

Efeito dos Parâmetros de Processo na Obtenção e na Microestrutura de Juntas Alumínio-Aço Realizadas Mediante Soldagem por Atrito com Pino não Consumível (SAPNC)

(Effect of Processing Parameters in Obtaining Consolidated Joints and in the Microstructure in Aluminum-Steel Joints Welded by Friction Stir Welding (FSW))

Edwar Andrés Torres López¹, Antonio J. Ramirez²

¹Instituto Tecnológico Metropolitano – ITM, Medellín, Antioquia, Colômbia, edwartorres@itm.edu.co

²Laboratório Nacional de Nanotecnologia - LNNano, Campinas, São Paulo, Brasil

Resumo

Os resultados bem-sucedidos apresentados na literatura acerca da soldagem por atrito com pino não consumível das juntas alumínio-aço, desconsideram o aspecto e formação de defeitos na junta como pontos de referência para sua avaliação. Igualmente aumenta a controvérsia acerca da presença de compostos intermetálicos do tipo Fe_xAl_y , somado à falta de informação sobre sua origem. O objetivo deste trabalho é determinar parâmetros adequados para a obtenção de juntas alumínio-aço livres de defeitos e sua relação com a formação de fases deletérias durante a soldagem por atrito com pino. Foram obtidas juntas soldadas consolidadas e foi determinada a microestrutura resultante destas juntas soldadas da liga de alumínio 6063-T5 e aço AISI SAE 1020. Utilizou-se uma ferramenta de carbeto de tungstênio (WC-14Co) a velocidades de rotação e de avanço de 300 rpm e 150 mm.min⁻¹, respectivamente. Foram empregados deslocamentos da ferramenta de +0,5; +1,0 e +1,5 mm. Os resultados realçam a importância do aporte energético na obtenção de juntas alumínio-aço com aspecto superficial e penetração adequados. A análise microestrutural revela a formação de sete regiões na junta soldada, destacando a zona termo-mecanicamente afetada no lado do aço, uma banda de grãos ultra finos de ferrita e a ausência de compostos intermetálicos na interface alumínio-aço.

Palavras-chave: Juntas dissimilares; parâmetros de soldagem; aporte energético; microestrutura, compostos intermetálicos.

Abstract: The successful results presented in the literature about the FSW aluminum-steel joints, ignore the appearance and formation of defects at the joint as reference points for evaluation. It also increases the controversy about the presence of intermetallic compounds of the type Fe_xAl_y , and the lack of information about its origin. The objective of this study is to determine appropriate parameters for obtaining free defects aluminum-steel joints and their relation to the formation of deleterious phases during the FSW. Consolidated welded joints were obtained and determined the microstructure in aluminum alloy 6063-T5 and AISI SAE 1020 welds joints. It was used a tungsten carbide tool (WC-14Co) at rotation and weld speeds of 300 rpm and 150 mm. min⁻¹, with tool offset of +0.5, +1.0 and +1.5 mm. The results highlight the importance of heat input in the Al-steel welding surface appearance and penetration depth. The microstructural analysis reveals the formation of seven regions in the weld, highlighting the thermo-mechanically affected zone on the steel, a band of ultra fine grains of ferrite and the absence of intermetallic compounds in the Al-steel interface.

Key-words: Dissimilar joints; FSW; heat input; microstructure, intermetallic compounds.

1. Introdução

O objetivo de reduzir peso nos veículos levou à união de materiais leves - como alumínio e magnésio - com materiais tradicionais, como o aço. A junção destes materiais por meio dos processos tradicionais de soldagem resultam na formação de compostos intermetálicos (CIM) do tipo Fe_xAl_y [1]. Processos como a soldagem a laser, difusão, ultrassom e laminação já foram empregados com resultados promissores, entretanto persiste a formação dos CIM. A soldagem por atrito com pino

não consumível (SAPNC) - Friction Stir Welding (FSW) - vem sendo utilizada na união de sistemas complexos como a soldagem de ligas de alumínio, ligas de cobre, e a junção alumínio-aço [2].

A SAPNC de juntas alumínio-aço gerou resultados inéditos sob o ponto de vista microestrutural e de propriedades mecânicas das juntas soldadas. Por exemplo, Jiang e Watanabe [3,4] reportam o sucesso na junção de ambos os materiais, apesar da formação de uma camada fina de CIM do tipo Fe_xAl_y . Entretanto, Uzun [5] e Lee [6] observam a formação da zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) em ambos os lados da junta e de uma banda de grãos ultrafinos no lado do aço, após a soldagem de alumínio com aço inoxidável. Com relação às variáveis de soldagem, Fukumoto [7] estudou o efeito do deslocamento da ferramenta, enquanto Chen se centrou nas velocidades de avanço e rotação [8,9]; ambos tomando como

Recebido em 19/06/2012. Texto Final em 05/04/2013.

Tabela 1. Variáveis e parâmetros empregados na soldagem de juntas alumínio-aço por SAPNC.

Materiais da junta	Esp. das Chapas [mm]	Material das Ferramenta [mm]	Velocidade de Rotação (w) [rpm]	Velocidade de Avanço (u) [mm.min ⁻¹]	Deslocamento da Ferramenta [mm]	Ref.
6061-1018	6,0	Aço	914	149	-2,75 a 2,75 (1,0)	[2]
A5083-SS40	2,0	Aço	100-1255 (250)	25	-0,2 a 2,0 (0,2)	[3]
6061-1018	6,0	Aço	914	140	1,5	[4]
6013- X5CrNi18-10	4,0	ND	800	80	ND	[5]
6056-304	4,0	ND	800	80	0,0	[6]
A7075-1018	6,0	WC-12Co	1000 – 6000 (3000)	50 - 1100 (300)	1,95	[7]
6061-SS400	6,0	Aço	(550), 800	(54), 72, 90	0,1; 0,2	[8]
AA6061-SS400	6,0	Aço	(550), 800	(54), 72, 90	0,1-0,2	[9]
6063-S45C	6,0	WC-Co	(4000), 5000	200 - 1500 (1000)	0,05	[10]
A7075-1018	3,0	Aço	400 - 1200	100	0,3; 0,4	[11]
6161 T6-1018	6,0	W-Re	416 – 757 (500)	130 - 230	2,0	[12]
6181 T4-HC340LA	1,5	Aço	1600	360	5,5 kN	[13]
6181 T4-DP600	1,5	WC-25Re	1600	480	1,0	[14]
Não especificados	2,0	Aço	198, 252, 300	16,7 - 41,7	2,0; (2,1)	[15]
A5083-SS400	3,0	Aço	225	44	3,1	[16]
6111-DP600	1,5 - 1,8	WC-25Re	1000 - 3000	25	0,35 - 0,85	[17]
AC4C-1040	3,0 - 0,8	Aço SKD61	800	80	2,8	[18]

Notas: ND: Não descrito.
As referências mencionadas são mostradas entre colchetes [].
Os valores mostrados entre () correspondem aos parâmetros escolhidos como adequados.

critério o efeito dos parâmetros na resposta mecânica da junta soldada. Os mesmos parâmetros foram testados por Yasui [10], que relacionou o fluxo de material com a formação de defeitos, o que também lhe permitiu postular a possibilidade da existência de parâmetros que inibam a formação de CIM. Esses resultados contrastam com os obtidos por Tanaka [11], que determinou a existência de CIM para as condições sugeridas por Yasui, porém, estabelecendo a relação do aumento na espessura da camada de CIM com a entrada de calor. Resultados similares foram obtidos por Soundararajan [12] ao soldar chapas de 6,0 mm de Al 6061-T6 e aço AISI 1018, empregando ferramenta de tungstênio rênio (CW-25Re). Outro ponto importante: o estudo realizado por Coelho [13,14] sobre o fluxo de material durante a soldagem de juntas a topo e sobrepostas, usando EBSD de alta resolução, provou a assimetria do fluxo, a formação de vórtices no lado de avanço, a falta de mistura dos materiais e a existência de um processo de recuperação e recristalização heterogêneo na zona misturada. Uma lista com variáveis e parâmetros utilizados nas diferentes pesquisas da soldagem de juntas alumínio-aço é apresentada na Tabela 1.

Grande parte das pesquisas se focam no efeito dos parâmetros de soldagem na microestrutura e nas propriedades mecânicas resultantes, evitando a discussão acerca das dificuldades do

processamento das juntas e dos mecanismos envolvidos na formação de CIM. O presente trabalho discute como variáveis e parâmetros de soldagem repercutem em fenômenos como a aderência de alumínio na ferramenta (fenômeno também reportado na junção Al-Cu), na perda de qualidade das juntas soldadas e de controle no processo de soldagem. Ao mesmo tempo será abordado o efeito dos parâmetros de soldagem na formação de CIM, os mecanismos que os geram e sua relação com o processamento de juntas dissimilares entre materiais com diferenças pronunciadas de propriedades mecânicas.

