M 2026

U.PORTO
FEUP FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

Soldadura por resistência por pontos de juntas dissimilares AA6082-T6/AISI-SAE 304: parametrização e caracterização

JOÃO SOUSA MEIXEDO SILVA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS APRESENTADA À FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO

ORIENTADOR
Professor Rúben Filipe da Silva Santos

CANDIDATO	João Sousa Meixedo Silva	*Código* 202006865	
TÍTULO	Soldadura por resistência por pontos de juntas dissimilares AA6082-T6/AISI-SAE 304: parametrização e caracterização		
DATA	*30/09/2026*		
LOCAL	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto		
JÚRI	*Presidente*	*Prof.ª Sónia Simões*	DEMec/FEUP
	Arguente	*Prof. Aníbal Guedes*	DEM/UM
	Orientador	*Prof. Rúben Santos*	DEMec/FEUP

RESUMO

A união dissimilar entre ligas de alumínio e aços inoxidáveis reveste-se de crescente interesse industrial, ao permitir conjugar a reduzida densidade do alumínio com a elevada resistência mecânica e à corrosão do aço. A sua produção enfrenta, contudo, desafios metalúrgicos significativos, decorrentes das acentuadas diferenças de propriedades entre os dois materiais e da tendência para a formação de compostos intermetálicos frágeis do sistema Fe-Al na interface.

O presente trabalho teve como objetivo a parametrização do processo de soldadura por resistência por pontos aplicado à junta dissimilar entre a liga de alumínio AA6082-T6 e o aço inoxidável AISI-SAE 304, ambos com 2 mm de espessura. Estudou-se a influência da corrente, do tempo de soldadura e da força de aperto, tendo as juntas produzidas sido caracterizadas por microscopia ótica e eletrónica de varrimento, espetroscopia de dispersão de energia, ensaios de microdureza Vickers e ensaios de resistência ao corte.

Identificou-se uma janela de processamento favorável centrada em 12 kA e 400 ms, sendo o tempo de soldadura o parâmetro dominante e a melhor condição a de 12 kA / 400 ms / 3,5 kN, com uma carga máxima de 6,13 kN. A camada intermetálica manteve-se fina em todas as condições, com espessuras entre 1,0 e 1,8 µm, abaixo do limiar crítico de 2 µm. Não obstante, todos os provetes fraturaram em modo interfacial, tendo-se concluído que o fator condicionante do desempenho não é a espessura da camada intermetálica, mas sim a extensão e a continuidade da ligação metalúrgica, cuja melhoria exige a modificação da interface por interlayer ou revestimento.

Palavras-chave: Soldadura por resistência por pontos; Juntas dissimilares alumínio-aço; AA6082-T6; AISI-SAE 304; Compostos intermetálicos Fe-Al; Camada intermetálica.

AGRADECIMENTOS

A concretização desta dissertação não teria sido possível sem o contributo de várias pessoas e instituições, a quem deixo o meu sincero reconhecimento.

Ao meu orientador, Professor Rúben Filipe da Silva Santos, agradeço a orientação científica e a disponibilidade demonstrada ao longo de todas as etapas deste trabalho.

Ao Eng. Paulo Duarte, agradeço o fornecimento das chapas de alumínio utilizadas neste trabalho, contributo sem o qual a componente experimental não teria sido possível.

À Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, agradeço as condições e os meios experimentais disponibilizados, bem como o apoio de todos os que colaboraram na parte experimental deste trabalho.

Aos meus colegas e amigos, agradeço o companheirismo, a partilha de conhecimento e o incentivo ao longo de todo o percurso académico.

À Ana, agradeço o apoio incondicional, a paciência nos momentos mais exigentes e a confiança constante. A sua presença, o seu incentivo e o seu carinho foram uma fonte de motivação essencial ao longo desta etapa, e por isso lhe estou profundamente grato.

Por último, à minha família, agradeço o apoio incondicional e a confiança que sempre depositaram em mim. A eles devo a possibilidade de ter chegado até aqui.

A todos, o meu profundo obrigado.

Nota sobre a utilização de ferramentas de inteligência artificial:

Na elaboração da presente dissertação foram utilizadas ferramentas de inteligência artificial como apoio à redação e revisão do texto, nomeadamente na organização de conteúdos, na verificação linguística e na melhoria da clareza da escrita. Todas as decisões científicas, a interpretação dos resultados experimentais e as conclusões apresentadas são da inteira responsabilidade do autor. As ferramentas foram empregues como instrumento auxiliar, não substituindo o trabalho crítico, a análise de dados e a validação por parte do autor e do orientador.

ÍNDICE

RESUMO I
AGRADECIMENTOS II
ÍNDICE III
ÍNDICE DE FIGURAS VI
ÍNDICE DE TABELAS VIII
1. INTRODUÇÃO 1
1.1. Contextualização e motivação 1
1.2. Objetivos e estratégia 2
1.3. Estrutura da Dissertação 3
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 4
2.1. Soldadura 4
2.1.1. Processos de soldadura 4
2.1.2. Soldadura por resistência 5
2.1.2.1. Princípio de Funcionamento RSW 6
2.1.2.2. Equipamentos 7
2.1.2.3. Parâmetros da RSW 8
2.1.3. Soldabilidade 10
2.2. Alumínio 11
2.2.1. Liga de Alumínio AA6082-T6 11
2.2.2. Comportamento do Alumínio na Soldadura 12
2.3. Aço Inoxidável 14
2.3.1. Aço Inoxidável AISI-SAE 304 14
2.3.2. Comportamento do Aço Inoxidável na Soldadura 15
2.4. Soldadura Dissimilar Alumínio-Aço 17
2.4.1. Desafios Metalúrgicos da União Al/Aço 17
2.4.2. Compostos Intermetálicos do Sistema Fe-Al 18
2.4.2.1. Estratégias de Mitigação 18
2.5. RSW de Juntas Dissimilares Alumínio-Aço 19
2.5.1. RSW Direto e Efeito dos Parâmetros 19
2.5.2. Estratégias de Processo para RSW Al/Aço 21
2.5.3. Indicadores de Qualidade da Junta 22
3. MATERIAIS E MÉTODOS 24
3.1. Materiais 24
3.2. Métodos 25

3.2.1. Preparação das chapas 25
3.2.2. Soldadura 25
3.2.2.1. Calibração da Corrente de Soldadura 27
3.2.2.2. Produção das Amostras: Plano Experimental 28
3.2.3. Preparação Metalográfica 29
3.2.4. Análise macroestrutural 31
3.2.5. Análise microestrutural 31
3.2.6. Ensaios de Microdureza 32
3.2.7. Ensaios de Resistência ao Corte 33
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO 34
4.1. Análise Macroscópica 35
4.1.1. Integridade da Junta 35
4.1.2. Diâmetro de indentação dos elétrodos 35
4.1.3. Defeitos macroscópicos 38
4.2. Análise Microscópica 38
4.2.1. Comprimento da União Efetiva na Interface 38
4.2.2. Limitações da Medição em Microscopia Ótica 41
4.2.3. Análise Microestrutural das Zonas da Junta 42
4.2.4. Camada de Compostos Intermetálicos 45
4.2.4.1. Morfologia e Espessura 45
4.2.4.2. Composição Química 48
4.3. Perfis de Dureza 51
4.3.1. Perfis verticais 52
4.3.2. Perfis horizontais 53
4.3.3. Comportamento do aço inoxidável 55
4.4. Ensaios de Resistência ao Corte 55
4.4.2. Modo de fratura 57
4.5. Defeitos 59
4.5.1. Descontinuidades da União 59
4.5.2. Poros e Cavidades 61
4.5.3. Fissuração 61
4.5.4. Óxidos e Inclusões 62
4.6. Síntese e Janela de Processamento 63
4.6.1. Janela de Processamento Favorável 63
4.6.2. Fator Condicionante do Desempenho 64
5. CONCLUSÕES 65

5.1. Sugestões para Trabalhos Futuros 66
6. Referências 67

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Ilustração esquemática do processo de soldadura por resistência por pontos... 6

Figura 2. Representação esquemática da distribuição de resistências e da evolução da temperatura. 6

Figura 3. Configuração e principais componentes de uma máquina de soldadura por resistência por pontos. 8

Figura 4. Evolução da força dos elétrodos e da corrente elétrica ao longo das três fases do ciclo de soldadura [26]. 9

Figura 5. Modos de fratura interfacial (IF), pull-out (PF) e interfacial parcial (PIF) em juntas soldadas por resistência [63]. 22

Figura 6. Máquina de soldadura por resistência Telwin Inverspotter 14000 Smart Aqua. 25

Figura 7. Relação entre a percentagem selecionada na máquina e a corrente registada pelo sistema de controlo. 28

Figura 8. Representação esquemática dos perfis de microdureza realizados na secção transversal da junta. 33

Figura 9. Geometria do provete de junta sobreposta utilizado nos ensaios de tração... 34

Figura 10. Vista de topo da indentação do elétrodo na Amostra M (12 kA, 400 ms, 2,5 kN): (esq.) lado do alumínio (AA6082-T6); (dir.) lado do aço inoxidável (AISI-SAE 304). 36

