

TRABALHO DE FORMATURA

PMT-594

*“Estudo Preliminar da Influência dos
Parâmetros de Soldagem na Microestrutura
do Cordão de Solda de Liga de Alumínio da
Série 6000, soldada pelo processo TIG
Autógeno.”*

DEDALUS - Acervo - EPMT



31800004069

Autor: Marcos Alexandre Pina Cavagnoli
Orientador: Prof. Dr. Célio Taniguchi

Índice

1)Características da soldagem de ligas de alumínio.....	1
2)Introdução teórica.....	3
2.1)Variáveis de solidificação.....	3
2.1.1)Velocidade de crescimento (R).....	3
2.1.2)Gradiente térmico externo imposto.....	5
2.1.3)Velocidade de resfriamento e parâmetro G/R.....	5
2.1.4)Super.resfriamento.....	7
2.2)Solidificação da poça de fusão.....	8
2.2.1)Início do crescimento na poça de fusão.....	8
2.2.2)Influência da convecção.....	11
2.2.3)Microestruturas de solidificação.....	13
2.2.4)Efeitos da oscilação magnética do arco.....	17
3)Procedimento experimental.....	20
4)Resultados experimentais & Discussão.....	23
4.1)Análise da série 1 - amperagem constante.....	24
4.2)Análise da série 2 - velocidade de soldagem constante.....	32
4.3)Análise conjunta das séries 1&2.....	37
5)Conclusões.....	38
6)Bibliografia.....	39

Resumo do Trabalho

O objetivo deste trabalho é levantar e estudar a influência dos parâmetros velocidade e amperagem de soldagem, com as demais condições constantes, na microestrutura do cordão de solda TIG autógeno em ligas de alumínio 6063 a fim de melhorar a condição de obter uma soldagem de boa qualidade.

Assim, foram realizadas duas séries de ensaios, na primeira variando a velocidade e na segunda a amperagem de soldagem. As amostras foram retiradas de locais da chapa em que o processo estava em regime quase-estacionário e considerando os efeitos de borda desprezíveis, de maneira a facilitar a reprodutibilidade do ensaio. As microestruturas obtidas foram fotografadas com luz polarizada e analisadas comparando-as em relação à pesquisa bibliográfica feita, de forma a relacionar estas com os parâmetros estudados e com variáveis de solidificação tais como gradientes térmicos, super-resfriamento e velocidade de avanço da interface sólido-líquido.

Dentro das faixas de parâmetros estudadas, a condição de velocidade de soldagem de 6,70 mm/seg com amperagem de 130 A e voltagem 15 V promoveu a melhor microestrutura observada devido a uma melhor combinação destes, resultando em condições na poça de fusão que facilitam a sobrevivência e desenvolvimento em condições apropriadas de núcleos formadores de grãos equiaxiais para o refino da microestrutura.

1) Características da soldagem de ligas de alumínio

As ligas de alumínio da série 5000 são ligas não tratáveis termicamente, sendo em geral mais fáceis de soldar do que ligas tratáveis termicamente como as das séries 2000, 6000 e 7000. Estas últimas tem em geral um intervalo de solidificação maior e são mais susceptíveis à trincas de soldagem. Ligas da série 5000 são ligas de alumínio magnésio (cerca de 2,5%) como elementos majoritários e são usadas em estruturas que exigem ductilidade e boa resistência.

A soldagem do alumínio tem algumas características peculiares, devidas principalmente à sua grande capacidade de dissolver hidrogênio, às características da sua camada de óxido, alta condutibilidade térmica, expansão e contração térmicas elevadas e à ausência de mudança de cor durante a soldagem [39].

Devido a sua natureza extremamente reativa, principalmente em relação ao oxigênio, assim que o alumínio é exposto ao ar forma-se um filme de óxido de alumínio com uma espessura que varia entre cerca de 25 e 50 Angstrons que é aderente e de rápida regeneração. Tem ponto de fusão cerca de três vezes maior que o do metal e é extremamente duro. Esta combinação de características o torna muito prejudicial na soldagem, pois o óxido sobrevive facilmente ao processo.

A camada de óxido tem facilidade em adsorver água e hidrocarbonetos em sua superfície que posteriormente, durante o processo de soldagem, são dissociados formando hidrogênio, que é facilmente absorvido pelo metal líquido cuja capacidade de dissolver hidrogênio aumenta 20 vezes em relação a temperaturas logo abaixo do ponto de fusão.

Posteriormente, à medida que a poça de fusão vai solidificando, o hidrogênio tende a formar bolhas devido à rápida diminuição de solubilidade. Dependendo da posição da solda e do padrão convectivo que nela está operando a remoção ou aprisionamento destas bolhas

pode ser favorecido [19]. A fonte destes hidrocarbonetos pode ser as próprias misturas utilizadas para a limpeza da superfície.

Além do pré aquecimento, desengraxe e limpeza mecânica, a polaridade do eletrodo pode favorecer a limpeza da superfície da peça a ser soldada se a polaridade na soldagem for reversa [38]. Neste caso, os elétrons do plasma devem ir para o eletrodo e os cátions para a peça. Entretanto, o alumínio não tem emissividade suficiente nesta temperatura para liberar a quantidade suficiente de elétrons necessária para carregar a corrente de soldagem e as colisões na atmosfera gasosa não são suficientes para tal. Esta lacuna é preenchida pelos óxidos e contaminantes da superfície do metal, fazendo com que o arco concentre-se nas regiões onde estes existem.

Assim, os cátions de grande peso e volume do plasma atingem estas regiões, limpando-as. O arco desloca-se então para as regiões adjacentes na direção de soldagem que ainda contém as impurezas e tem emissividade mais alta que o alumínio, já que a camada de óxido não pode se regenerar devido ao gás de proteção. Processos modernos usam fontes de polaridade alternada que une as facilidades deste processo descrito com a melhor penetração no caso do eletrodo ser negativo. Porém, se a camada de óxido for muito grande não é possível a abertura do arco.

O alumínio tem condutibilidade térmica seis vezes maior que a do aço. Assim se a velocidade de soldagem for muito lenta, o calor propaga-se à frente do arco de solda dificultando por exemplo a dispersão de calor, favorendo aumentos não previstos de temperatura local. Igualmente para uma dada velocidade, o insumo de energia deve ser alto para compensar a dispersão de calor. Devido à sua grande variação de volume devido a solidificação, os passes de soldagem devem ser bem balanceados assim como os metais de adição, quando utilizados [39]. O soldador deve ter cuidado pois devido a não alteração de coloração durante a soldagem, fica mais difícil verificar o andamento da operação.

2) Introdução teórica

2.1) Variáveis de solidificação

Alguns parâmetros importantes na análise da solidificação de peças fundidas tais como a velocidade de crescimento, o gradiente térmico externo imposto, o super-resfriamento e a composição da liga também influenciam bastante nos processos de soldagem.

2.1.1) Velocidade de crescimento (R)

A velocidade de crescimento ou solidificação é a velocidade com qual a interface S/L avança. Tem efeitos sobre a redistribuição de soluto e portanto sobre o super-resfriamento constitucional [2,32]. O valor de R varia de acordo com o local da poça de fusão.

Como a velocidade de crescimento da frente de solidificação R pode ser considerada na direção do maior gradiente térmico, que é normal à interface S/L, pode-se escrever:

$$R = R_h \cos(\alpha)$$

onde α é o ângulo entre a superfície S/L e R_h a velocidade da fonte de calor (velocidade de soldagem). Pode-se notar que R é máximo quando paralelo a R_h e mínimo quando perpendiculares [1].

É importante ressaltar a influência da micro-estrutura do metal, que possui direções preferenciais de crescimento. Em materiais policristalinos, há uma distribuição de orientações de grãos. Os que possuem estas direções preferenciais de crescimento melhor

alinhadas com a normal da frente de solidificação crescerão em detrimento dos outros grãos pois precisam de menos energia para tal. Isto não é válido quando se tem grãos equiaxiais no centro do cordão de solda. Neste caso, a velocidade macroscópica de crescimento não é relacionada com a velocidade de crescimento do grão, pois este agora cresce igualmente em todas as direções [3,12].

Existe uma importante influência de R no formato da poça de fusão. Está relacionado com um balanço entre o gradiente térmico na linha central e a velocidade de soldagem. Considere-se uma solda feita à baixas ou moderadas velocidades, na qual o formato da poça é elíptico. Na linha central ocorrem a máxima entrada de energia e as temperaturas mais elevadas, dificultando o fluxo de calor ao longo da linha central no sentido inverso ao da soldagem.

No entanto, a maior velocidade de crescimento é dada ao longo da linha central, já que o ângulo entre a normal à superfície S/L e a direção de soldagem é zero, resultando $R=R_h$, para o formato elíptico. Desta forma, a taxa de liberação de calor latente de solidificação é máxima na linha central do cordão de solda. Balanceando estes dois fatores apresentados, percebe-se que para uma poça de fusão de formato elíptico existe uma velocidade de soldagem crítica além da qual o gradiente térmico presente na linha central (mínimo) não pode dissipar o calor latente de solidificação rápido o suficiente. A poça de fusão então tende a um formato de gota. Neste, o ângulo entre a direção de soldagem e a frente de solidificação é sempre maior que zero e portanto R sempre menor que R_h [1,2,12].

A variação de R influencia o perfil da zona enriquecida de soluto do líquido e portanto a frente da interface S/L [31]. Uma mudança em R provocará um reajuste desta zona para que as condições de estado estacionário se mantenham. Quanto maior R , o gradiente de concentração de soluto nesta região torna-se maior por haver menos tempo para a difusão do soluto no líquido, aumentando o super-resfriamento constitucional (a ser

visto mais adiante) [1].

2.1.2) Gradiente térmico externo imposto (G)

O gradiente térmico no sólido e no líquido, na interface S/L, tem grande importância na determinação das **microestruturas** do cordão de solda. O gradiente térmico no líquido é o mais crítico na determinação da morfologia da interface S/L, pois também é responsável pela extensão da zona super-resfriada constitucionalmente.

A medição de gradientes térmicos em soldas é muito difícil, pois é função das propriedades termofísicas do material, do processo de soldagem, do local da poça de soldagem, do fornecimento de energia e da velocidade de soldagem. O gradiente térmico aumenta com o decréscimo da condutibilidade térmica do material, pois dificulta a dispersão de calor. Para processos de baixa densidade de energia, que são os mais utilizados em ligas de alumínio, como o TIG, o aumento do fornecimento de energia aumenta o tamanho da poça de fusão, diminuindo o valor de G para R constante [2].

2.1.3) Velocidade de resfriamento e parâmetro G/R

Uma importante variável na determinação das características de solidificação da poça de fusão, é o produto entre o gradiente térmico e a velocidade de crescimento na frente de solidificação, cujo resultado é chamado velocidade de resfriamento. Este parâmetro determina o espaçamento de braços de dendrita secundários pela seguinte fórmula:

$$d_2 = a (GR)^{-n}$$

onde (a) e (n) são constantes. A rigor, o espaçamento de braços primários de dendritas não pode ser caracterizado pela velocidade de resfriamento, pois na relação de

dependência com G e R estes têm expoentes diferentes. A condição de espaçamento dos braços de dendrita é frequentemente utilizada para medir os efeitos do modo de solidificação sobre a microestrutura do cordão.

O parâmetro G/R caracteriza, juntamente com a composição do metal, as microestruturas de solidificação da poça de fusão. Define a extensão da zona super-resfriada constitucionalmente (SRC). O conteúdo de soluto da liga é proporcional à extensão da zona SRC, não apenas pelo fato de que quanto mais soluto disponível a liga tiver, mais enriquecido será o líquido próximo à interface S/L, mas também pelo fato da composição da liga definir o semintervalo de solidificação, o que contribui para o efeito citado [33].

