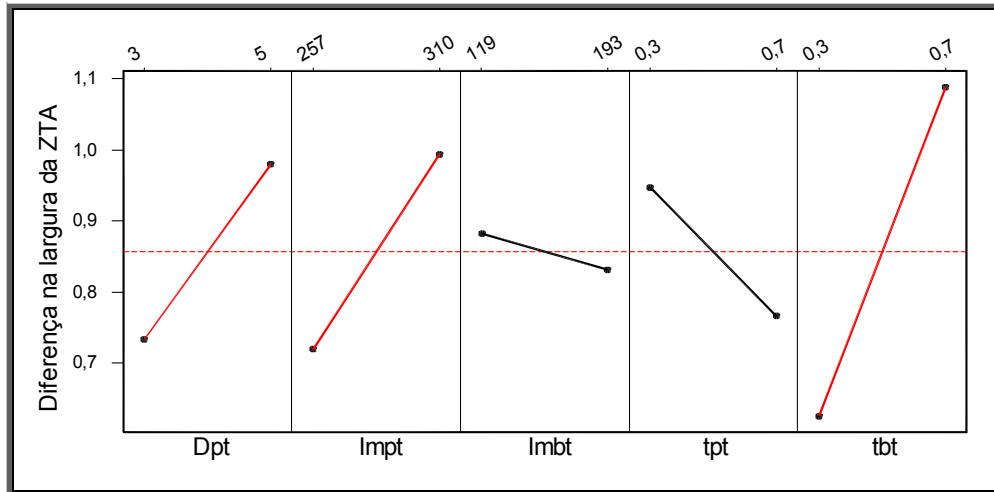


Figura 5.55 – Evolução apresentada pela diferença na largura da **ZTA**, durante a mudança de nível dos fatores (aço carbono).

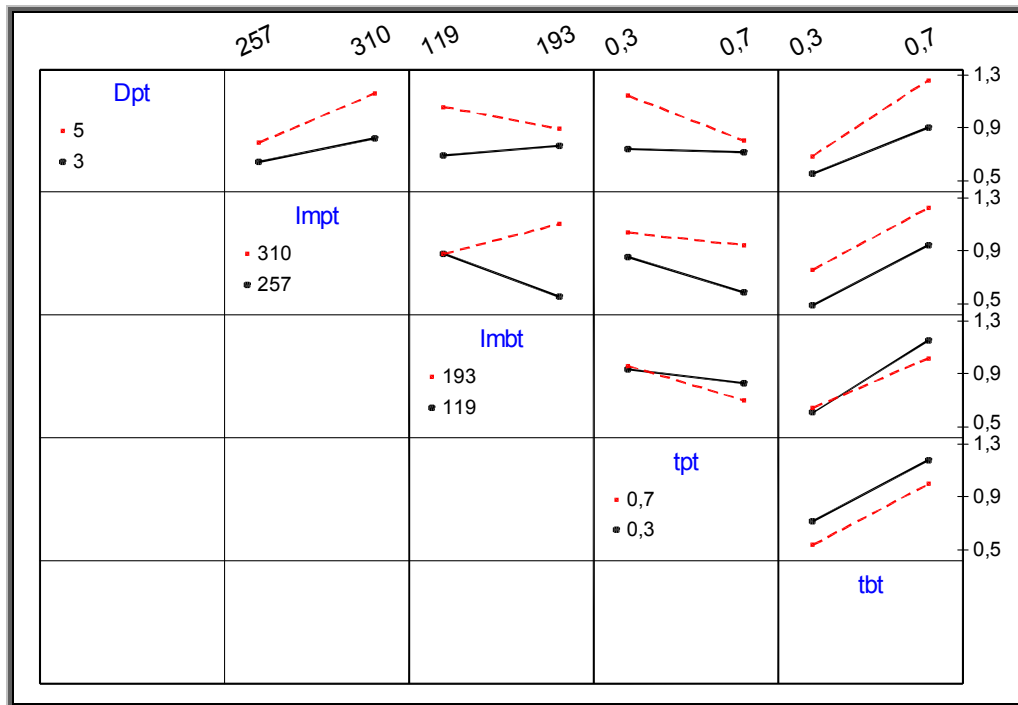


Figura 5.56 – Evolução das interações de 2ª ordem em relação à diferença de largura da **ZTA**, durante a mudança de nível dos fatores (aço carbono).

Por sua vez, a figura 5.56 demonstra que a única interação de 2ª ordem significativa ocorrerá quando houver mudança conjunta de nível entre **Im_{pt}** e **Im_{bt}**, ou seja, se a interação **Im_{pt} x Im_{bt}** ocorrer no sentido de (-) para (+) a diferença na largura da **ZTA** tenderá a aumentar e para a passagem (+) para (-) o efeito será inverso.

Uma vez que, o principal fator influente é o **t_{bt}**, uma consideração pertinente quanto à redução do seu efeito seria um aumento na *frequência térmica* (o que

minimizaria também o efeito de **Dpt**) e/ou no *ciclo ativo térmico* (maior tempo sobre o efeito do **pt**).

e) Efeito sobre o volume de vazios na ZF (AlMg)

Este tópico trabalha os valores experimentais da análise gravimétrica com o intuito de verificar se a *pulsção térmica* apresenta tendência sobre a formação de vazios (porosidade e/ou falta de fusão) na zona fundida (**ZF**), para o AlMg. A análise estatística, apresentada na tabela 5.11, mostra que a ocorrência de vazios é influenciada pela variação de dois efeitos principais e por uma interação de 2ª ordem.

Tabela 5.11 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre o volume de vazios na zona fundida (liga AlMg).

Efeito da pulsção térmica sobre o volume de vazios – AlMg				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	Dpt	0,002	-0,33%	↓
2 ^o	Dpt x Im_{bt}	0,017	0,19%	↑
3 ^o	Im_{bt}	0,026	-0,17%	↓
Onde: P → valor que determina quais os efeitos no modelo são estatisticamente significantes, ou seja, se $P \leq \alpha$ há influência do fator (o valor de P é estabelecido através do teste F); ↑ → a mudança de nível (- para +) aumenta o valor da resposta; ↓ → a mudança de nível (- para +) reduz o valor da resposta.				

Um acréscimo individual nos valores de **Dpt** ou **Im_{bt}** tenderá a reduzir a presença de defeitos. Em contrapartida, este efeito poderá ser mascarado quando for almejado minimizar a presença de vazios, pela variação conjunta dos efeitos principais, ou seja, como discutido anteriormente, é necessário que se tenha o cuidado em avaliar como a interação, envolvendo os fatores, irá influenciar na resposta. Portanto, para o caso analisado é interessante não alterar concomitantemente os valores de **Dpt** e **Im_{bt}**.

A figura 5.57 expõe os fatores e a interação que atuam de forma significativa sobre a o volume de vazios. Neste gráfico, fica evidente o quanto o efeito isolado da **Dpt** se diferencia de **Im_{bt}** e de **Dpt x Im_{bt}**.

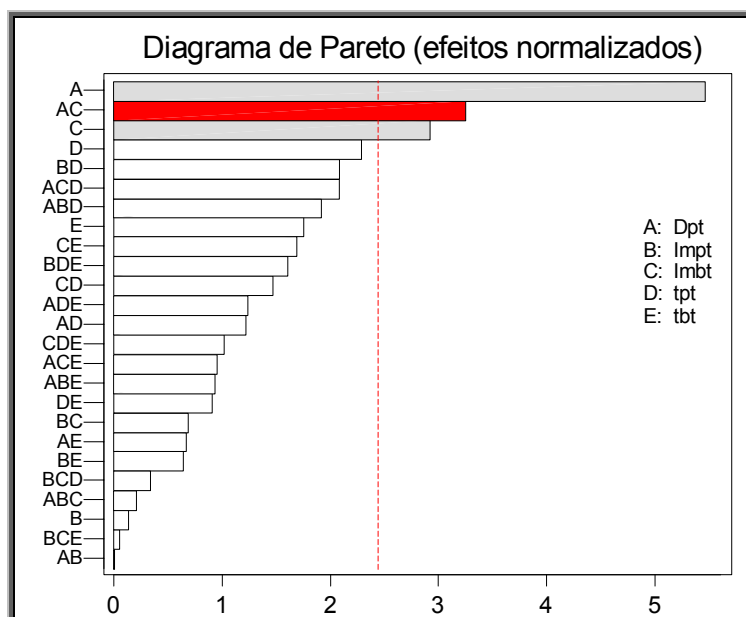


Figura 5.57 – Diagrama de Pareto mostrando os parâmetros influentes sobre o volume de vazios na **ZF** (liga AIMg).