Figura 11. Secção transversal da Amostra D (12 kA, 200 ms, 2,5 kN). 37

Figura 11. Secção transversal da Amostra D (12 kA, 200 ms, 2,5 kN). 37

Figura 12. Comparação da indentação do elétrodo no lado do alumínio para dois tempos de soldadura (12 kA, 2,5 kN): (esq.) Amostra J, 300 ms; (dir.) Amostra M, 400 ms..... 38

Figura 13. Interface da junta da Amostra 6 (10 kA, 200 ms, 3,0 kN) observada por SEM: aço (claro), alumínio (escuro). 40

Figura 14. Comprimento da união efetiva na interface por tempo de soldadura e força de aperto. 41

Figura 15. Secção transversal da junta em estado polido, sem ataque químico, aço (superior), alumínio (inferior). Amostra L [12 kA, 300 ms, 3,5 kN]. 43

Figura 16. Transição microestrutural do lado do alumínio: na região superior a zona fundida solidificada, na região inferior, a matriz não fundida (SEM). 43

Figura 17. Estrutura de solidificação da zona fundida do lado do alumínio (SEM). Amostra 12 kA, 400 ms, 3,5 kN. 44

Figura 18. Detalhe da zona termicamente afetada do lado do alumínio (SEM). Amostra 12 kA, 400 ms, 2,5 kN. 45

Figura 19. Espessura média da camada de compostos intermetálicos em função dos parâmetros de soldadura (corrente e tempo) e da força de aperto. 46

Figura 20. Mapa de distribuição elementar por EDS na interface (12 kA, 150 ms, 3,5 kN). 48

Figura 21. Perfil de linha (linescan) por EDS através da interface Al/aço (12 kA, 150 ms, 3,5 kN; SEM, 25000×). Em cima, imagem com a linha de análise (aço à esquerda, alumínio à direita); em baixo, perfil de concentração elementar. 49

Figura 22. Localização das análises pontuais por EDS na secção da junta (10 kA, 250 ms, 3,0 kN; SEM, 15000×). 50

Figura 23. Perfis de microdureza verticais através da junta, do aço (esquerda) para o alumínio (direita), para as amostras de 200 ms e 400 ms a 2,5 kN (dois perfis por amostra). 52

Figura 24. Perfis de microdureza horizontais no alumínio (curvas inferiores) e no aço inoxidável (curvas superiores). 53

Figura 25. Carga máxima ao corte por condição de soldadura (12 kA). 56

Figura 26. Superfícies de fratura características do modo interfacial (IF), para as condições extremas de (esq.) 150 ms / 2,5 kN e (dir.) 400 ms / 3,5 kN, ambas a 12 kA. O aço (em cima) e o alumínio (em baixo). 58

Figura 27. Secções transversais: amostra G (à direita), amostra K (à esquerda). 59

Figura 28. Interface descontínua observada por SEM: aço (topo, claro). 60

Figura 29. Poros e cavidades na região da interface, observados por SEM (1000×). (esq.) Cavidade de grande dimensão na zona da interface (12 kA, 200 ms, 3,0 kN); (dir.) vazio extenso e banda de porosidade distribuída ao longo da interface, com fissura a propagar-se no alumínio (10 kA, 250 ms, 2,5 kN). Aço no topo (mais claro), alumínio na base.... 61

Figura 30. (esq.) fissura sub-interfacial a 5000×; (dir.) detalhe da propagação interdendrítica a 15000×. (10 kA, 250 ms, 3,0 kN, SEM 5000×). 61

Figura 31. Análises pontuais por EDS (esq.) Inclusão de sílica; (centro) óxido de alumínio; (dir.) vazio. Aço no topo, alumínio na base. 62

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Exemplos de soldaduras adequadas e dos defeitos mais frequentes na soldadura por resistência por pontos [29]. 10

Tabela 2. Composição química da liga AA6082-T6 (% em massa) [33]. 11

Tabela 3. Propriedades mecânicas típicas da liga de alumínio AA6082-T6 no estado T6 [35]. 12

Tabela 4. Composição química nominal do aço inoxidável AISI-SAE 304 (1.4301) (% em massa) [45]..... 14

Tabela 5. Propriedades mecânicas nominais do aço inoxidável AISI-SAE 304 (1.4301) [45][42]. 15

Tabela 6. Comparação de propriedades físicas do alumínio e do ferro [53]. 17

Tabela 7. Efeito dos principais parâmetros da RSW na formação e na qualidade da junta dissimilar Al/aço [61] [42] [53]. 20

Tabela 8. Espessura e dimensões das chapas utilizadas..... 24

Tabela 9. Composição química nominal dos materiais de base (% em massa) [33][45]. . 24

Tabela 10. Dureza dos materiais de base (HV0,1)..... 24

Tabela 11. Principais características técnicas da máquina Telwin Inverspotter 14000 Smart Aqua [64]..... 26

Tabela 12. Parâmetros do processo de soldadura por resistência por pontos: função e valores adotados. 26

Tabela 13. Valores de corrente registados pelo sistema de controlo em função da percentagem selecionada. 27

Tabela 14. Parâmetros de RSW reportados na literatura para juntas dissimilares alumínio/aço. 28

Tabela 15. Amostras caracterizadas e respetivos parâmetros reais registados pelo equipamento..... 30

Tabela 16. Diâmetro de indentação do elétrodo, medido do lado do alumínio e do lado do aço, para as amostras de 12kA a 300 e 400ms. 36

Tabela 17. Comprimento da união efetiva na interface, medido em microscopia ótica. 39

Tabela 18. Espessura média da camada de compostos intermetálicos (µm ± desvio-padrão), por corrente, tempo de soldadura e força de aperto. 46

Tabela 19. Composição elementar (EDS) da região analisada na Figura 20 (12 kA, 150 ms, 3,5 kN). 48

Tabela 20. Composição elementar (EDS, % atómica) das análises pontuais assinaladas na Figura 22. 50

Tabela 21. Recuperação da dureza no perfil horizontal da liga de alumínio..... 54

Tabela 22. Resultados dos ensaios de resistência ao corte (12 kA): carga máxima por provete. 56

Tabela 23. Composição elementar (EDS) dos pontos assinalados nas zonas escuras da interface da Figura 31. 63

1. INTRODUÇÃO

Esta dissertação foi desenvolvida na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, no âmbito do Mestrado em Engenharia de Materiais, na especialização em Metalurgia. Nesta primeira secção apresentam-se o enquadramento e a motivação do trabalho, os principais objetivos e a estratégia adotada, bem como a forma como a dissertação se encontra organizada.

1.1. Contextualização e motivação

A soldadura é um dos principais processos de união permanente de materiais e desempenha um papel fundamental em diversos setores industriais. Entre as suas principais vantagens destaca-se a possibilidade de unir materiais dissimilares, permitindo combinar propriedades distintas numa única estrutura e otimizar o desempenho dos componentes [1].

Neste contexto, a união entre o aço inoxidável AISI-SAE 304 e a liga de alumínio AA6082-T6 tem despertado um interesse crescente, uma vez que possibilita conjugar a resistência à corrosão do aço inoxidável com a reduzida densidade e a boa relação resistência/massa do alumínio [2]. Esta combinação é particularmente atrativa em aplicações onde a redução de massa e a durabilidade são requisitos essenciais, como nas indústrias aeronáutica, automóvel, química e alimentar.

A liga AA6082 pertence à série 6000 (Al-Mg-Si) e destaca-se, face a outras ligas de alumínio, pela elevada resistência mecânica, boa soldabilidade e ampla utilização em aplicações estruturais. O aço AISI-SAE 304, por sua vez, é o aço inoxidável austenítico de utilização mais corrente. A combinação destes materiais permite obter juntas com potencial para responder a exigentes requisitos mecânicos e funcionais, justificando o interesse da sua investigação e aplicação industrial [3, 4].

Apesar das vantagens associadas a esta combinação, a produção de juntas dissimilares entre a liga AA6082-T6 e o aço AISI-SAE 304 apresenta desafios metalúrgicos significativos. As acentuadas diferenças entre os pontos de fusão, as condutividades térmicas e os coeficientes de expansão térmica dos dois materiais tornam o controlo do processo de soldadura particularmente exigente. Acresce a tendência para a formação de fases intermetálicas frágeis do sistema Fe-Al na interface da junta, que comprometem as propriedades mecânicas e a integridade da ligação [5]. Estes fatores tornam a obtenção de uma junta dissimilar de qualidade um problema tecnicamente complexo e ainda em aberto na comunidade científica.

A soldadura por resistência por pontos (RSW) apresenta-se como um processo particularmente adequado para a união de juntas dissimilares, dada a sua rapidez, facilidade de automatização e ausência de material de adição [6]. Uma vez parametrizado, o processo revela-se altamente replicável, ao eliminar variáveis subjetivas associadas à intervenção humana, como a técnica do operador, garantindo uma maior consistência na qualidade das juntas produzidas. Estas características tornam esta técnica amplamente utilizada na indústria, especialmente em aplicações com elevada repetibilidade.

O presente trabalho tem como objetivo a parametrização do processo de soldadura por resistência por pontos aplicado à junta dissimilar entre a liga de alumínio AA6082-T6 e o aço inoxidável AISI-SAE 304. Para tal, estudou-se a influência das variáveis do processo com maior impacto na qualidade da junta, nomeadamente a intensidade de corrente, o tempo de soldadura e a força de aperto, com vista a obter ligações com desempenho mecânico e integridade metalúrgica adequados.