É importante destacar a interdependência das variáveis G e R . Sob mesmo fornecimento de calor, um aumento da velocidade de soldagem aumenta G no centro do cordão de solda. Entretanto, em uma mesma velocidade de soldagem, G diminui no centro do cordão com aumento do fornecimento de energia. O incremento de velocidade e energia de soldagem causam, portanto, apenas um leve aumento (às vezes decréscimo) de G , devido aos seus efeitos antagônicos. Porém o aumento da velocidade de soldagem eleva o valor de R , ficando no balanço destes efeitos uma diminuição na relação G/R [3].

De acordo com o visto anteriormente sobre a influência de G e R sobre o SRC, percebe-se que a relação G/R é inversamente proporcional à extensão deste. É interessante notar que as variáveis G e R são utilizadas na forma G/R pois guardam entre si uma relação inversamente proporcional. Aumentos em G , por exemplo, provocam diminuição de R , pois este está ligado à extensão do SRC.

2.1.4) Super-resfriamento

O super-resfriamento representa a diferença entre a temperatura liquidus da liga de composição nominal e a temperatura em que esta se encontra. Como será visto, o super-resfriamento necessário para a nucleação durante a soldagem pode ser ignorado. Sua importância fica restrita aos processos de crescimento e a nucleação heterogênea de grãos equiaxiais [1,12]

O super-resfriamento total pode ser dividido em quatro parcelas: 1-cinético, 2-devido a efeitos de capilaridade, 3-térmico e 4-constitucional.

O super-resfriamento cinético é associado à força necessária para impelir a solidificação a proceder. Ela é relacionada com a velocidade com a qual os átomos unem-se ao sólido. Pode ser importante em casos de solidificação de compostos orgânicos, cerâmicos ou em casos em que "clusters" sejam formados e seu atracamento ao sólido tenha algum requisito termodinâmico mais crítico [21]. Em geral é desprezível em condições de soldagem.

No super-resfriamento devido a efeitos de capilaridade, a temperatura liquidus é diminuída devido a energia de superfície associada à criação de uma superfície curva na interface S/L. Quando as velocidades de crescimento são muito elevadas, as estruturas tornam-se mais refinadas e esta contribuição pode ser importante.

Quando o líquido está resfriado abaixo da sua temperatura de solidificação de equilíbrio, acontece o super-resfriamento térmico, presente em casos onde tem-se alguma barreira significativa para a nucleação, ou no caso de solidificação direcional a baixas velocidades onde estruturas celulares são formadas.

Não é comum encontrar-se super-resfriamento térmico sob condições de soldagem, já que a nucleação é fácil. Se presente, tem um efeito pronunciado pois promove estruturas dendríticas equiaxiais. Pode estar presente em processos de alta densidade de energia, como na soldagem a LASER.

A temperatura liquidus é dependente da composição do líquido. A variação na temperatura liquidus devido a estas diferenças de composição é conhecida como super-resfriamento constitucional (SRC). É a contribuição mais importante no super-resfriamento. Sofre influência dos parâmetros de soldagem da forma citada anteriormente. Pode-se visualizar este efeito da seguinte forma: tem-se a curva de temperatura liquidus de equilíbrio versus a distância da interface S/L. Além disto tem-se a curva da temperatura atual do líquido versus a distância da interface S/L. Se esta última tiver valor menor que a anterior, então ocorre o SRC na extensão em que estas condições são observadas [1,2].

Através do balanço de massa do soluto na frente de solidificação, pode-se perceber que a extensão da região super-resfriada constitucionalmente é positivamente afetada pela velocidade de soldagem e intervalo de solidificação da liga, como já comentado, e é negativamente afetado por condições favoráveis de difusão ou arraste do soluto rejeitado do sólido em formação para o líquido adjacente [33]. O SRC tem papel preponderante na determinação da instabilidade da frente de solidificação em sistemas metálicos ou não [26].

2.2) Solidificação da poça de fusão

2.2.1) Início do crescimento na poça de fusão

Apesar da nucleação homogênea não ocorrer sob as condições em que são feitas as soldas, seu modelamento permite estudar o comportamento de outros tipos de nucleação [2]. Foram consultados trabalhos relativos à influência da convecção, causada por gradientes térmicos, constitucionais e forçada na estabilidade e condições de crescimento

Porém, na prática, em condições normais de processos de fundição e soldagem, não se consegue super-resfriamentos de mais de alguns graus Kelvin. Isto porque as condições para nucleação homogênea são extremamente difíceis de serem atingidas, sendo que o inverso ocorre com a nucleação heterogênea. Durante esta, que ocorre em substratos, a barreira energética para a formação do núcleo crítico é reduzida significativamente diminuindo a magnitude do termo relativo a energia de superfície no balanço termodinâmico. Menos átomos são necessários para atingir o raio crítico, pois não é preciso formar o núcleo todo.

A soldagem envolve um caso especial de nucleação heterogênea, na qual, os instantes iniciais do crescimento ocorrem com a mesma orientação cristalográfica e tamanho de grão do metal de base, segundo o modelo da zona parcialmente fundida (ZPF) de Savage. O líquido da poça de fusão penetra nos contornos de grão, ocorrendo uma fusão parcial destes, facilitada pela existência nestes locais de fases de baixo ponto de fusão [18].

É interessante notar que os grãos próximos aos bordos da poça de fusão são bem menores que os do metal de base, servindo esta observação como evidência do modelo. Este tipo de crescimento, onde os grãos da ZPF servem de substrato, é chamado epitaxial. A influência da microestrutura da zona afetada termicamente (ZAT) na microestrutura de solidificação da poça de fusão é grande [11]. Por exemplo, a largura dos grãos colunares é a mesma da ZAT até certa distância dentro da poça.

Devido ao fato da igualdade de composição e continuidade cristalográfica, características do crescimento epitaxial, a tensão superficial entre o substrato (grãos da ZPF) e o líquido e a tensão superficial entre o sólido em crescimento e o líquido podem ser consideradas idênticas. A tensão superficial entre o substrato e o sólido em crescimento é praticamente nula, também devido às características deste tipo de crescimento.

A nucleação heterogênea fica então com a barreira energética praticamente anulada pois qualquer evento, seja qual for a agregação de átomos que traga ao substrato, providenciará um núcleo supercrítico.

2.2.2) Influência da convecção

Foi visto a influência da velocidade de soldagem na geometria da poça de fusão. Agora serão discutidos os efeitos do fluxo do metal líquido nesta, pois este determina certas condições de transporte de calor na poça [19,20]. Assim será possível avaliar como estes fatores interferem na largura, profundidade e agitação da poça de fusão. Deve-se resaltar que condições específicas do arco de soldagem influenciam também na penetração da poça de fusão e largura, como a área da fonte de calor e características de fluxo de massa e calor que podem determinar também a dissipação de calor e agitação da poça [30].

A convecção neste presente caso é controlada por três forças básicas: a)forças de empuxo; b)forças eletromagnéticas; c)forças de tensão superficial. Não está presente nesta revisão considerações sobre o efeito das forças provenientes do gás de proteção sobre a poça [34].

Forças de empuxo são resultado da variação de densidade do líquido em função da temperatura, provocando gradientes densimétricos gerando convecção. O metal líquido próximo à região central da poça tende a ocupar sua parte superior. Enquanto isso o metal líquido próximo às suas fronteiras, mais denso, tende a ocupar sua parte inferior. A intensidade desta força é proporcional a dilatação térmica volumétrica do metal líquido. Promove um fluxo radial do centro para a periferia da poça, favorecendo um formato de poça larga e chata.

Forças eletromagnéticas são ocasionadas pelo campo magnético que a corrente de soldagem produz, promovendo um formato profundo e estreito da poça, pois facilitam o transporte de calor para suas regiões inferiores. O campo elétrico divergente na poça de fusão provoca fluxo de metal líquido na parte central desta, dirigido à raiz, criando na superfície fluxo radial em direção à parte interna. Alterações no raio efetivo de distribuição de corrente na poça de fusão diminui a densidade de corrente e conseqüentemente a influência da força eletromagnética. Este é afetado pelo ângulo da ponta do eletrodo.

O fluxo devido à diferença de tensão superficial entre a parte central e periférica da poça de fusão depende do sinal do coeficiente de temperatura de tensão superficial. Este fornece a taxa de variação da tensão superficial com a temperatura e tem valor negativo para ligas de alumínio. Assim, o metal líquido mais frio da periferia da poça de fusão tende a arrastar o metal líquido mais quente do centro da poça de fusão, onde a tensão superficial é menor.

Cria-se então um fluxo radial do centro para fora, porém de forte influência apenas próximo à superfície. É a contribuição mais forte na convecção da poça de fusão, favorecendo um formato largo e chato. Certos elementos tensoativos podem alterar o sinal do coeficiente de temperatura de tensão superficial, como o O, S e Se, promovendo desta forma a penetração do cordão de solda [2,32].

Durante a soldagem estas três forças atuam conjuntamente. O campo de velocidades do fluxo de fluido tem dois circuitos distintos, com sentidos opostos. O primeiro, perto da superfície da poça de fusão, é dominado pelos efeitos da tensão superficial. O segundo fica na região interna da poça, próximo às bordas, sendo dirigido pela força eletromagnética. As forças de empuxo, na presença das duas anteriores, são desprezíveis. Porém, vale ressaltar que a ordem de grandeza das velocidades de fluxo de fluido do primeiro circuito é bem maior que a do segundo. Tem-se assim uma dificuldade de transferência de calor para a parte interna inferior da poça, prejudicando a penetração

do cordão, à exceção da presença de elementos tensoativos positivos no metal líquido [20].

As condições de fluxo na poça podem favorecer a fragmentação de braços de dendritas ou o destacamento de grãos parcialmente fundidos, que poderiam favorecer o refino da microestrutura do cordão de solda [7]. A evidência de que as ditas condições de fluxo de metal líquido poderiam promover tais fenômenos, é que ocorre um decréscimo na intensidade do perfil de velocidades na região do segundo circuito, sugerindo a existência de esforços cisalhantes, os quais poderiam favorecer os efeitos citados. O trajeto exato destes possíveis núclei são difíceis de determinar. No caso de fragmentos de dendritas, pode-se supor que o seu ramo principal é o que determina o empuxo sobre esta e conseqüentemente a distância que pode percorrer, sendo que a presença de braços secundários pode favorecer este fator por aumentar o volume efetivo do corpo enquanto que braços de ordem superior não apresentam contribuição notável [23].

A poça de fusão pode sofrer ainda efeitos de agitação provenientes de pulsações do arco, propositais ou não, e da própria movimentação desta [36]. Pode-se distinguir estes tipos de oscilação em duas classes: os que ocorrem quando a penetração do cordão de solda é parcial e os que ocorrem em cordões com penetração total, podendo causar distorções no perfil do cordão. Estes fenômenos podem ser modelados através de hidrodinâmica clássica, levando em conta o balanço de pressão na superfície da poça de fusão.

2.2.3) Microestruturas de solidificação

Resumidamente, pode-se dizer que a extensão da região onde ocorre SRC é maior quanto menor for o valor do parâmetro G/R e maior for a concentração de soluto da liga.

Os tipos de crescimento de microestruturas metálicas encontradas em poças de fusão, o planar, o celular, o celular dendrítico [2,15], o dendrítico colunar e equiaxial, são largamente influenciados pela extensão da região onde ocorre SRC. Ele é responsável pela estabilidade ou não da frente de solidificação planar em ligas. À medida que ocorra uma perturbação atômica na interface S/L, causando uma protuberância, ela tenderá a refundir caso logo a frente da interface S/L a temperatura do metal líquido estiver acima da liquidus. Ou seja, na inexistência de super-resfriamento constitucional, o crescimento planar é estável. Durante o crescimento, a estabilidade da interface S/L plana é determinada fortemente e precisamente pelos gradientes térmicos e composicionais que existem na interface S/L.

Fatores que tenham efeito sobre o SRC conseqüentemente o terão sobre a forma de crescimento. Por exemplo, uma liga com coeficiente de repartição menor que outra, irá rejeitar relativamente mais soluto à medida que a solidificação procede, aumentando a tendência para instabilidade do crescimento planar. À medida que a extensão do SRC aumenta, as morfologias de crescimento vão evoluindo na ordem já mostrada.