2. Materiais e Métodos

Os materiais utilizados foram chapas da liga de alumínio 6063-T5 e chapas de aço AISI SAE 1020, ambos com dimensões de 500 x 85 x 2,0 mm. A composição química da liga 6063 foi medida através de espectroscopia de emissão por plasma (*Inductively Coupled Plasma-optical Emission Spectroscopy* - ICP-OES). Na Tabela 2 são apresentadas as composições químicas para a liga 6063 segundo a norma UNS No. A96063 e o ICP-OES.

Tabela 2. Composição química liga de alumínio 6063-T5 [%p.].

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Norma	0,20 - 0,6	0,35	0,10	0,10	0,45 - 0,9	0,10	0,10	0,10
Medida	0,46	0,13	0,02	0,03	0,39	-	-	0,01

Tabela 3. Parâmetros de soldagem AA 6063 - Aço 1020 para a soldagem nas diferentes etapas.

Testes	ω [rpm]	v [mm.min ⁻¹]	D_R [mm]	D_T [mm]	P_F [mm]
Preliminares	200 - 1000	150 - 800	-3,6 a -0,6	-1,0 a +2,0	1,50 a 1,90
Juntas sem defeitos	300	150	-3,1 a -0,6	-0,5 a +2,0	1,50 a 1,70
Juntas finais	300	150	-2,1; -1,6; -1,1	0,5; 1,0; +1,5	1,65

Notas: D_T : deslocamento da ferramenta.
 D_R : deslocamento real da ferramenta ($2,8 + D_T$).
 P_F : penetração da ferramenta.

A soldagem foi realizada usando uma máquina exclusiva para SAPNC e uma ferramenta com matriz metálica e reforço cerâmico de carbeto de tungstênio (WC-14Co) com ombro e pino de 25 e 5,7 mm de diâmetro, respectivamente, e comprimento de pino de 1,35 mm. Para evitar a aderência da junta soldada à mesa de fixação da máquina, foi utilizada uma chapa de apoio cerâmico (*backing*).

As juntas soldadas foram produzidas em três etapas: 1) Testes preliminares para determinar as velocidades de rotação e de avanço adequados, sendo os critérios de avaliação o aspecto superficial dessas juntas e o comportamento da ferramenta durante a soldagem. 2) Testes para a obtenção de juntas sem defeitos, concebidos para corrigir os problemas de penetração na junta soldada, com avaliação por meio de testes de líquidos penetrantes e dobramento. 3) Obtenção de juntas finais aplicando os parâmetros determinados nas etapas anteriores. As variáveis e parâmetros usados nas diferentes etapas são descritos na Tabela

3. As juntas foram elaboradas utilizando o modo de controle de posição da ferramenta. O aspecto das juntas nas diferentes etapas foi medido por meio de rugosidade R_a acompanhado da avaliação qualitativa.

A configuração da junta é apresentada na Figura 1a. O posicionamento da ferramenta foi realizado usando dois critérios: o deslocamento da tangente (D_T) e o deslocamento real da ferramenta (D_R). O primeiro considera a distância entre a tangente do pino e a linha da junta, enquanto o segundo leva em conta a raio do pino (5,7 mm) mais o deslocamento da tangente (Tabela 3). No entanto, para poder comparar entre as diferentes juntas e identificar o efeito do deslocamento da ferramenta na soldagem, a discussão será realizadas em termos do deslocamento da tangente do pino, o qual é o parâmetro normalmente usado neste tipo de soldagens (Figura 1b).

A caracterização microestrutural foi realizada por meio de microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura

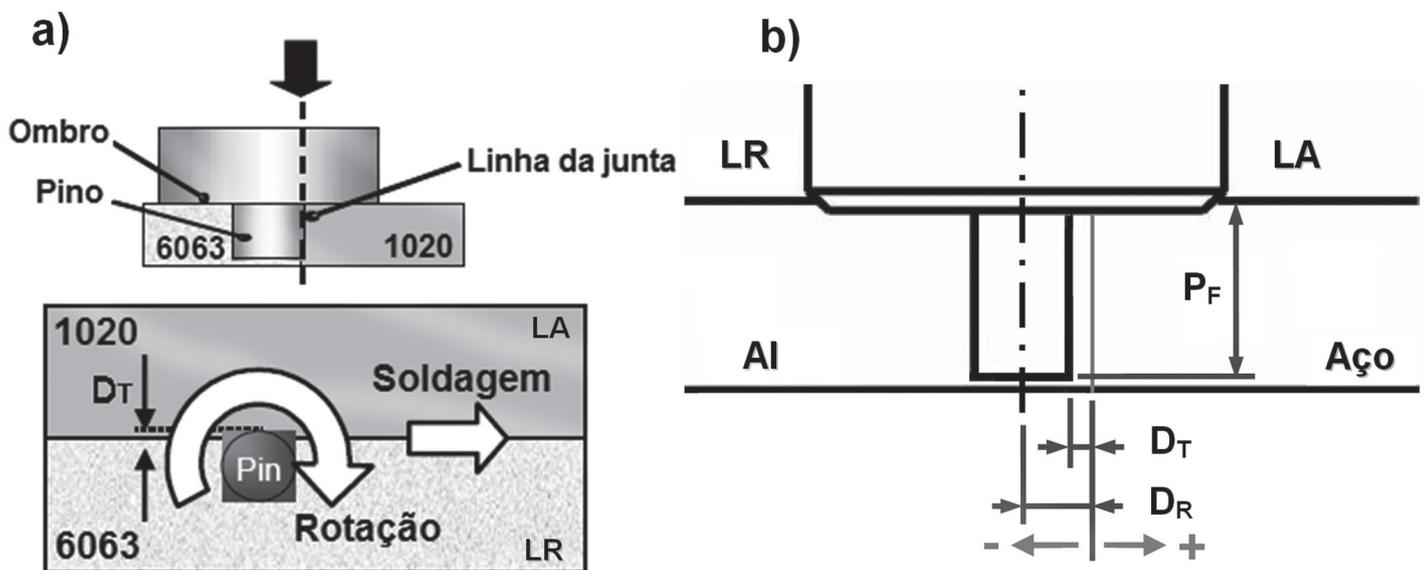


Figura 1. a) Esquema da montagem da junta - adaptado de Yasui [10]. b) Posicionamento da ferramenta para determinação do deslocamento real (D_R) e tangente (D_T).