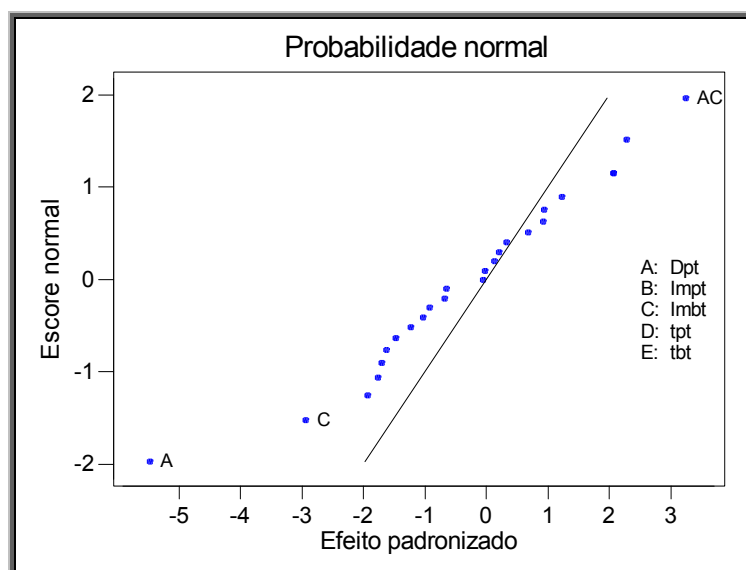


Figura 5.58 – Gráfico dos efeitos normalizados comparando a relativa magnitude e a significância dos efeitos principais e suas interações sobre o volume de vazios na **ZF** (liga AIMg).

Uma outra maneira de confirmar este efeito é pela utilização das informações disponibilizadas pelos gráficos da probabilidade normal e da evolução dos efeitos durante a mudança de nível, como exposto nas figuras 5.58 e 5.59. Novamente é notado que, em termos de magnitude e significância, o fator **Dpt** é o que desponta como o mais influente.

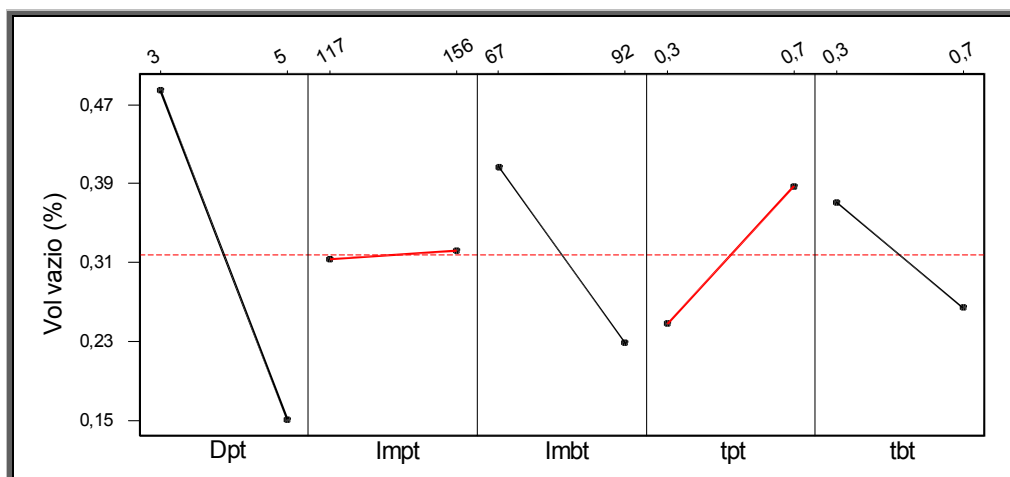


Figura 5.59 – Evolução apresentada pelo volume de vazios do cordão durante a mudança de nível dos fatores (liga AlMg).

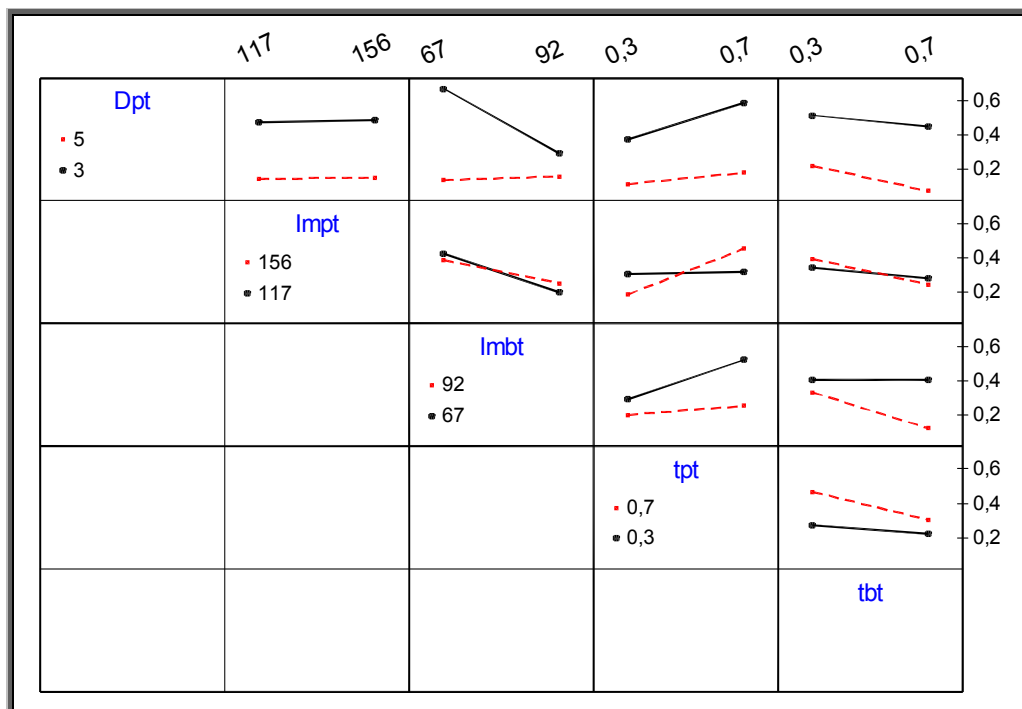


Figura 5.60 – Evolução das interações de 2ª ordem em relação ao volume de vazios na ZF durante a mudança de nível dos fatores (liga AlMg).

Para a figura 5.60, é notado que a única interação de 2ª ordem significativa ocorrerá quando houver a mudança conjunta de nível entre **Dpt** e **Im_{bt}**, ou seja, a passagem da interação **Im_{pt} x Im_{bt}** no sentido de (-) para (+) tende a minimizar a quantidade de vazios presentes na ZF.

Já que os fatores influentes são **Dpt** e **Im_{bt}** e estes, normalmente, deveriam atuar de forma contrária ao que foi detectado pela análise fatorial em relação ao

volume de vazios, é necessária uma análise a respeito do mecanismo envolvido nesta redução.

Como na *pulsção térmica* um aumento no valor da **Dpt** reduz o calor aportado e, por consequência, diminui o tempo disponível para o escape dos gases na **ZF**, seria esperado que a quantidade de vazios tendesse a aumentar como incremento da **Dpt**.