Para uma análise mais rigorosa das condições de estabilidade do crescimento planar, à baixas velocidades de crescimento, é necessário levar em conta efeitos de energia de superfície, ou seja, considerações sobre o tamanho das protuberâncias, pois elas aumentam a área da superfície S/L. A mínima velocidade de crescimento para a qual o crescimento planar é instável é aumentada.

Em velocidades de crescimento elevadas, a distância característica de difusão é menor [33], de forma que para qualquer perturbação ser estável ela deve ter seu tamanho menor que esta distância, para que a variação de composição possa corresponder a uma variação na temperatura liquidus e permitir SRC. Entretanto perturbações muito pequenas serão mais influenciadas pela energia de superfície devido ao grande valor da relação área/volume, o que prejudicará seu crescimento.

O formato da poça de fusão também influencia sua estrutura de grãos. Em uma poça elíptica, a medida que avança, a direção do gradiente térmico muda. Como o máximo gradiente de temperatura ocorre na normal à interface S/L, a direção de crescimento normalmente é esta. Assim um dado grão não estará favoravelmente orientado a este gradiente durante todo o processo de solidificação. Grãos que antes estavam em orientações desfavoráveis, podem agora crescer, antes de serem eliminados até a linha central, resultando em uma microestrutura mais refinada. Em poças com formato de gota a invariância da direção do máximo gradiente térmico da borda da poça até a linha central, promove grãos colunares mais largos. Isto porque no processo competitivo de crescimento, apenas poucos grãos sobrevivem e crescem sem interrupção até a linha central [12,13,14].

Tratando agora de algumas características particulares de cada tipo de crescimento, estes serão apresentados na ordem em que poderiam ocorrer. Primeiramente, como já mostrado, este ocorre para gradientes térmicos elevados e SRC tendendo a zero. Tem as características do crescimento epitaxial, o qual é competitivo, ou seja, os grãos melhores alinhados com a direção de máxima extração de calor crescem preferencialmente. A partir de então começam a aparecer o crescimento celular, com SRC ainda pequeno, mas permitindo a formação de protuberâncias na frente de solidificação. Pode ocorrer crescimento celular dendrítico, que é uma forma de transição entre este e o dendrítico.

No crescimento dendrítico, com gradientes térmicos menores que os anteriores, e conseqüentemente um elevado SRC, ocorre o crescimento por ramificação a partir de um eixo central. Este é significativamente controlado pela cristalografia do material, ocorrendo ao longo de direções cristalográficas específicas, onde a cinética de atracamento dos átomos é favorecida. É diferenciado do crescimento celular, já que neste a evolução da microestrutura não é necessariamente na direção de mais fácil crescimento. No crescimento dendrítico pode ocorrer que devido ao constante deslocamento da fonte de calor, braços de dendrita de ordens superiores a um venham a crescer, por estarem

melhores alinhados com o gradiente térmico máximo.

A transição da zona dendrítica colunar para dendrítica equiaxial é rara em soldas. Grãos colunares tem o seu crescimento barrado pela nucleação destes novos grãos [12]. Os possíveis mecanismos que explicam este fenômeno são: nucleação heterogênea fragmentação de dendritas e destacamento de grãos da zona parcialmente fundida, sendo estes dois últimos causados pela convecção na poça. Se sobreviverem às condições térmicas desta, podem servir de núclei para a formação de novos grãos. O primeiro mecanismo mencionado é o mais importante, pois parece ser o mais comum de todos. A formação de grãos equiaxiais devido apenas ao SRC não é normalmente possível em soldas, porque a grande intensidade do gradiente térmico na poça não permite uma região com SRC grande o suficiente [3]. Porém, por compostos presentes no metal à base de titânio, provenientes do processo de fundição da liga (inclusive série 5052), que não se degeneram durante a soldagem, os níveis de SRC atingidos podem propiciar nucleação heterogênea [3,16,17].

É interessante ressaltar que para que este mecanismo possa atuar e proporcionar a formação de grãos equiaxiais, os núcleos formados devem sobreviver às condições térmicas da poça, bem como os compostos de titânio, devem ter algumas condições favoráveis. Um aumento no insumo de calor proporciona decréscimo no gradiente de temperatura, dando mais tempo para os núcleos crescerem.

Quando a velocidade de soldagem é aumentada, também facilita-se a nucleação heterogênea por reduzir o tempo no qual os núclei em potencial ficam expostos ao ciclo térmico que poderia derretê-los. A distribuição dos compostos de titânio deve ser o mais uniforme possível. O ideal é que as partículas não sejam empurradas pela frente de solidificação e tal comportamento depende de considerações sobre tensão superficial, relação entre as condutividades térmicas da partícula e da matriz e velocidade de solidificação entre outros [29].

2.2.4)Efeitos da oscilação magnética do arco

O uso da oscilação magnética do arco de soldagem foi inicialmente pesquisado em ligas ferrosas como possível meio de obter estruturas mais refinadas e mais resistentes à trincas [33,34,35]. Foram observadas as primeiras evidências de que a alteração da direção de crescimento de grãos colunares dificultaria a propagação de trincas e poderia promover refino de estrutura [33].

Foram estudados três padrões de oscilação do arco, em relação à direção de soldagem: longitudinal, transversal e circular, para ligas de alumínio tipo 5052 [4,5]. Esta liga tem susceptibilidade baixa à trinca de solidificação em comparação à ligas da série 2000 e ,conseqüentemente, apresenta diferentes respostas às microestruturas obtidas em relação a este fenômeno [6]. A composição de velocidades de soldagem e oscilação do arco resultam em uma velocidade final maior, o que favorece estrutura mais refinada e estreitamento da ZTA, salvo em casos específicos descritos a seguir.

O uso da oscilação magnética longitudinal, na liga 5052, mostrou ter efeito refinador de grão aliado à melhoria de resistência à trincas de solidificação apenas em altas frequências de oscilação. Em ligas de grande tendência a este tipo de defeito, o padrão de oscilação aqui descrito não foi eficaz de forma alguma na diminuição deste tipo de defeito.

É de se esperar que ocorra uma variação de fração de grãos equiaxiais ao longo do cordão de solda. Quando o arco é defletido para trás o gradiente térmico (G) é aumentado e a velocidade de crescimento (R) diminuída, enquanto que durante a fase em que o arco é defletido para a frente acontece o oposto com G e R, favorecendo o aumento da fração de grãos equiaxiais [37].

A oscilação em padrão circular provoca a formação de grãos colunares em forma de leque em cerca de dois terços da largura do cordão (na região onde o sentido da

deflexão é contrário ao da soldagem e onde as direções são perpendiculares) . Dificultam a propagação de trincas, à baixas frequências, por razões semelhantes às que a ocorrência de grãos colunares propiciam. Altas frequências de oscilação provocam ação refinadora dos grãos, porém seu mecanismo de atuação ainda não é bem conhecido.

Como no caso da oscilação longitudinal, a circular só é efetiva em ligas pouco susceptíveis. Em locais onde ocorre acúmulo de calor devido a um tempo médio de permanência do arco maior que o normal, devido ao movimento da tocha em sentido contrário ao da soldagem, pode ocorrer aumento do tamanho de grão da ZAT.

No uso da oscilação transversal, foram propostos dois mecanismos distintos que melhoram a estrutura do cordão de solda. Em baixas frequências, e valores altos de amplitude, tem-se a ocorrência dos grãos colunares alternados. Os grãos tendem a acompanhar o bordo de fuga da poça de fusão de forma que possam preferencialmente estar perpendiculares a este maior gradiente térmico. Cria-se uma dificuldade para a propagação de trincas, pois sua direção de propagação é forçada a mudar de direção constantemente [33,4]. Em altas frequências ocorre refino dinâmico da poça de fusão de forma semelhante ao da oscilação longitudinal, provavelmente causado por nucleação heterogênea.

Durante a oscilação magnética no padrão transversal e com certas limitações no circular o movimento do arco para um determinado lado do cordão o aquecerá aumentando G e diminuindo R, e tendo simultaneamente o efeito oposto do outro lado. O sentido do fluxo de metal líquido, do lado onde o arco está defletido, é contrário com o sentido da soldagem, trazendo metal líquido quente da parte frontal da poça de fusão aumentando ainda mais os efeitos em G e R descritos anteriormente, diminuindo a fração de grãos equiaxiais deste lado do cordão, ao contrário do que ocorre no lado oposto [37]. Estes fenômenos podem ser dificultados com o aumento da frequência de oscilação, já que as condições térmicas para a formação da poça não tem ajuste imediato e sim gradual e

dependente das características termofísicas do material.

Em ambos os casos, assim como no outro padrão de oscilação, fases de baixo ponto de fusão ou impurezas são mais distribuídas ao longo de uma maior quantidade de contornos de grão formados pelo refino da microestrutura, que na maioria das vezes é propiciada por nucleação heterogênea sobre compostos de titânio, auxiliada por condições favoráveis do SRC [16,12,3,7].

Embora ainda não tenha sido comprovado o mecanismo de refino de grão por fragmentação de dendritas ele pode ocorrer na poça de fusão [8] em condições que estes fragmentos não tenham tempo de serem fundidos (alta velocidade de soldagem e condições térmicas não muito severas. Como em soldas a microestrutura é bem refinada, devido as altas taxas de resfriamento, o fluxo de fluido interdendrítico é dificultado e também este processo de refino, em comparação a processos de fundição. Condições que favoreçam uma zona pastosa mais extensa podem facilitar a atuação deste mecanismo como grande intervalo de solidificação e baixos gradientes térmicos, lembrando que este último também aumenta a extensão da zona SRC, favorecendo também desta forma o refino da estrutura.

O mecanismo de destacamento de grãos parece estar presente no refino da estrutura de ligas de alumínio 7004, soldadas com oscilação magnética [7]. Para que este mecanismo seja operante deve-se ter algumas condições básicas. A primeira é a existência de uma zona parcialmente fundida (ZPF), formada a partir de outras fases presentes nos contornos de grão e de menor ponto de fusão [18], larga o suficiente para permitir o fluxo de fluido.

O tamanho dos grãos parcialmente fundidos deve permanecer pequeno na ZPF para que eles possam servir posteriormente como sítios de nucleação heterogênea e tenham condições de serem destacados da ZPF pela convecção. A presença de segunda fase e precipitados, dificulta crescimento de grão. O fluxo de fluido deve ser intenso de forma a

promover esforços cisalhantes na borda da poça de fusão de forma a conseguir remover os grãos das regiões mencionadas, o que pode ocorrer nas condições de oscilação magnética. Estas condições de fluxo devem ser favoráveis, como em todos os demais mecanismos de refino de estrutura, de modo a permitir que estes sítios de nucleação possam ficar a frente da região de crescimento colunar, impedindo o seu avanço com a formação dos grãos equiaxiais.

A oscilação magnética, como já explicado, promove em certas regiões por certo tempo uma redução na intensidade do gradiente térmico G o que permite que os grãos destacados tenham maior chance de sobreviverem na poça de fusão e refinar a estrutura desta. Ligas com pequeno intervalo de solidificação não podem ter ZPF larga o suficiente para que este mecanismo seja operante, como por exemplo a 3003. Já as que possuem grande intervalo de solidificação, apesar de não terem este problema, tem cinética de crescimento de grão muito rápida dificultando o destacamento dos grãos.

3) Procedimento experimental

O primeiro passo na realização dos ensaios experimentais foi a determinação das dimensões dos corpos de prova de forma que o regime quase-estacionário pudesse ser estabelecido em todos os casos e de que as condições de fluxo de calor pudessem ter as mesmas influências de efeitos de borda em todos os corpos de prova, de forma o mais minimizado possível. O regime quase-estacionário é de grande importância para que os ensaios possam ter reprodutibilidade, pois a microestrutura do cordão de solda fica constante a partir do ponto onde ele é estabelecido. O tempo necessário para que este seja estabelecido é dado pela fórmula:

$$t = 16 X / V^2$$

onde t é o tempo necessário para que o regime quase-estacionário seja estabelecido,

X é a difusividade térmica do metal e V a velocidade de soldagem. O valor de X foi admitido como $0,733 \text{ m}^2/\text{seg}$, não variando com a evolução do processo de soldagem [10].

