

Caracterização do Fluxo de Material Após a Soldagem Dissimilar do Aço SAE 1020 à Liga de Alumínio 5052 H34 pelo Processo Hybrid Friction Stir Welding Assistido por Plasma

Bruno Silva Cota¹ , Alexandre Queiroz Bracarense^{2,3} 

¹Universidade Federal de Itajubá – UNIFEI, Instituto de Engenharias Integradas, Itabira, MG, Brasil.

²Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Departamento de Engenharia Mecânica, Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação, Belo Horizonte, MG, Brasil.

³MB WeldWorks Assessoria, Consultoria e Projetos de Soldagem Ltda., Belo Horizonte, MG, Brasil.

Como citar: Cota BS, Bracarense AQ. Caracterização do fluxo de material após a soldagem dissimilar do aço SAE 1020 à liga de alumínio 5052 H34 pelo processo Hybrid Friction Stir Welding assistido por plasma. Soldagem & Inspeção. 2021; e2612. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI26.12>

Resumo: Esta pesquisa tratou da aplicação do processo Hybrid Friction Stir Welding na soldagem dissimilar alumínio-aço com a utilização de uma fonte de pré-aquecimento por plasma, com o objetivo de caracterizar o fluxo de material. Foram realizadas juntas soldadas a topo do aço carbono SAE 1020 e da liga de alumínio 5052 H34 com 3 mm de espessura utilizando um cabeçote desenvolvido especialmente para essa aplicação, que foi adaptado a um robô antropomórfico COMAU NJ5000 de 6 graus de liberdade e capacidade de 500 kg. O offset foi mantido em zero, ou seja, a ferramenta foi inserida na interface de soldagem. O pré-aquecimento das amostras foi realizado pela adaptação de uma máquina de corte a plasma, em que a temperatura e a corrente foram variadas em: 0 °C (sem pré-aquecimento), 250 °C (40 A), 350 °C (50 A) e 450 °C (60 A). A caracterização microestrutural foi realizada por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura e por difração de raios X (DRX). Durante as análises metalográficas foi identificada e caracterizada a formação de uma região altamente deformada na parte superior das amostras submetidas ao pré-aquecimento, definida neste trabalho como “cabeça”. Esta região proporciona um aumento na resistência mecânica do material, e será tão grande quanto maior for o aporte de calor no lado de avanço. O fluxo de material foi identificado e foi possível determinar quatro possíveis geometrias para a zona misturada, correlacionado com a resistência mecânica obtida e condições necessárias para se obter cada uma delas.

Palavras-chave: Friction stir welding; Híbrido; Soldagem; Robotizado; Dissimilar; Pré-Aquecimento.

Hybrid Friction Stir Welding Process with Plasma-assisted of 5052 H34 Aluminum Alloy and SAE 1020 Steel: Material Flow Characterization

Abstract: This research dealt with the application of the Hybrid Friction Stir Welding process in dissimilar aluminum-steel welding using a plasma preheating source, in order to characterize the material flow. In this research, welded joints were made on top of SAE 1020 carbon steel and aluminum alloy 5052 H34 with 3 mm thickness using a head specially developed for this application, which was adapted to a COMAU NJ5000 anthropomorphic robot with 6 degrees of freedom and 500 kg capacity. The offset was kept at zero, in which the tool was inserted in the welding interface. The preheating of the samples was carried out by adapting a plasma cutting machine, in which the temperature and current were varied by: 0 °C (without preheating), 250 °C (40 A), 350 °C (50 A) and 450 °C (60 A). Microstructural characterization was performed using optical and scanning electron microscopy and X-ray diffraction (XRD). During the metallographic analyzes, the formation of a highly deformed region in the upper part of the samples submitted to preheating was identified and characterized, defined in this work as "head". This region offers an increase in the mechanical strength of the material, and will be as large as the greater for the heat input on the forward side. The material flow was determined, and it was possible to determine four possible geometries for the mixed zone, correlated with the mechanical strength obtained and conditions necessary to obtain each one.

Keywords: Friction stir welding; Hybrid; Welding; Robotic; Dissimilar; Preheating.

Recebido: 26 Nov., 2020. Aceito: 30 Apr., 2021

E-mails: bruno.cota@unifei.edu.br (BSC), bracarense@ufmg.br (AQB) bracarense@mbweldworks.com (AQB)



Este é um artigo publicado em acesso aberto (*Open Access*) sob a licença *Creative Commons Attribution Non-Commercial*, que permite uso, distribuição e reprodução em qualquer meio, sem restrições desde que sem fins comerciais e que o trabalho original seja corretamente citado.

1. Introdução

O processo Friction Stir Welding (FSW) foi inventado por Wayne Thomas e um grupo de pesquisadores no início da década de 1990 em Cambridge, no Reino Unido [1]. O processo Friction Stir Welding utiliza uma ferramenta não consumível para produzir calor por atrito e deformação ao longo da junta, à medida em que causa uma deformação plástica severa no material, resultando na "mistura mecânica" do material amaciado.

Atualmente, os principais estudos relacionados ao processo visam superar a barreira existente na soldagem de materiais com temperatura de fusão mais elevada, como ligas a base de cobre, ferro e níquel. Para isso, diversos autores já estudaram a aplicação de fontes externas de calor, com o intuito de reduzir o desgaste da ferramenta pelo atrito e reduzir os esforços de soldagem [2-10]. Cota e Bracarense [2] apresentam uma breve revisão de literatura, em que foram identificados os trabalhos em que foram utilizadas fontes externas de calor para a viabilização da soldagem de materiais com maior ponto de fusão. Os autores citam como as principais fontes para o processo Hybrid Friction Stir Welding: chama; plasma; laser; indução; eletricidade; gás aquecido. Dentre as vantagens apresentadas estão a melhoria do aspecto superficial das amostras, a redução dos esforços de soldagem e a redução do desgaste da ferramenta pelo atrito. Os autores realizaram a primeira soldagem robotizada pelo processo Friction Stir Welding realizado na América Latina, em que foram produzidas juntas soldadas dissimilares do aço carbono SAE 1020 e da liga de alumínio 5052 H34 com 3 mm de espessura. Além disso, foi a primeira aplicação do processo Hybrid Friction Stir Welding na soldagem dissimilar alumínio-aço com a utilização de uma fonte de aquecimento por plasma. Foi verificado o aumento da resistência mecânica das juntas com o aumento da temperatura de pré-aquecimento. Como esperado, o aumento da temperatura de pré-aquecimento foi favorável ao aumento da resistência mecânica das juntas dissimilares apresentadas neste trabalho, com redução dos esforços de soldagem e do desgaste da ferramenta.

Diversos autores estudaram a junção dissimilar alumínio-aço pelo processo FSW, sendo que em grande parte das pesquisas são usadas ferramentas especiais fabricadas pelo processo da metalurgia do pó [11-16]. As pesquisas realizadas por Fukumoto [14] indicam que a resistência da junta é maior quando a ferramenta é parcialmente inserida no lado do aço, entretanto, são verificados efeitos indesejáveis como desgaste excessivo e até a quebra da ferramenta [11]. Sendo assim, uma das vantagens em se utilizar o pré-aquecimento da junta é a possibilidade de coalescer o material e reduzir sua resistência mecânica, viabilizando assim a utilização de ferramentas fabricadas em aço, além de tornar a mistura mais eficiente por meio da introdução da ferramenta diretamente na interface de soldagem (Offset igual a zero) [2]. Cota e Bracarense [2] verificaram que a utilização do pino inserido diretamente na interface de soldagem (offset igual a zero) proporciona maior resistência mecânica. Além disso, o pré-aquecimento favoreceu a inserção da ferramenta na interface de soldagem. Quando os autores utilizaram a temperatura de pré-aquecimento de 450 °C, houve o aumento de aproximadamente 111% da resistência mecânica quando comparado ao processo sem pré-aquecimento.

De acordo com Torres López [17], o estudo do fluxo de material requer o uso de técnicas avançadas que permitam verificar o comportamento do material amolecido. Coelho et al. [18] foram alguns dos primeiros autores a analisarem o fluxo de material durante o processo de soldagem dissimilar alumínio e aço sem pré-aquecimento, por meio de difração de elétrons retroespalhados (Electron backscatter diffraction - EBSD) de alta resolução. O autor fez ainda a determinação das forças atuantes durante a soldagem de materiais em que o pino é alocado a certa distância da interface de soldagem.

Este estudo é a continuidade dos trabalhos iniciados por Cota e Bracarense [2], e teve como objetivo caracterizar o fluxo de material após a soldagem dissimilar do aço carbono ao alumínio pelo processo Hybrid Friction Stir Welding assistido por plasma. Para isso, foram usados o aço carbono SAE 1020 e a liga de alumínio 5052 H34 com 3 mm de espessura, que foram unidos por meio de um cabeçote desenvolvido especialmente para essa aplicação e adaptado a um robô antropomórfico COMAU NJ5000 de 6 graus de liberdade. Foi realizado um pré-aquecimento por plasma no lado de avanço e o pino foi inserido na interface de soldagem. Para a caracterização do fluxo de material, foram realizadas as análises metalográficas, sendo auxiliado por modelos já publicados. Foi possível determinar quatro possíveis geometrias para a zona misturada, correlacionado com a resistência mecânica obtida e condições necessárias para se obter cada uma delas.