Com relação à elevação em **Im_{bt}**, o efeito esperado é mínimo, uma vez que, por um lado, haverá um acréscimo no calor aportado (maior tempo para escape) e, por outro, uma redução no *desnível térmico* (diminuição no grau de agitação da poça).

Somando-se a isso, Silva (2003) cita que, na soldagem do alumínio, o emprego da *pulsção térmica* não aumenta a susceptibilidade à geração de porosidade, quando comparado com o modo pulsado convencional.

Então como explicar esta influência de **Dpt** e **Im_{bt}** sobre a quantidade de vazios na **ZF**?

A solução utilizada para tentar explicar o mecanismo atuante contou com a realização de cortes nos cordões em diferentes regiões e seções, seguidos pela análise micrográfica dos corpos-de-prova. Como resposta da análise foi detectado que a fonte de vazios tinha origem na falta de molhabilidade (fusão) entre a zona fundida e o metal de base, próximo à região das bordas, para valores altos de calor aportado (níveis altos de **Im_{pt}**, **tpt** e baixos de **Dpt**), vide figura 5.61. Além disso, como discutido previamente, em decorrência da formação de porosidade primária nas interfaces térmicas ser contrabalançada pelo aumento na agitação da poça é presumível, portanto, que a principal parcela de contribuição tenha ligação com a falta de fusão.

Como conclusão final, para a liga AlMg, não foi possível relacionar uma possível variação na quantidade de poros com o uso da *pulsção térmica* e, ainda, que a alteração na quantidade de vazios observada tem sua origem na dificuldade de molhabilidade do metal de base, para valores altos de metal transferido por unidade de comprimento (grande reforço). Assim, em determinados limites, como a **Dpt** reduz a quantidade de metal de solda por unidade de comprimento é esperada que a ausência da fusão seja minimizada pela redução do reforço e pela maior incidência do arco, diretamente sobre o metal de base (aquecimento e limpeza catódica).

Aproveitando a observação de que a origem dos vazios tem relação com a falta de fusão é importante ressaltar que a metodologia normalmente adotada para o levantamento de vazios, empregando a análise gravimétrica, deve ser revista, já que normalmente a retirada da zona fundida não vem acompanhada da região de ligação (linha de fusão) e, como consequência, o efeito da falta de fusão é mascarado.

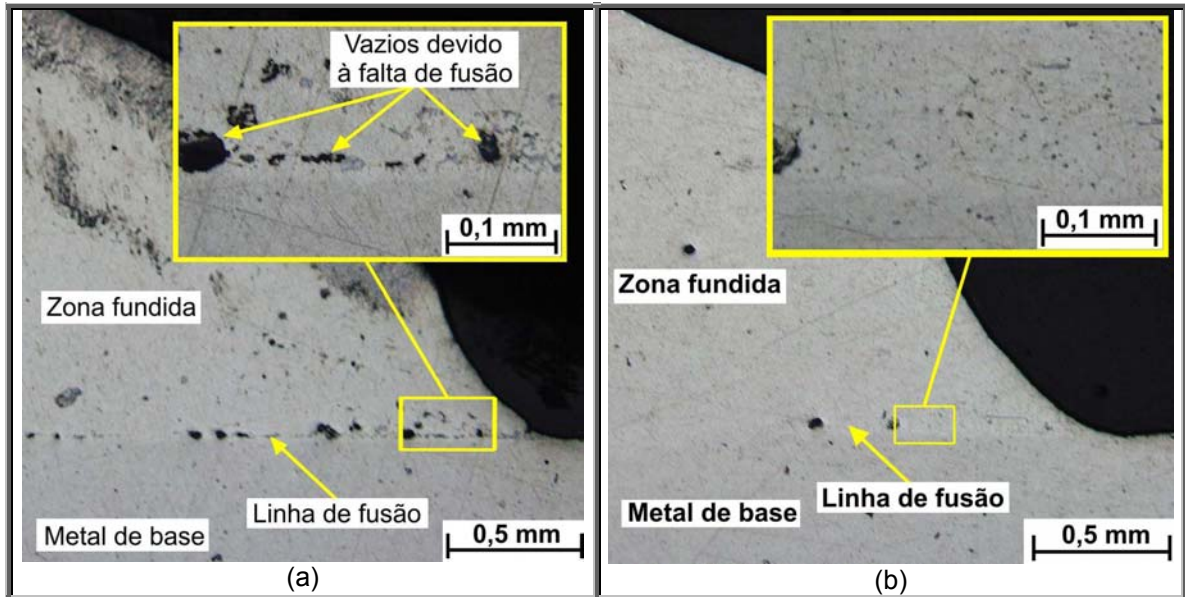


Figura 5.61 – Seções transversais dos cordões mostrando o efeito da *pulsção térmica* sobre falta de fusão (formação de vazios). Onde: (a) **Dpt x Im_{bt}** (↑) e (b) **Dpt** (↑) e **Im_{bt}** (↓).

f) Efeito sobre o diâmetro médio dos grãos e PMC (AIMg)

Para o diâmetro médio, é apresentado na tabela 5.12 que apenas um efeito de cada ordem influenciam no seu valor final. Como efeito principal, somente a variação isolada da **Dpt** terá influência sobre o diâmetro médio dos grãos. No entanto, como há uma interação de 3^a ordem envolvendo a **Dpt** (**Dpt x Im_{bt} x Im_{pt}**) é importante ter em mente que uma combinação inadequada de parâmetros provocará o efeito inverso na minimização do diâmetro médio dos grãos na **ZF**.

Em relação ao valor do *parâmetro do modo de crescimento* (**PMC**) ocorre uma situação interessante, uma vez que, de forma isolada, os efeitos principais (**Im_{pt}** ou **t_{pt}**) atuam de forma benéfica somente sobre **PMC**, há uma indução em se fazer o aumento conjunto destes efeitos. No entanto, esta opção acarretará no aumento do diâmetro médio, exatamente o contrário do esperado (vide tabela 5.13).

Tabela 5.12 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre o diâmetro médio do grão (liga AIMg).

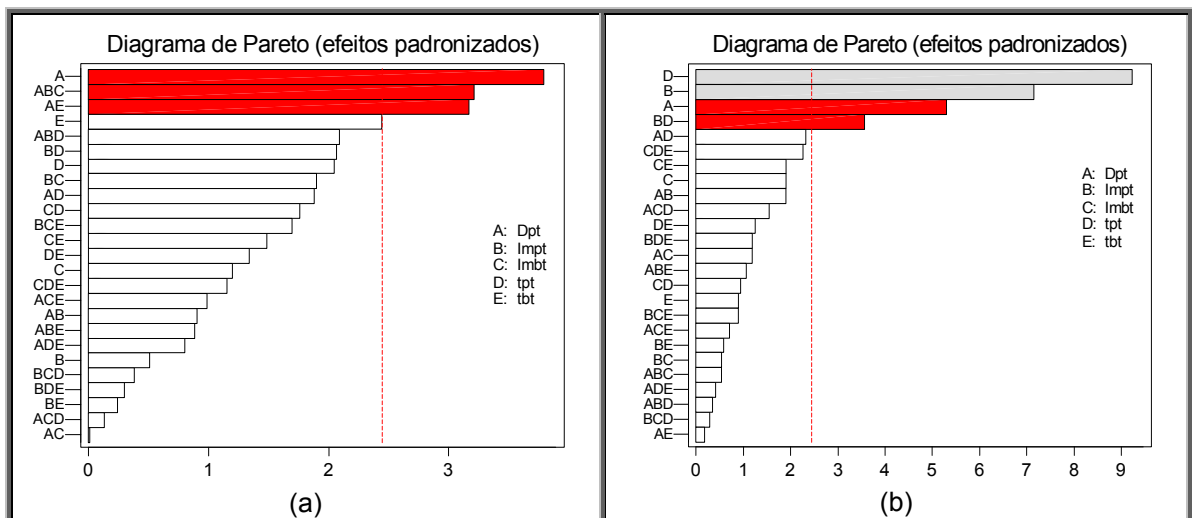
Efeito da pulsção térmica sobre o diâmetro médio do grão – AIMg				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	Dpt	0,009	11,40 μm	↑
2 ^o	Dpt x Im _{bt} x Im _{pt}	0,018	9,65 μm	↑
3 ^o	Dpt x t _{bt}	0,019	9,53 μm	↑

Onde:
P → valor que determina quais os efeitos no modelo são estatisticamente significantes, ou seja, se $P \leq \alpha$ há influência do fator (o valor de **P** é estabelecido através do teste **F**);
 ↑ → a mudança de nível (- para +) aumenta o valor da resposta;
 ↓ → a mudança de nível (- para +) reduz o valor da resposta.