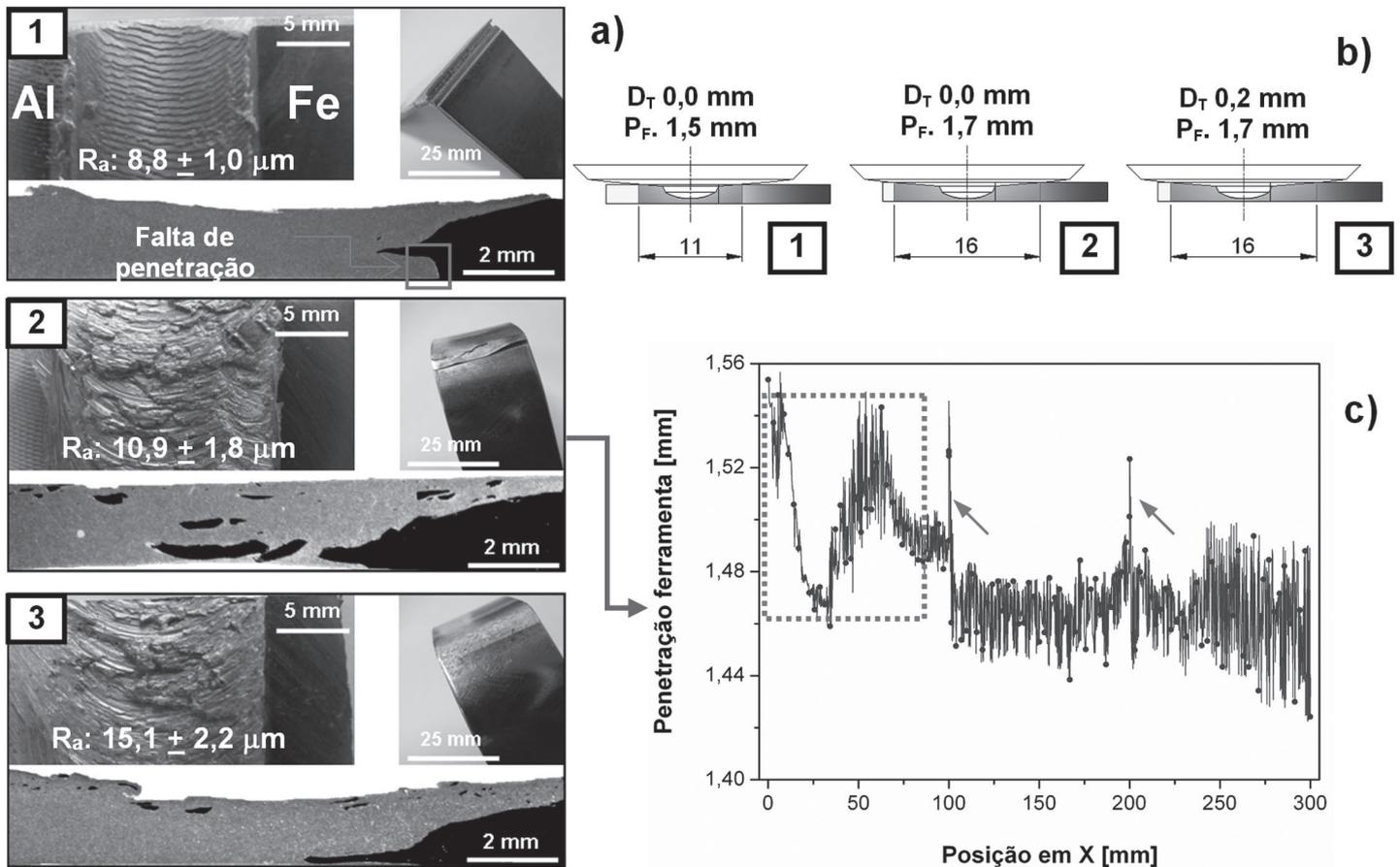


Figura 2. a) Superfícies de soldagem, testes de dobramento e macrografias da seção transversal de juntas soldadas preliminares para três condições. b) Esquema do efeito da penetração e do D_T na área de contato e penetração atingida durante a soldagem. c) Curva de penetração da ferramenta; o quadro pontilhado indica aderência e posterior desprendimento de alumínio na ferramenta; como o D_T foi mudado durante a soldagem a cada 150 mm, no local da mudança são formados picos aparentes de penetração indicados pelas setas.

(MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET). As amostras foram preparadas utilizando lixa com granulometria de 100 a 1500, seguido de polimento com pasta de diamante e sílica coloidal de 1,0 μm . Para observar a microestrutura inicialmente as amostras foram atacadas com nital 2%, seguido de ataque com ácido fluorídrico (HF) 1%.

3. Resultados e Discussão

3.1. Soldagem das juntas dissimilares

Devido ao número de variáveis e à grande faixa de parâmetros apresentados na Tabela 1, tornou-se indispensável determinar os valores adequados para a soldagem do sistema aqui proposto. Nesta etapa, além da determinação de parâmetros apropriados, foram observadas várias dificuldades - não citadas na literatura - associadas principalmente com a aderência do alumínio no ombro da ferramenta: aspecto irregular da superfície soldada, falta de preenchimento na junta, instabilidade no processo de soldagem. Todas estas características são postas em evidência na Figura 2.

A Figura 2a resume alguns dos resultados gerados durante a soldagem das juntas preliminares. Foi observada falta de

penetração ao longo da linha da junta nas juntas com melhor aspecto superficial. O aumento na penetração da ferramenta ou no D_T melhora significativamente a profundidade atingida na soldagem. Contudo, para esta condição, são geradas juntas com aspecto completamente irregular, coincidindo com o início da aderência de alumínio na ferramenta e a perda de controle do processo, como ressaltado na curva (quadro pontilhado) da Figura 2c. As juntas com melhor aspecto superficial foram realizadas a velocidades de rotação e de avanço de 300 rpm e 150 $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$, respectivamente, com largura no cordão de solda entre 11 e 13 mm.

Não obstante, até este momento não era clara a relação entre o deslocamento da ferramenta, a aderência de alumínio, o aspecto superficial da junta soldada, a perda de controle do processo e a profundidade da soldagem. Foi sugerida a hipótese do aporte energético - aporte térmico mais o mecânico - como elemento fundamental que controla a plasticidade de alumínio durante a soldagem.

No caso de juntas soldadas com velocidade de rotação, penetração ou D_T grande, é gerada uma quantidade de calor cada vez maior como consequência do aumento do atrito pela velocidade e da maior área de contato entre o ombro e o aço. Este calor plastifica de forma severa o alumínio, tornando-o cada vez

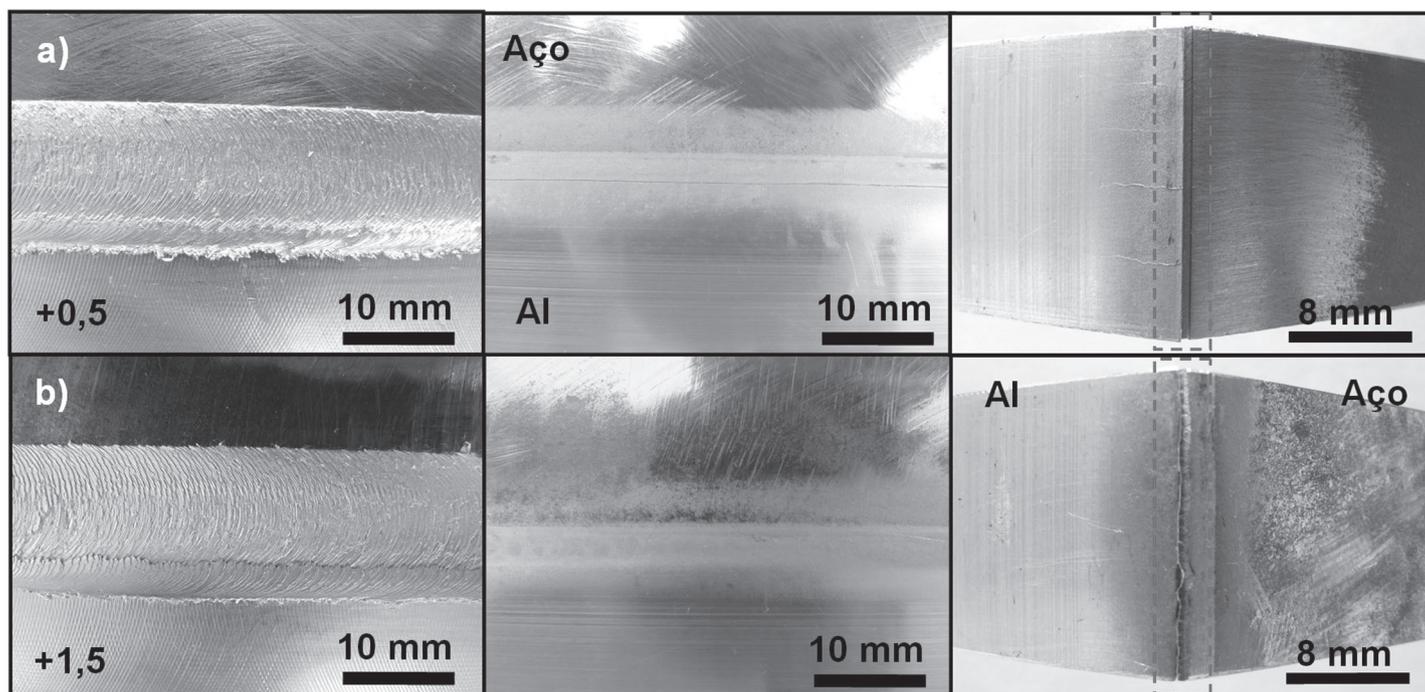


Figura 3. Aspecto da superfície, da raiz e testes de dobramento da segunda etapa de soldagem das juntas soldadas com D_T de: a) +0,5 e b) +1,5 mm.