1.2. Objetivos e estratégia

O desenvolvimento desta dissertação focou-se não apenas na avaliação da qualidade das juntas soldadas, mas também na compreensão e otimização dos parâmetros do processo de soldadura por resistência por pontos (RSW) aplicados a juntas dissimilares entre o aço inoxidável AISI-SAE304 e a liga de alumínio 6082-T6. Assim, os principais objetivos deste trabalho podem ser definidos da seguinte forma:

- Implementação de uma metodologia experimental para a produção e avaliação de juntas dissimilares por soldadura por resistência por pontos.
- Estudo da influência da corrente de soldadura na formação de juntas e respetivas propriedades mecânicas.
- Avaliação do efeito do tempo de soldadura na integridade metalúrgica da ligação.
- Analise da influência da força de aperto dos elétrodos na estabilidade do processo e qualidade final da junta.
- Otimização dos parâmetros de soldadura para as juntas em estudo, com vista à maximização da resistência mecânica e minimização de defeitos.
- Caracterização microestrutural e mecânica das juntas produzidas.
- Contribuição para o desenvolvimento de soluções de união mais eficientes para aplicações multimaterial na indústria.

A estratégia adotada para alcançar os objetivos definidos baseou-se numa abordagem experimental estruturada, passando pela variação controlada dos principais parâmetros do processo de soldadura, nomeadamente:

- Corrente de soldadura.
- Tempo de soldadura.
- Força de aperto dos elétrodos.

Adicionalmente seria possível variar outros parâmetros disponíveis no equipamento de soldadura, incluindo:

- Tempo e corrente de pré-aquecimento.
- Tempo de pausa.
- Tempo de rampa.
- Número de impulsos.
- Tempo a frio.
- Tempo e corrente de pós-aquecimento.
- Tempo de manutenção.

Estes parâmetros secundários foram, sempre que possível, eliminados da análise experimental ou, quando indispensáveis ao funcionamento do processo, mantidos constantes ao longo de todos os ensaios, de forma a garantir que as variações observadas

nos resultados fossem predominantemente atribuídas aos parâmetros principais em estudo.

A metodologia experimental incluiu a produção de diferentes conjuntos de soldaduras, seguida da sua caracterização mecânica e metalúrgica, permitindo estabelecer relações entre os parâmetros de processo, a formação do *weld nugget* e o desempenho final das juntas produzidas.

1.3. Estrutura da Dissertação

A presente dissertação encontra-se organizada em cinco secções, complementados pelas referências bibliográficas.

O Secção 1 apresenta o enquadramento e a motivação do trabalho, expondo o interesse e os desafios associados à união dissimilar entre a liga de alumínio AA6082-T6 e o aço inoxidável AISI-SAE 304, e define os objetivos e a estratégia experimental adotada.

O Secção 2 reúne a revisão bibliográfica que sustenta o trabalho. Parte dos fundamentos da soldadura e do processo de soldadura por resistência por pontos, incluindo o seu princípio de funcionamento, equipamentos e parâmetros, e progride para a soldabilidade e a caracterização dos dois materiais em estudo. Culmina na análise específica da soldadura dissimilar alumínio-aço, abordando os desafios metalúrgicos, os compostos intermetálicos do sistema Fe-Al, as estratégias de mitigação e o estado da arte da RSW aplicada a estas juntas.

O Secção 3 descreve os materiais utilizados, o equipamento de soldadura, o plano experimental e as técnicas de caracterização microestrutural, mecânica e de microdureza empregues.

O Secção 4 apresenta e discute os resultados obtidos, organizados por técnica de caracterização, desde a escala macroscópica da junta até à camada de compostos intermetálicos e ao comportamento mecânico local, confrontando-os com a literatura e culminando na definição da janela de processamento favorável.

O Secção 5 sintetiza as principais conclusões do trabalho e apresenta sugestões para desenvolvimentos futuros.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A presente secção reúne os fundamentos teóricos e o estado da arte que sustentam este trabalho. Começa por enquadrar a soldadura e, em particular, o processo de soldadura por resistência por pontos, abordando o seu princípio de funcionamento, os equipamentos e os parâmetros que governam a qualidade da junta. Segue-se a caracterização dos dois materiais em estudo, a liga de alumínio AA6082-T6 e o aço inoxidável AISI-SAE 304, e do seu comportamento durante a soldadura. Por fim, aprofunda-se a problemática da união dissimilar alumínio-aço, com destaque para os desafios metalúrgicos, os compostos intermetálicos do sistema Fe-Al e as estratégias que têm sido desenvolvidas para viabilizar estas juntas.

2.1. Soldadura

Existem diversas técnicas de união de metais, nomeadamente a colagem por adesivos, a brasagem, a união mecânica e a soldadura, sendo esta última o método mais utilizado [7]. Segundo a norma ISO 25901, a soldadura é definida como um processo no qual dois ou mais componentes são unidos de forma permanente, assegurando a continuidade das propriedades dos materiais da peça, através da aplicação de calor, pressão, ou da combinação de ambos, com ou sem recurso a material de adição [8].

O processo de soldadura pode ainda recorrer a elementos auxiliares, como gases de proteção, pós ou pastas de soldadura, entre outros, utilizando uma fonte externa de energia necessária ao processo, como energia elétrica ou química [7].

A soldadura desempenha um papel fundamental em diversos setores industriais, sendo amplamente utilizada nas indústrias automóvel, aeronáutica, naval, ferroviária, metalomecânica, energética e da construção civil. A sua importância industrial deve-se à capacidade de produzir uniões permanentes, resistentes e economicamente eficientes, permitindo a fabricação e manutenção de estruturas e componentes sujeitos a elevadas exigências mecânicas e operacionais. Além disso, a soldadura contribui para a otimização dos processos produtivos, aumento da fiabilidade estrutural e redução de custos de fabrico e manutenção [1].

2.1.1. Processos de soldadura

Os processos de soldadura dividem-se em dois grandes grupos: a soldadura por fusão, na qual a união é obtida através da fusão dos materiais de base, com ou sem material de adição, e a soldadura no estado sólido, na qual a junta se forma sem fusão completa do material de base [9]. Ao primeiro grupo pertencem processos amplamente utilizados na indústria, como a soldadura por arco elétrico (MIG/MAG, TIG e elétrodo revestido), a soldadura oxigás e a soldadura por feixe laser ou de eletrões; ao segundo, processos como a soldadura por difusão, por fricção ou por ultrassons [7] [9]. A soldadura por resistência, na qual o calor é gerado pela resistência elétrica à passagem de corrente entre as peças sob aplicação simultânea de pressão, insere-se no primeiro grupo e é particularmente comum na indústria automóvel, sendo a soldadura por pontos, objeto do presente trabalho, a sua variante mais representativa.

2.1.2. Soldadura por resistência

A soldadura por resistência (RW) é um processo de soldadura por fusão em que a união entre materiais metálicos é obtida através do calor gerado pela resistência elétrica à passagem de corrente elétrica entre as peças, combinado com a aplicação de pressão. O calor produzido provoca a fusão localizada do material, permitindo a formação da junta soldada sem necessidade de material de adição, na maioria das aplicações [10].

Este processo foi desenvolvido no final do século XIX, onde se destacaram os trabalhos de Elihu Thomson, considerado um dos pioneiros da soldadura por resistência. Em 1884, Thomson produziu o primeiro ponto de soldadura de forma acidental durante uma experiência, marco que impulsionou o desenvolvimento da soldadura por pontos. Desde então, este processo tornou-se um dos pilares da produção em massa, especialmente na indústria automóvel e no fabrico de produtos em chapa metálica [8].

A soldadura por resistência é amplamente aplicada na união de chapas metálicas finas, sendo utilizada nas indústrias automóvel, ferroviária, aeronáutica e de eletrodomésticos. Este processo engloba diferentes variantes, entre as quais se destacam a soldadura por pontos (RSW), a soldadura por costura (RSEW) e a soldadura por projeção (RPW) [11]. Cada uma destas variantes é adaptada a diferentes geometrias e requisitos de produção, mantendo como princípio comum a geração de calor através da resistência elétrica e a aplicação de pressão para realizar a união dos materiais [10].

Conforme já referidos, as principais variantes deste processo são:

- **Soldadura por Pontos (RSW) –** É o processo mais comum. As peças são pressionadas entre dois elétrodos de cobre e a corrente elétrica é aplicada durante um curto intervalo de tempo, formando um ponto de soldadura localizado **[12].**
- **Soldadura por Costura (RSEW)** – Semelhante à soldadura por pontos, mas utiliza elétrodos rotativos em forma de roda que produzem uma soldadura contínua ou uma sequência de pontos sobrepostos. **[13].**
- **Soldadura por Projeção (RPW)** – A corrente e a pressão são concentradas em pequenas projeções previamente existentes numa das peças. Permite realizar várias soldaduras simultaneamente e é utilizada na fixação de porcas, parafusos e componentes metálicos. **[14].**

2.1.2.1. Princípio de Funcionamento RSW

Na soldadura por resistência por pontos (RSW), a união das chapas metálicas é feita através de dois elétrodos opostos, normalmente refrigerados a água, que aplicam pressão sobre as peças e simultaneamente conduzem a corrente elétrica necessária ao processo. O calor gerado pela resistência elétrica na zona de contacto provoca a fusão localizada no material, formando um *weld nugget*, que assegura a ligação entre as chapas metálicas [15, 16]. A Figura 1 [9] apresenta uma ilustração do processo.