Tabela 5.13 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre o valor de **PMC**. (liga AIMg).

Efeito da pulsção térmica sobre o valor de PMC – AIMg				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	t _{pt}	0,000	-0,96	↓
2 ^o	Im _{pt}	0,000	-0,75	↓
3 ^o	Dpt	0,002	0,55	↑
4 ^o	Im _{pt} x t _{pt}	0,012	0,37	↑

Das informações expostas nas tabelas 5.12 e 5.13, é possível avaliar que um procedimento viável para minimizar conjuntamente os valores de **PMC** e do diâmetro médio baseia-se na redução do valor de **Dpt** e na elevação de **t_{pt}**.

Figura 5.62 – Diagramas de Pareto mostrando os parâmetros influentes sobre o diâmetro médio dos grãos (a) e sobre o valor de **PMC** (b). Liga AIMg.

Os diagramas de Pareto da figura 5.62 evidenciam os fatores e as interações que atuam de forma expressiva, positiva ou negativamente, sobre os parâmetros analisados. Observe que, tanto para o *diâmetro médio* quanto para **PMC**, o incremento da **Dpt** (em vermelho) atuará de forma detrimental sobre as respostas.

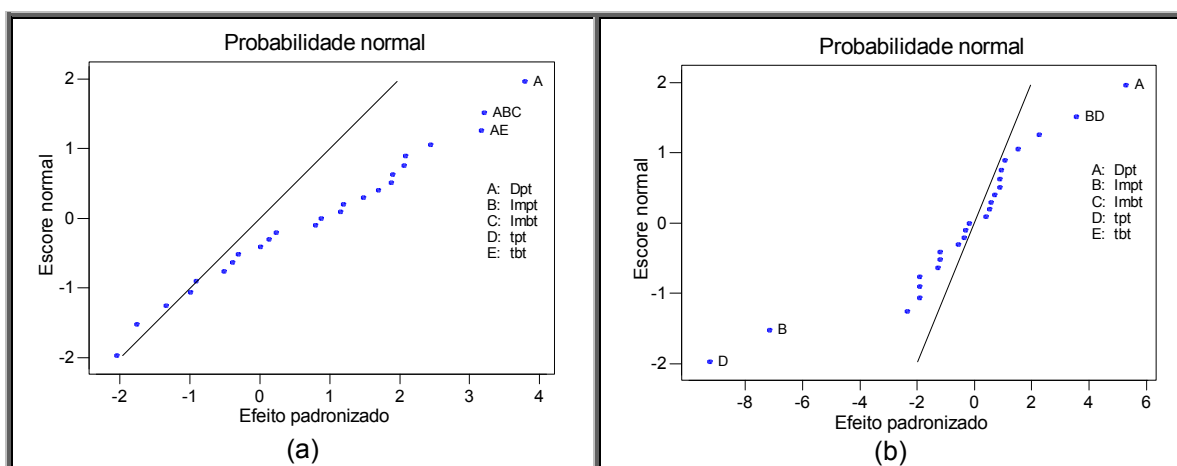


Figura 5.63 – Gráfico dos efeitos normalizados comparando a relativa magnitude e a significância dos efeitos principais e suas interações sobre o diâmetro médio dos grãos (a) e **PMC** (b). Liga AIMg.

A figura 5.63 descreve, através da probabilidade normal, a magnitude no valor da resposta, produzida pelos fatores e/ou interações significantes para $\alpha = 0,05$. Em adição, a figura 5.64 apresenta a evolução dos efeitos principais na mudança de nível ((-) para (+)).

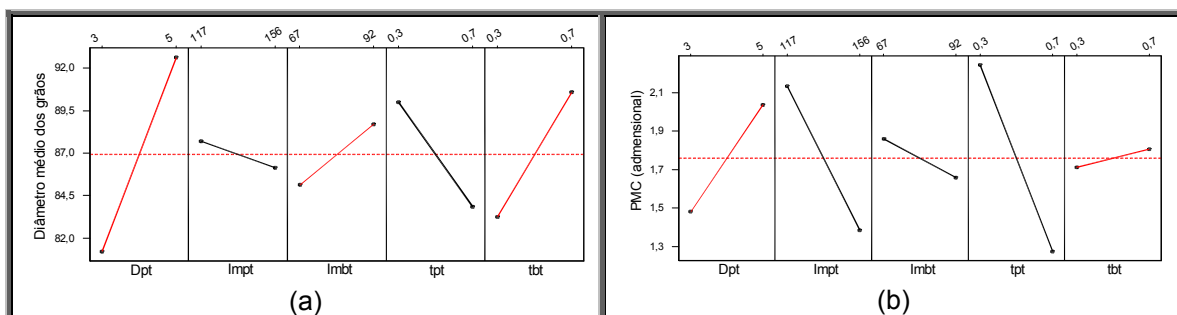


Figura 5.64 – Evolução apresentada pelo diâmetro médio do grão (a) e por **PMC** (b), durante a mudança de nível dos fatores. Liga AIMg.

Finalmente, a figura 5.65 demonstra que a única interação de 2ª ordem significativa para o diâmetro médio é **Dpt x t_{bt}** (minimizando a resposta) e, para o valor de **PMC**, apenas **Im_{pt} x t_{pt}** (maximizando a resposta).

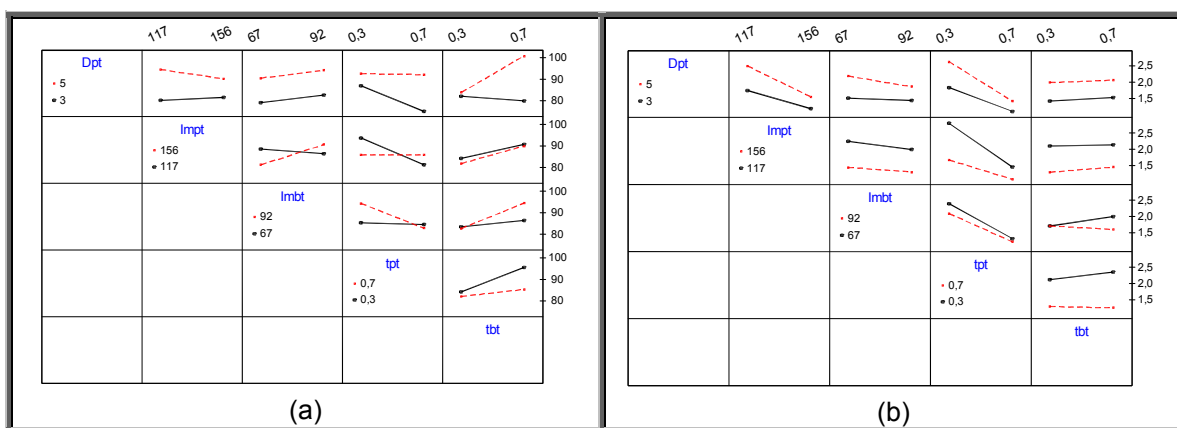


Figura 5.65 – Evolução das interações de 2ª ordem em relação ao diâmetro médio do grão (a) e **PMC** (b), durante a mudança de nível dos fatores. Liga AIMg.

g) Efeito sobre a largura do grão austenítico primário (aço carbono)

A análise estatística apresentada na tabela 5.14 mostra que os efeitos influentes (t_{bt} e t_{pt}) tendem a elevar a *largura do grão austenítico primário*, na passagem do nível baixo (-) para o nível alto (+).