2. Materiais e Métodos

2.1. Materiais

Os materiais empregados neste estudo foram chapas de 125 x 400 x 3 mm de espessura da liga de alumínio 5052 H34 e do aço AISI SAE 1020. A liga de alumínio 5052 H34 possui como principal elemento de liga o magnésio, sendo considerada de excelente soldabilidade e com boa resistência à corrosão, principalmente em atmosfera salina. A liga 5052 H34 possui propriedades mecânicas correspondentes à condição de tratamento H3, ou seja, deformada plasticamente a frio e estabilizada. De acordo com ABNT NBR 6835 [19], são produtos que sofrem deformação plástica a frio e cujas propriedades mecânicas são estabilizadas por um tratamento térmico a baixa temperatura, do qual resulta uma resistência à tração ligeiramente menor e maior ductilidade. O segundo dígito indica o grau de encruamento em ordem crescente, abrangendo os dígitos de 1 a 8. Sendo assim, essa liga apresenta limite de resistência à tração intermediário, variando de 235 a 285 MPa conforme a ASTM B209M

[20]. O aço AISI SAE 1020, por sua vez, foi usado sem tratamento térmico, em que o limite de resistência a tração é de 380 MPa e limite de escoamento de 210 MPa, sendo o alongamento de 25% [2].

2.2. Equipamentos

Para a soldagem foi utilizado o sistema robótico projetado e validado por Cota et al. [21]. A montagem experimental é apresentada na Figura 1. Para fazer o controle da rotação do sistema de soldagem foi utilizado um inversor de frequência com capacidade de acionamento de motores de até 50 CV [2]. Foi usada uma chapa de apoio fabricada em aço com alta resistência mecânica.

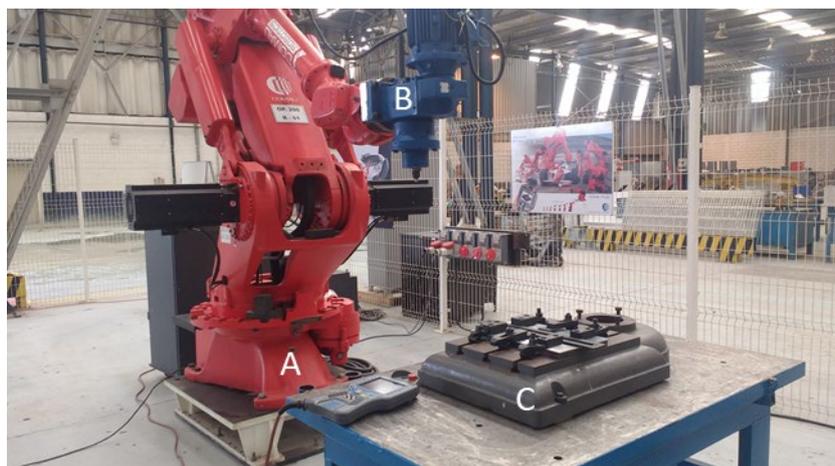


Figura 1. Montagem experimental: A - Robô antropomórfico com 6 graus de liberdade; B Sistema de soldagem por fricção; C - Estrutura para a fixação das chapas [2].

Para o pré-aquecimento das chapas foi adaptada uma máquina de corte a plasma, conforme apresentado na Figura 2. O equipamento permite operação na faixa de corrente de 25 a 80 A e pressão do ar de 50 a 80 PSI (3,5 a 5,6 kg/mm²). Os comandos para o início e o término do pré-aquecimento foram realizados de forma manual, remotamente. O ar comprimido usado no processo estava livre de contaminantes e umidade, uma vez que passou pela filtragem da linha de abastecimento e pelo filtro do equipamento usado [2].

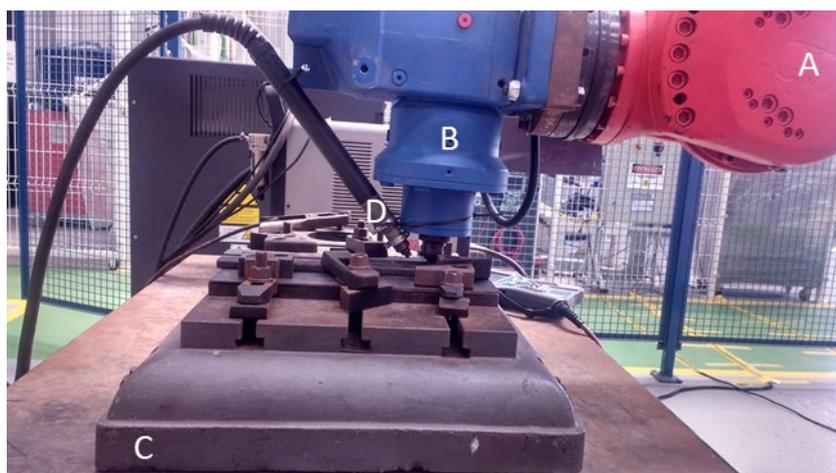


Figura 2. Detalhes da adaptação a máquina de corte a plasma a bancada realização do pré-aquecimento: A - Robô antropomórfico com 6 graus de liberdade; B - Sistema de soldagem por fricção; C - Estrutura para a fixação das chapas; D - Tocha plasma para pré-aquecimento [2].

2.3. Ferramenta

A Figura 3 apresenta as dimensões principais da ferramenta usada para a soldagem dissimilar da liga Al 5052 H34 ao aço SAE 1020 com 3 mm de espessura, em que se verifica que possui pino cônico com diâmetro maior de 6 mm, o que contribui para

distribuição e redução das forças envolvidas no processo durante a fase de penetração da ferramenta. As dimensões da ferramenta foram aprimoradas a partir dos estudos preliminares realizados por Cota e Bracarense [21].

Foi escolhido o material AISI H13 para a fabricação das ferramentas devido à alta resistência mecânica e boa resistência ao desgaste em temperaturas elevadas. A dureza média do aço AISI H13 é de 25 HRC, comprovada por meio de testes experimentais. Para a pesquisa, as ferramentas foram submetidas à têmpera e revenimento para o aumento da dureza. Após a realização dos tratamentos térmicos, foram realizadas dez medições de dureza em diferentes regiões da seção transversal de uma amostra tratada termicamente, em que a dureza média calculada foi de 56 HRC.

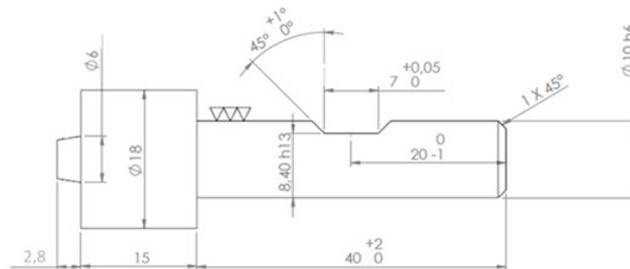


Figura 3. Dimensões principais da ferramenta usada no processo FSW para soldagem da liga Al 5052 H34 e o aço SAE 1020.

2.4. Metodologia

Na Tabela 1 estão apresentados os parâmetros de soldagem com destaque para a variação da temperatura de pré-aquecimento. Os valores utilizados para pré-aquecimento foram respectivamente 250°C, 350°C e 450°C, verificados por meio de pirômetro digital que equivaleram a correntes de 40 A, 50 A e 60 A selecionados na fonte de plasma. O aquecimento foi feito no lado da chapa de aço SAE 1020 por 30 segundos e estabilizado, conforme se apresenta na Figura 4. Para a realização dos testes o offset foi mantido em zero, ou seja, a ferramenta foi inserida na interface de soldagem. A pressão do ar foi mantida constante em todos os ensaios e foi usada a rotação da ferramenta no sentido horário, sendo o aço posicionado no lado de avanço (LA) e o alumínio no lado de retrocesso (LR), conforme apresentado na Figura 4.

Tabela 1. Parâmetros para a soldagem utilizados nos experimentos.

Temperatura de Pré-Aquecimento	Corrente de Pré-aquecimento	Velocidade de Avanço	Velocidade de Rotação	Penetração	Inclinação da ferramenta
[°C]	[A]	[mm/min]	[rpm]	[mm]	[°]
0	0	7,5	500	2,9	2
250	40	10	500	2,9	2
350	50	10	500	2,9	2
450	60	10	500	2,9	2

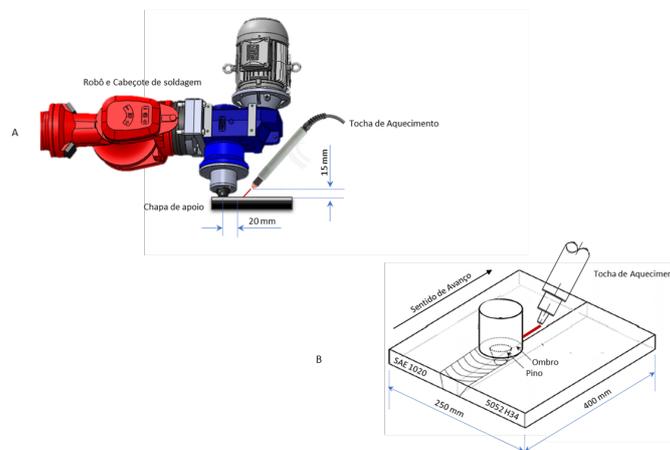


Figura 4. Esquema do posicionamento da tocha de aquecimento em relação às chapas a serem soldadas: A – Altura da tocha e distância em relação ao ponto de soldagem; B – Posicionamento da tocha no lado de avanço [2].

A velocidade de soldagem para as amostras sem pré-aquecimento foi de 7,5 mm/min, sendo esta a máxima velocidade em que foi possível obter juntas soldadas sem defeitos. A velocidade de avanço foi variada para os testes com pré-aquecimento, uma vez que foi possível obter uma redução dos esforços de soldagem. A ferramenta foi posicionada com uma inclinação de 2° e o tempo de espera (*dwell time*) antes de iniciar o translado da ferramenta foi de 60 s.