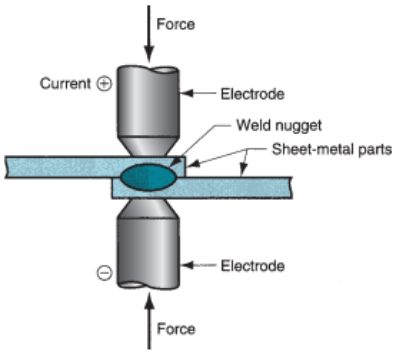


Figura 1. Ilustração esquemática do processo de soldadura por resistência por pontos.

O funcionamento deste equipamento pode ser simplificado por um circuito de cinco resistências em série, como representado na Figura 2, destacando o conceito de resistência de contacto, fundamental na soldadura por resistência. À medida que a corrente elétrica percorre as chapas metálicas, a resistência elétrica dos materiais gera calor, que se concentra sobretudo na interface entre os materiais. A combinação desse aquecimento com a pressão aplicada pelos elétrodos conduz à fusão localizada das chapas, originando a formação do *weld nugget*, que assegura a ligação entre os materiais [8].

A elevada complexidade do equipamento, aliada às propriedades dos materiais envolvidos,

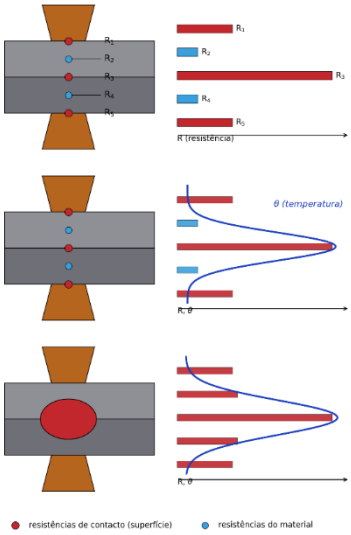


Figura 2. Representação esquemática da distribuição de resistências e da evolução da temperatura.

faz com que o processo de soldadura por resistência dependa de diversos parâmetros e variáveis, os quais têm influência significativa na qualidade e nas características finais da soldadura.

Outro conceito fundamental para compreender este processo é o Efeito de Joule, fenómeno físico no qual a passagem de corrente elétrica através de um material condutor é convertida em calor. A quantidade de calor produzido (H) pode ser determinada através da seguinte expressão **[16]:**

$$H = R \cdot I^2 \cdot t$$

H – Energy generated (J)

R – Effective resistance of the conductors (Ω)

I – Current intensity (A)

t – Time of the current flow (s)

A quantidade de calor necessária ao processo de soldadura depende da resistência total do circuito, da intensidade da corrente elétrica e do tempo de aplicação dessa corrente. Tal como representado na Figura 2, a resistência total do sistema é composta por duas componentes principais: a resistência do material, identificada a azul, e a resistência de contacto, representada a vermelho.

A resistência do material e a resistência de contacto influenciam diretamente a geração de calor durante a soldadura por resistência por pontos. Materiais com maior resistividade elétrica geram mais calor para a mesma intensidade de corrente, enquanto a espessura das chapas afeta a dissipação térmica e a quantidade de energia necessária para formar o *weld nugget*. A geometria dos elétrodos também desempenha um papel importante, uma vez que determina a área de contacto e, consequentemente, a densidade de corrente aplicada. Por sua vez, a resistência de contacto depende do estado superficial das chapas e dos elétrodos, sendo influenciada pela presença de óxidos, revestimentos, contaminações ou rugosidade superficial. Valores adequados de resistência de contacto favorecem a concentração de calor na interface entre as chapas, promovendo a formação eficiente da soldadura. Contudo, resistência excessivamente elevadas podem provocar sobreaquecimento, expulsão de material fundido e desgaste dos elétrodos [17, 18].

Para assegurar uma passagem eficiente de corrente elétrica e melhorar a qualidade da soldadura, é essencial utilizar uma fonte de alimentação adequada e minimizar a resistência de contacto entre as chapas e os elétrodos. Para tal, recorrem-se normalmente a elétrodos com elevada condutividade elétrica e a uma preparação adequada das superfícies a unir [7].

2.1.2.2. Equipamentos

As máquinas de soldadura por resistência por pontos apresentam configurações diversas, que vão desde equipamentos simples do tipo rocker arm, acionados mecanicamente, até sistemas robotizados equipados com pinças elétricas para aplicações industriais automatizadas [19]. A escolha do equipamento é condicionada pelas necessidades de produção, pelo orçamento disponível, pela eficiência pretendida e pelas propriedades dos materiais a unir.

Não obstante esta diversidade, a maioria das máquinas partilha uma base estrutural comum, composta por quatro elementos principais: um transformador, responsável por reduzir a tensão elétrica no circuito secundário onde se localizam os elétrodos, um sistema de aplicação de força nos elétrodos, um circuito de refrigeração a água para arrefecer os elétrodos e um sistema de controlo que coordena o funcionamento da máquina a partir dos comandos do operador. Esta configuração encontra-se ilustrada na Figura 3 [20].

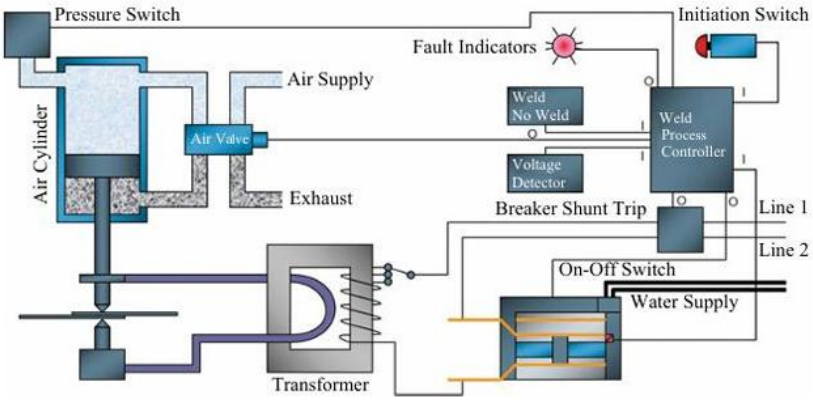


Figura 3. Configuração e principais componentes de uma máquina de soldadura por resistência por pontos.

De forma geral, as máquinas de RSW operam com valores reduzidos de tensão e correntes elétricas muito elevadas, podendo recorrer tanto a corrente alternada (AC) como a corrente contínua (DC). Em função dos requisitos do processo, podem ser utilizados diferentes sistemas de alimentação, nomeadamente a corrente alternada monofásica, a corrente contínua monofásica, a corrente contínua de média frequência (MFDC), o sistema trifásico com retificação no circuito secundário e as unidades inversoras com retificação no circuito secundário [21]. Entre estes, destaca-se a corrente contínua de média frequência (MFDC), adotada no presente trabalho, que assegura maior estabilidade e controlo do aporte térmico face aos sistemas monofásicos convencionais.

A seleção do material dos elétrodos constitui outro aspeto relevante, uma vez que estes são responsáveis por conduzir a corrente elétrica, aplicar a pressão necessária e dissipar o calor gerado durante o processo. Por esse motivo, devem apresentar elevada condutividade elétrica e térmica, boa resistência mecânica e uma vida útil adequada, recorrendo-se habitualmente a ligas de cobre com pequenas adições de elementos como o zircónio, o crómio ou o berílio, que permitem equilibrar a condutividade e a resistência mecânica [22].

2.1.2.3. Parâmetros da RSW

A corrente elétrica é o parâmetro mais influente na soldadura por resistência por pontos, uma vez que o calor gerado é proporcional ao quadrado da intensidade da corrente ($H \propto I^2$). Assim, pequenas variações na corrente podem provocar alterações significativas na quantidade de calor produzida, afetando o início da fusão e as dimensões finais do *weld nugget* [23].

Para que a soldadura seja realizada de forma eficaz, é necessário utilizar correntes elevadas, capazes de gerar rapidamente a temperatura necessária à fusão do material.

No entanto, os valores excessivos podem aumentar a probabilidade de defeitos, como a expulsão de material fundido, além de acelerar o desgaste dos elétrodos. Desta forma, a definição adequada da corrente de soldadura é fundamental para garantir a formação de juntas de elevada qualidade [24].

A força dos elétrodos desempenha um papel essencial na soldadura por resistência por pontos, uma vez que influencia diretamente a resistência de contacto entre os elétrodos e as chapas metálicas. Uma força adequada aumenta a área efetiva de contacto, facilitando a passagem de corrente elétrica e contribuindo para uma distribuição mais uniforme do calor gerado.