O efeito individual de t_{pt} é facilmente explicado pela relação entre o calor aportado e a largura do grão primário. De maneira simplificada, o aumento de t_{pt} incrementa o valor do calor aportado e, como consequência, a largura do grão austenítico primário será maior.

Tabela 5.14 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre a largura do grão austenítico primário (aço carbono).

Efeito da pulsção térmica sobre a largura do grão – Aço carbono				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	t_{bt}	0,001	46,56 μm	↑
2 ^o	t_{pt}	0,020	24,81 μm	↑

Onde:
P → valor que determina quais os efeitos no modelo são estatisticamente significantes, ou seja, se $P \leq \alpha$ há influência do fator (o valor de **P** é estabelecido através do teste **F**);
 ↑ → a mudança de nível (- para +) aumenta o valor da resposta;
 ↓ → a mudança de nível (- para +) reduz o valor da resposta.

A princípio, o que não parece coerente é o acréscimo produzido por t_{bt} sobre a largura do grão primário, onde na verdade era esperado um efeito contrário ao apresentado. Uma explicação encontrada para este comportamento de t_{bt} é que o seu incremento faz com que a influência do *ciclo ativo térmico* (C_t) fique mais

pronunciada, ou seja, como C_t é função do valor de t_{bt} , um acréscimo no *tempo de base térmica* produz um decréscimo no valor de C_t , que por sua vez induz um aumento no valor da largura média do grão primário (vide novamente o item 5.3.3).

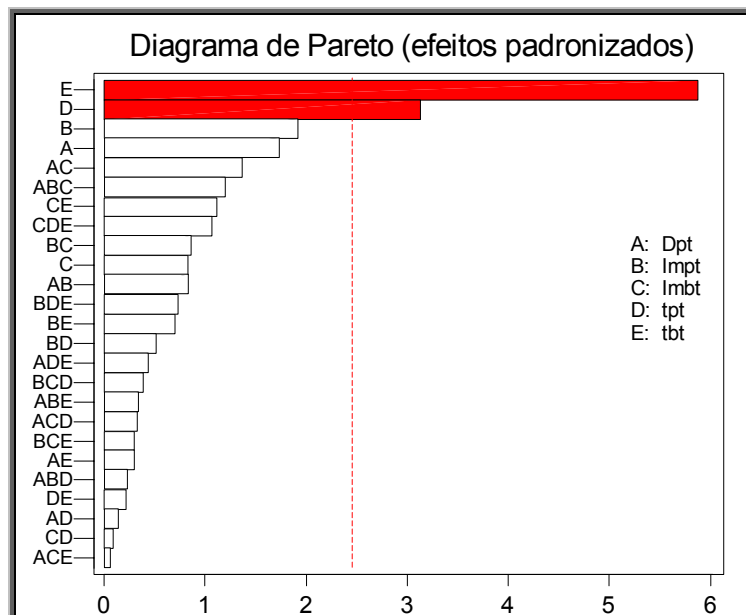


Figura 5.66 – Diagrama de Pareto mostrando os parâmetros influentes sobre a largura do grão austenítico (aço carbono).

A figuras 5.66 e 5.67 expõem os fatores que atuam de forma significativa sobre a largura do grão primário. Neste gráfico, fica evidente o quanto o efeito isolado do t_{bt} se diferencia de t_{pt} , praticamente ocorre o dobro de influência.

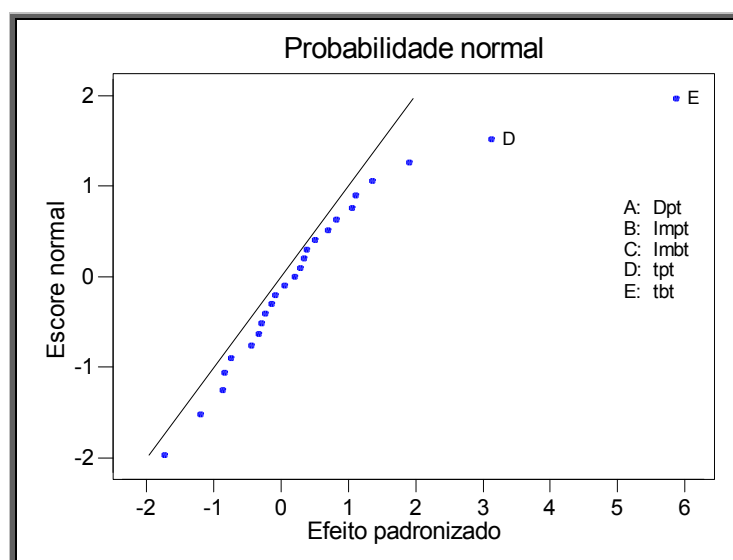


Figura 5.67 – Gráfico dos efeitos normalizados comparando a relativa magnitude e a significância dos efeitos principais e suas interações sobre a largura do grão austenítico (aço carbono).

Uma outra maneira de visualizar os efeitos produzidos pelos fatores influentes é utilizando as informações disponibilizadas pelo gráfico da evolução dos efeitos durante a mudança de nível, como exposto na figura 5.68. Novamente, é notado que, em termos de magnitude e significância, o fator t_{bt} é o que desponta como o mais influente.

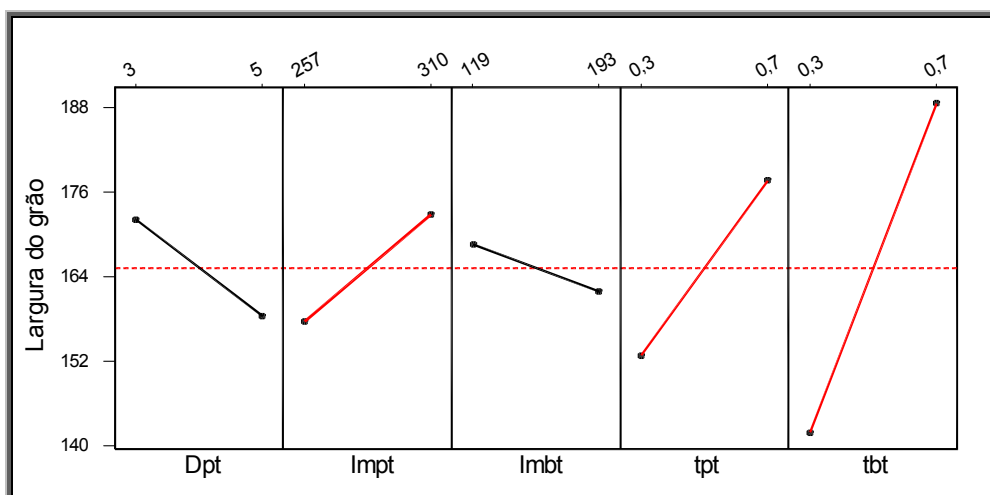


Figura 5.68 – Evolução apresentada pela largura do grão durante a mudança de nível dos fatores (aço carbono).