2.5. Caracterização das juntas soldadas

Após a realização das soldas nos corpos de prova, amostras foram retiradas para realização dos ensaios destrutivos e não destrutivos para a caracterização das juntas, conforme proposto por Cota e Bracarense [2] e apresentado na Figura 5. Para a retirada dos copos de prova foi observada a norma AWS B4.0 [22], em que foram descartados os 20 mm iniciais e finais de cada solda. Duas amostras (M1 e M2) de 35 x 10 mm foram retiradas para a análise metalográfica, medição do perfil de dureza e da rugosidade. Após a preparação metalográfica, as microestruturas das amostras foram analisadas no Microscópio Óptico e no Microscópio Eletrônico de Varredura. Para a identificação dos precipitados, foram empregadas as amostras (M1 e M2) para as medições da composição química por espectroscopia de raios X dispersiva em energia (EDS).

Os ensaios de microdureza foram realizados nas mesmas amostras retiradas para os ensaios metalográficos (M1 e M2). Os ensaios foram realizados em um Microdurômetro Digital com penetrador piramidal de diamante de 136° de conicidade. As medidas foram realizadas com a movimentação do corpo de prova sobre a bancada do aparelho, com observação por uma lente de ampliação de 40 vezes. Foram realizadas 64 endentações com espaçamento de 0,5 mm, igualmente distribuídas em um intervalo de 32 mm, com uma carga de 4,9 N, aplicada por 10 segundos.

Os resultados dos ensaios de tração realizados com as três amostras (TR1, TR2 e TR3) não serão apresentados neste trabalho, uma vez que foram publicados anteriormente por Cota e Bracarense [2]. Entretanto, estes resultados serão referenciados para auxiliar na explicação dos fenômenos.

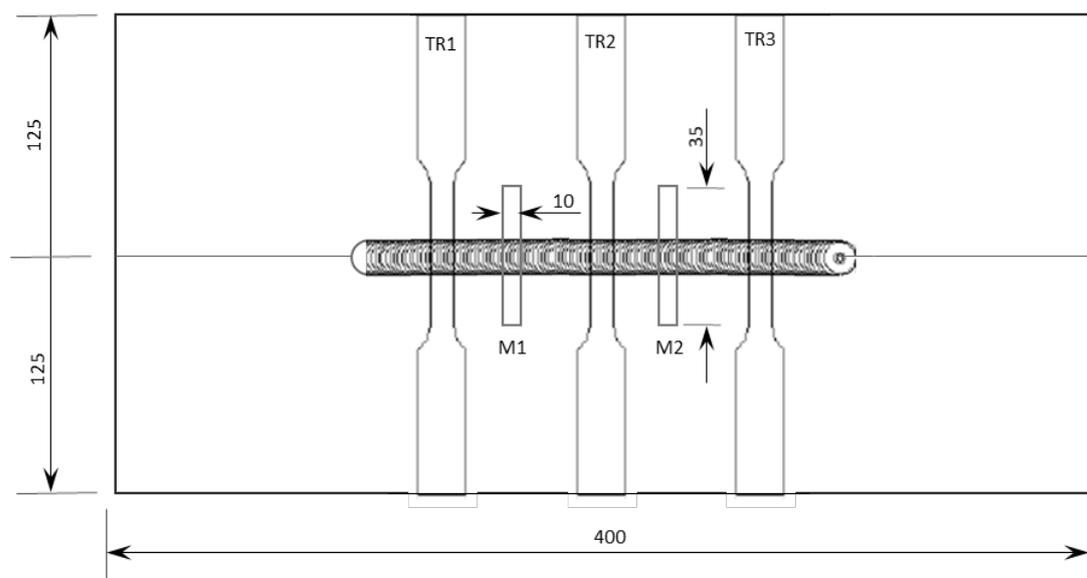


Figura 5. Representação esquemática do posicionamento dos corpos de prova na chapa soldada [2].

3. Resultados e Discussões

Na Figura 6 estão apresentadas as imagens das seções transversais das juntas soldadas obtidas no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Na amostra soldada sem pré-aquecimento (amostra A) é possível verificar na macrografia ótica a formação dos anéis concêntricos (*Onion Rings*). De acordo com Kumar et al. [23] é necessário um gradiente térmico entre os lados de avanço e retrocesso para a formação destes anéis concêntricos. Segundo os autores, quando o material plastificado atinge a região mais fria, ele tem sua movimentação restringida pelo ombro da ferramenta, que o impõe a realizar o percurso de rotação completo até atingir o lado de avanço. Verifica-se o maior número de partículas de aço no lado do alumínio para as amostras soldadas sem pré-aquecimento (A) e com pré-aquecimento de 250 °C (B), decorrente do arrancamento do material pouco aquecido, realizado pelo atrito da ferramenta. É possível verificar uma transição na amostra soldada com pré-aquecimento de 350°C (C), em que o material coalescido é rotacionado e transferido para o alumínio, conforme detalhado durante as análises sobre o fluxo de material a seguir. A amostra com pré-aquecimento de 450°C (D), por sua vez, foi a amostra que apresentou menor número de partículas de aço, sendo que o material foi transferido de forma gradual para o lado de retrocesso.

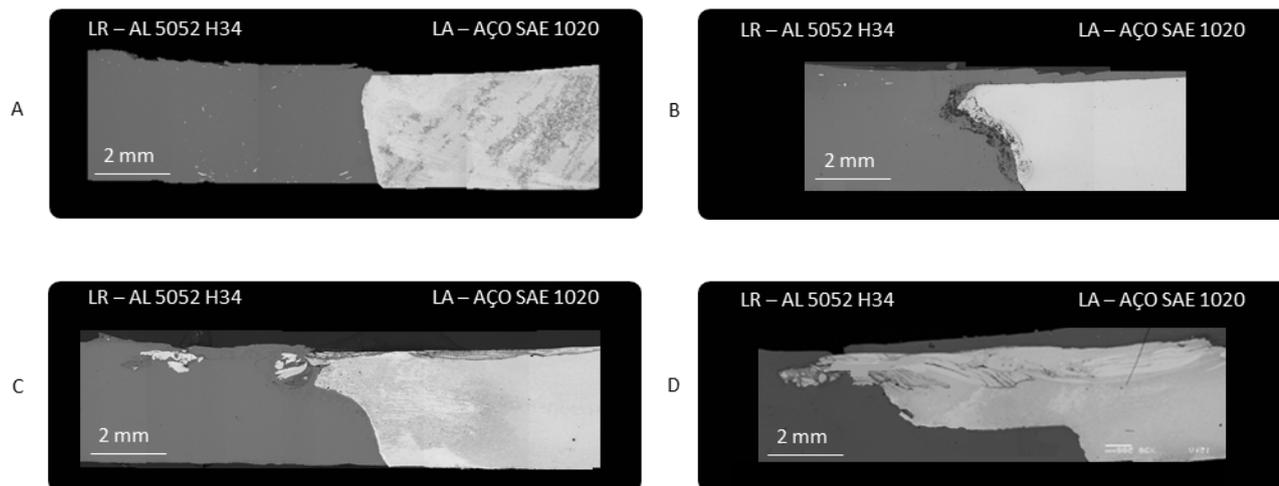


Figura 6. Imagens do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV): A - Sem pré-aquecimento; B - Pré-aquecimento de 250°C; C - Pré-aquecimento de 350°C; D - Pré-aquecimento de 450°C.

Nas amostras submetidas ao pré-aquecimento (B, C e D) é possível perceber a formação de uma região deformada na parte superior, não identificada antes na literatura em trabalhos que caracterizam a soldagem dissimilar entre alumínio e aço. A Figura 7 ilustra esquematicamente as geometrias típicas encontradas na zona misturada após a soldagem pelo processo FSW (A, B e C) [21, 24-27] incluindo a encontrada neste trabalho (D). A geometria representada pela letra “A” da Figura 7 é verificada geralmente durante a soldagem de materiais “similares” com baixa temperatura de fusão, em que a ferramenta é inserida no centro da amostra. A afinidade química entre os materiais, aliada à posição da ferramenta, favorece uma junta com geometria simétrica. Nessas juntas, a resistência mecânica é beneficiada quando existe uma correta relação entre os parâmetros de soldagem e projeto adequado da geometria da ferramenta, que proporcionam uma boa mistura mecânica e tempo e temperatura suficientes para obter correta difusão entre os materiais.

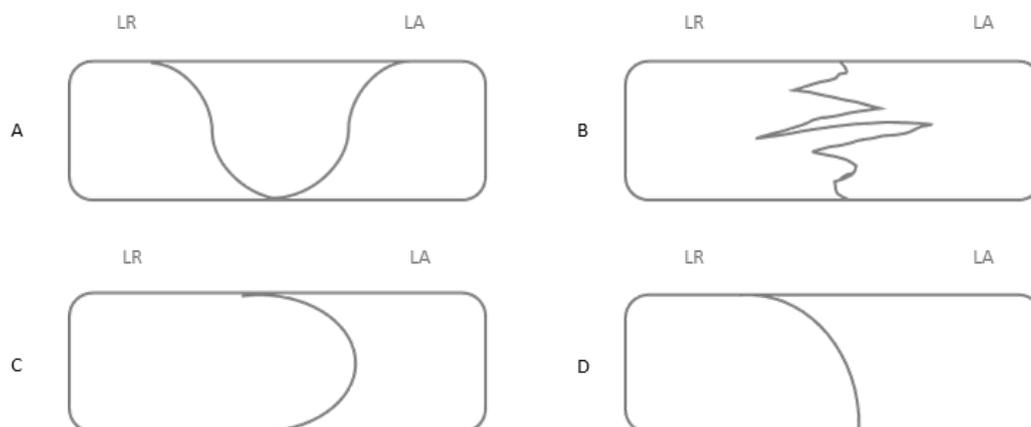


Figura 7. Esquema das geometrias possíveis para a zona misturada: LR: Lado de Retrocesso; LA: Lado de Avanço.