Devido à limitação da amplitude do trajeto do carro de soldagem automática utilizado de 35 cm, o comprimento dos corpos de prova limitou-se a este valor. Para os valores de velocidade de soldagem utilizados neste trabalho, como será visto mais adiante, todos os corpos de prova obedecem a condição de propiciar uma região do cordão de solda que está em regime quase-estacionário por cerca de no mínimo 15cm. A largura dos corpos de prova foi estabelecida em 15cm, pois era a largura das tiras de chapa de alumínio. Este valor ficou próximo do ideal que é, para as velocidades usadas, 20cm. A espessura dos corpos de prova para a soldagem ficou sendo o mesmo da chapa, 3,2 mm.

A partir disto foram levantados os parâmetros iniciais de soldagem a serem utilizados. Pelas referências consultadas para tal [4,5,6], optou-se por utilizar velocidades de soldagem entre 6 e 8 cm/seg, já que são próximas as utilizadas comercialmente, devido à alta condutividade térmica do alumínio. Iniciaram-se então as soldagens preliminares em grande número, cerca de 20 cordões sadios, para determinar que valor de amperagem e voltagem deveriam ser utilizados nos cordões onde a amperagem e voltagem permaneceriam constantes, variando-se a velocidade de soldagem e também valores de amperagem para os ensaios a velocidade de soldagem e voltagem constantes. Em todos os casos a penetração do cordão deve ser total e a voltagem constante, controlada por AVC.

Para a realização dos cordões definitivos, procurou-se fazê-los em temperatura ambiente constante (24 a 26 graus Celcius) e seguindo o procedimento descrito para cada corpo de prova (CP), logo antes da sua soldagem. Inicialmente o CP foi lavado com sabão comum e água, sendo em seguida limpo com acetona. Então foi mantido por 7 minutos em solução decapante cuja composição por litro é: 10 ml de HF, 390 ml de HNO_3 e 600 ml de água. Após forte enxágue o CP é novamente limpo com acetona e então escovado com

escova de aço para remover o óxido, para receber por último uma limpeza final com acetona, sendo então soldado.

A soldagem é realizada com carro de soldagem, que permite manter constante a velocidade de soldagem, AVC (automatic voltage control) que mantém o comprimento do arco e voltagem constante com variação de, na máxima velocidade de soldagem, 0,4V. O carro foi solto após cerca de 4 seg de abertura do arco, para garantir penetração. Após a soldagem o CP era resfriado em água à temperatura ambiente.

Segue-se então a fase de preparação das amostras metalográficas (AM). Estas são retiradas da região onde estava estabelecido o regime quase-estacionário, sempre que possível à uma mesma distância do início da chapa para minimizar desvios. A parte do cordão de solda próximo ao final da chapa foi desprezada, cerca de 5 cm, para evitar influências da borda. As chapas foram cortadas com tesouras de corte de chapas e acertadas em cut-off. De cada cordão foram retiradas duas AM. Uma no sentido transversal ao cordão de solda e outra paralela a superfície da chapa que esteve do lado do arco.

O embutimento foi feito em resina de poliéster estabilizada, para evitar possíveis crescimentos de grão nas AM. Esta foi então lixada em lixa d'água de grana 120, 180, 240, 320, 400 e 600 ordenadamente. Posteriormente foi feito polimento em politriz com pasta de alumina de granulometrias 6 μ m, 3 μ m e 1 μ m consecutivamente, pois AM feitas desta forma estavam apresentando melhor definição do que usando polimento eletrolítico. As AM sofreram então anodização para revelar a microestrutura e foram observadas sob luz polarizada. Foram retiradas fotos sob aumento constante de 60 vezes também sob luz polarizada, com filme de ASA 100.

Serão mostradas a seguir as tabelas com os valores utilizados nas soldagens definitivas. A primeira série foi realizada sob amperagem e voltagem constantes, variando-

se a velocidade de soldagem. A segunda série foi feita com a velocidade de soldagem e voltagem constante, variando-se a amperagem. Em ambas as séries a penetração de todos os cordões foi total. O número entre parênteses é o desvio padrão do valor apresentado.

Série 1

código	velocidade (mm/seg)	voltagem (V)	amperagem (A)
1A	5,98 (0,07)	15	150
1B	6,84 (0,02)	15	150
1C	7,75 (0,05)	15	150

Série 2

código	velocidade (mm/seg)	voltagem (V)	amperagem (A)
2A	6,70 (0,13)	15	130
2B	6,70 (0,13)	15	150
2C	6,70 (0,13)	15	170

4) Resultados experimentais & Discussão

As micrografias obtidas serão comparadas e analisadas primeiramente entre as da mesma série e posteriormente entre as duas séries, objetivando uma melhor compreensão e explicação das microestruturas obtidas em função dos parâmetros de soldagem. Ao indicar o código da micrografia, poderá aparecer a letra T indicando que a micrografia é transversal ou a letra P indicando que o plano da micrografia é paralelo ao plano de movimentação do carro de soldagem.

1)Análise da série 1 - amperagem constante

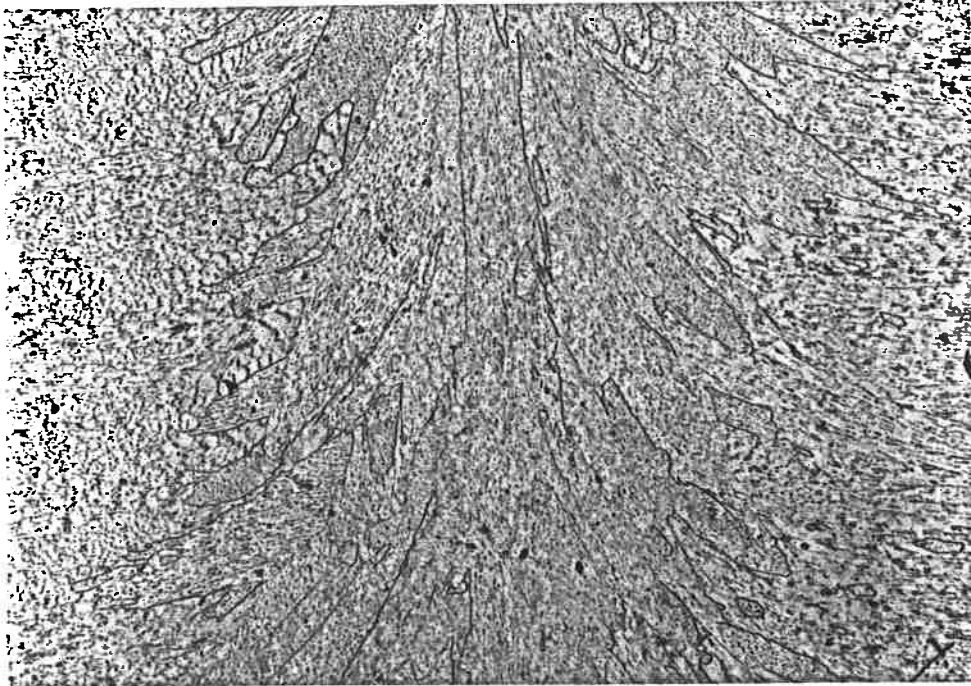
As micrografias das figuras 1, 2 e 3, nesta ordem referidas às amostras 1A, 1B e 1C, mostram a mudança da microestrutura do centro do cordão de solda (a) e da região próxima ao início da poça (b) no plano P.

Na figura 1a podemos observar grandes grãos colunares que crescem a partir da borda da poça de fusão por boa parte da largura da poça de fusão e que perto do centro do cordão tem seu crescimento barrado, sendo substituídos por grãos que tendem a se alinhar com a direção de soldagem. Bem no centro do cordão existem grãos axiais extremamente longos. Em 1b, 2b e 3b notam-se três regiões distintas: os grãos colunares que crescem a partir da borda da poça de fusão, a ZAT e o metal base.

A microestrutura observada em 1a evidencia que a velocidade de soldagem empregada está permitindo a existência de poça de fusão elíptica, embora esteja próxima a velocidade crítica a partir da qual passa-se ao formato de gota já que os grãos colunares originados da borda da poça de fusão chegaram a percorrer um percurso relativamente grande em comparação com a largura desta. O calor latente de solidificação liberado ainda pode ser dissipado pelos baixos valores de G no centro do cordão, permitindo crescimento paralelo à direção de soldagem.

Na micrografia da figura 2a a estrutura está mais refinada que em 1a. Os grãos colunares que se originaram na borda da poça de fusão não aparentaram mudar de comprimento, mas tiveram grande redução na largura. Observando-se a foto 2b e comparando-a com 2a percebe-se melhor este fato, devido à diminuição do crescimento de grão na ZTA causado pelo aumento de velocidade de soldagem que diminui o insumo de calor local.

(a)



(b)

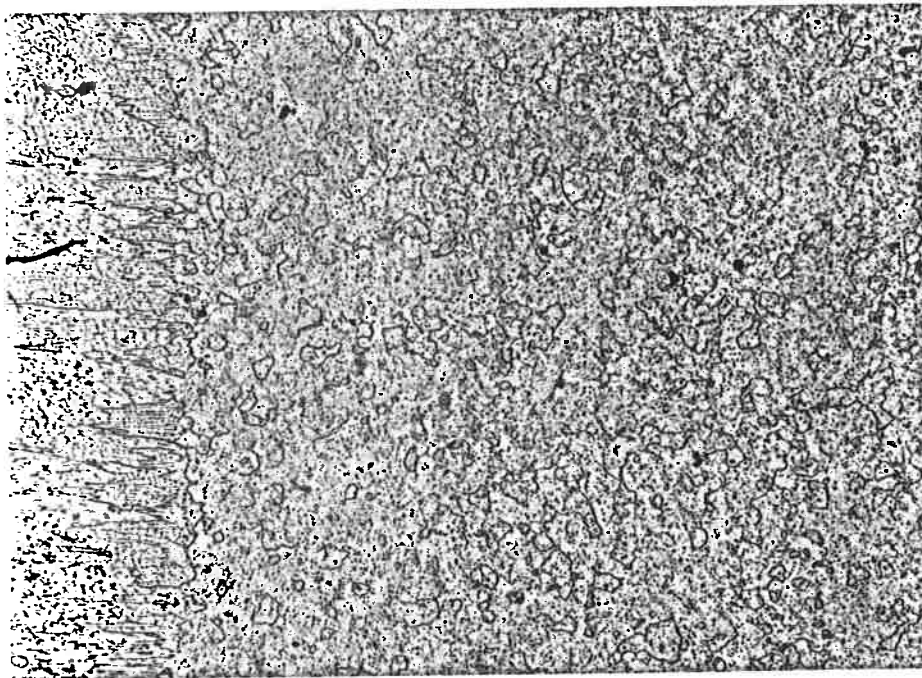
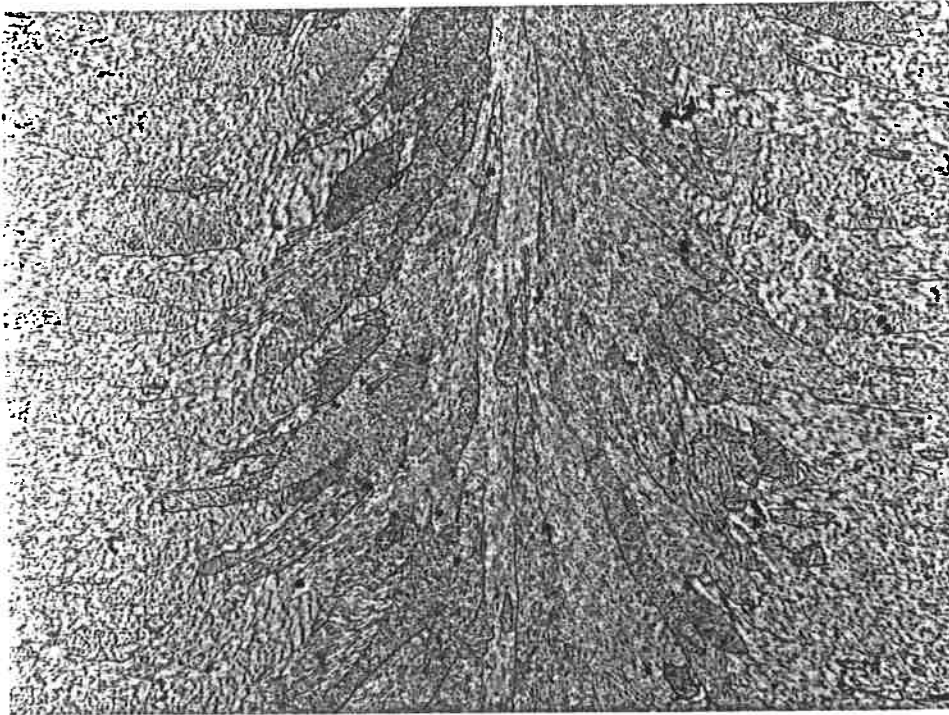


Fig. 1 - Micrografias da amostra 1A(P), amperagem constante. Em (a) micrografia do centro do cordão e em (b), micrografia da região adjacente a poça de fusão.