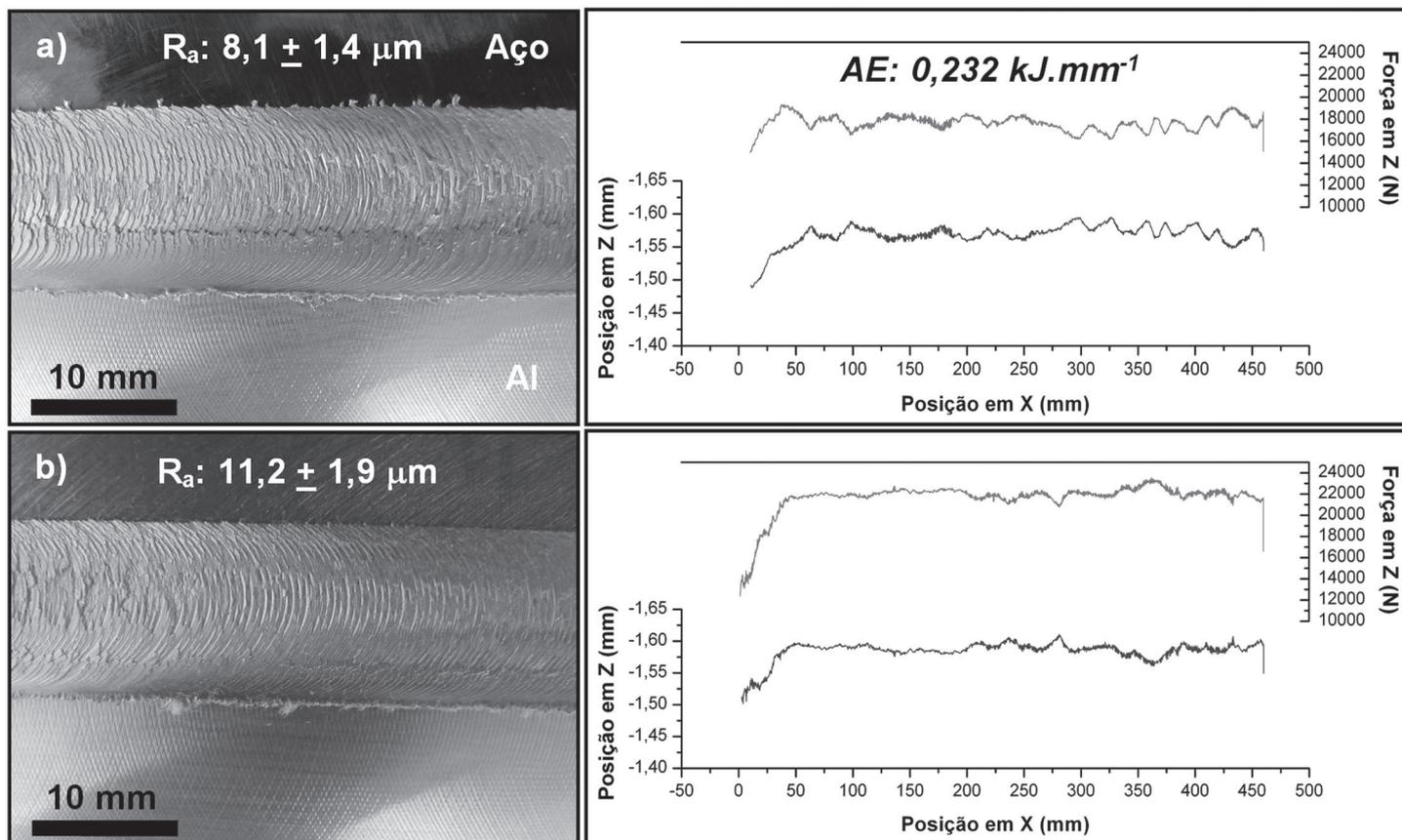


Figura 4. Aspecto e curvas de força axial e penetração das juntas finais soldadas a 300 rpm, $150 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, com controle de posição, penetração de 1,6 mm e D_T de a) +0,5 e b) +1,5 mm.

mais viscoso e instável, condição na qual o alumínio é despreendido da junta e depositado na ferramenta. Este alumínio forma uma crosta no ombro, mudando completamente o comportamento da ferramenta, amortecendo sua entrada na junta, o que altera a profundidade atingida pelo pino. As condições de contato são completamente alteradas, formando superfícies irregulares nas juntas. A hipótese do aumento do aporte termomecânico como consequência do D_T foi provada mediante o cálculo do aporte energético, sendo os resultados apresentados na referência [19]. O aporte termomecânico resultou ser mais sensível ao aumento da profundidade da ferramenta que ao próprio D_T .

Provada a relevância do aporte energético (AE) durante o processo de soldagem, foi deparada a necessidade de obter juntas soldadas sem defeitos na raiz. Considerando a maior suscetibilidade do AE com a penetração da ferramenta, a realização de novas juntas soldadas esta circunscrita à restrição desta de forma tal que a largura do cordão de solda seja menor a 15 mm. Por tanto, a variável de soldagem utilizada para melhorar a profundidade na região soldada foi o deslocamento da ferramenta, fabricando-se juntas com D_T entre +0,5 e +2,0 mm. A Figura 3 apresenta os resultados da segunda etapa de soldagem para D_T de +0,5, +1,0 e +1,5 mm. No caso das juntas soldadas com deslocamento de +2,0 mm a aderência excessiva do alumínio à ferramenta inviabilizou o uso deste parâmetro na etapa seguinte.

As juntas soldadas nesta etapa apresentaram bom acabamento superficial e largura no cordão de solda que não superou os 16 mm. As juntas com D_T +0,5 mm apresentaram falta de preenchimento em alguns trajetos, mas as juntas soldadas com D_T de +1,0 e +1,5 apresentaram penetração total em todo o corpo de prova como mostrado na Figura 3. Finalmente foram realizadas as juntas finais empregando D_T de +0,5, +1,0 e +1,5 mm, cujos resultados são apresentados na Figura 4. O efeito do deslocamento na força axial e no aporte energético é apresentado nas curvas na mesma figura.

Estes testes reconfirmaram o efeito do D_T no aporte

termomecânico [$J.mm^{-1}$], o qual foi calculado baseado na potência exercida pela máquina P [$J.s^{-1}$], no torque T [$N.m$], na velocidade de rotação ω [rpm], e na velocidade de avanço v [$mm.min^{-1}$], segundo as seguintes equações [20]:

$$P = \frac{2\pi\omega T}{60} \quad AE = \frac{P}{v}$$

Comparando a SAPNC de juntas alumínio-alumínio [21], alumínio-aço [4] e alumínio-cobre [22], as condições das juntas produzidas nesta pesquisa podem ser consideradas como de baixo aporte energético. Alguns resultados assim o evidenciam, como o caso da soldagem de juntas Al-Al de chapas finas com AE entre 0,32 e 0,53 $kJ.mm^{-1}$ [23] e SAPNC de aço com AE de 1,6 $kJ.mm^{-1}$ [24].

Do ponto de vista técnico, para a soldagem de juntas alumínio-aço de chapas de 2,0 mm de espessura devem-se considerar dois elementos críticos: a aderência do alumínio na ferramenta e a obtenção de juntas soldadas consolidadas com penetração total. Como descrito anteriormente, a aderência de alumínio na ferramenta deve ser evitada controlando o aporte energético, reduzindo o contato ombro-junta. Por tanto, para a obtenção de juntas soldadas alumínio-aço em chapas de 2,0 mm de espessura, é recomendável o uso de uma ferramenta com diâmetro ombro menor do que 15,0 mm.

A profundidade atingida depende do D_T , o que pode ser usado a favor quando o comprimento do pino seja menor do que o necessário, evitando o uso de deslocamentos grandes, que geram incrementos elevados do aporte energético. Deslocamentos muito pequenos não garantem a obtenção de juntas com resistência mecânica adequada, pelo menos não para a geometria do pino utilizada. Finalmente, apesar de ser reiterado o uso de controle de força na operação de soldagem, este modo não se mostra adequado para o sistema em questão. Melhores resultados foram obtidos nas juntas soldadas usando o modo de controle de posição.

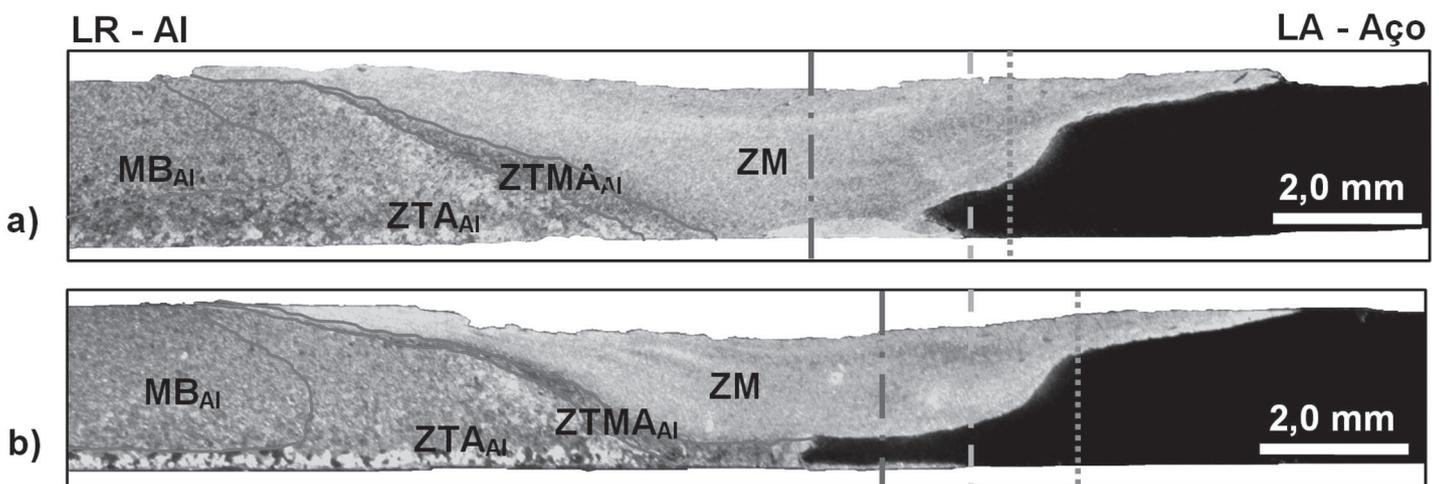


Figura 5. Macrografias das juntas finais soldadas a 300 rpm, 150 $mm.min^{-1}$ com deslocamento de a) +0,5 e b) +1,5 mm. A linha de centro corresponde ao eixo da ferramenta, a linha tracejada à linha original da junta e a linha pontilhada ao deslocamento da ferramenta.