A geometria representada pela letra “B” da Figura 7 pode ser encontrada na soldagem de materiais com baixa temperatura de fusão e dissimilares, em que a ferramenta é colocada no centro das amostras [28, 29]. Neste caso, a mistura é também favorecida pelo posicionamento do pino, sendo a resistência mecânica limitada pela afinidade metalúrgica entre os materiais envolvidos.

A geometria representada pela letra “C” na Figura 7 se apresenta como resultado da soldagem de materiais dissimilares, com diferentes temperaturas de fusão, porém em que a ferramenta é inserida no lado de retrocesso (LR), mais próxima do material de menor resistência mecânica [30-32]. Esta geometria é o resultado da decomposição de forças durante o processo, explicada pelas pesquisas de Coelho et al. [18]. A resistência mecânica da junta neste caso será favorecida pelo tamanho do reforço inferior, definido por Torres [17] como “pé”, que é maior quanto mais próximo da interface a ferramenta for inserida. De acordo com o autor, a geometria e o tamanho do ressalto estão relacionados ao deslocamento da ferramenta (*offset*) e à penetração da ferramenta na junta. A resistência final das amostras será fortemente influenciada pelo tipo e espessura dos compostos intermetálicos produzidos [33, 34].

A geometria representada pela letra “D” na Figura 7, por sua vez, é decorrente da soldagem de materiais dissimilares com diferentes temperaturas de fusão, ocorrendo quando o pino é inserido no centro da amostra, como neste trabalho. Ressalta-se novamente que a geometria representada pela letra “D”, até então, não havia sido reportada e definida na literatura.

O deslocamento do material sobre o outro, denominado aqui como “cabeça”, será tão grande quanto maior for o aporte de calor no lado de avanço (LA) e, aliado ao fluxo de material produzido pela rotação da ferramenta, permite uma maior mistura dos materiais. Esta região altamente deformada proporciona maior coesão entre os materiais, atuando como um “ancoramento”, comprovado pelos resultados dos ensaios de tração publicados por Cota e Bracarense [2].

Uma vez que a área de contato entre os materiais se torna maior pela transferência angular do aço plastificado para a liga de alumínio, a coesão entre os materiais se torna maior, conforme observado por meio da Figura 6. Utilizando o software AutoCAD, verificou-se que o ângulo de contato, tendo como referência a base das amostras soldadas, decresce com o aumento da temperatura de pré-aquecimento, sendo de cerca de 60 graus para as amostras soldadas com pré-aquecimento de 250°C e 50 graus para aquelas soldadas com pré-aquecimento de 350°C. Para a junta soldada com pré-aquecimento de 450°C o ângulo de contato foi de 25 graus em amostras retiradas do final do processo de soldagem (Figura 6D).

Dois fatores contribuíram para a transferência de material ser preferencial do aço para o alumínio. O primeiro deles, é o fato do aço ter sido posicionado no lado de avanço, região caracterizada por ser de maior energia, visto que são combinadas as velocidades de avanço e rotação. O segundo fator diz respeito ao posicionamento do pino no centro da amostra. Observando a decomposição de forças proposta por Coelho et al. [18], verifica-se que quando o pino é posicionado com certo deslocamento da interface de soldagem, as forças atuantes tendem a empurrar o alumínio contra a interface do aço (Figura 8A), enquanto que o ombro da ferramenta promove uma forte deformação plástica na parte superior da junta soldada (Figura 8B). Esta condição, entretanto, não é verificada no caso deste trabalho em particular, visto que o pino foi posicionado no centro da amostra.

Dessa forma, o aço é deformado contra o alumínio, mas não existem forças atuantes que tentam empurrar o alumínio contra o aço. O resultado deste processo é uma junta assimétrica, caracterizada por apresentar maior transferência do aço para o alumínio (Figura 6). A compressão exercida pelo ombro da ferramenta nas chapas a serem soldadas favorece a formação de rebarbas, pois não existe uma contrapressão por parte destes materiais. A assimetria da junta aumenta com o aumento da temperatura de pré-aquecimento, assim como os tamanho das rebarbas.

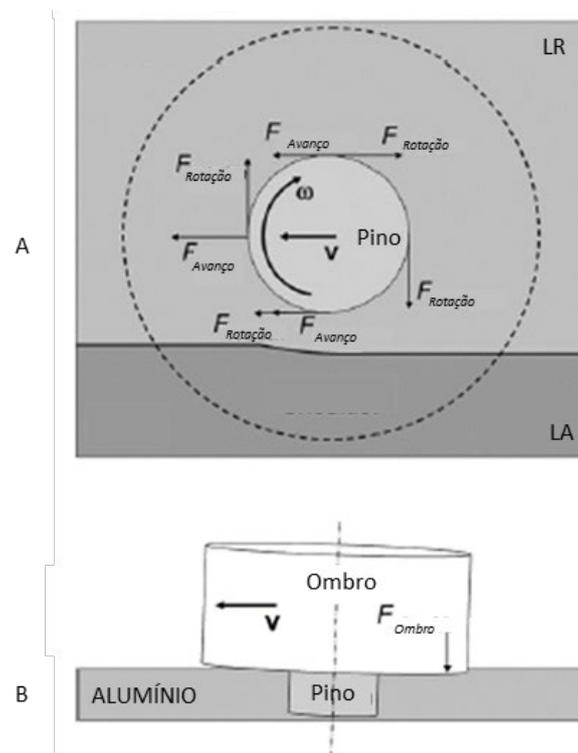


Figura 8. Vistas esquemáticas da ferramenta de soldagem: A - Vista superior revelando as forças atuantes; B - Efeitos da inclinação da ferramenta. Adaptado de Coelho et al. [18].

Na amostra soldada com pré-aquecimento de 450°C, foi verificada a formação de um “flash” de grande comprimento e plastificado com um ângulo aproximado de 90° em relação à peça, conforme evidenciado na Figura 9. O calor gerado pelo atrito, pela deformação plástica e pela condução do calor gerado pelo pré-aquecimento proporcionaram o amaciamento da liga de alumínio facilitando o fluxo plástico em torno da ferramenta. A ação conjunta do amaciamento do material em torno do pino e

dos movimentos de translação e rotação da ferramenta levaram ao escoamento do material ao longo da linha de junta, proporcionando a ligação no estado sólido do material após a deformação plástica e o escoamento (fluxo) para o exterior do ombro da ferramenta. O fluxo de material, apresentado na Figura 10, é baseado na morfologia do cordão de solda, bem como as explicações descritas na literatura e características intrínsecas deste trabalho. As letras “A”, “B”, “C” e “D” são usadas para distinguir os movimentos dos metais base para as explicações sobre o fluxo de materiais.

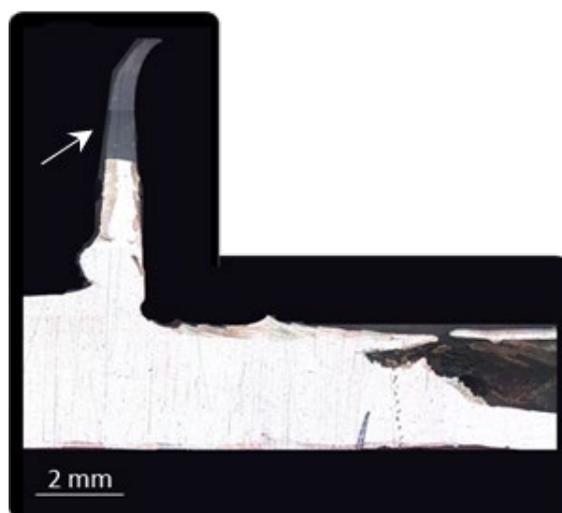


Figura 9. Macrografia da junta soldada com pré-aquecimento de 450°C.

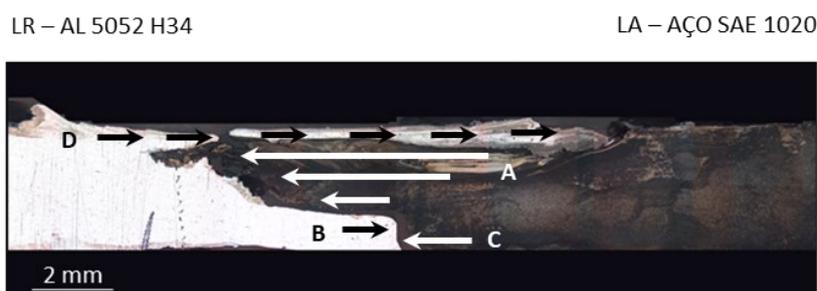


Figura 10. Esquema do fluxo de material na soldagem dissimilar alumínio-aço com pré-aquecimento, em que o tamanho das setas indica a magnitude da força.

As setas apresentadas na Figura 10 e indicadas pela letra “A”, caracterizam a deformação do aço após o movimento do ombro da ferramenta. A pressão do ombro (Figura 8) induz o aço a deformar-se para o lado do alumínio, formando uma ponta tão grande quanto maior o aporte de calor. O alumínio é empurrado pelo aço deformado e é forçado a seguir este formato. As diferenças de pressão ao redor da ponta do aço e a incapacidade da liga de alumínio de penetrar no aço, pela maior resistência mecânica bem como pela ausência de uma força que auxilie neste processo, promove a formação de estruturas afiadas, semelhantes a vórtices nesta região. A variação dos esforços de soldagem durante o processo de união destas amostras foi explicado de forma detalhada por Cota & Bracarense [2].