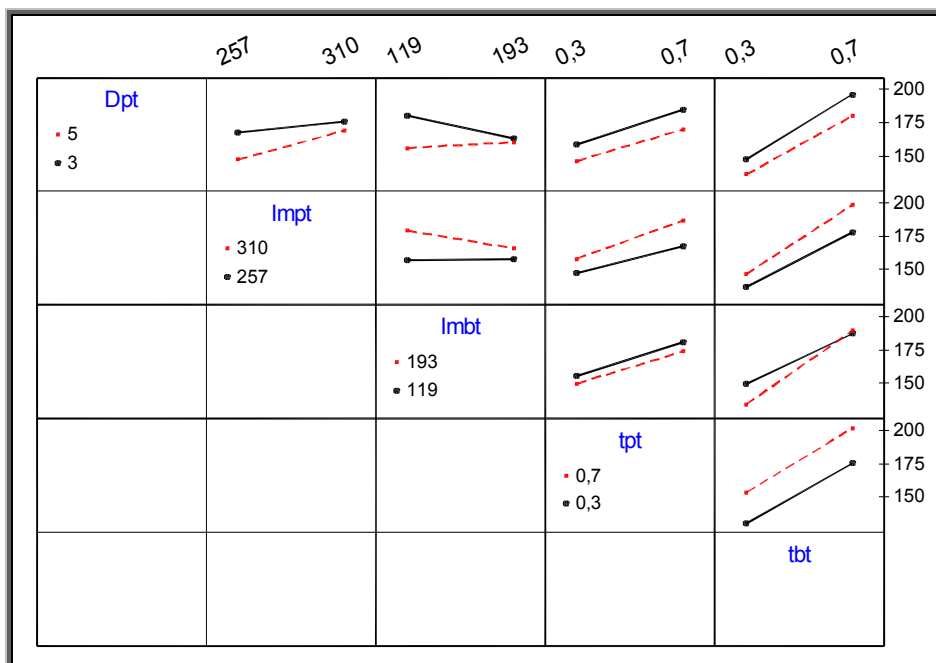


Figura 5.69 – Evolução das interações de 2ª ordem em relação à largura do grão primário, durante a mudança de nível dos fatores (aço carbono).

Finalmente, a figura 5.69 demonstra não haver interação significativa de 2ª ordem sobre a largura média do grão austenítico primário.

h) Efeito sobre as frações volumétricas de FA e FP(G) (aço carbono)

Os resultados da análise fatorial apresentada na tabela 5.15 demonstram que a fração volumétrica da ferrita acicular (**FA**) é afetada apenas pelos efeitos principais, não havendo, portanto interação dos fatores agindo na quantidade de **FA**.

Para Im_{pt} a redução é produzida possivelmente pelo aumento da *corrente média total* (Im_t) e para t_{bt} e t_{pt} o efeito sobre **FA** demonstra relação com redução produzida em F_t . Por sua vez, o efeito de Im_{bt} pode ser atrelado ao incremento produzido no *desnível térmico* (D_t).

Tabela 5.15 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre o volume de **FA** (aço carbono).

Efeito da pulsção térmica sobre o volume de FA – Aço carbono				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	Im_{pt}	0,015	-6,43%	↓
2 ^o	t_{pt}	0,017	-6,25%	↓
3 ^o	t_{bt}	0,023	-5,18%	↓
4 ^o	Im_{bt}	0,043	4,87%	↑

Onde:
P → valor que determina quais os efeitos no modelo são estatisticamente significantes, ou seja, se $P \leq \alpha$ há influência do fator (o valor de **P** é estabelecido através do teste **F**);
 ↑ → a mudança de nível (- para +) aumenta o valor da resposta;
 ↓ → a mudança de nível (- para +) reduz o valor da resposta.

Em relação à fração volumétrica da *ferrita de contorno de grão* (**FP(G)**) apenas t_{pt} e Im_{pt} apresentam influência significativa, vide tabela 5.16.

Tabela 5.16 – Efeito dos parâmetros de *pulsção térmica* sobre o volume de **FP(G)** (aço carbono).

Efeito da pulsção térmica sobre o volume de FP(G) – Aço carbono				
Ordem de influência	Fator ou interação influente	Valor de P	Efeito no valor da resposta devido à mudança de (-) para (+)	Variação provocada
1 ^o	t_{pt}	0,005	10,28%	↑
2 ^o	Im_{pt}	0,022	7,34%	↑

A variação produzida em Im_t e F_t pode explicar o efeito criado por Im_{pt} e t_{pt} na fração de **FP(G)**. Observe que o efeito de Im_{pt} e t_{pt} é exatamente o inverso

daquele produzido em **FA** e que as variações volumétricas entre os microconstituintes estão quase que na mesma faixa de grandeza (a variação não é igual em função do surgimento de **FP(SP)**).

Como não há interação significativa influenciando as frações de **FA** e **FP(G)** é possível estimar que um procedimento viável para maximizar **FA** e minimizar **FP(G)** pode ser baseado na redução conjunta de **Im_{pt}** e **t_{pt}**.

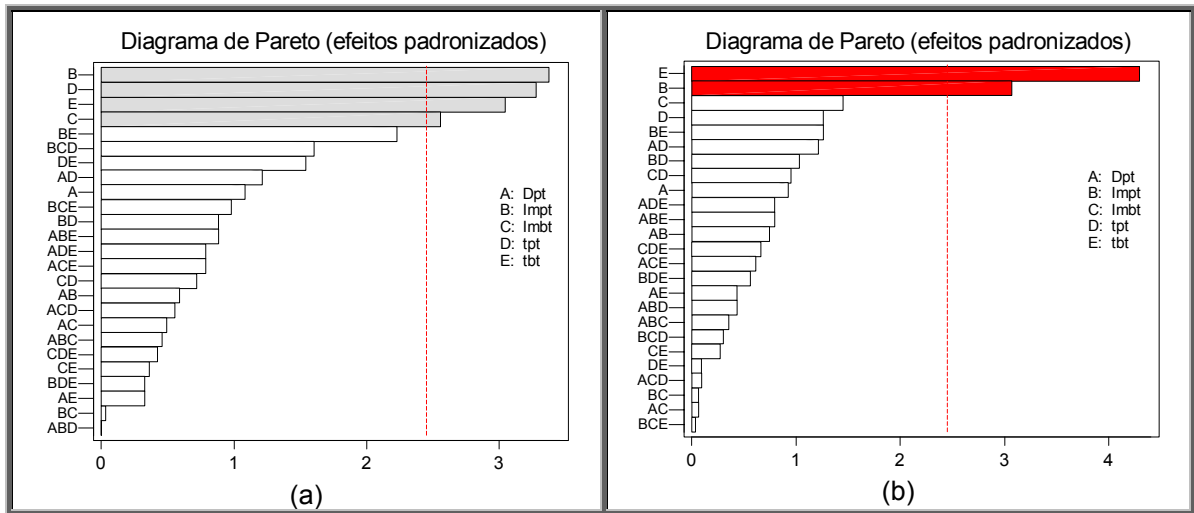


Figura 5.70 – Diagramas de Pareto mostrando os parâmetros influentes sobre os volumes de **FA** (a) e **FP(G)** (b) (aço carbono).

Os diagramas de Pareto da figura 5.70 evidenciam que apenas os efeitos principais atuam de forma expressiva, positiva ou negativamente, sobre as frações volumétricas dos microconstituintes analisados.

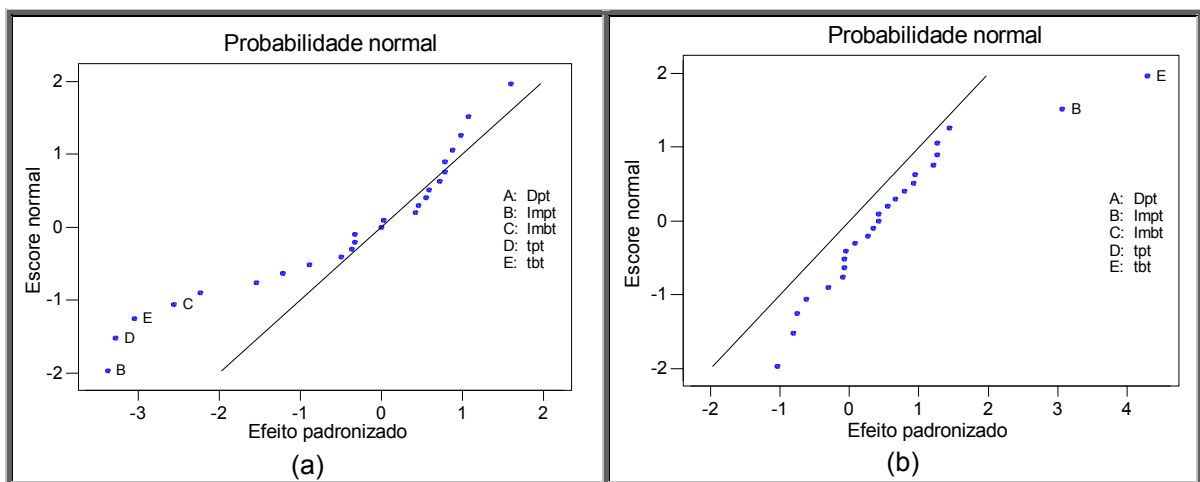


Figura 5.71 – Gráfico dos efeitos normalizados comparando a relativa magnitude e a significância dos efeitos principais e suas interações sobre os volumes de **FA** (a) e **FP(G)** (b) (aço carbono).