Também, por outro lado, fica mais difícil dissipar o calor latente de solidificação liberado, que aumenta com a velocidade de soldagem, no centro do cordão, fazendo com que os braços de dendrita melhor alinhados com os gradientes térmicos máximos cresçam iniciando novos grãos colunares, em detrimento dos menos favorecidos neste aspecto. É interessante notar que este efeito, pelo observado nas micrografias, é mais intenso em poças de fusão em formato elíptico que estejam em velocidades de soldagem próximas crítica para a mudança ao formato de gota, quando os grãos colunares oriundos da borda de fusão chegam mais perto da linha central do cordão. Assim, a velocidade da mudança de direção de crescimento os grãos fica mais abrupta, forçando os grãos formados a serem menores, devido necessidade de adaptação mais rápida nova direção de crescimento. Ainda na micrografia 2a percebe-se a existência de grãos axiais, embora estejam mais estreitos, novamente devido a crescente dificuldade, com o aumento da velocidade, de se ter crescimento alinhado com a direção de soldagem.

Nas amostras metalográficas de código 1C(P), presentes na figura 3, ocorreu o maior refinamento de microestrutura observado nesta série de ensaios. A região de grãos colunares encurvados próximos ao centro do cordão de solda de 3a também estão mais refinados. Porém neste caso parece ser devido ao fato de que a medida que a velocidade de soldagem aumenta, ficam favorecidas condições que promovem a sobrevivência de substratos que favoreçam a nucleação heterogênea de grãos equiaxiais, como aumento da zona SRC e diminuição do tempo disponível para derretê-los. Estes grãos equiaxiais barram o crescimento dos colunares. Também é interessante notar que em 3b a ZTA é menor que em 1b e 1a, devido a diminuição do insumo de calor com o aumento da velocidade de soldagem.

(a)



(b)

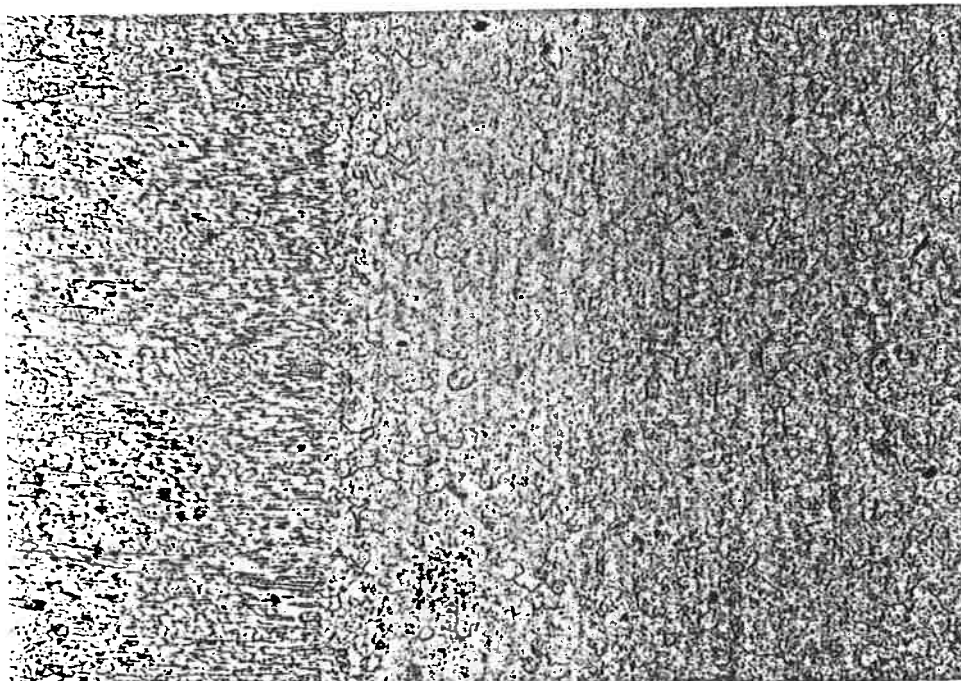
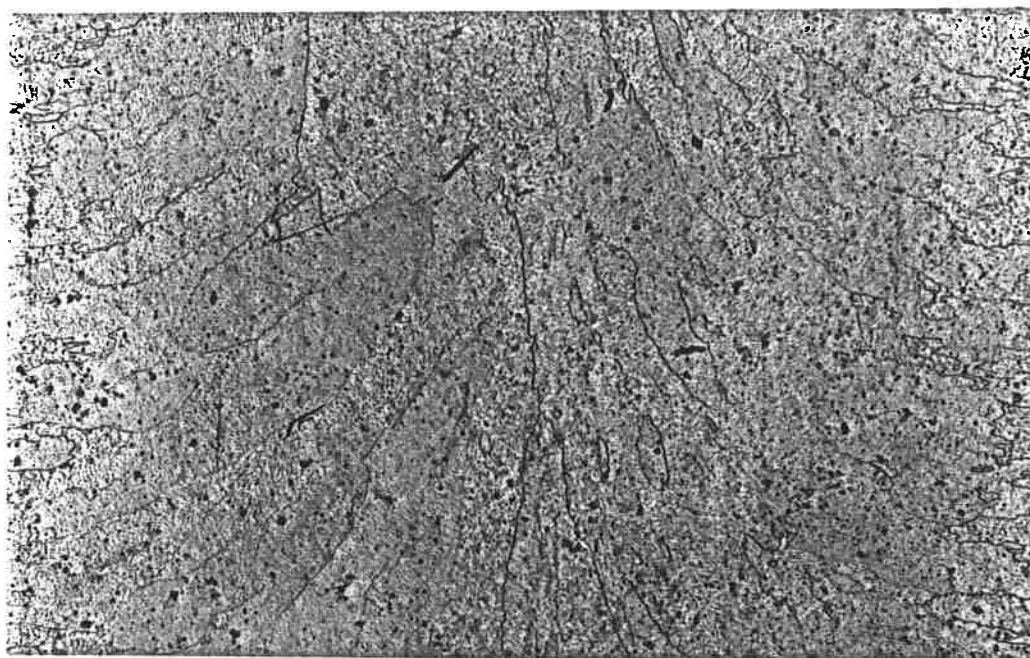


Fig. 2 - Micrografia das amostras 1B(P), amperagem constante.
Em (a) temos o centro do cordão e em (b) as regiões adjacentes.

(a)



(b)

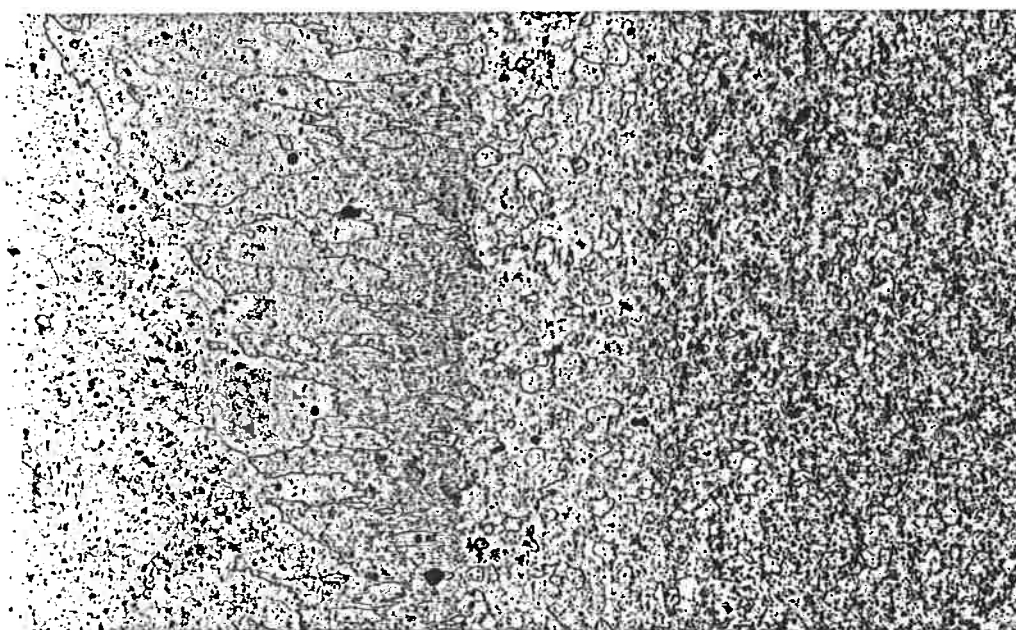


Fig. 3 - Micrografia das amostras 1C(P), amperagem constante.
Em (a) o centro do cordão de solda e em (b) as regiões adjacentes.

As figuras 4, 5 e 6 tem respectivamente as micrografias das amostras 1C(T), 1B(T) e 1A(T), ou seja, os mesmos cordões de antes só que no plano T, para ajudar a compreender as microestruturas de solidificação da poça de fusão obtidas pela variação da velocidade de soldagem.

Observando as figuras 6 e 5, percebe-se melhor que a segunda é mais refinada que a outra e que os grãos colunares no centro do cordão visto nas figuras 1 e 2 , ocupam uma área menor em 1B do que em 1A . Também é possível avaliar a diminuição da área do cordão de solda com o aumento da velocidade, pois assim percebe-se a redução no insumo de calor e conseqüentemente redução de quantidade de metal fundido. Na figura 4 pode-se verificar como esta estrutura ficou bem mais refinada que as anteriores, além do fato de que o tamanho dos grãos aparentar sofrer certa diminuição a medida que se avança para a raiz do cordão de solda, devido a gradientes térmicos menos intensos. Isto é propiciado por um tipo de pré-aquecimento que ocorre no restante superior da chapa em comparação ao raiz da solda, facilitando aumento de zona SRC e dando mais tempo para os núclei crescerem.