No centro da solda, de acordo com Coelho et al. [18], o movimento combinado da ferramenta inclinada, induz uma área de baixa pressão na borda inferior do pino. Desta forma, na zona misturada, a rotação da ferramenta força a liga de alumínio a se deslocar da parte inferior em direção à área central da ferramenta no lado de retrocesso, conforme evidenciam as marcas (*Onion Rings*). Nas amostras sem pré-aquecimento este movimento é incapaz de penetrar no aço em função da sua resistência mecânica. Por outro lado, quando o aço se encontra amolecido em função do pré-aquecimento, existe a tendência à penetração do alumínio neste material (Figura 6B). Quando isso ocorre, o aço está sob pressão para fluir para a parte inferior da liga de alumínio. Esse processo, explica a formação do reforço conhecido como “pé”, encontrado nos trabalhos de Torres López [17] e apresentado na Figura 7C.

Quando o aporte térmico é satisfatório, o aço amolecido é plastificado para o lado do alumínio, por meio da rotação da ferramenta. Quando isto não ocorre, partes do aço são arrancadas pelo atrito, e depositadas na zona misturada. Esse fato pode ser observado por meio das análises realizadas em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), apresentadas na Figura 11. As

partículas retiradas da parte inferior que estão sob pressão tendem a fluir para as regiões superiores. Já as partículas presentes nas camadas superiores evidenciam a tendência a seguir uma estrutura de vórtices, conforme evidenciado pela Região 1 na Figura 12. Os resultados encontrados estão de acordo com os trabalhos de outros autores [17, 35], em que as partículas menores tenderam a ocupar as regiões superiores das amostras (Figura 12 - Seta 2). De acordo com estes trabalhos, a quantidade e o tamanho das partículas aumentam com a utilização de menores deslocamentos da ferramenta em relação à junta de soldagem. Esse fato é confirmado ao observar o desprendimento de uma grande porção de material (Figura 12 - Seta 3).

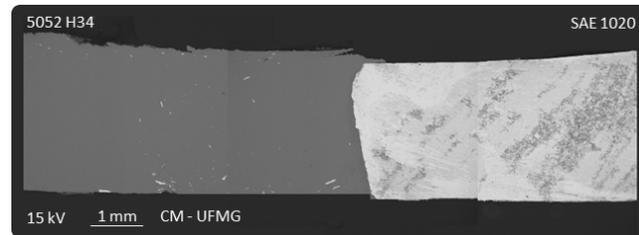


Figura 11. Imagem do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) de uma junta soldada sem pré-aquecimento onde é possível observar partículas de aço que foram arrancadas do lado de avanço e depositadas na matriz de alumínio, no lado de retrocesso.

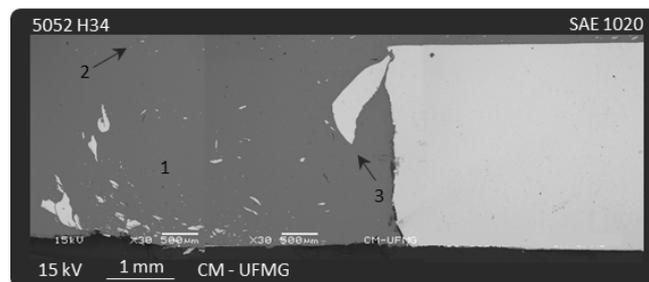


Figura 12. Imagem do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) de uma junta soldada sem pré-aquecimento onde é possível observar região de vórtices das partículas de aço (Região 1), elevando partículas para a superfície (Seta 2). A seta 3 identifica o desprendimento de grande porção de material.

Um fenômeno identificado foi o maior desgaste da ferramenta de soldagem que têm partes de sua estrutura deteriorada e depositada na região da soldagem devido à fricção e abrasão. Partículas da ferramenta AISI H13 foram encontradas nas amostras soldadas sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 350°C, no lado de retrocesso. Esses fragmentos apresentam perfil de “escamas” e são diferenciados facilmente, uma vez que as partículas retiradas do aço SAE 1020 não apresentam essa morfologia após as preparações metalográficas. A natureza da partícula foi avaliada pelo teste de X-EDS, que verificou a presença de Cromo, Vanádio e Molibdênio na composição química, conforme se apresenta na Figura 13.

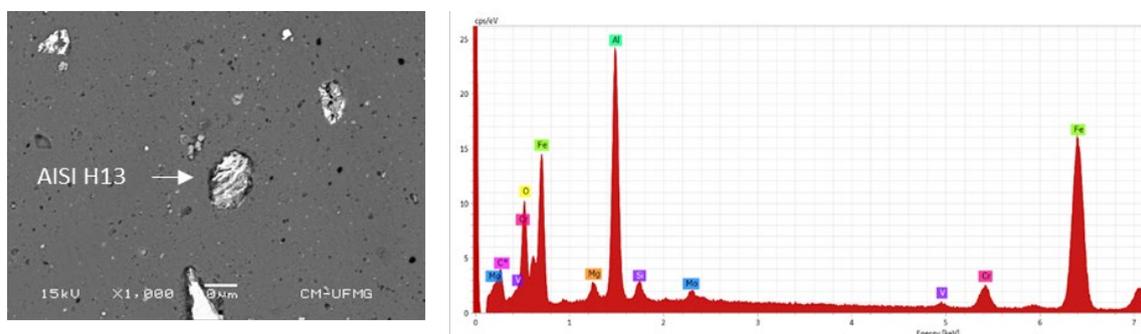


Figura 13. A - Imagem do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV): Partícula do aço ferramenta AISI H13; B - Resultado da análise usando X-EDS.

No lado de retrocesso, o movimento da ferramenta é contrário ao movimento de rotação, que produz uma energia e força de misturas menores em comparação com o lado de avanço. De acordo com Coelho et al. [18] o material relativamente quente localizado na borda anterior do pino (fortemente pressionado pelo movimento para a frente da ferramenta) apresenta baixa tensão de fluxo e segue o movimento da ferramenta com uma tendência a escapar pela tangente da ferramenta.

Este efeito torna-se muito mais intenso em relação à parte superior da liga de alumínio devido ao alto aquecimento promovido pelo ombro. Como resultado do aquecimento mais pronunciado nesta região, uma diminuição na tensão de fluxo é observada na parte superior da liga de alumínio, em comparação com o lado inferior menos aquecido. Assim, o material tende a fluir do lado inferior da junta para o lado superior sob o ombro, com uma tendência para seguir o material de base de liga de alumínio. Esse fato é confirmado ao se observar o fluxo das partículas de aço que se desprendem e tendem a se acumular nas regiões superiores do lado de retrocesso, conforme observado nas imagens nas Figuras 11 e 12. Por último, o material da liga de alumínio aquecido, ao entrar em contato com o ombro da ferramenta, é plastificado e rotacionado contra o lado de avanço, em que são depositadas camadas deste material sobre o aço.

Na Figura 14 estão apresentadas as imagens de partículas encontradas nas amostras soldadas sem pré-aquecimento (A) e com pré-aquecimento de 350°C (B). Na amostra A é possível verificar a ausência de compostos intermetálicos. Na amostra B por outro lado, as partículas de aço que foram arrancadas e dispersadas ao longo da matriz de alumínio e apresentaram a formação de compostos intermetálicos do tipo Fe_3Al na superfície, conforme detectado pelas análises realizadas por X-EDS. De acordo com Torres López [17], esse grupo de composto intermetálico é dúctil, uma vez que possui maior concentração de Fe.

Uma observação importante neste trabalho diz respeito a espessura do composto intermetálico que envolve o fragmento de aço. Analisando a Figura 12 é possível observar que a espessura dos compostos intermetálicos reduz com a distância na qual a partícula é encontrada na matriz de alumínio, em relação à interface de soldagem. Verificou-se também que a morfologia das partículas de aço tende a variar de irregular e semi-esférica (Figura 14A) para o formato de discos (Figura 14B), com o aumento da temperatura de pré-aquecimento. Isso ocorre porque o fragmento retirado da amostra sem aquecimento é arrancado pelo atrito da ferramenta com o material no estado sólido. Na amostra com aquecimento, por sua vez, o material amolecido é rotacionado contra o alumínio, a quebra da ligação desse material faz com que ele apresente o aspecto alongado.

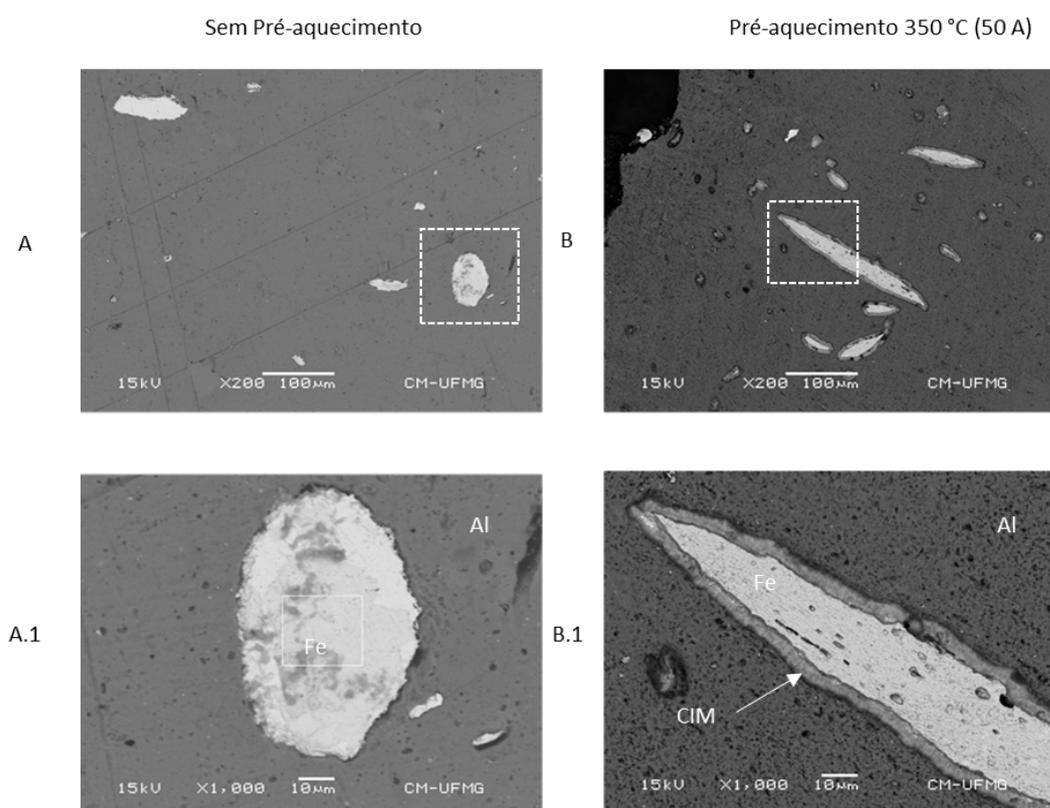


Figura 14. Imagens do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV): A - Amostra soldada sem pré-aquecimento; B - Amostra soldada com pré-aquecimento de 350 °C.