Por outro lado, valores excessivos de força podem provocar deformações nas chapas e reduzir a qualidade da soldadura. Desta forma, a correta definição deste parâmetro é fundamental para controlar a geração de calor, minimizar defeitos e assegurar a obtenção de juntas soldadas de elevada qualidade [25].

De acordo com a equação que traduz o efeito de Joule, o tempo influencia diretamente a quantidade de calor gerada durante a soldadura, sendo um parâmetro fundamental para a formação da junta. Além de controlar a energia fornecida ao processo, afeta também os ciclos de aquecimento e arrefecimento do material.

O ciclo de soldadura é geralmente dividido em três fases: tempo de aperto, tempo de soldadura e tempo de manutenção. A Figura 4 apresenta a evolução da força dos elétrodos e da corrente elétrica ao longo destas etapas.

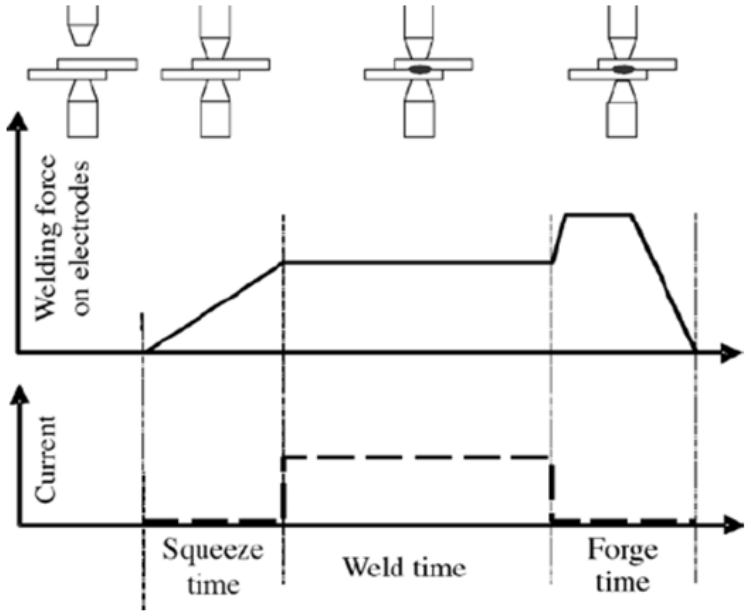


Figura 4. Evolução da força dos elétrodos e da corrente elétrica ao longo das três fases do ciclo de soldadura [26].

As fases apresentadas acima podem ser descritas da seguinte forma:

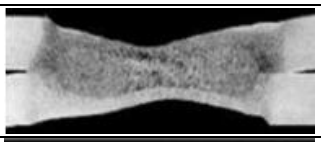
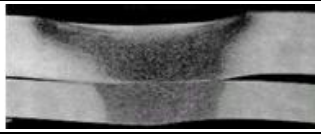
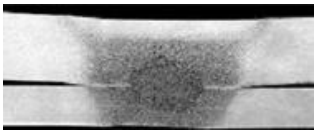
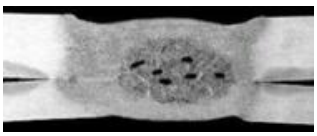
Tempo de Aperto e de Manutenção: parâmetros essenciais no ciclo de soldadura por resistência. O tempo de aperto garante que os elétrodos estabelecem um contacto adequado com as chapas antes da passagem da corrente elétrica, enquanto o tempo de manutenção assegura que a pressão é mantida durante a solidificação do *weld nugget* após a interrupção da corrente. Estes parâmetros influenciam diretamente a qualidade da junta

soldada, contribuindo para uma correta formação do *weld nugget* e minimizando defeitos como fusão incompleta ou indentações excessivas [27].

Tempo de Soldadura: intervalo durante o qual a corrente elétrica circula através das chapas, sendo responsável pela geração de calor necessária à formação da soldadura. Este parâmetro tem uma influência direta no tamanho e na qualidade do *weld nugget*. Tempos de soldadura demasiado curtos podem resultar numa geração insuficiente de calor e, consequentemente, numa fusão inadequada do material. Em contrapartida, tempos excessivos podem provocar sobreaquecimento, favorecendo a expulsão de material fundido e comprometendo a integridade da junta soldada. Assim, a seleção do tempo de soldadura deve ser adequada às características do material e à espessura das chapas a unir [28].

A Tabela 1 apresenta exemplos de soldaduras adequadas e dos defeitos mais frequentes, bem como as respetivas causas.

Tabela 1. Exemplos de soldaduras adequadas e dos defeitos mais frequentes na soldadura por resistência por pontos [29].

Condição	Imagem	Razões
Good Weld		
Burnt Weld - Zona fundida estende-se até à superficie		Corrente inicial demasiado elevada Resistência excessiva Tempo de soldadura demasiado longo
Stick Weld - *weld nugget* reduzido e união insuficiente		Corrente insuficiente Baixa resistência Pressão excessiva
Loose Weld - Ausência de união entre as chapas		
Undersized Weld - *weld nugget* não cresceu o suficiente		Corrente insuficiente Pulso demasiado curto Elétrodos danificados Contaminação
Defects - inclusões, fissuras ou porosidades no *weld nugget*		Corrente excessiva Contaminação Elétrodos danificados Baixa pressão

2.1.3. Soldabilidade

A soldabilidade corresponde à capacidade de um material ser unido por soldadura, de preferência sem defeitos e com propriedades mecânicas semelhantes às do material de base, resultando da interação entre o material, o processo utilizado, os parâmetros e o design da junta [30]. No caso das ligas de alumínio, a soldadura exige cuidados específicos devido à elevada condutividade térmica, à formação de uma película superficial de óxido

e à suscetibilidade a defeitos como a porosidade e a fissuração a quente; nos aços inoxidáveis austeníticos, requer atenção à preservação da resistência à corrosão. Estas exigências, próprias de cada material, são desenvolvidas nas secções seguintes.

2.2. Alumínio

As ligas de alumínio são um dos materiais de engenharia mais utilizados na indústria, sendo amplamente aplicadas em setores como o ferroviário, os transportes rodoviários, o aeroespacial e a construção naval, devido à combinação de boas propriedades mecânicas, excelente aptidão ao processo de deformação, elevada resistência à corrosão e facilidade de reciclagem [31]. A substituição do aço por ligas leves de alumínio constitui atualmente uma tendência essencial no sentido da redução de peso das estruturas, podendo o peso total de um automóvel ser reduzido em 30 a 40% através da substituição de componentes de aço por componentes de alumínio, o que confere a estas ligas fortes perspetivas de aplicação e competitividade sustentável [32].

2.2.1. Liga de Alumínio AA6082-T6

A liga em estudo, AA6082, pertence à série 6000 (Al-Mg-Si), na qual o magnésio e o silício constituem os principais elementos de liga. Esta liga caracteriza-se por uma resistência mecânica moderada a elevada, boa tenacidade e excelente resistência à corrosão, podendo as suas propriedades ser modificadas através de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento [31][32]. A adição controlada de manganês desempenha um papel relevante, uma vez que promove a nucleação e a formação da fase Al(FeMn)Si, benéfica para as propriedades mecânicas, sobretudo a temperaturas elevadas, enquanto a presença de cobre aumenta o número de precipitados, embora eleve a suscetibilidade à corrosão [32]. Estas características tornam a AA6082 particularmente adequada ao fabrico de componentes estruturais leves, sendo processada industrialmente por extrusão a quente, laminagem a quente e forjamento [31].

A composição química da liga AA6082 é apresentada na Tabela 2. Verifica-se que o silício e o magnésio surgem como os principais elementos de liga, acompanhados por adições controladas de manganês e ferro.

Tabela 2. Composição química da liga AA6082-T6 (% em massa) [33].

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,7-1,3	<0,50	<0,10	0,40-1,0	0,6-1,2	<0,25	<0,20	0,10	Rest.

O designador que acompanha a liga (por exemplo, T6) refere-se ao estado de tratamento, ou têmpera, que define o histórico termomecânico e, consequentemente, as propriedades mecânicas do material. As ligas de alumínio de alta resistência da série 6XXX são endurecíveis por precipitação, sendo as suas características mecânicas melhoradas por tratamento térmico [34]. No estado T6, a liga apresenta a sua máxima resistência mecânica, conforme se observa na Tabela 3. [35]

Tabela 3. Propriedades mecânicas típicas da liga de alumínio AA6082-T6 no estado T6 [35].

Propriedade	Valor típico
Tensão de cedência, Rp0,2 (MPa)	240-260
Tensão de rotura, Rm (MPa)	295-310
Extensão após rotura, A50 (%)	7-10
Dureza (HV)	95-105

O tratamento térmico T6 consiste numa solubilização seguida de envelhecimento artificial. A etapa de solubilização promove a dissolução dos elementos de liga na matriz de alumínio, sendo seguida por um arrefecimento rápido que suprime a formação de fases intermédias e retém os elementos numa solução sólida sobressaturada [34]. Durante o subsequente envelhecimento, formam-se as partículas β′ e β″, que constituem modificações metaestáveis da fase estável Mg_2Si e que, ao obstruírem o movimento das deslocações, são responsáveis pelo endurecimento da liga [34]. A título de referência dos parâmetros envolvidos, num estudo de otimização do tratamento T6 da liga 6082 foram identificados como valores ótimos uma temperatura de solubilização de 525 °C, tempo de solubilização de 180 min, temperatura de envelhecimento de 185 °C e tempo de envelhecimento de 420 min, condições que conduziram a uma tensão de cedência de 304 MPa e a uma tensão de rotura de 349 MPa [32]. Estes precipitados finos e coerentes, distribuídos homogeneamente na matriz, são o mecanismo central de reforço da liga.