Os gráficos de probabilidade normal, na figura 5.71, descrevem que as magnitudes das respostas são alteradas apenas por efeitos principais. Em adição, a figura 5.72 apresenta a evolução dos efeitos principais na mudança de nível ((-) para (+)).

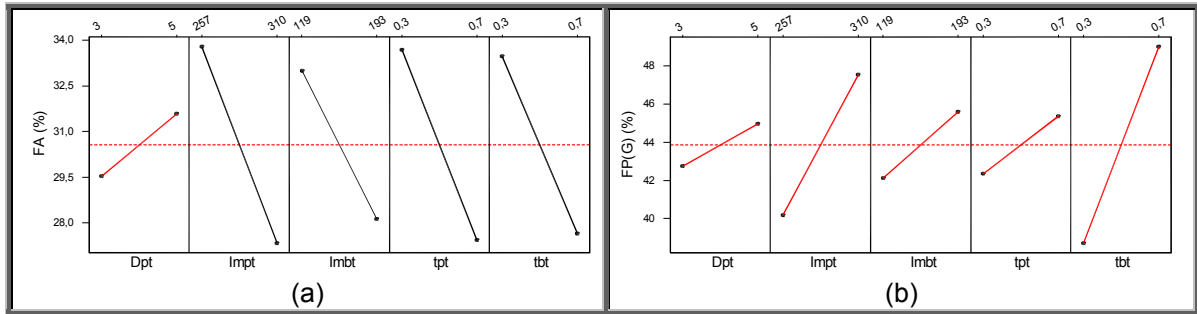


Figura 5.72 – Evolução apresentada pelos volumes de **FA** (a) e **FP(G)** (b), durante a mudança de nível dos fatores (aço carbono).

Finalmente, a figura 5.73 demonstra não haver interação de 2ª ordem significativa tanto para a fração volumétrica de **FA** quanto para o volume de **FP(G)**.

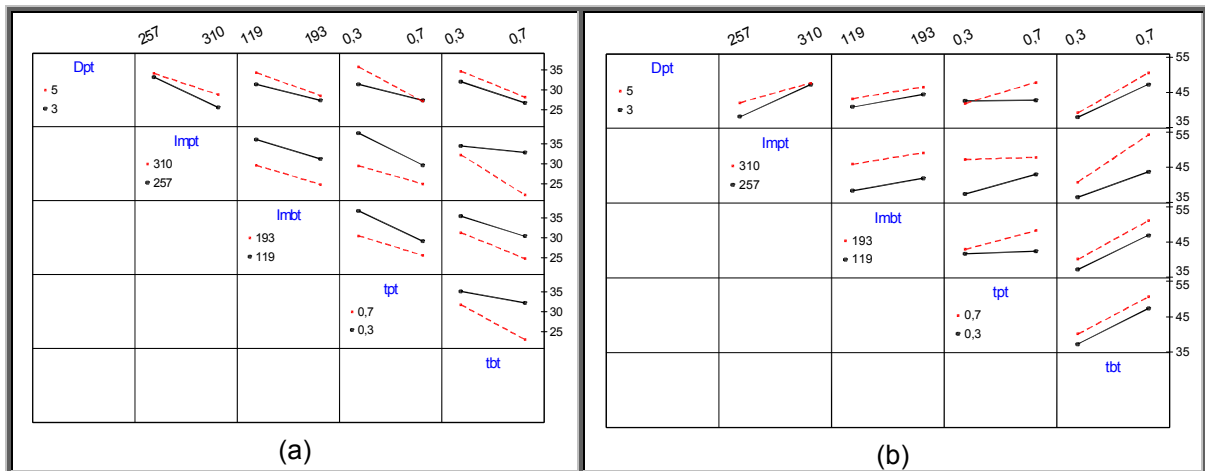


Figura 5.73 – Evolução das interações de 2ª ordem em relação aos volumes de **FA** (a) e **FP(G)** (b), durante a mudança de nível dos fatores (aço carbono).

5.7 Ocorrência de microestrutura complexa de solidificação na ZF

Para entender melhor os resultados, apresentados e discutidos nos tópicos antecedentes, é apropriado condensar as características e a complexidade observadas no processo de formação da zona fundida, quando utilizando a variante *MIG/MAG Térmico*. Em suma, a modulação produzida nos valores da quantidade de massa e do calor, transferidos na região do arco, alteram ciclicamente os valores de R_s (variação na relação entre a velocidade relativa de

soldagem e o tamanho da poça) e **G** (variação de temperatura) e induzem a presença de diferentes níveis de agitação (convecção) da poça de fusão.

Para o grau de agitação experimentado pela poça, foi debatido que a intensidade das forças influentes (F_{em} , F_γ , F_{pa} , F_b e F_{gota}), sobre o mecanismo de excitação do metal líquido, será função direta dos valores implementados para as correntes Im_{pt} e Im_{bt} – atuando na diferença do calor aportado – e dos tempos t_{pt} e t_{bt} – atuando sobre a frequência com que os fenômenos agem sobre esta região (vide figura 5.74). Em adição, o grau de complexidade apresentado será maior na utilização da forma de **onda II**, onde haverá o efeito adicional da variação cíclica do comprimento do arco (implicitamente U_s) e da distância de projeção das gotas e, ainda, a possibilidade da perda na condição **UGPP**.

As figuras 5.75, 5.76 e 5.77 esquematizam algumas das peculiaridades observadas sobre a geometria e a microestrutura da zona fundida. Observe que o uso da variante *MIG/MAG Térmico* poderá atuar sobre o grau de diluição, sobre a geometria do reforço (escamas), sobre a largura da **ZTA**, sobre a direção de crescimento dos grãos (bandas de crescimento), sobre o tamanho e a forma do grão, sobre o espaçamento dendrítico e a presença de porosidade nesta região (banda de espaçamento grosseiro na interface térmica), sobre a molhabilidade do metal líquido nas bordas do cordão (contração e expansão cíclica do reforço) e, finalmente, sobre a ocorrência de porosidade na raiz do cordão (interface **pt/bt**).

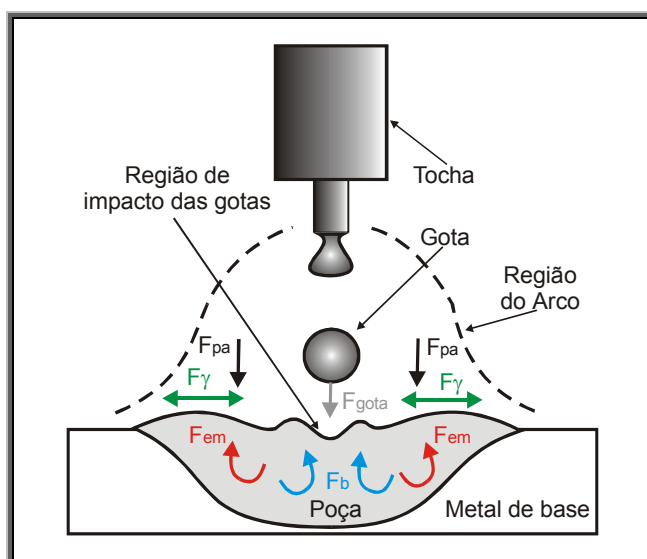


Figura 5.74 – Forças atuantes na agitação da poça de fusão.