3.2. Caracterização microestrutural das juntas finais

As macrografias das juntas finais são apresentadas na Figura 5, destacando o deslocamento parcial do aço na raiz formando o denominado pé (Figura 5b), o qual é responsável por eliminar a abertura da junta. Igualmente foi possível determinar a existência de sete regiões na junta soldada: metal de base do alumínio (MB_{Al}), zona termicamente afetada do Al (ZTA_{Al}), zona termo-mecanicamente afetada do Al ($ZTMA_{Al}$), zona misturada (ZM), zona termo-mecanicamente afetada do aço ($ZTMA_{Aço}$), zona termicamente afetada do aço ($ZTA_{Aço}$), metal de base do aço ($MB_{Aço}$). O desprendimento e depósito de fragmento de aço na

ZM são notórios, donde seu tamanho e distribuição dependem do deslocamento da ferramenta utilizada.

Para o estudo das diferentes regiões foram consideradas as juntas realizadas com os parâmetros extremos, D_T de +0,5 e +1,5 mm. Imagens em varias regiões da junta são apresentadas na Figura 6 e na Figura 7. Na zona misturada, em ambas as condições, se observa a presença de microgrãos equiaxiais com tamanho que oscila entre 0,5 e 2,0 μm , os quais são pequenos em comparação com os 15 μm medidos por Fukumoto [7] e Uzun [5]. Esta estrutura é produto da recristalização dinâmica do alumínio, gerada pela alta deformação e pela temperatura derivada do processo de soldagem [25].

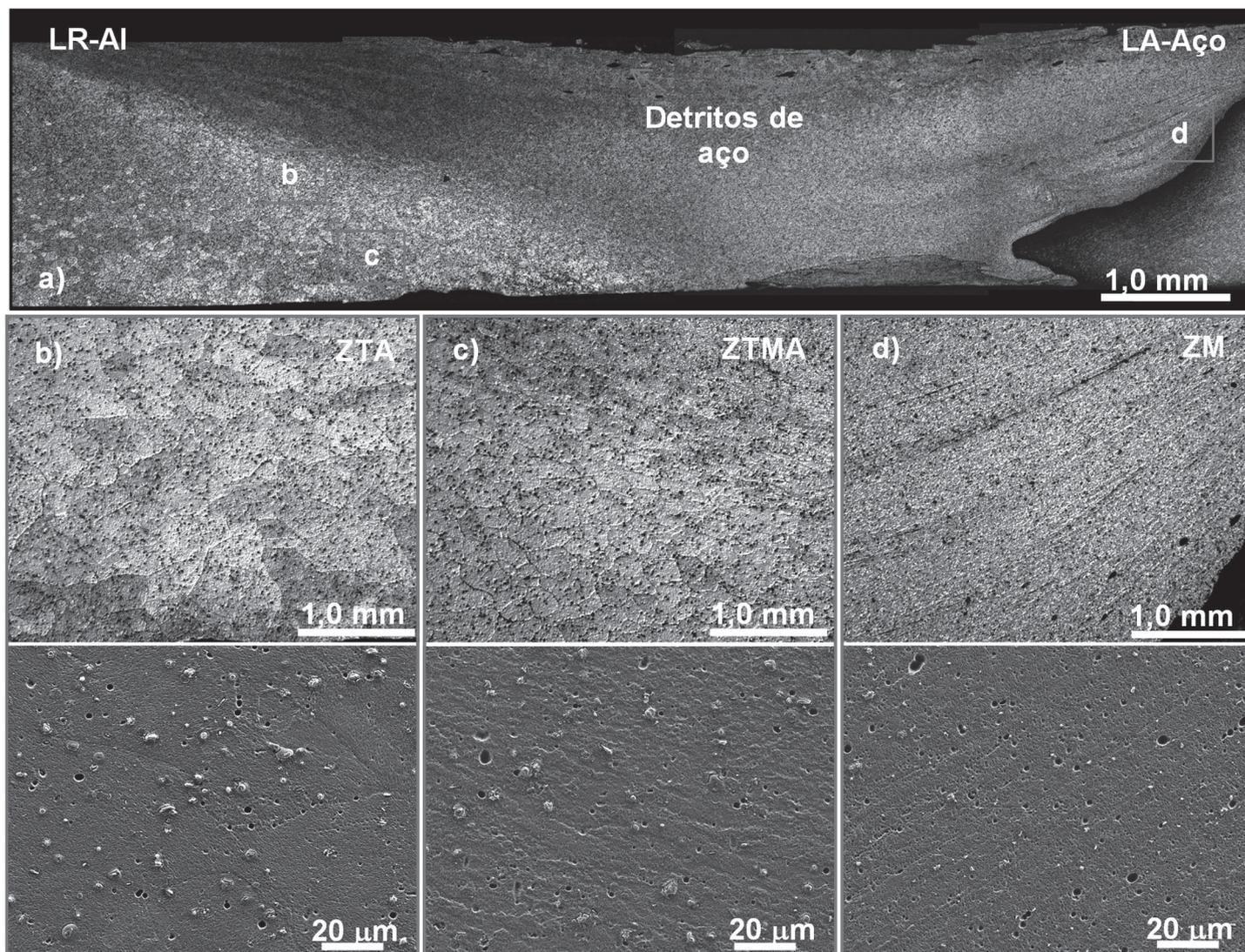


Figura 6. a) Macrografia da seção transversal de junta final soldada com D_T +0,5 mm. Sequência de imagens obtidas por MO e MEV da b) ZTA, c) ZTMA e d) ZM. As partículas e os vazios nas imagens de MEV correspondem aos precipitados e aos locais onde houve dissolução da fase β $AlFeSi$ devido ao ataque químico.