2.2.2. Comportamento do Alumínio na Soldadura

Conforme descrito na secção 2.2.1, a resistência mecânica da liga AA6082-T6 resulta da dispersão fina de precipitados coerentes β″ obtida pelo tratamento T6. Quando a liga é submetida ao ciclo térmico intenso e localizado da soldadura por resistência por pontos, esta microestrutura de precipitação sofre um conjunto de transformações complexas que variam ao longo da junta soldada e influenciam diretamente o seu comportamento mecânico.

O processo gera calor através do efeito de Joule na interface de contacto entre as chapas, atingindo temperaturas máximas que podem ultrapassar a temperatura de solidus da liga e que diminuem rapidamente durante a fase de manutenção da pressão pelos elétrodos. Como consequência, a microestrutura da junta soldada torna-se heterogénea, podendo ser dividida em três regiões distintas: a zona fundida, onde o material funde e posteriormente solidifica; a zona afetada pelo calor, que permanece no estado sólido, mas sofre alterações microestruturais devido ao ciclo térmico; e o metal de base, que permanece praticamente inalterado por se encontrar fora da influência térmica da soldadura. A dissolução e o crescimento dos precipitados endurecedores constituem os principais mecanismos responsáveis pela redução da dureza observada na chapa de alumínio após a soldadura [36].

Na zona fundida, a temperatura ultrapassa a temperatura de liquidus da liga, provocando a dissolução completa dos precipitados endurecedores na matriz de alumínio líquida. Durante o arrefecimento, o material solidifica rapidamente, originando uma microestrutura típica de fundição constituída por uma solução sólida sobressaturada e

desprovida da distribuição fina de precipitados responsável pelo endurecimento da condição T6. Verifica-se, assim, uma diminuição da resistência mecânica, associada à dissolução e à aglomeração dos precipitados endurecedores, bem como a modificações no tamanho dos grãos e das partículas presentes nesta região. As elevadas velocidades de arrefecimento características da RSW limitam a reprecipitação durante a solidificação, fazendo com que a zona fundida permaneça, imediatamente após a soldadura, num estado semelhante ao de uma têmpera [37].

A zona afetada pelo calor apresenta o comportamento microestrutural mais complexo, uma vez que o gradiente térmico existente nesta região expõe o material a diferentes temperaturas máximas e velocidades de arrefecimento, originando diferentes transformações na sequência de precipitação. Nas regiões mais próximas da zona fundida, onde a temperatura ronda a temperatura de solvus (cerca de 550 °C), os precipitados ß″ dissolvem-se parcial ou totalmente na matriz, originando uma solução sólida sobressaturada que pode voltar a precipitar durante o arrefecimento. Em contrapartida, nas zonas mais afastadas da soldadura, sujeitas a temperaturas entre 200 °C e 400 °C, os precipitados não se dissolvem, mas aumentam de dimensão devido ao fenómeno de sobreenvelhecimento, transformando-se gradualmente em precipitados ß′ e em partículas de equilíbrio ß (Mg_2Si), significativamente mais grosseiras e menos eficazes no reforço da matriz [38] [39]. Como consequência, a zona afetada pelo calor sofre um amaciamento, refletido por uma diminuição significativa da dureza e da resistência mecânica, sobretudo nas regiões mais próximas da soldadura, onde os efeitos do ciclo térmico são mais intensos [38] [39].

O comportamento dos precipitados durante o arrefecimento depende diretamente do ciclo térmico a que cada região é sujeita. Nas zonas onde ocorreu a dissolução completa dos precipitados, a solução sólida sobressaturada formada pode sofrer envelhecimento natural à temperatura ambiente, permitindo uma recuperação parcial da dureza, embora geralmente lenta e insuficiente. Por outro lado, nas regiões afetadas pelo sobreenvelhecimento, a recuperação das propriedades mecânicas é muito limitada, uma vez que os precipitados grosseiros e as fases estáveis, como a ß (Mg_2Si), não regressam à morfologia fina e coerente da fase ß″ apenas por envelhecimento natural, exigindo tratamentos térmicos para restaurar a microestrutura original [40].

As propriedades finais das juntas soldadas por RSW dependem, assim, do estado de precipitação existente durante a soldadura e da ocorrência de tratamentos de endurecimento posteriores. Em aplicações industriais, como na indústria automóvel, o ciclo de pintura e cura pode promover uma recuperação parcial da resistência mecânica nas regiões onde ocorreu dissolução de precipitados, através da sua reprecipitação. No entanto, as zonas sujeitas a sobreenvelhecimento permanecem como a região mais fraca da junta, uma vez que a estrutura dos precipitados não pode ser restaurada pelas temperaturas normalmente utilizadas nesses ciclos térmicos [41] [38]. De um modo geral, a zona afetada pelo calor pode perder cerca de 50 % da sua resistência mecânica relativamente ao metal de base. Este amaciamento, aliado à elevada condutividade térmica e à reduzida resistividade elétrica do alumínio, torna a soldadura por resistência

por pontos desta liga mais exigente do que a dos aços, exigindo uma otimização cuidadosa da corrente, do tempo de soldadura e da força dos elétrodos para garantir a formação de núcleos de elevada qualidade e minimizar a extensão da zona afetada pelo calor [41] [38].

2.3. Aço Inoxidável

Os aços inoxidáveis constituem uma família de ligas ferrosas caracterizada por um teor de crómio suficiente para conferir resistência à corrosão, através da formação de uma camada passiva de óxido na superfície. Entre as suas várias famílias, os aços inoxidáveis austeníticos destacam-se pela combinação de elevada resistência à corrosão, boa tenacidade e excelente soldabilidade, o que justifica a sua ampla utilização em aplicações estruturais e nos setores dos transportes [42] [43]. A presente secção apresenta o aço inoxidável AISI-SAE 304, representante mais comum desta família e material em estudo neste trabalho, caracterizando a sua composição, microestrutura e propriedades, e analisando de seguida o seu comportamento durante a soldadura [44].

2.3.1. Aço Inoxidável AISI-SAE 304

Os aços inoxidáveis austeníticos constituem uma das famílias de aços mais versáteis e amplamente utilizadas na indústria, distinguindo-se pela combinação de elevada resistência à corrosão, boa capacidade de absorção de energia ao impacto e excelente soldabilidade [42]. Estas características, aliadas ao seu custo competitivo e boas propriedades mecânicas, justificam a sua ampla aplicação no setor dos transportes, sendo extensivamente empregues no fabrico de componentes de veículos ferroviários, como carruagens de metro e comboios interurbanos, bem como em componentes automóveis de nova geração [42]. Pela sua elevada resistência à corrosão e disponibilidade, são igualmente utilizados em aplicações estruturais tão diversas como permutadores de calor, estruturas navais e utensílios de cozinha [43].

O aço AISI-SAE 304 é o representante mais comum desta família. A sua microestrutura é constituída predominantemente pela fase austenite, de estrutura cúbica de faces centradas, podendo conter uma pequena fração da fase ferrite [42]. Num aço 304 recozido, a microestrutura pode apresentar cerca de 5 a 10 % de fase ferrite, além de maclas de recozimento [44]. A estabilidade da austenite à temperatura ambiente deve-se ao teor elevado dos seus principais elementos de liga, o crómio e o níquel. O crómio, presente tipicamente em teores de 18 a 20 %, é o elemento responsável pela resistência à corrosão característica destes aços, ao formar uma camada passiva de óxido na superfície, enquanto o níquel, entre 8 e 12 %, é o principal elemento estabilizador da fase austenítica [44]. A composição química do AISI-SAE 304 é apresentada na Tabela 4.

Tabela 4. Composição química nominal do aço inoxidável AISI-SAE 304 (1.4301) (% em massa) [45].

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Fe
<0,07	<2,0	<1,0	<0,045	<0,015	17,5-19,5	8,0-10,5	Rest.

As propriedades mecânicas típicas do AISI-SAE 304 são apresentadas na Tabela 5. Importa notar que estes valores são sensíveis ao estado de processamento e ao grau de

encruamento do material: enquanto no estado recozido a tensão de rotura ronda os 505 MPa [42], em estados mais encruados podem ser reportados valores substancialmente superiores, da ordem dos 727 MPa [46].

Tabela 5. Propriedades mecânicas nominais do aço inoxidável AISI-SAE 304 (1.4301) [45][42].

Propriedade	Valor típico
Tensão de cedência (MPa)	215
Tensão de rotura à tração (MPa)	505
Dureza (HV)	190
Modulo de Young (GPa)	193
Coeficiente de Poisson	0,29
Extensão após rotura (%)	40

Importa notar que estes valores nominais correspondem ao estado recozido; a dureza de base da chapa efetivamente utilizada neste trabalho, medida experimentalmente, revelou-se superior (≈253 HV), refletindo o encruamento do material fornecido (ver secção 3.2.6)

Em termos de propriedades físicas, o AISI-SAE 304 apresenta uma densidade de aproximadamente 7,87 g/cm^3 e um coeficiente de expansão térmica da ordem de 12×10^{-6} K^{-1} [44]. Este coeficiente de expansão térmica, superior ao dos aços macios, tem implicações relevantes no seu comportamento durante a soldadura, as quais são discutidas na secção 2.3.2, juntamente com os processos de união aplicáveis e o fenómeno de sensibilização.