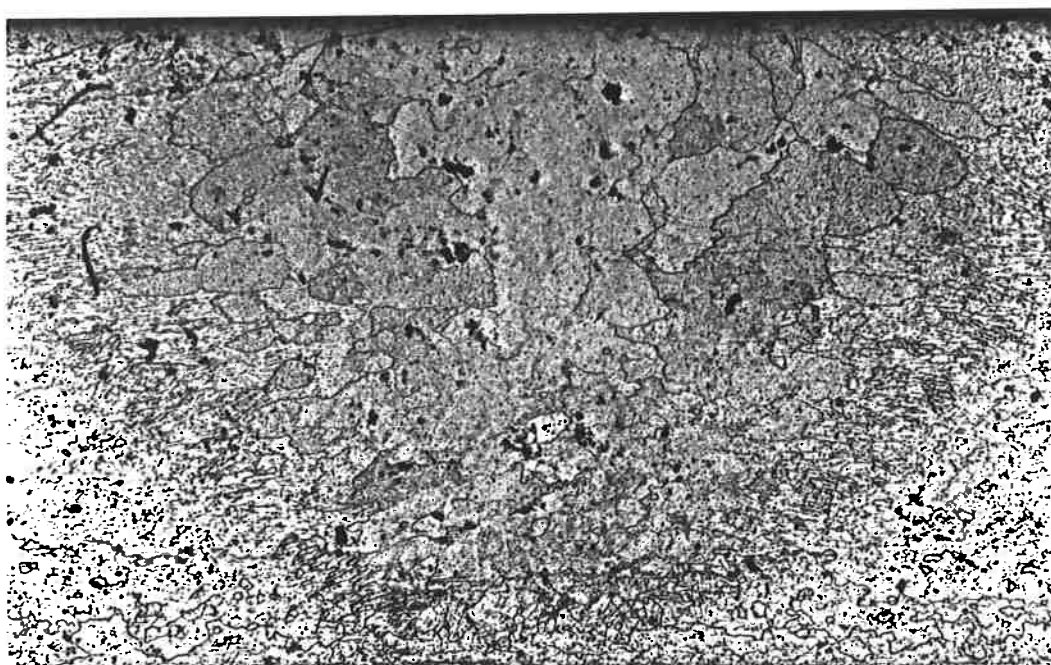
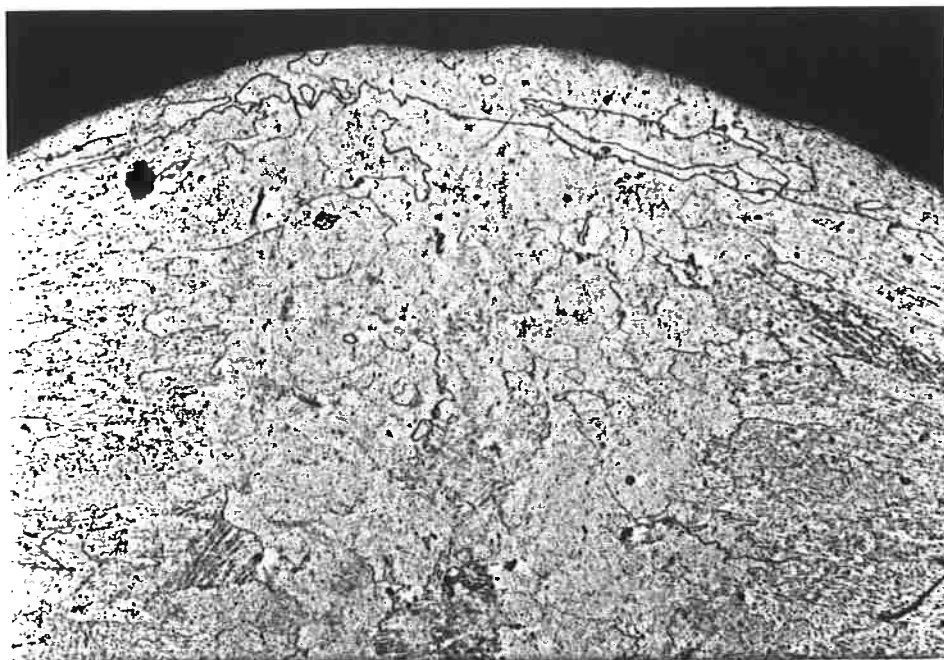


Fig. 4 - Microestrutura da amostra 1C(T), amperagem constante.

(a)



(b)

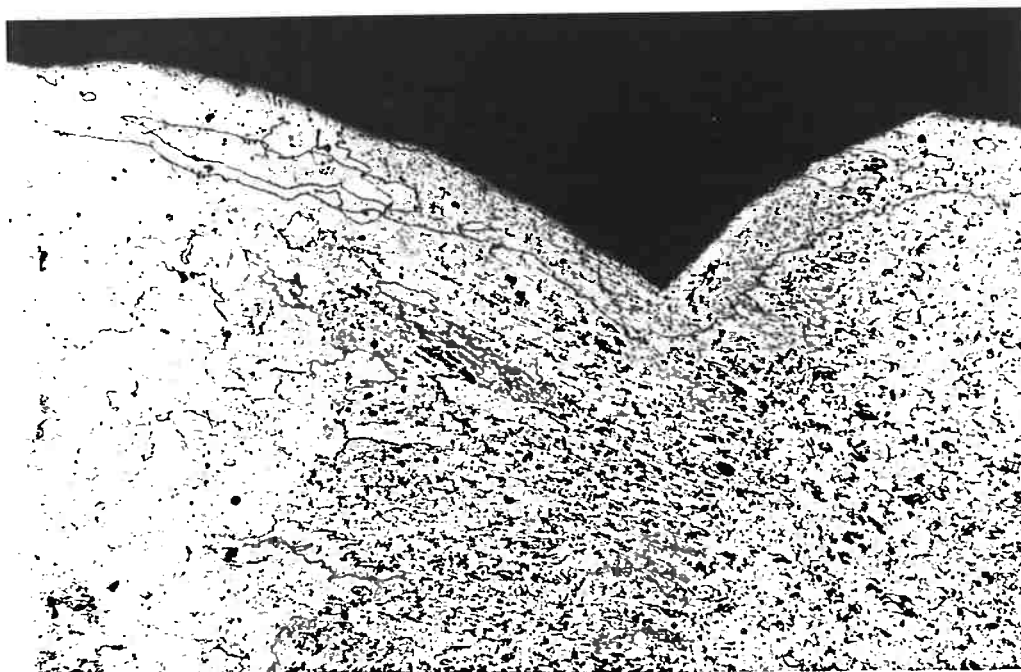
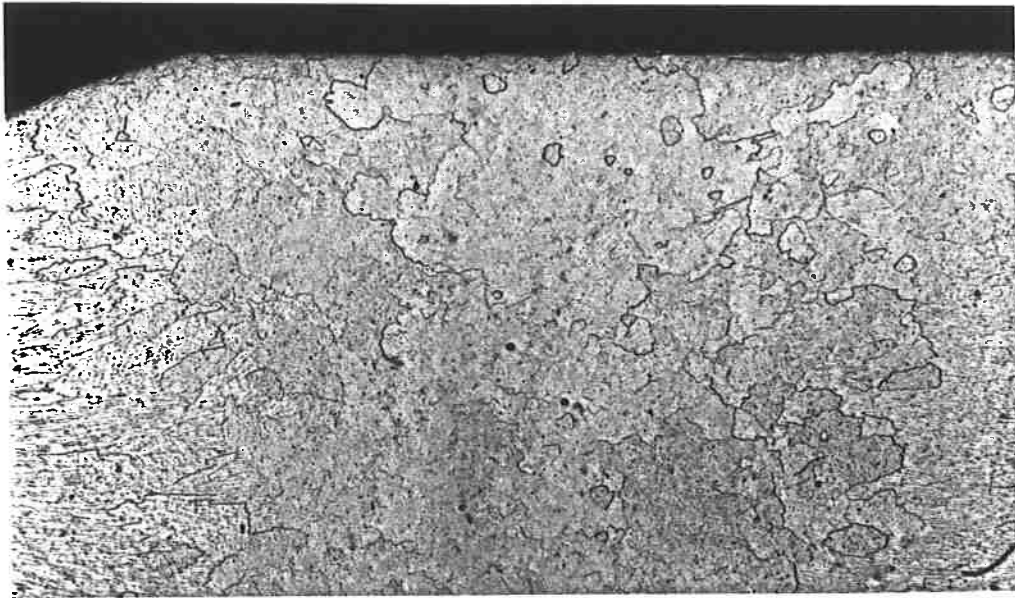


Fig. 5 - Microestrutura da amostra 1B(T), amperagem constante.
Em (a) vista do meio do cordão e em (b) vista da zona adjacente.

(a)



(b)

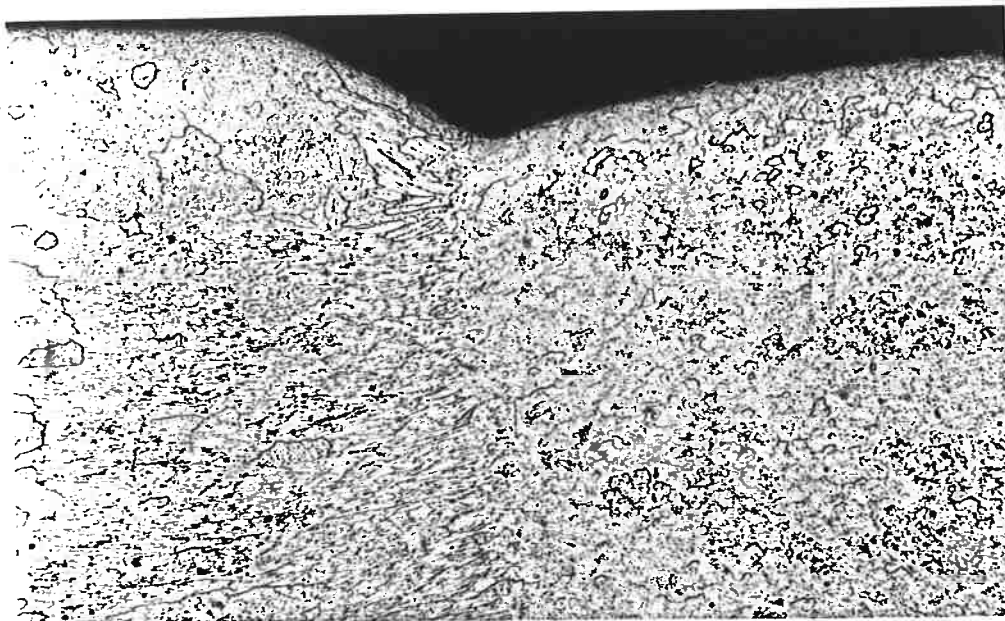


Fig. 6 - Microestrutura da amostra 1A(T), amperagem constante.
Em (a) vista do meio do cordão e em (b) vista do zona adjacente.

.2)Análise da série 2 - velocidade de soldagem constante.

As figuras 7, 8 e 9 tem respectivamente as micrografias dos amostras 2A(P), 2B(P) e 2C(P). As figuras 10, 11 ,12 são as micrografias das amostras 2A(T), 2C(T) e 2B(T), respectivamente. Respeitam as mesmas convenções anteriores.

Nesta série pode-se observar nas amostras no plano T que o aumento da amperagem aumenta a área do cordão de solda, devido mais uma vez ao aumento do insumo de energia. As microestruturas dos corpos de prova 2B e 2C apresentam poucas diferenças significativas entre si, sendo formadas por grãos colunares, que sofriam desvio perto do cordão de solda, por condições térmicas já explicadas anteriormente, revelando uma poça de fusão elíptica. A extensão da ZTA aumenta de 2A para 2B e deste para 2C como é de se esperar mais uma vez devido ao aumento de temperatura local, proporcionado pelo aumento do insumo de energia. Já no corpo de prova 2A, foi observado um grande refino de grão, visto a grande ocorrência de grãos equiaxiais em grande extensão do cordão de solda. Tal fato é devido a condições favoráveis para a sobrevivência e o crescimento de núclei e núcleos, causadas por velocidades de crescimento rápidas o suficiente para não permitir a fusão destes e gradientes térmicos baixos permitindo seu crescimento.

É possível que nos corpos de prova 2B e 2C este mecanismo não possa ter operado devido ao insumo de calor muito grande, para a velocidade de soldagem utilizada, que causou fusão dos núcleos antes que estes pudessem crescer e serem apanhados pela interface S/L.