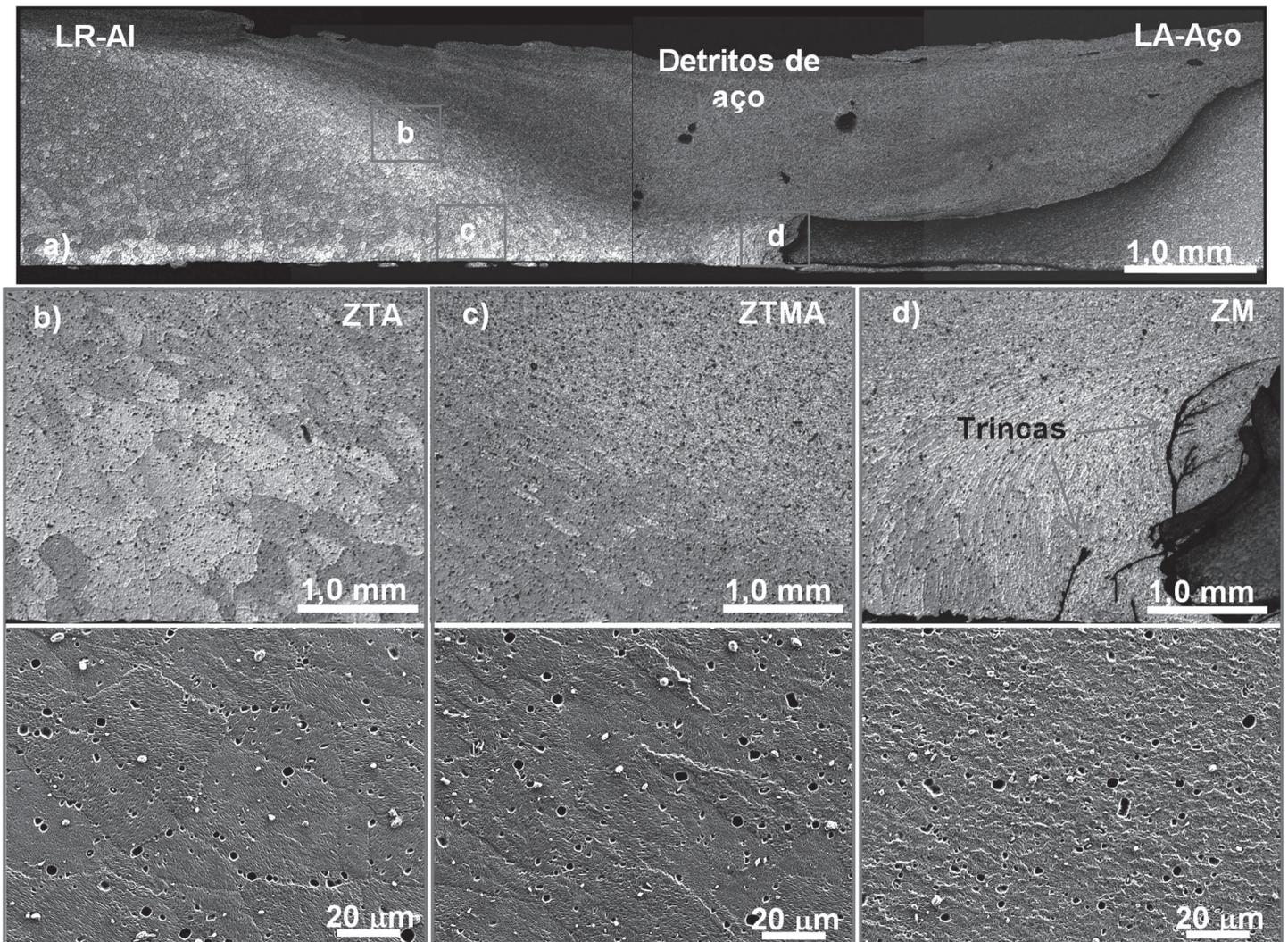


Figura 7. a) Macrografia da seção transversal de junta final soldada com D_T de +1,5 mm. Sequência de imagens obtidas por MO e MEV (elétrons secundários) da b) ZTA, c) ZTMA e d) ZM.

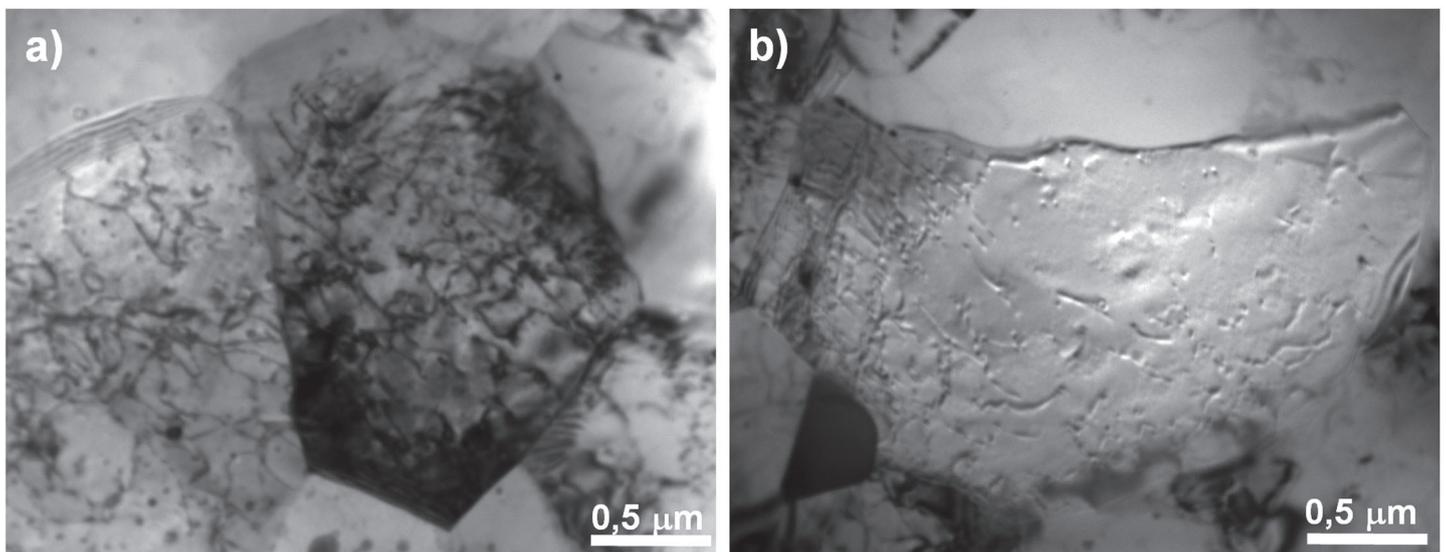


Figura 8. Imagens de MET da zona misturada, a) Grãos gerados por recristalização dinâmica do metal pela deformação intensa. b) Mudanças no tamanho dos grãos na ZM.

A caracterização por MET nesta região (Figura 8) revela grãos com uma notória diferença na densidade e no arranjo das discordâncias, atribuída à deformação induzida pela ferramenta após a recristalização. Posterior à recristalização, os grãos α_{Al} crescem como conseqüência da temperatura, mas o metal plastificado ainda continua sob a influência das condições termomecânicas oriundas do processo, provocando a recuperação dinâmica do metal [26]. Porém, a recuperação na ZM é heterogênea devido às diferenças no campo de deformações em volta da ferramenta, o que explica a presença de grãos com densidade e arranjos de discordâncias diferentes [26], como mostrado na Figura 8.

Embora o efeito combinado da deformação e da temperatura na ZM gerem a recristalização e recuperação dinâmica da matriz α_{Al} , o efeito destes nos precipitados AlFeSi e Mg_2Si ainda não foi claramente estabelecido. Mesmo na região mais crítica em termos de deformação e temperatura, interface alumínio-aço, os primeiros indícios apontam que os precipitados AlFeSi são aparentemente imunes aos efeitos termomecânicos. Já os precipitados Mg_2Si sumiram completamente da matriz: aparentemente estes foram dissolvidos durante o aquecimento, como sugerido por Sato [27], quem examinou juntas da liga 6063 obtidas mediante SAPNC.

A $ZTMA_{Al}$ apresenta grãos alongados paralelos ao contorno que limita a ZM, o que não somente implica na deformação senão na rotação severa dos mesmos. Esta rotação pode ser pura ou estar acompanhada por deformação, dependendo da liga de alumínio soldada [28]. A deformação na $ZTMA$ aumenta à medida que os grãos se aproximam da ZM, o que origina tanto recristalização como recuperação dinâmica da matriz, determinada pelo tipo e pela história termomecânica de liga [29]. Nesta zona não foi observada influência dos fatores termomecânicos nos precipitados AlFeSi, porém, faltam medições por MET para verificar a existência de alterações nos precipitados Mg_2Si . A mesma situação se espera que aconteça com os precipitados na ZTA_{Al} , para a qual somente foi confirmado o crescimento heterogêneo dos grãos da matriz α_{Al} , sendo estabelecida a relação entre seu tamanho e o D_T , o que

confirma novamente a relação entre D_T e o aporte energético.

No lado do aço é clara a formação de uma $ZTMA_{aço}$ a qual é incomum para aços carbono, observado unicamente na SAPNC de aços inoxidáveis [30]. Em materiais que sofrem transformação polimórfica a $ZTMA$ é eliminada pela transformação de fase promovida pela alta temperatura, sendo comum em aço temperaturas acima dos 1000 °C [24]. Um caso particular é a soldagem em condições de baixo aporte térmico, sendo obtidas juntas a abaixo dos 700 °C [31].

Na interface alumínio-aço determinou-se a existência de uma faixa de grãos equiaxiais micrométricos (Figura 9a), gerados como resultado da recristalização dinâmica sofrida pelo aço, com um alto número de discordâncias (Figura 9b). Neste ponto, tanto a deformação quanto a temperatura são as mais altas, favorecendo a origem dos novos grãos, mesmo que alguns se conservem altamente deformados, confirmando o caráter heterogêneo da recristalização. A presença dos micro-grãos de ferrita também se observa no contorno das colônias de cementita na região contígua à banda de grãos finos. A cementita atua como uma barreira promotora do aumento local da deformação, cuja energia favorece a recristalização dinâmica da ferrita.

No caso da $ZTA_{aço}$ não foi possível identificar claramente sua existência, sendo que esta região corresponde à zona adjacente a $ZTMA$. Nas diferentes juntas soldadas não foi perceptível a diferença entre esta região e o metal de base, já que as temperaturas derivadas da soldagem são tão baixas que não geram crescimento dos grãos ferríticos.