A Figura 15 ilustra a formação da interface da solda para amostras sem pré-aquecimento e amostras com pré-aquecimento de 250°C. No primeiro caso, aparentemente, as amostras são unidas principalmente por difusão, e a interface de soldagem é caracterizada pela presença de partículas de aço e alumínio dispersas de forma heterogênea. Não foi possível verificar a formação de compostos intermetálicos na interface das amostras soldadas sem pré-aquecimento. A redução do aporte de calor reduz a possibilidade da região do alumínio, rica em ferro, sofrer transformação de fase, reduzindo ou eliminando a formação de composto intermetálico (AGUDO, 2007). Torres López [17] também não detectou a formação de compostos intermetálicos durante a soldagem dissimilar do aço SAE 1020 e da liga de alumínio 6063-T5 pelo processo FSW e atribuiu o resultado ao baixo

aporte térmico e à menor temperatura atingida pela junta soldada. Nas amostras soldadas com pré-aquecimento, o processo de união é realizado por difusão e deformação plástica, sendo possível verificar maior interação entre os materiais na interface de soldagem.

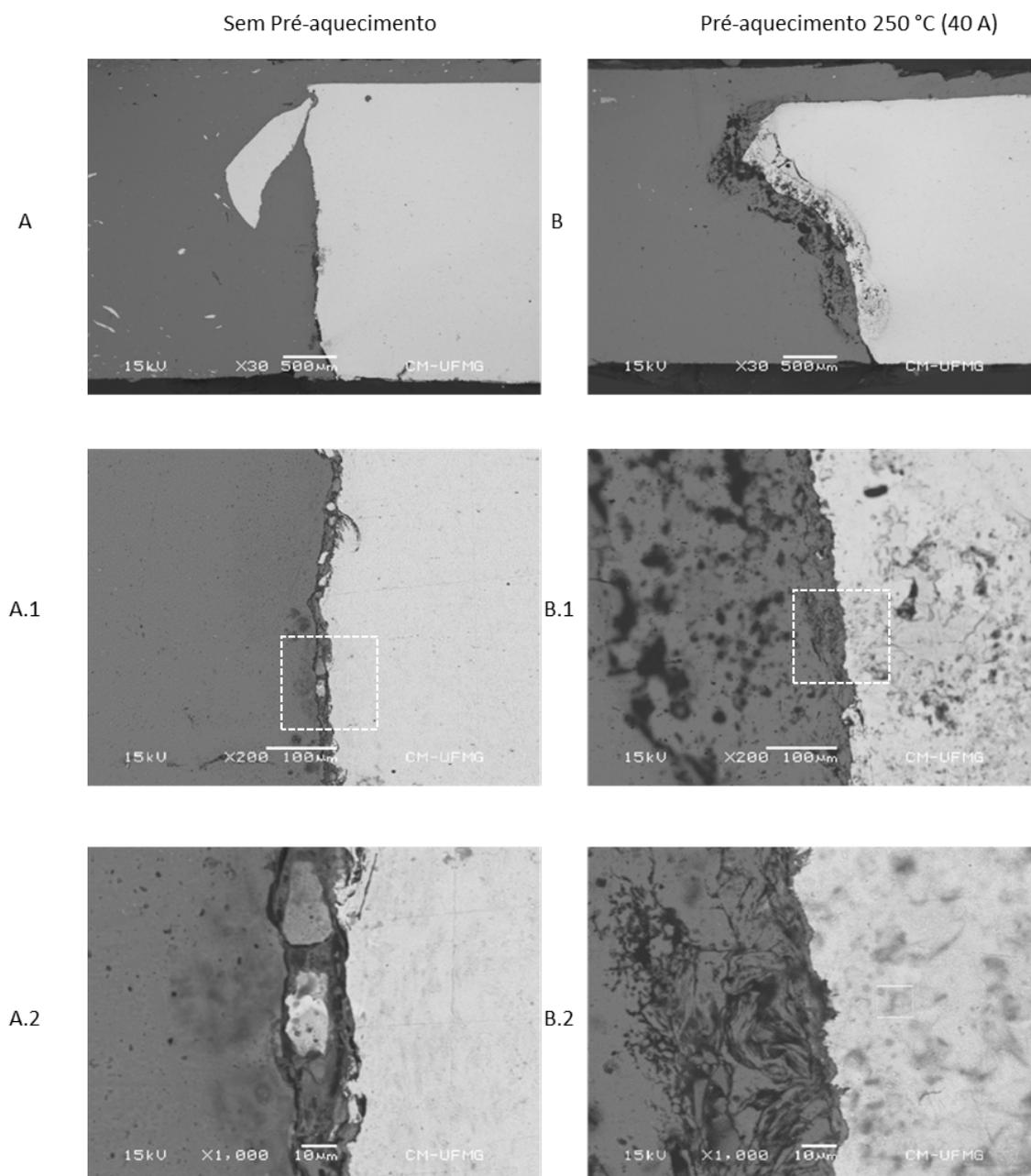


Figura 15. Imagens do Microscópio Eletrônico de Varredura: A - Amostra soldada sem pré-aquecimento; B – Amostra soldada com pré-aquecimento de 250°C.

A Figura 16 apresenta as imagens do Microscópio Eletrônico de Varredura referentes à amostra soldada com pré-aquecimento de 450°C, em regiões próximas à interface de soldagem. A Figura 17, por sua vez, apresenta os resultados do ensaio por espectroscopia de raios X, em que é possível verificar a formação de compostos intermetálicos, identificados pela cor azul. Os códigos “P1” e “P3” representam o alumínio e o aço, nas cores vermelho e verde, respectivamente.

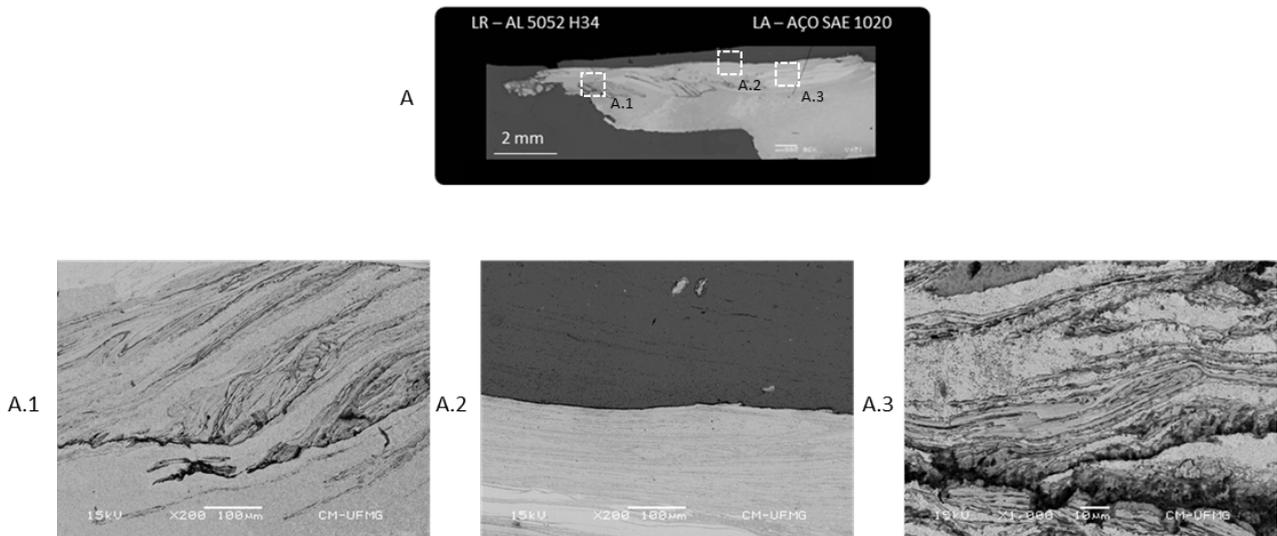


Figura 16. Imagens do Microscópio Eletrônico de Varredura: A - Amostra soldada com pré-aquecimento de 450°C, evidenciando diferentes regiões próximas da interface de soldagem.