2.3.2. Comportamento do Aço Inoxidável na Soldadura

A boa soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos representa uma das suas características mais relevantes, possibilitando a produção de componentes e estruturas complexas através de diferentes processos de união. Técnicas de soldadura por fusão, como a soldadura por arco com proteção gasosa (GMAW), a soldadura TIG (GTAW), bem como as tecnologias laser e por feixe de eletrões, são frequentemente aplicadas a estes materiais devido à sua elevada ductilidade, ao reduzido teor de carbono e à estabilidade da fase austenítica à temperatura ambiente [47] [48]. Contudo, como referido em 2.3.1, o elevado coeficiente de expansão térmica destes aços aumenta a suscetibilidade à distorção durante a soldadura por arco convencional, o que torna a soldadura por resistência por pontos particularmente vantajosa para a união de chapas finas de AISI-SAE 304.

Durante a RSW, o calor é gerado de forma localizada através do efeito de Joule e é seguido por um arrefecimento extremamente rápido. Estas elevadas velocidades de solidificação favorecem a preservação da microestrutura austenítica na zona fundida, que é constituída predominantemente por austenite, podendo apresentar pequenas quantidades de ferrite delta, cuja fração depende do ciclo térmico imposto [42] [49].

A microestrutura da zona fundida do AISI-SAE 304 depende fortemente da velocidade de arrefecimento imposta pelo processo. De acordo com o diagrama de Schaeffler, a zona fundida deste aço deveria conter duas fases, austenite e ferrite delta [42]. Contudo, as elevadas velocidades de solidificação características da soldadura por resistência por pontos favorecem a predominância da austenite, tendo alguns autores reportado zonas fundidas essencialmente austeníticas, desvio que evidencia que os diagramas constitucionais, estabelecidos para condições próximas do equilíbrio, não são adequados para prever a microestrutura em condições de arrefecimento tão rápido [42]. Quando presente, a ferrite delta retida apresenta uma morfologia que varia de acicular a lamelar e esquelética, em função da velocidade de arrefecimento do processo [42].

O principal desafio metalúrgico associado à soldadura do AISI-SAE 304 reside no fenómeno de sensibilização. Temperaturas elevadas e tempos de soldadura excessivos podem promover a precipitação de carbonetos de crómio nos limites de grão da zona afetada pelo calor, reduzindo a concentração de crómio na matriz e comprometendo a resistência à corrosão do material. O curto ciclo térmico característico da RSW reduz significativamente este risco, limitando a formação destes precipitados. No entanto, um aporte térmico demasiado elevado pode provocar crescimento de grão na zona afetada pelo calor e favorecer a formação de fases indesejáveis, como martensite ou fase σ, prejudicando a ductilidade e a resistência à corrosão da junta [50] [42].

O grau de sensibilização das juntas soldadas por RSW depende essencialmente do calor introduzido durante o processo, influenciando a ocorrência de corrosão intergranular na zona afetada pelo calor e de corrosão interdendrítica na zona fundida. Uma vez que a RSW produz uma zona afetada pelo calor muito estreita e limita o crescimento dos grãos, as juntas obtidas apresentam, de um modo geral, boas propriedades mecânicas, incluindo elevada resistência ao impacto e à fadiga, sendo adequadas para aplicações estruturais [51] [52].

Ao contrário do que sucede nas ligas de alumínio endurecidas por precipitação, nas quais o ciclo térmico provoca amaciamento, no AISI-SAE 304 a estrutura de solidificação fina da zona fundida e a eventual presença de ferrite delta tendem a manter ou elevar a dureza nesta região. O diâmetro do núcleo de soldadura aumenta, de um modo geral, com a corrente e o tempo de soldadura, sendo a corrente o parâmetro de maior influência; correntes excessivas, porém, podem provocar a diminuição do núcleo por expulsão de material, além de promoverem o crescimento de grão na zona afetada pelo calor [42]. Estas relações entre os parâmetros do processo, as dimensões do núcleo e o modo de fratura das juntas são determinantes para o desempenho mecânico.

Devido a estas características, a soldadura por resistência por pontos é amplamente utilizada na união de chapas de aço inoxidável austenítico nos setores automóvel e ferroviário, beneficiando da combinação entre elevada resistência à corrosão, boa capacidade de absorção de energia e excelente soldabilidade. Além disso, o rápido arrefecimento inerente ao processo contribui para reduzir as tensões residuais na junta, melhorando o seu desempenho em serviço sob carregamentos cíclicos [50] [51].

2.4. Soldadura Dissimilar Alumínio-Aço

A união entre ligas de alumínio e aços permite combinar a elevada resistência mecânica e à corrosão do aço com a reduzida densidade e boa relação resistência/massa do alumínio, sendo particularmente atrativa para a indústria dos transportes, onde contribui para a redução de peso das estruturas e para a consequente economia de combustível [34]. Contudo, a obtenção de juntas dissimilares Al/aço de qualidade constitui um dos maiores desafios da tecnologia de união, devido às acentuadas diferenças nas propriedades físicas e químicas dos dois materiais e à tendência para a formação de fases intermetálicas frágeis na interface [53].

2.4.1. Desafios Metalúrgicos da União Al/Aço

A dificuldade de unir alumínio e aço decorre, em primeiro lugar, das grandes diferenças nas suas propriedades físicas, resumidas na Tabela 6. A mais determinante é a temperatura de fusão: o ferro funde a cerca de 1539 °C, enquanto o alumínio funde a apenas 660 °C [53]. Como consequência, na maioria dos processos de soldadura por fusão o alumínio já se encontra no estado líquido enquanto o aço permanece sólido, dificultando a formação de uma zona fundida homogénea [54].

Tabela 6. Comparação de propriedades físicas do alumínio e do ferro [53].

Propriedade	Al	Fe
Ponto de fusão (ºC)	660	1539
Calor específico ($J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$)	1080	795
Coeficiente de expansão térmica (K^{-1})	24×10^{-6}	11×10^{-6}
Condutividade térmica ($W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)	237	80
Densidade ($kg \cdot m^{-3}$)	2385	7015
Módulo de elasticidade (GPa)	70	210
Resistividade elétrica (μΩ·m)	0,2425	1,386

Para além do ponto de fusão, as diferenças na condutividade térmica, no calor específico e no coeficiente de expansão térmica provocam uma distribuição não uniforme de temperatura durante a soldadura. Após o arrefecimento, a junta apresenta deformações e tensões residuais significativas, que favorecem a iniciação e a propagação de fissuras na interface [54]. A condutividade térmica é frequentemente apontada como a propriedade mais crítica nesta combinação, uma vez que a diferença entre os dois materiais é superior a onze vezes; a reduzida condutividade do aço dificulta a dissipação do calor na interface, mantendo-a a temperaturas elevadas durante mais tempo e favorecendo a fusão excessiva do alumínio [55].

No caso específico da soldadura por resistência por pontos, estas diferenças traduzem-se num comportamento particular. Ao contrário do que sucede na união de materiais semelhantes, a fusão não se inicia na interface de contacto entre as chapas, formando-se antes dois núcleos separados: um núcleo de aço, no interior da chapa de aço, e um núcleo

de alumínio, próximo da interface entre os dois materiais [53]. Uma vez que o núcleo de alumínio se forma mais cedo e se localiza na região que suporta a carga, a resistência da junta é determinada principalmente pelas suas dimensões [53]. Esta assimetria, associada às diferenças de propriedades já referidas, favorece ainda o aparecimento de defeitos como fissuras e cavidades de contração, que deterioram a qualidade da junta [53].

2.4.2. Compostos Intermetálicos do Sistema Fe-Al

O principal obstáculo metalúrgico à união do alumínio ao aço é a formação de compostos intermetálicos do sistema Fe-Al na interface. A solubilidade do ferro na matriz de alumínio é extremamente baixa, situando-se entre 0,01 e 0,022 % no intervalo de 225 °C a 600 °C [54]. Como consequência, o ferro e o alumínio reagem preferencialmente para formar diversos compostos intermetálicos frágeis, tais como FeAl, Fe_3Al, $FeAl_2$, Fe_2Al_5 e $FeAl_3$ [54]. Estas fases apresentam elevada dureza e fragilidade, comprometendo a tenacidade da junta e podendo provocar a sua fissuração [54].

Entre todas, a fase Fe_2Al_5 é considerada a mais problemática. É a mais frágil e tende a formar uma camada mais espessa do que as restantes, devido à presença de um número significativo de lacunas ao longo da sua extensão, cerca de 30 %, que constituem um caminho preferencial para a difusão rápida dos átomos de alumínio e promovem o seu crescimento anisotrópico [54]. As fases ricas em alumínio, como a Fe_2Al_5 e a $FeAl_3$, são as que apresentam maior dureza e fragilidade [53].