O interesse no estudo da interface alumínio-aço é confirmar a existência e determinar a natureza das fases presentes. Para identificá-las foram realizadas medidas no MET, sendo obtidas imagens e padrões de difração dos grãos exatamente na interface, como apresentado na Figura 10. As imagens revelam como a fase presente corresponde a alumínio, não sendo observada a formação de compostos intermetálicos (CIM). A ausência de CIM em juntas alumínio-aço já foi predita por Tanaka [11], que sugere que para juntas soldadas com aporte energético baixo se reduz ou elimina a formação dos CIM, melhorando simultaneamente a resposta mecânica da junta. É importante

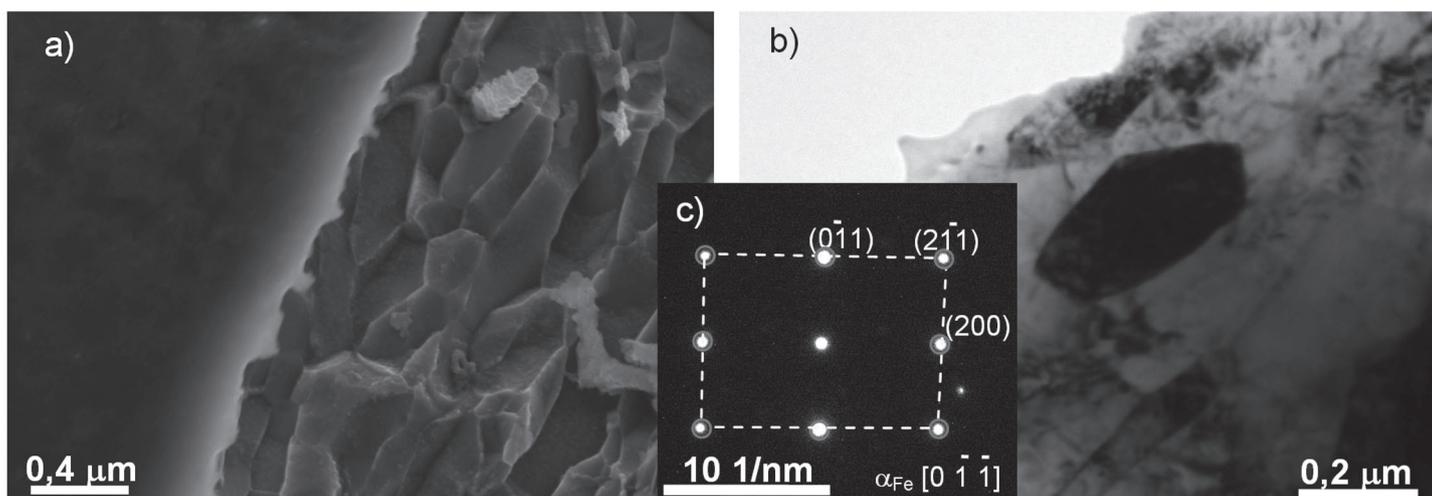


Figura 9. Imagens dos grãos equiaxiais na interface Al-aço obtidas mediante a) MEV, b) MET. Os grãos foram identificados como ferrita pelo padrão de difração em c).

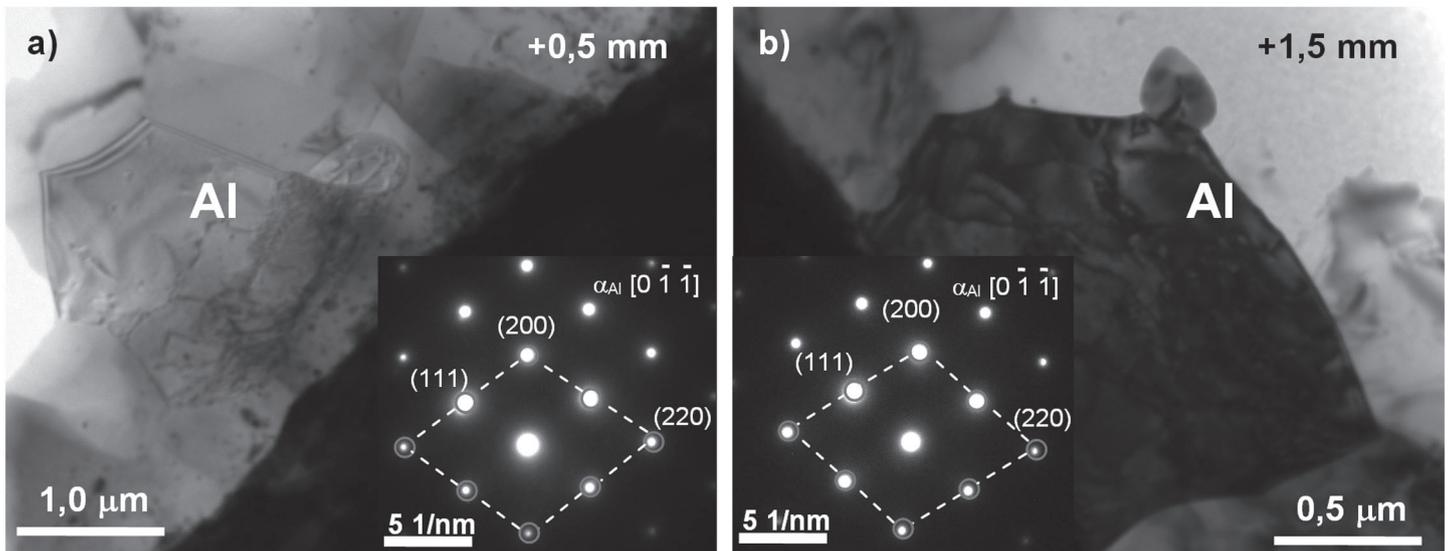


Figura 10. Imagens de MET da estrutura, com os padrões de difração, na interface Al-aço para a) $D_T +0,5$ mm e b) $+1,5$ mm.

considerar os mecanismos para a formação de CIM, os quais levam a duas possibilidades: 1) formação no estado sólido como consequência da difusão de elemento na matriz, 2) formação a partir do líquido durante a solidificação.

O primeiro cenário requer temperatura e/ou tempo suficientes para favorecer a nucleação e crescimento das fases. Estas condições dificilmente se cumprem na SAPNC de ligas de alumínio, pela reduzida temperatura atingida e pelo tempo curto de processamento. Para juntas alumínio-aço a temperatura máxima é similar à gerada na soldagem convencional de ligas de alumínio, mas para Girard [32] estas condições são suficientes para gerar CIM no que ele denomina de *Friction Stir Diffusion Bonding*. O segundo panorama requer a fusão pelo menos parcial do alumínio, o qual parece provável se a soldagem for realizada de forma que a temperatura máxima atingida no lado do aço seja superior a temperatura de fusão da liga de alumínio. Dados da literatura revelam temperaturas máximas no lado do alumínio e do aço próximas a 500 e 620 °C, respectivamente. O perfil de temperatura deve ser contínuo, pelo que se espera a existência de um ponto no alumínio cuja temperatura seja superior a 600 °C, condição para a qual a liga de alumínio fundiria. Chen [2] e Jiang [4] atribuem a esta fusão local a formação dos CIM, tornando admissível sua existência, particularmente na SAPNC de juntas dissimilares entre materiais com diferenças significativas de resistência mecânica. Se a temperatura fosse muito alta se daria a fusão generalizada do alumínio, tornando-se impossível a soldagem, pois um volume significativo de alumínio seria depositado na ferramenta deixando para trás grandes orifícios na junta. Ao contrário, se a temperatura fosse baixa a fusão parcial seria evitada e com esta a formação de compostos intermetálicos. Em trabalho derivado da SAPNC de juntas Al-Cu, Oyang [33] realizou o levantamento cuidadoso da história térmica durante a soldagem. Estas medições e os resultados da caracterização microestrutural o levaram a sugerir a fusão parcial do alumínio como mecanismo promotor da formação dos CIM.

Portanto, a formação de CIM durante a SAPNC seria derivada da SAPNC sempre que fossem usados parâmetros de

soldagem que produzissem o aumento significativo do aporte energético, o que representa temperaturas mais elevadas, provocando a fusão localizada do alumínio. Portanto, a fusão parcial durante SAPNC não explicaria somente a formação de CIM, mas também fenômenos como a aderência do alumínio à ferramenta, a baixa qualidade no aspecto da superfície soldada, a perda de controle no processo de soldagem e a redução na penetração da ferramenta.

4 . Conclusões

A soldagem por atrito com pino não consumível em juntas alumínio-aço acarreta diferentes desafios do ponto de vista técnico e científico, associados com o processamento das juntas e a evolução microestrutural. A partir dos resultados obtidos no presente trabalho determinou-se que:

- Apesar da diferença no aporte térmico gerado pela mudança no D_T durante a SAPNC das juntas finais, macroscopicamente as diferenças mais notórias ocorrem por conta da formação do pé na raiz da junta e a quantidade e distribuição dos fragmentos de aço desprendidos e depositados na zona misturada.
- Em nível micro, o efeito termomecânico do processo de soldagem é evidente, sendo observado o crescimento de grão da fase α_{Al} na zona termicamente afetada, a deformação e rotação severa dos grãos na zona termomecanicamente afetada, e a recuperação e recristalização dinâmica dos grãos na zona misturada.
- Para os parâmetros de soldagem empregados, o aporte energético é suficiente para gerar o aumento de tamanho na ZAT_{Al} , mas o efeito combinado de temperatura e deformação é insuficiente para ativar o processo de recristalização na $ZTMA_{Al}$.
- As juntas obtidas neste estudo podem ser consideradas soldadas com baixo aporte termomecânico, evitando o crescimento dos grãos na ZM e na $ZAT_{Aço}$. Na ZM o tamanho

dos grãos é inferior a 2,0 µm em comparação com os 14,0 µm obtidos em sistemas parecidos, embora com parâmetros de soldagem mais agressivos.