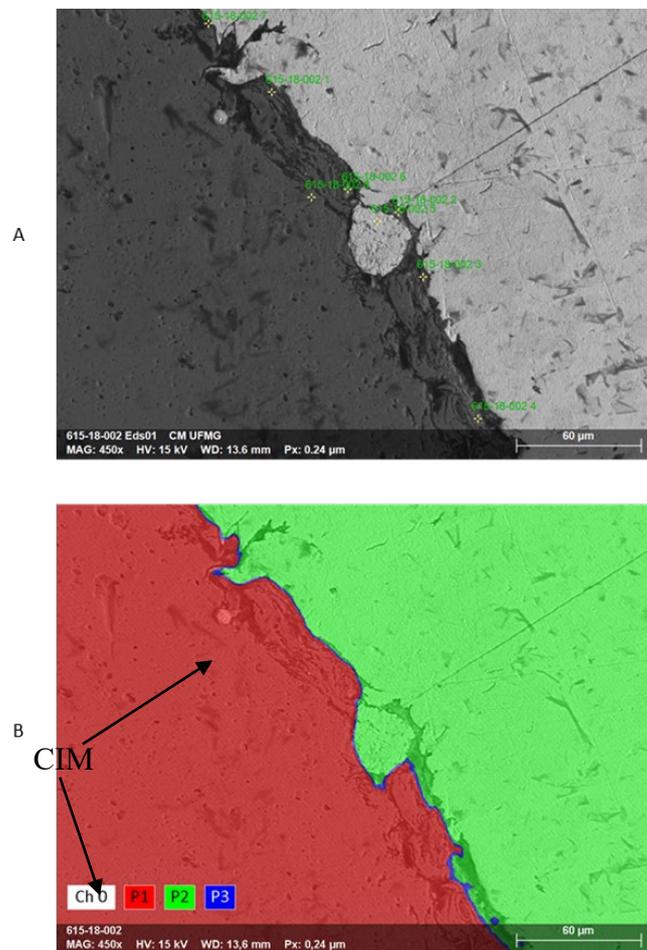


Figura 17. Amostra soldada com pré-aquecimento de 450°C: A - Imagens da interface e B - Análise por X-EDS evidenciando a presença de composto intermetálico: P1: Material na cor vermelha que representa o alumínio; P2: Material na cor verde que representa o aço; P3: CIM – Composto Intermetálico.

Não foi possível definir o tipo de composto intermetálico da região referente à fase P3 da Figura 17B, visto que se trata de uma camada muito fina, com cerca de 1 a 2 μm. Entretanto, acredita-se que houve a formação do composto intermetálico Fe_3Al ,

tendo em vista que as partículas de aço encontradas próximas à interface da solda das amostras soldadas com pré-aquecimento de 450°C, foram envolvidas por esse composto, conforme relatado anteriormente.

De acordo com Rathod e Kutsuna [36], a formação e o crescimento do composto intermetálico na interface de materiais dissimilares são compostos por três etapas básicas. A primeira envolve a geração de solução sólida supersaturada devido à difusão de átomos na interface. Esta solução sólida será transformada em composto intermetálico no segundo estágio quando sua composição atingir o nível de saturação nas condições correspondentes de temperatura e pressão. No terceiro estágio, os átomos de soluto se difundirão na camada de composto intermetálico formada para que ela cresça gradualmente. Ainda segundo Rathod e Kutsuna [36], um aumento na pressão pode causar a formação de camada intermetálicos na interface a uma temperatura mais baixa, sob constante tempo de difusão. Para este trabalho, estima-se que a temperatura na interface de soldagem tenha atingido entre 500 e 600°C, baseando-se em comparações realizadas por meio das análises dos trabalhos publicados por outros autores [17, 37-40]. Estima-se então que a pressão exercida pela ferramenta favoreceu a formação do composto intermetálico do tipo Fe_3Al a mais baixas temperaturas.

Além disso, de acordo com Tylecote [41] apud Liu et al. [42], deformações excessivas como aquelas identificadas nas amostras soldadas com pré-aquecimento (Figura 17A), em que o material exibe saliências e reentrâncias na interface de soldagem favorecem a formação de compostos intermetálicos, já que átomos de diferentes espécies tendem a ocupar essas regiões. Conforme Liu et al., [42], uma fina camada (cerca de 1 μm) do composto intermetálico do tipo $FeAl$ ou Fe_3Al pode contribuir para a resistência mecânica das amostras. Mesmo compostos intermetálicos frágeis podem ser admitidos em pequenas espessuras, como é o caso do Fe_4Al_{13} detectado no subconjunto de um veículo da Honda, soldado pelo processo FSW [43].

A Figura 18 apresenta o perfil de microdureza de amostras soldadas. A linha tracejada em amarelo indica a dureza média dos metais de base e as linhas pontilhadas em azul indicam a região da mistura, delimitadas pela geometria do pino da ferramenta.

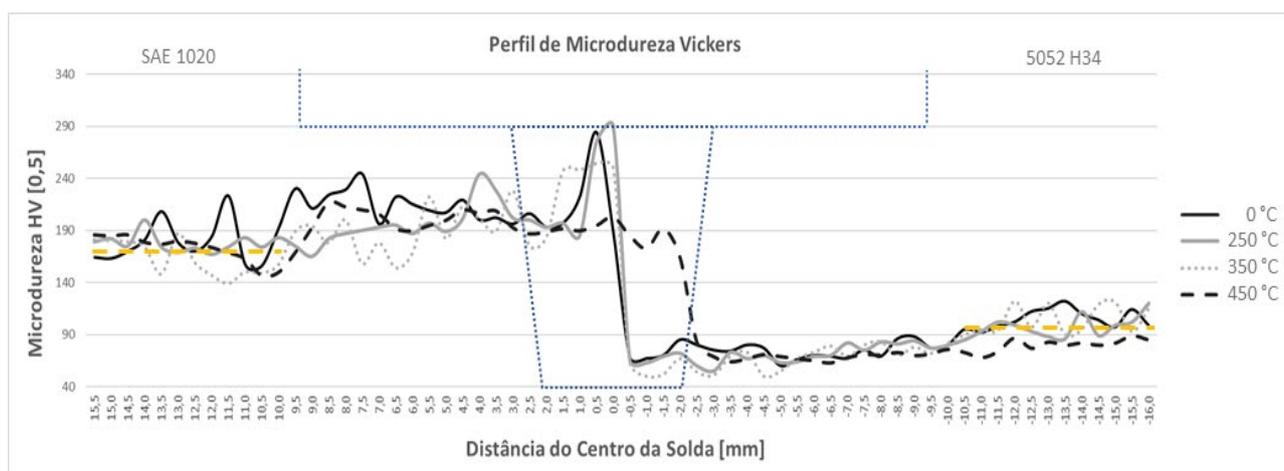


Figura 18. Perfil de microdureza Vickers das juntas soldadas com e sem pré-aquecimento.

De acordo com Kim et al. [27], geralmente, na região da mistura há um aumento de dureza e resistência, em função do trabalho mecânico a quente e consequente refinamento na estrutura granular, dispersão de compostos intermetálicos. Neste trabalho, foi verificada maior dureza na região da mistura para as amostras soldadas sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 250 e 350°C, que podem ser também decorrentes do intenso trabalho mecânico e pela deposição de partículas da ferramenta AISI H13. Esse fato pode ser observado pelas análises metalográficas, em que foram encontradas partículas da ferramenta próximas à interface de soldagem destas amostras.

Na amostra soldada com pré-aquecimento de 450°C, a variação de dureza na zona misturada pode estar relacionada à heterogeneidade da mistura alumínio-aço e formação de compostos intermetálicos, conforme explanado por Chen e Kovacevic [11]. Diferentemente dos trabalhos de Chen e Kovacevic [11], não foram identificados picos de dureza nesta amostra, o que leva a concluir, juntamente com os resultados metalográficos, que não houve a formação de compostos intermetálicos frágeis.

Verifica-se uma queda da dureza no alumínio tanto na zona misturada quanto na zona termicamente afetada. A queda da dureza na zona misturada pode estar relacionada à baixa densidade de discordâncias que foi gerada a partir da recuperação dinâmica e recristalização dos grãos da região em que foi observada a queda [44]. Os menores valores de dureza encontrados na zona termicamente afetada, por outro lado, podem estar relacionados ao crescimento dos grãos em função dos ciclos térmicos típicos do processo e daqueles desenvolvidos pelo pré-aquecimento realizado no lado de avanço, em que o calor foi conduzido para o lado de retrocesso.

4. Conclusões

Este estudo teve como objetivo caracterizar o fluxo de material após a soldagem dissimilar do aço carbono SAE 1020 ao alumínio 5052 H34 com 3 mm de espessura pelo processo Hybrid Friction Stir Welding assistido por plasma. Conforme detalhado na metodologia, foi usado um cabeçote desenvolvido especialmente para essa aplicação e adaptado a um robô antropomórfico COMAU NJ5000 de 6 graus de liberdade. Foi realizado um pré-aquecimento por plasma no lado de avanço sendo o pino inserido na interface de soldagem. Durante as análises metalográficas, foi identificada e caracterizada a formação de uma região altamente deformada na parte superior das amostras submetidas ao pré-aquecimento, denominada neste trabalho como “cabeça”. Esta região será tão grande quanto maior for o aporte de calor no lado de avanço, favorecendo a resistência mecânica da junta. Este fenômeno se dá pela utilização de um maior aporte térmico na zona misturada que, aliado ao fluxo de material produzido pela rotação da ferramenta, permite uma maior mistura dos materiais.

Não foi identificada a formação de compostos intermetálicos nas amostras soldadas sem pré-aquecimento. Por outro lado, foi identificada uma fina camada nas amostras soldadas com pré-aquecimento, porém não foi possível identificar a sua natureza. Acredita-se que houve a formação do composto intermetálico dúctil Fe_3Al , visto que foram encontradas partículas de aço isoladas próximas da interface de soldagem que foram envolvidas por este composto.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao LRSS (Laboratório de Robótica Soldagem e Simulação) da UFMG, pelo apoio e investimento à pesquisa e ao Centro de Microscopia da UFMG pelo fornecimento dos equipamentos e suporte técnico para os experimentos envolvendo microscopia eletrônica. À COMAU do Brasil pela parceria e empréstimo do robô, indispensável à essa pesquisa e à empresa Geremia Redutores, pelo apoio à pesquisa por meio da doação do redutor GD49, destinado à adaptação do sistema de soldagem usado neste trabalho.