(a)



(b)

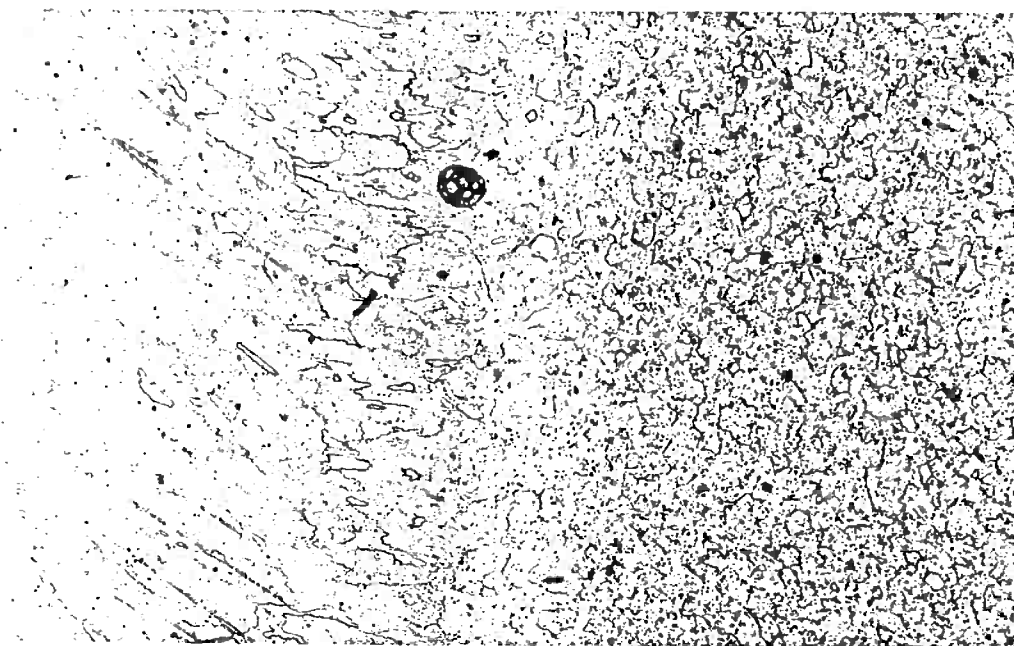


Fig. 7 - Micrografia das amostras 2A(P), velocidade constante.
Em (a), centro do cordão e em (b) região adjacente.

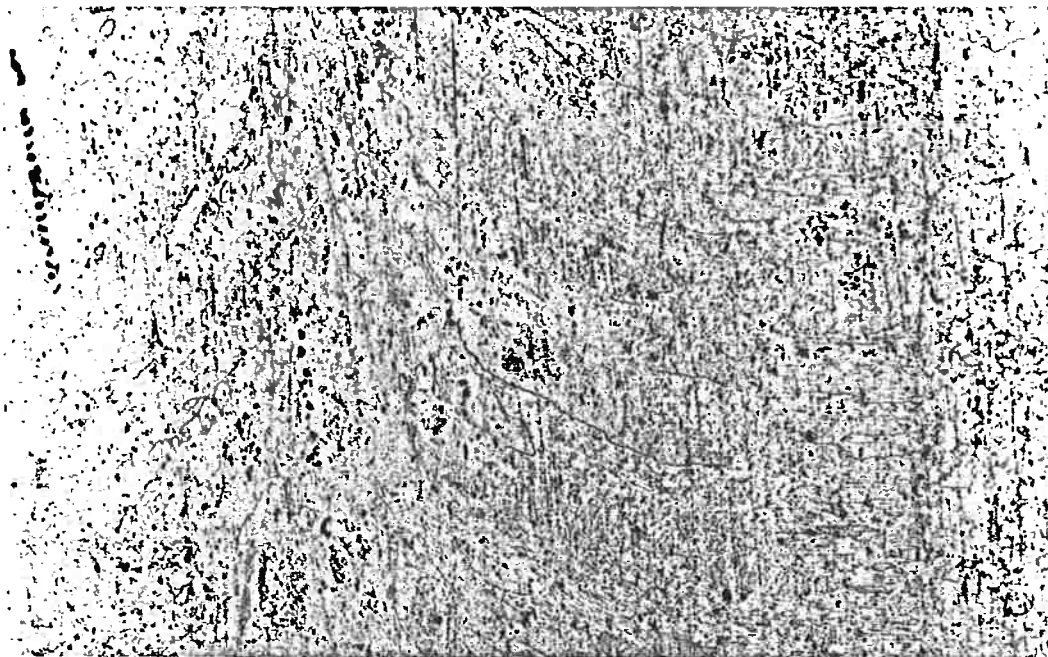


Fig. 8 - Microestrutura da amostra 2B(P), velocidade constante.

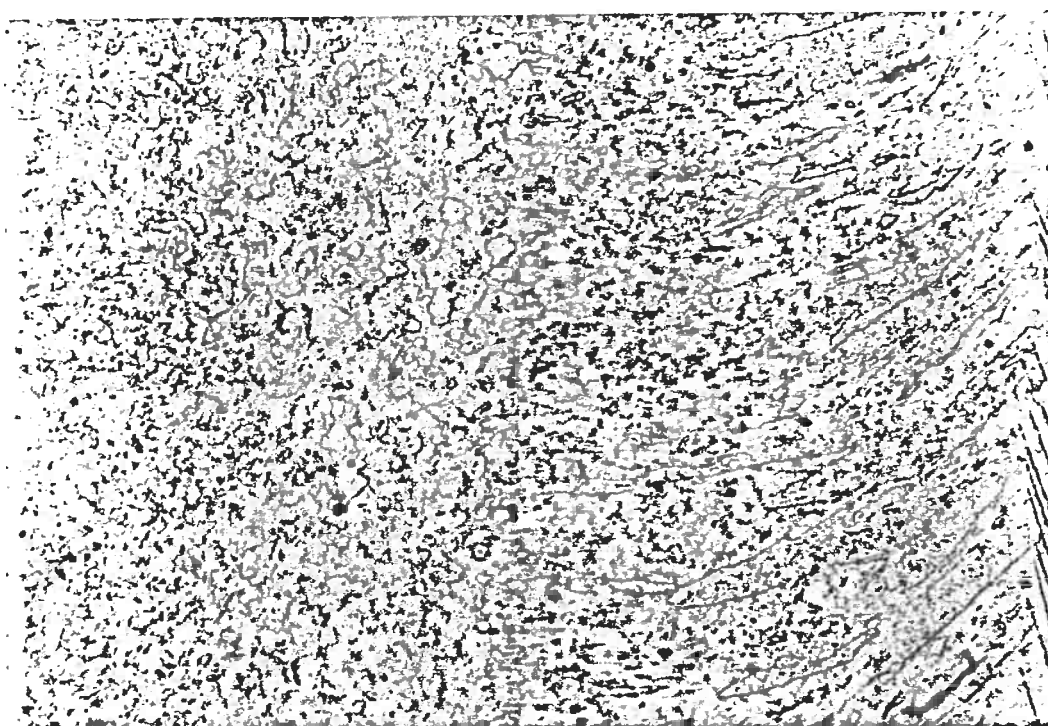


Fig. 9 - Microestrutura da amostra 2C(P), velocidade constante.

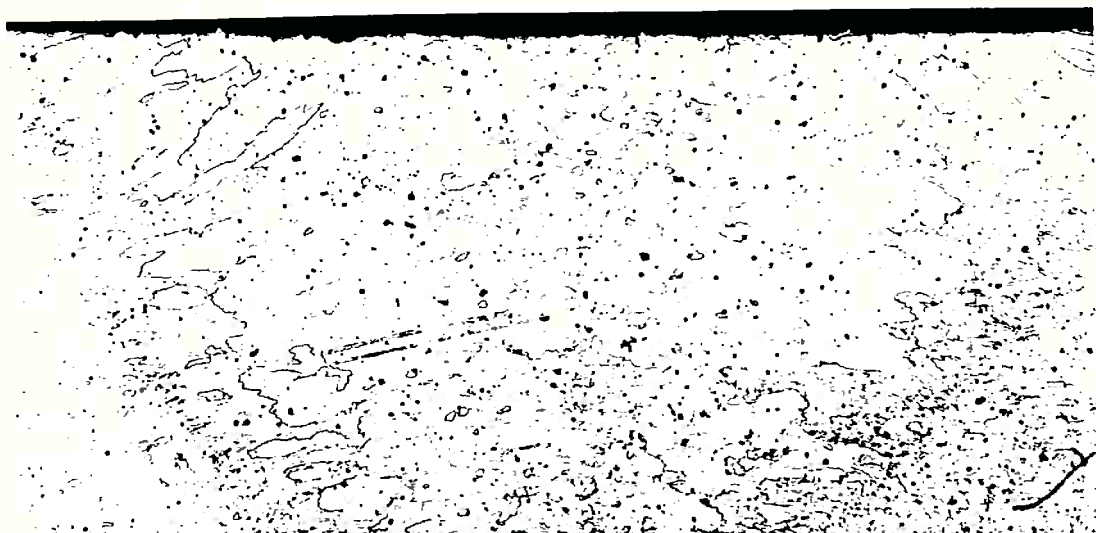


Fig. 10 - Microestrutura da amostra 2A(T), velocidade constante.

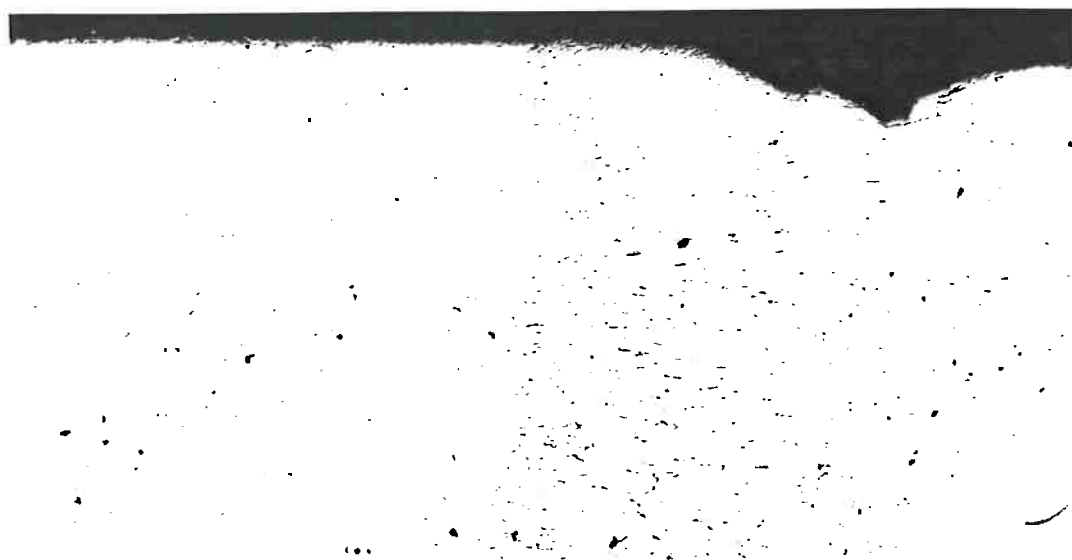
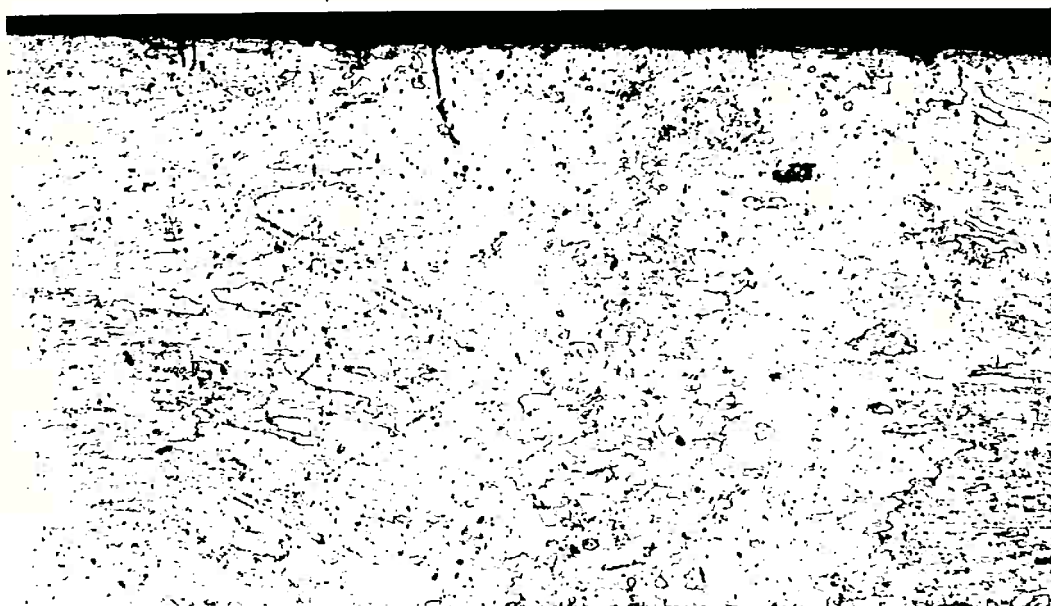


Fig. 11 - Microestrutura da amostra 2C(T), velocidade constante.