- e) Não foi observada a formação de compostos intermetálicos nos sistemas soldados. Foi estabelecido que a formação de CIM durante a SAPNC depende dos parâmetros de soldagem usados. Parâmetros mais severos produzem o aumento significativo do aporte energético, levando a temperaturas de pico acima da temperatura de fusão da liga de alumínio.
- f) A geração de fusão parcial na SAPNC estaria relacionada à formação de CIM, mas também a fenômenos como a aderência do alumínio à ferramenta e todas as dificuldades que desta se derivam.

5. Referências Bibliográficas

- [1] AGUDO, L. et al., Intermetallic Fe_xAl_y -phases in a Steel/Al-Alloy Fusion Weld, *Journal of Materials Science and Engineering*, v. 42, p. 4205-4214, 2007. DOI 10.1007/s10853-006-0644-0.
- [2] CHEN, C.M.; KOVACEVIC., R. Joining of Al 6061 Alloy to AISI 1018 Steel by Combined Effects of Fusion and Solid State Welding, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v. 44, p. 1205-1214, 2004.
- [3] WATANABE, T.; TAKAYAMA, H; YANAGISAWA, A. Joining of Aluminum Alloy to Steel by Friction Stir Welding, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 178, p. 342-349, 2006.
- [4] JIANG, W.H.; KOVACEVIC, R. Feasibility Study of Friction Stir Welding of 6061-T6 Aluminium Alloy with AISI 1018 Steel, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, v. 218, p. 1323-1331, 2004.
- [5] UZUN, H. et al., Friction Stir Welding of Dissimilar Al 6013-T4 to X5CrNi18-10 Stainless Steel, *Materials and Design*, v. 26, p. 41-46, 2005.
- [6] LEE, W. et al., Interfacial Reaction in Steel-Aluminum Joints Made by Friction Stir Welding, *Scripta Materialia*, v. 55, p. 355-358, 2006.
- [7] FUKUMOTO, M. et al., *Proceedings of the Fifth International Friction Stir Welding Symposium*, France, 2004.
- [8] CHEN, T. Process Parameters Study on FSW Joint of Dissimilar Metals for Aluminium-Steel, *Journal of Materials Science*, v. 44, p. 2573-2580, 2009.
- [9] CHEN T.P., LIN, W.-B. Optimal FSW Process Parameters for Interface and Welded Zone Toughness of Dissimilar Aluminum-steel Joint, *Science and Technology of Welding and Joining* v. 15, n. 4, p. 279-285, 2010.
- [10] YASUI, T. et al., *Proceedings of the Fifth International Friction Stir Welding Symposium*, France, 2004.
- [11] TANAKA, T.; MORISHIGE, T.; HIRATA, T. Comprehensive Analysis of Joint Strength for Dissimilar Friction Stir Welds of Mild Steel to Aluminum Alloys, *Scripta Materialia*, doi:10.1016/j.scriptamat.2009.06.022.
- [12] SOUNDARARAJAN, V., KOVACEVIC, R. *Proceedings of the Sixth International Symposium on Friction Stir Welding*, Quebec, Canada, 2006.
- [13] COELHO, R. S. et al., Microstructure and Mechanical Properties of an AA6181-T4 Aluminium Alloy to HC340LA High Strength Steel Friction Stir Overlap Weld, *Advanced Engineering Materials*, v.10, n. 10, p. 961-972, 2008.
- [14] COELHO, R. S., dos SANTOS, J.; KOSTKA, A. EBSD Technique Visualization of Material Flow in Aluminum to Steel Friction-Stir Dissimilar Welding, *Advanced Engineering Materials*, v. 10, n. 12, p. 1127-1133, 2008.
- [15] ELREFAEY, A.J. et al., Characterization of Aluminum/Steel Lap Joint by Friction Stir Welding, *J. Mater. Eng. Perform.*, v. 14, p.10-17, 2005.
- [16] KIMAPONG, K.; WATANABE, T. Effect of Welding Process Parameters on Mechanical Property of FSW Lap Joint between Aluminum Alloy and Steel, *Materials Transactions.*; v. 46, n. 10, p. 2211-2217, 2005.
- [17] LIYANAGE, T. et al., Joint Formation in Dissimilar Al Alloy/Steel and Mg Alloy/Steel Friction Stir Spot Welds, *Sci. Technol. Weld. Joining*, v. 14, n. 6, p. 500-508, 2009.
- [18] CHEN, Y.C.; NAKATA, K. Effect of the Surface State of Steel on the Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Metal Lap Joints of Aluminum and Steel by Friction Stir Welding, *Metall. Mater. Trans. A*, v. 39, p. 1985-1992, 2008.
- [19] TORRES, E.A.; RAMIREZ, A.J. União de Juntas Dissimilares Alumínio-Aço de Chapas Finas pelo Processo de Soldagem por Atrito com Pino não Consumível (SAPNC), *Soldagem & Inspeção*, v. 16, n. 3, p. 265-273, 2011.
- [20] WEI, L.Y.; NELSON, T.W. Correlation of Microstructures and Process Variables in FSW HSLA-65 Steel, *Welding Journal*, v. 90, p. 95-101, 2011.
- [21] SATO, Y.S.; URATA, M.; KOKAWA, H. Parameters Controlling Microstructure and Hardness during Friction-Stir Welding of Precipitation-Hardenable Aluminum Alloy 6063, *Metall. Mater. Trans. A*, v. 33, p. 625-635 2002.
- [22] GALVÃO, I. et al., Material Flow in Heterogeneous Friction Stir Welding of Aluminium and Copper thin Sheets, *Sci. Technol. Weld. Joining*, v. 15, n. 8, p. 654-660, 2010.
- [23] SHEIKHI, S.; dos SANTOS, J. Effect of Process Parameter on Mechanical Properties of Friction Stir Welded Tailored Blanks from Aluminium Alloy 6181-T4, *Sci. Technol. Weld. Joining*, v. 12, n. 4, p. 370-375, 2007.
- [24] LIENERT, T.J. et al., Friction Stir Welding Studies on Mild Steel, *Welding Journal*, v. 82, p. 1s-9s, 2003.
- [25] FONDA, R.W. et al., Friction Stir Welding of Single Crystal Aluminium, *Sci. Technol. Weld. Joining*, v. 12, n. 4, p. 304-310, 2007.
- [26] SU, J-Q.; NELSON, T.W.; STERLING, C.J. Microstructure Evolution During FSW/FSP of High Strength Aluminum Alloys, *Materials Science and Engineering A*, v. 405, p. 277-286, 2005.
- [27] SATO, Y.S. et al., Microstructural Evolution of 6063 Aluminum During Friction-Stir Welding, *Metall. Mater. Trans. A*, v. 30, p. 2429-2437, 1999.
- [28] ETTER, A.L. et al., Recrystallization Mechanisms in 5251 H14 and 5251 O Aluminum Friction Stir Welds, *Mater. Sci. Eng. A*, v. 445-446, p. 94-99, 2007.
- [29] FONDA, R.W.; BINGERT, J.F. Microstructural Evolution in the Heat-Affected Zone of a Friction Stir Weld, *Metall. Mater. Trans. A*, v. 35A, p. 1487-1499, 2004.

- [30] KLINGENSMITH, S.; DuPONT, J.N.; MARDER, A.R. Microstructural Characterization of a Double-Sided Friction Stir Weld on a Superaustenitic Stainless Steel, *Welding Journal*, v. 84, n. 5, p. 77s-85s, 2005.
- [31] FUJII, H. et al., Friction Stir Welding of Carbon Steels, *Mater. Sci. Eng. A*, v. 429, p. 50-57, 2006.
- [32] GIRARD, M. et al., Friction Stir Diffusion Bonding of Dissimilar Metals, *Sci. Technol. Weld. Joining*, v. 15, n. 8, p. 661-665, 2010.
- [33] OUYANG, J.; YARRAPAREDDY, E.; KOVACEVIC, R. Microstructural Evolution in the Friction Stir Welded 6061 Aluminum Alloy (T6-Temper Condition) to Copper, *J. Mater. Process. Technol.*, v. 172, p. 110-122, 2006.