Referências

- [1] Thomas WM. inventor; Welding Institute England, cessionário. Friction stir butt welding. Patent Cooperation Treaty PCT/GB92/0220. 1991.
- [2] Cota BS, Bracarense AQ. Soldagem dissimilar da liga de alumínio 5052 H34 e do aço SAE 1020 pelo processo hybrid friction stir welding assistido por plasma: análise da resistência mecânica, do desgaste da ferramenta e dos esforços de soldagem. Soldagem e Inspeção. 2020;25(e2509):e2509. <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si25.09>.
- [3] Cabage B. New way to weld. Oak Ridge National Laboratory Reporter. 2006;(84):1-8.
- [4] Casavola C, Cazzato A, Moramarco V. Thermographical analysis of friction stir welding and laser assisted friction stir welding. In: Institute of Theoretical and Applied Mechanics AS ČR. Proc. 13th Youth Symp. on ‘Experimental solid mechanics. Děčín. Děčín: Institute of Theoretical and Applied Mechanics AS ČR; 2014. p. 15-19.
- [5] Choi D, Lee C-Y, Ahn B-W, Choi J-H, Yeon Y-M, Song K, et al. Hybrid friction stir welding of high-carbon steel. Journal of Materials Science and Technology. 2011;27(2):127-130. [http://dx.doi.org/10.1016/S1005-0302\(11\)60037-6](http://dx.doi.org/10.1016/S1005-0302(11)60037-6).
- [6] Kou S, Cao G. inventores; Wisconsin Alumni Research Foundation, cessionário. Arc-enhanced friction stir welding. United States patent US 7078647, 18 Jul 2006.
- [7] Scheglmann G, Palm F, Raether K. inventores; Hitachi Ltd, cessionário. Method and device for friction stir welding with simultaneous cooling. United States patent US 6772935, 10 Ago 2004.
- [8] Razak MNA. Investigation of heat treatment (preheat) of steel on aluminium-steel welding [tese]. Pahang: Universiti Malaysia Pahang, 2013.
- [9] Shah LH, Yusof ASM, Ishak M. Investigation of heat treatment on weld joint quality of stainless steel and aluminium dissimilar welding. In: National Taiwan University of Science and Technology and the SME. Proceedings of the 16th International Conference on Advances in Materials & Processing Technologies. Taipei, Taiwan. Taipei: National Taiwan University of Science and Technology and the SME; 2013.
- [10] Zargar OA. The preheating influence on welded joint mechanical properties prepared by friction stir welding aluminium alloy H20-H20. Middle East Journal of Scientific Research. 2013;15:1415-1419.
- [11] Chen CM, 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 & Manufacture. 2004;44(11):1205-1214. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmactools.2004.03.011>.
- [12] Chen T. Process parameters study on FSW joint of dissimilar metals for aluminum steel. Journal of Materials Science. 2009;44(10):2573-2580. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-009-3336-8>.
- [13] Chen TP, Lin W. Optimal FSW process parameters for interface and welded zone toughness of dissimilar aluminum-steel joint. Science and Technology of Welding and Joining. 2010;15(4):279-285. <http://dx.doi.org/10.1179/136217109X12518083193711>.

- [14] Fukumoto M. Butt welding between dissimilar metals by friction stirring. In: Institut de Soudure. 5th International FSW symposium. Metz, France. Metz: TWI;2004. p. 14-16.
- [15] Jiang WH, Kovacevic R. Feasibility study of friction stir welding of 6061-T6 aluminium alloy with AISI 1018 steel. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part B, Journal of Engineering Manufacture. 2004;218(10):1323-1331. <http://dx.doi.org/10.1243/0954405042323612>.
- [16] Yasui T. Friction stir welding between aluminum and steel with high welding speed. In: Institut de Soudure. 5th International FSW symposium. Metz, France. Metz: TWI;2004.
- [17] Torres López EA. Soldagem por atrito com pino não consumível de chapas finas do aço 1020 e da liga de alumínio 6063-T5 [tese de doutorado]. Campinas: Universidade Estadual de Campinas; 2012.
- [18] Coelho RS, Kostka A, Santos J, Pyzalla AR. EBSD technique visualization of material flow in aluminum to steel friction-stir dissimilar welding. Advanced Engineering Materials. 2008;10(12):1127-1133. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.200800227>.
- [19] Associação Brasileira de Normas Técnicas. ABNT NBR 6835. Alumínio e suas ligas - classificação das têmperas. Rio de Janeiro: ABNT; 2006.
- [20] American Society for Testing and Materials. ASTM B209M. Standard specification for aluminum and aluminum-alloy sheet and plate. West Conshohocken: ASTM; 2001.
- [21] Cota BS, Bracarense AQ. Validation of a newly developed robotic system for friction stir welding process by joining and characterizing joints of aluminum alloy 5052 H34. Soldagem e Inspeção. 2017;22(4):494-510. <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si2204.08>.
- [22] American Welding Society. AWS B4.0:2016. Standard methods for mechanical testing of welds. New York: AWS; 2007.
- [23] Kumar KSVK, Kailas SV. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. Materials Science and Engineering A. 2008;485(1-2):367-374. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.013>.
- [24] Almeida DT. Análise microestrutural e avaliação mecânica de juntas soldadas por fricção e mistura mecânica (FSW) da liga de alumínio 5182-O [dissertação de mestrado]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul; 2015.
- [25] Capelari TV, Mazzaferro JAE. Avaliação da geometria de ferramenta e parâmetros do processo FSW na soldagem da liga de alumínio AA 5052. Revista Soldagem e Inspeção, São Paulo. 2009;14(3):215-227. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242009000300005>.
- [26] Fioravanti AS. Soldagem por FSW de ligas de alumínio Alcalad AA2024-T3 e AA7075-T6 [dissertação de mestrado]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul; 2008.
- [27] Kim YG, Fujii H, Tsumura T, Komazaki T, Nakata K. Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. Materials Science and Engineering A. 2006;415(1-2):250-254. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.072>.
- [28] Kwon YJ, Shigematsu I, Saito N. Dissimilar friction stir welding between magnesium and aluminum alloys. Materials Letters. 2008;62(23):3827-3829. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2008.04.080>.
- [29] Tehyo M, Muangjunburee P, Binraheem A, Chuchom S, Utamarat N. Influence of friction stir welding parameters on metallurgical and mechanical properties of dissimilar joint between semi-solid metal 356-T6 and aluminum alloys 6061-T651. Songklanakarin Journal of Science and Technology. 2012;34(4):1-24
- [30] Ayer R, Jin HW, Mueller RR, Ling S, Ford S. Interface structure in a Fe-Ni friction stir welded joint. Scripta Materialia. 2005;53(12):1383-1387. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.08.042>.
- [31] Bang H, Bang HS, Jeon GH, Oh IH, Ro CS. Gas tungsten arc welding assisted hybrid friction stir welding of dissimilar materials Al6061-T6 aluminum alloy and STS304 stainless steel. Materials & Design. 2012;37:48-55. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2011.12.018>.
- [32] DebRoy T, Bhadeshia HKDH. Friction stir welding of dissimilar alloys—a perspective. Science and Technology of Welding and Joining. 2010;15(4):266-270. <http://dx.doi.org/10.1179/174329310X12726496072400>.
- [33] Boumerzoug Z, Helal Y. Friction stir welding of dissimilar materials aluminum AL6061-T6 to ultra low carbon steel. Metals. 2017;7(2):42. <http://dx.doi.org/10.3390/met7020042>.
- [34] Hussein SA, Tahir AS, Hadzley AB. Characteristics of aluminum-to-steel joint made by friction stir welding: a review. Materials Today Communications. 2015;5:32-49. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mtcomm.2015.09.004>.
- [35] Kumar K, Kailas SV. Positional dependence of material flow in friction stir welding: analysis of joint line remnant and its relevance to dissimilar metal welding. Science and Technology of Welding and Joining. 2010;15(4):305-311. <http://dx.doi.org/10.1179/136217109X12568132624280>.
- [36] Rathod MJ, Kutsuna M. Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding. Welding Journal-New York. 2004;83(1):16.
- [37] Bhatt KD, Pillai B. Simulation of peak temperature & flow stresses during friction stir welding of AA7050-T7451 aluminum alloy using hyper works. International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering. 2012;2250:2459.

- [38] Keivani R, Bagheri B, Sharifi F, Ketabchi M, Abbasi M. Effects of pin angle and preheating on temperature distribution during friction stir welding operation. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2013;23(9):2708-2713. [http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(13\)62788-0](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(13)62788-0).
- [39] Santiago D, Urquiza S, Lombera G, Vedia L. 3D modeling of material flow and temperature in Friction Stir Welding. *Soldagem e Inspeção*. 2009;14(3):248-256. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242009000300008>.
- [40] Tang W, Guo X, McClure JC, Murr LE, Nunes A. Heat input and temperature distribution in friction stir welding. *Journal of Materials Processing & Manufacturing Science*. 1998;7(2):163-172. <http://dx.doi.org/10.1106/55TF-PF2G-JBH2-1Q2B>.
- [41] Tylecote RF. *The solid phase welding of metals*. London: Arnold; 1968
- [42] Liu X, Lan S, Ni J. Analysis of process parameters effects on friction stir welding of dissimilar aluminum alloy to advanced high strength steel. *Materials & Design*. 2014;59:50-62. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.02.003>.
- [43] Kusuda Y. Honda develops robotized FSW technology to weld steel and aluminum and applied it to a mass-production vehicle. *Industrial Robot. International Journal*. 2013;40(3):208-212.
- [44] Gipiela ML, Martins F. Influência dos parâmetros de processo na soldagem da liga de alumínio 5052 pelo processo FSW. In: *Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas. Anais do 8º COBEF-Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*. Salvador, Brazil. Rio de Janeiro: ABCM; 2015. p. 18-22.