Como apresentado na figura 5.74 é esperado que o grau de agitação da poça seja maior na fase de *pulso térmico*.

Na figura 5.75 são esquematizadas a ocorrência de bandas com diferença no espaçamento dendrítico, a inércia na fronteira inferior da **ZTA** (Isoterma **Ac₁**) e a variação no grau de diluição. Em adição, a figura 5.76 apresenta a imagem da região de interface entre pulsos sucessivos (interface térmica) e a possibilidade de ocorrência de falta de fusão entre a **ZF** e o metal de base.

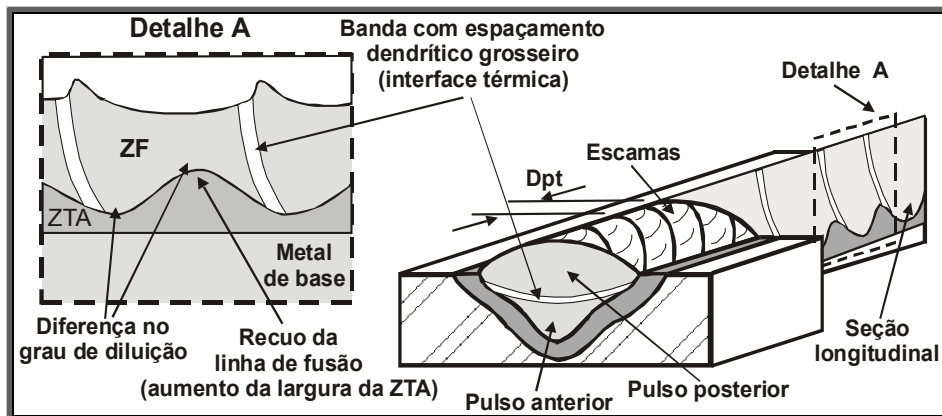


Figura 5.75 – Representação esquemática das características produzidas no cordão em decorrência da *pulsação térmica*.

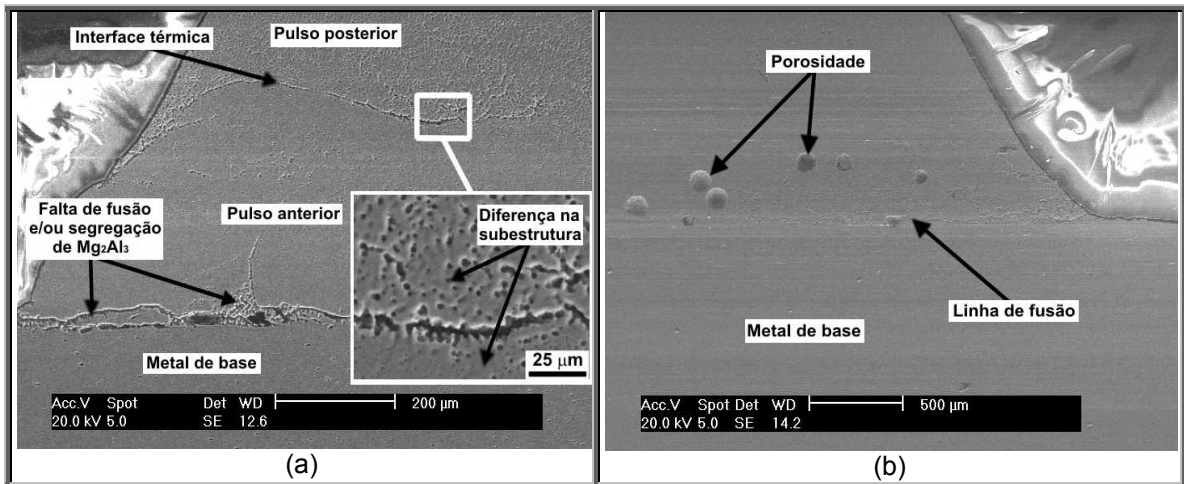


Figura 5.76 – Microscopia eletrônica mostrando o efeito da pulsação térmica sobre a diferença na subestrutura e a região de ligação do metal de solda com o metal de base (seção transversal; liga AlMg). Onde: (a) corpo-de-prova A14, soldado com pulsação térmica e (b) corpo-de-prova PN6, soldado com pulso convencional.

A figura 5.77, por sua vez, resume a complexidade envolvida na estrutura de solidificação durante a soldagem com a variante *MIG/MAG Térmico*. Observa-se que a estrutural final do metal depositado poderá apresentar concomitantemente grãos equiaxiais (grosseiros e/ou refinados), grãos colunares (longos e/ou curtos,

dependendo da variação na direção de crescimento) e/ou a formação de porosidade em diferentes regiões.

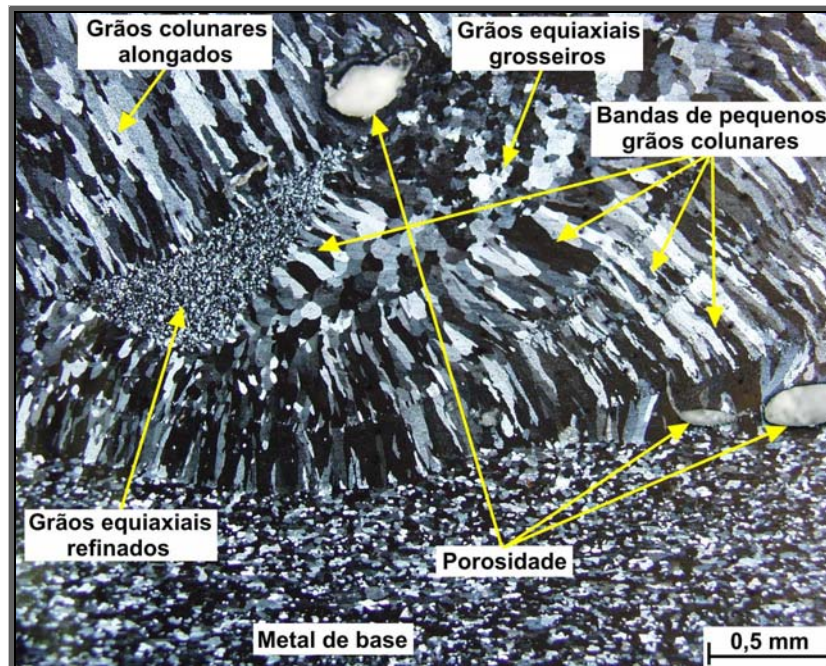


Figura 5.77 – Representação da complexidade apresentada na estrutura de solidificação da zona fundida pelo uso da *pulsção térmica* (seção longitudinal; AIMg). Corpo-de-prova AY7, soldado com a forma de **onda II**.

Do exposto durante o trabalho, pode-se pressupor que a inserção da variante *MIG/MAG Térmico* parece atraente (vantajosa) quando o foco de sua aplicação levar em questão as seguintes peculiaridades:

- A possibilidade da manipulação dos níveis de penetração entre as fases de *pulso* e *base térmica* (facilidade na soldagem de chapas finas);
- O controle no aspecto superficial apresentado pelo reforço (estética provocada pela escamação);
- O aumento na região regenerada na soldagem multipasse (anomalia produzindo um aumento na largura média da **ZTA**);
- O controle da ocorrência de trinca de solidificação (mudança na direção de crescimento dos grãos servindo de barreira à propagação de trinca).

Em contra partida, o uso da variante deverá passar por uma avaliação criteriosa quando as condições envolvendo a homogeneidade química e estrutural do cordão forem requisitos essenciais.