(a)



(b)



Fig. 12 - Microestrutura da amostra 2B(T), velocidade constante.
Em (a), vista do meio do cordão e em (b), vista da parte adjacente.

4.3)Análise conjunta das séries 1 & 2

A partir da análise conjunta das microestruturas obtidas, deve-se dar atenção especial aos corpos de prova 1C e 2A, pois apresentam grande semelhança no perfil no plano T, possuindo as microestruturas mais refinadas e no entanto diferindo no fato de que a primeira foi feita sob alta velocidade (7,75 mm/seg) e média corrente (150 A) e a segunda sob média velocidade (6,70 mm/seg) e baixa corrente (130 A).

Ambas tem o mesmo insumo de calor, aproximadamente 290 J/mm , e uma vez que a área do cordão de solda obtido foi praticamente igual pode-se considerar que o rendimento de transferência de calor para o metal foi bem semelhante. O maior tamanho da ZAT em 1C é devido a alta velocidade que dificulta a dissipação de calor frente da poça de fusão, elevando as temperaturas a quais ela foi submetida.

No caso da série 1, medida que a velocidade de soldagem foi aumentando a microestrutura tendeu ao refinamento. Para a série 2, no entanto, parece ter havido prejuízo do refinamento da estrutura a medida que a corrente de soldagem aumentava. Estes fatores foram analisados separadamente e agora podem ser relacionados. A promoção de refino de grão está basicamente em ter na poça de fusão condições de manter os possíveis sítios de nucleação heterogênea íntegros, permitir tempo necessário ao seu crescimento e condições deste grão atracar na interface S/L em tamanho ainda pequeno.

Percebe-se que aumentando-se a velocidade de soldagem, facilita-se o refino da microestrutura do cordão pois assim não se deixa que os núcleos permaneçam o tempo suficiente no metal líquido para que se fundam. Também tem-se que altas velocidades de soldagem, como visto nas ZTA dos corpos de prova da série 1, ocorre acúmulo de calor local pois resta menos tempo para dispersá-lo ao longo do centro do cordão medida que a fonte de calor avança, diminuindo os gradientes térmicos na poça de fusão e permitindo tempo suficiente para os grãos crescerem, facilitando a aumento da extensão da zona SRC.

No entanto, em faixas de velocidade menores o aumento desta resulta em diminuição do insumo de calor resultando em aumento dos gradientes térmicos, pois a difusividade térmica do alumínio ainda é suficientemente alta para dispersar o calor eficazmente.

Com respeito à amperagem de soldagem, deve-se levar em conta que seu aumento influencia diretamente o insumo de calor no cordão de solda e conseqüentemente no gradiente térmico. Com o aumento do insumo de calor fica mais difícil dispersar o calor introduzido pois necessita-se de mais tempo para este difundir-se, causando acúmulo de calor, diminuindo o gradiente térmico. A diminuição do gradiente térmico permite que a extensão da região SRC aumente, facilitando a nucleação heterogênea, e também aumentando o tempo para que os núcleos cresçam. Porém pelo observado na série 2 um aumento excessivo na amperagem pode reduzir o refinamento, provavelmente por provocar condições térmicas tão severas que os núcleos não conseguiram resistir. O aumento no insumo de calor provoca aumento da área do cordão de solda, que deve ter penetração total mas não excessivamente grande para não provocar problemas de trinca de solidificação, devido à relação direta existente entre as tensões de contração nesta e a área do cordão.

5) Conclusões

A partir da revisão bibliográfica efetuada foi possível levantar as relações entre os parâmetros de soldagem e as mais importantes variáveis de solidificação de metais. Assim ficou clara a importância em especial da velocidade de crescimento da interface sólido líquido e do gradiente térmico na poça de fusão, bem como a sua relação com a velocidade e a amperagem de soldagem.

Pelos resultados obtidos, o refino de grão ocorre apenas em condições em que os parâmetros de soldagem estudados estão balanceados de forma a permitir que os núcleos que originarão grãos equiaxiais se formem e sobrevivam na poça de fusão, podendo unir-se

interface sólido-líquido em tamanho ideal. Neste trabalho a condição de velocidade 6,70 mm/seg com amperagem de 130 A, resultou na melhor microestrutura.

Levando em conta as características de processos alternativos como o de oscilação magnética do arco de soldagem, pode-se notar que o entendimento da influência tanto da velocidade como da energia de soldagem permitem avaliar melhor o processo, pois a manipulação destes parâmetros é que dá certas propriedades s microestruturas obtidas por eles.

No processo com oscilação transversal do arco há aumento da velocidade da fonte de calor e desta forma alguns fenômenos ocorridos neste podem ser avaliados com base em análises feitas em testes sem oscilação respeitando-se as limitações. Como visto em [6], a oscilação transversal resultou em diminuição da ZTA devido ao aumento da velocidade da fonte de calor, fato observado na série 1 de experiências deste trabalho. Efeitos de excesso de calor acumulado, que provoca aumento de tamanho de grão na ZTA, em padrões de oscilação longitudinal e circular [4,5,6], podem ser melhor compreendidos através do estudo do aumento de insumo de calor através de amperagem ou velocidades de soldagem muito altas.

6)Bibliografia

- 1)EASTERING, K. **Introduction to the physical metallurgy of welding** . BMM, 1983.
- 2)DAVID, S.A & VITEK, J.M. Correlation between solidification parameters and weld microstructures. **International Materials Reviews**, 34, 213, 1989.
- 3)KOU, S. & LE, Y.. Welding parameters and the grain structure of weld metal-A thermodynamic consideration. **Metallurgical Transactions**, 19A, 1075, 1988.
- 4)KOU, S. & LE, Y. Alternating grain orientation and weld solidification cracking. **Metallurgical Transactions**, 16A, 1887, 1985.

- 5) KOU, S. & LE, Y. Grain structure and solidification cracking in oscillated arc welds of 5052 aluminium alloy. **Metallurgical Transactions**, 16A, 1345, 1985.
- 6) KOU, S. & LE, Y. Improving weld quality by low frequency arc oscillation. **Welding Journal**, 51, March 1985.
- 7) PEARCE, B.P & KERR, H.W. Grain refinement in magnetically stirred GTA welds of aluminium alloys, **Metallurgical Transactions**, 12B, September 1981.
- 8) KOU, S. & LE, Y. Nucleation Mechanisms and grain refining of weld metal. **Welding Journal**, 305-s, December 1986.
- 9) BRANDI, S.D; RIGO, O.D. & PATINETTI F.E. Efeito dos parâmetros de soldagem de processo TIG autógeno no aparecimento de trincas de solidificação em ligas de alumínio tipo 6063 , **II Congresso Nacional Latino-Americano de Soldagem do ILW** , 1992.
- 10) PEREIRA , M. Análise da ocorrência de trincas de solidificação através de teste de HOUDCROFT em liga AL-Mg-Si do tipo 6351, soldado pelo processo TIG, com alta frequência de pulsação do arco, Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1992.
- 11) LOPER, C.R; JR., SHIDELER, L.A. & DEVLETIAN, J.H. The effect of heat-affected zone on the structure of the weld fusion zone , **Welding Journal**, 171-s, April 1968.
- 12) GANAHA, T; PEARCE, B.P. & KERR, H.W. Grain structures in aluminium alloy GTA welds, **Metallurgical Transactions**, 11A, 1351, August 1980.
- 13) NAKAGAWA, H; KATO, M; MATSUDA, F. & SENDA, T. Crystallographic anisotropy of columnar zone in aluminium weld metal, **Transactions of Japan Welding Society**, 11, vol2, n1, April 1971.
- 14) KATO, M; MATSUDA, F. & SENDA, T. Growth features of subgrains and columnar crystals in aluminium weld metal, **Transactions of Japan Welding Society**, 59, vol.3, n1, April 1972.
- 15) KATO, M; MATSUDA, F. & SENDA, T. Solidification mode in aluminium weld metal, **Transactions of Japan Welding Society**, 69, vol3, n1, April 1972.
- 16) CISSÉ, J. *et all.* The nucleation and solidification of Al-Ti alloys, **Metallurgical Transactions**, 5, March 1974.
- 17) YUNJIA, H. *et all.* Grain refinement of aluminium weld metal, **Welding Journal**, July 1989.
- 18) RADHAKRISHNAN, B. A model for the formation and solidification of grain

boundary liquid in the heat affected zone (HAZ) of welds, **Metallurgical Transactions**, 23A, June 1992.

- 19) KOU, S. & WANG, Y. H. Weld pool convection and its effect, **Welding Journal**, March 1986.
- 20) KOU, S. & WANG, Y. H. Computer simulation of convection in moving arc welds pool, **Metallurgical Transactions**, 17A, December 1986.
- 21) TRIVERDI, R. & MASON, J. T. The effects of interface attachment kinetics on solidification interface morphologies, **Metallurgical Transactions**, 22A, January 1991.
- 22) KOU, S. & LE, Y. Three-dimensional heat flow and solidification during the autogenous GTA welding of aluminium plates, **Metallurgical Transactions**, 14A, November 1983.
- 23) ZAKHEM, R. *et al.* On the drag of model dendrite fragments at low Reynolds Number, **Metallurgical Transactions**, 23A, August 1992.
- 24) VILLAFUERTE, J. C. & KERR, H. W. Electromagnetic stirring and grain refinement in stainless steel GTA welds, **Welding Journal**, January 1990.
- 25) McFADDEN, G. B. *et al.* Morphological stability in the presence of fluid flow in the melt, **Metallurgical Transactions**, 15A, December 1984.
- 26) FABIETI, L. M. & SEKHAR, J. A. Planar to equiaxed transition in the presence of an external wetting surface, **Metallurgical Transactions**, 23A, December 1992.
- 27) McFADDEN, G. B. *et al.* Thermosolutal convection during directional solidification, **Metallurgical Transactions**, 15A, December 1984.
- 28) SCHAEFER, R. J. & CORIEL, S. R. Convection-induced distortion of a solid-liquid interface, **Metallurgical Transaction**, 15A, December 1984.
- 29) SHANGGUAN, D. *et al.* An analytical model for the interaction between an insoluble particle and an advancing solid/liquid interface, **Metallurgical Transactions**, 23A, February 1992.
- 30) McKELLIGET, J. & SZEKELY, J. Heat transfer and flow in the welding arc, **Metallurgical Transactions**, 17A, July 1986.
- 31) NASTAC, L. & STEFANESCU, D. M. An analytical model for solute redistribution during solidification of planar, columnar, or equiaxed morphology, **Metallurgical Transactions**, 24A, September 1993.
- 32) ZACHARIA, T. *et al.* Modeling of interfacial phenomena in welding, **Metallurgical Transactions**, 21B, June 1990.

- 33)TSENG, C. F. & SAVAGE, W. F. The effect of arc welding, **Welding Journal**, November 1971.
- 34)BURLEIGH, T. D. & EAGAR, T. W. Measurement of the force exerted by a welding arc, **Metallurgical Transactions**, 14A, June 1983.
- 35)CHERNYSH, V. P. Electromagnetic mixing gives solidification control, **Welding and Metal Fabrication**, March 1982.
- 36)XIAO, Y. H. & DEN OUDEN, G. Weld pool oscillation during GTA welding of mild steel, **Welding Journal**, August 1993.
- 37)TUTTLE, W. Understanding aluminium welding, **Welding Journal**, February 1991.
- 38)DICKERSON, P. D. & IRVING, B. Welding aluminium: it's not as difficult as it sounds, **Welding Journal**, April 1992.