É importante sublinhar que a presença de compostos intermetálicos não é, por si só, indesejável. Uma camada fina de intermetálicos é necessária para assegurar a ligação metalúrgica entre os dois materiais. O problema reside na sua formação e crescimento excessivos, que tornam a junta frágil e suscetível à fissuração [53]. Por este motivo, a espessura da camada intermetálica é um parâmetro crítico de qualidade. A literatura aponta diferentes valores ótimos para esta espessura, tipicamente na ordem dos 2, 3 ou 5 µm [53], tendo alguns autores verificado que não há efeito adverso na qualidade da junta quando a espessura da camada de intermetálicos Fe-Al é inferior a 2 µm [56]. De um modo geral, a resistência da junta aumenta com a diminuição da espessura da camada intermetálica [57].

2.4.2.1. Estratégias de Mitigação

Uma vez que a formação de compostos intermetálicos frágeis está diretamente associada à difusão entre o ferro e o alumínio, as estratégias de mitigação visam essencialmente controlar o aporte térmico e modificar a reação metalúrgica na interface. A redução do aporte térmico é a abordagem mais direta: ao limitar a temperatura e o tempo de permanência a alta temperatura, restringe-se a interdifusão de Al e Fe e, consequentemente, o crescimento da camada intermetálica [54]. É por esta razão que os processos no estado sólido, como a soldadura por fricção, e os processos de brasagem, nos quais o aço não funde, são frequentemente preferidos para esta combinação [34].

A segunda grande estratégia consiste na introdução de um material intermédio, sob a forma de *interlayer*, revestimento ou material de adição, entre o alumínio e o aço, com

o objetivo de reduzir a taxa de difusão ou de alterar o tipo de compostos formados na interface [58]. Diversos materiais têm sido estudados com este fim, destacando-se o zinco, o cobre e o níquel:

Entre os interlayers estudados, o zinco é dos mais investigados, sobretudo na forma de revestimento sobre aço galvanizado: a sua fusão e evaporação durante a soldadura reduzem a espessura da camada intermetálica Fe-Al e removem a película de óxido do alumínio por reação eutéctica [53], tendo-se registado, com uma folha intercalar de 0,1 mm, uma redução da espessura máxima de IMC de 4,6 para 1,4 µm e um aumento de 41,3 % na carga de rotura ao corte [56]. O níquel reage com o alumínio formando fases Al-Ni que substituem os intermetálicos frágeis Fe_2Al_5 e $FeAl_3$ (por exemplo $Al_{0,9}Ni_{1,1}$), amaciando a interface e aumentando a resistência da junta [54]. O cobre, por seu turno, dissolve-se nos compostos Fe-Al e forma fases como $CuAl_2$ e CuAl, reduzindo a fragilidade dos intermetálicos e melhorando as propriedades mecânicas [54].

Especificamente no contexto da soldadura por resistência por pontos, têm sido aplicadas com sucesso várias destas abordagens, incluindo revestimentos de Al-Si e de base Zn sobre o aço, folhas intercalares metálicas e a adição direta de elementos de liga como Cu, Zn, Ti e Ni [53]. A seleção adequada da estratégia de mitigação, em conjunto com a otimização dos parâmetros do processo, constitui assim a chave para a obtenção de juntas dissimilares Al/aço com integridade metalúrgica e desempenho mecânico adequados.

2.5. RSW de Juntas Dissimilares Alumínio-Aço

A aplicação da soldadura por resistência por pontos à união dissimilar de alumínio e aço herda todos os desafios da soldadura por fusão destes materiais, mas a sua enorme importância na indústria automóvel, onde é o processo de união mais utilizado, tem motivado um esforço de investigação considerável no sentido de a tornar viável [53]. Como discutido na secção 2.4, o processo direto é dificultado pela elevada corrente necessária, consequência da baixa geração de calor e da elevada condução térmica do alumínio, o que exige máquinas de grande capacidade e acelera o desgaste dos elétrodos [59]. Esta secção sintetiza o estado da arte relativo aos parâmetros de processo, aos resultados obtidos e aos modos de fratura característicos destas juntas.

2.5.1. RSW Direto e Efeito dos Parâmetros

Na RSW direta de alumínio a aço, forma-se na interface uma camada dupla de compostos intermetálicos, tipicamente constituída por Fe_2Al_5 de morfologia lamelar do lado do aço e $FeAl_3$ de morfologia acicular do lado do alumínio [60]. Numa condição otimizada, foi reportada uma resistência ao corte por tração de 3,3 kN, ainda que com fratura em modo interfacial [60]. A corrente de soldadura é o parâmetro determinante: a resistência ao corte e o diâmetro do núcleo aumentam com a corrente até um valor máximo, a partir do qual decrescem devido à fusão excessiva e à expulsão de material [61]. Este comportamento, observado por diversos autores para várias combinações de materiais, torna a definição da corrente ótima um compromisso entre garantir um núcleo suficientemente grande e evitar a projeção [61].

A composição do aço influencia diretamente a espessura e a natureza da camada intermetálica. Verificou-se que a camada formada na interface de alumínio com aço inoxidável austenítico, cerca de 2 μm, é mais fina do que a formada com aço macio, uma vez que a presença de crómio no aço inoxidável reduz o coeficiente de atividade dos átomos de alumínio, diminuindo a taxa de crescimento da Fe_2Al_5 [62]. Esta observação é particularmente relevante para o par em estudo (AA6082/AISI-SAE 304), sugerindo que a natureza austenítica e o teor de crómio do 304 favorecem, à partida, a formação de uma camada intermetálica mais fina.

Tabela 7. Efeito dos principais parâmetros da RSW na formação e na qualidade da junta dissimilar Al/aço [61] [42] [53].

Parâmetro	Efeito do aumento do parâmetro	Consequência de valores excessivos
Corrente de soldadura	Aumenta a geração de calor ($H \propto I^2$), o diâmetro do núcleo e a resistência ao corte, até um valor máximo	Fusão excessiva, expulsão de material, redução do núcleo e da resistência; crescimento da camada de IMC e da ZTA
Tempo de soldadura	Aumenta o aporte térmico, o diâmetro do núcleo e a resistência da junta	Sobreaquecimento, expulsão de material e crescimento excessivo da camada intermetálica Fe-Al
Força de aperto dos elétrodos	Aumenta a área de contacto e reduz a resistência de contacto, promovendo uma distribuição de calor mais uniforme	Reduz a geração de calor na interface e pode diminuir o núcleo; deformação/indentação excessiva das chapas
Número de impulsos	Permite controlar o aporte térmico de forma faseada, favorecendo o crescimento do núcleo sem projeção	Aporte térmico acumulado excessivo, com crescimento da camada de IMC

O efeito de cada um dos principais parâmetros na formação e na qualidade da junta pode ser descrito da seguinte forma:

- **Corrente de soldadura -** É o parâmetro mais influente, uma vez que o calor gerado é proporcional ao quadrado da sua intensidade ($H \propto I^2$). O aumento da corrente eleva a geração de calor e, consequentemente, o diâmetro do núcleo de soldadura e a resistência ao corte da junta, até um valor máximo [61] [42]. A partir desse valor, a resistência decresce, pois, o excesso de calor provoca a fusão excessiva e a expulsão de material fundido, reduzindo o diâmetro efetivo do núcleo [61]. No caso das juntas dissimilares, correntes demasiado elevadas promovem ainda o crescimento da camada intermetálica Fe-Al e o aumento da zona afetada pelo calor, ambos prejudiciais à integridade da ligação [53].
- **Tempo de soldadura -** De acordo com a equação do efeito de Joule, o tempo influencia diretamente a quantidade de calor fornecida ao processo. O seu aumento contribui para o crescimento do núcleo e para o aumento da resistência da junta, mas de forma menos acentuada do que a corrente. Tempos excessivos conduzem

ao sobreaquecimento, à expulsão de material e, sobretudo nas juntas Al/aço, ao crescimento excessivo da camada de compostos intermetálicos, que fragiliza a interface [42] [53]. A seleção do tempo deve, por isso, ser ajustada à espessura das chapas e à condutividade dos materiais a unir.

- **Força de aperto dos elétrodos -** A força influencia diretamente a resistência de contacto entre os elétrodos e as chapas. Uma força adequada aumenta a área efetiva de contacto, reduz a resistência de contacto e promove uma distribuição mais uniforme do calor gerado [42]. Contudo, valores excessivos diminuem a resistência de contacto a ponto de reduzir a geração de calor na interface, podendo comprometer a formação do núcleo, além de provocarem deformação e indentação excessiva das chapas. Existe, assim, uma gama ótima de força que equilibra a estabilidade do processo e a qualidade final da junta.

2.5.2. Estratégias de Processo para RSW Al/Aço

Para contornar as limitações da RSW direta, têm sido desenvolvidas diversas variantes do processo. Uma primeira abordagem consiste em melhorar o balanço térmico através da colocação de uma chapa de cobertura de menor condutividade elétrica sobre a chapa de alumínio, reduzindo a perda de calor para o elétrodo refrigerado e permitindo soldar com correntes mais baixas [59]. Aplicando esta técnica à união de A5052 a aço inoxidável SUS304, obteve-se uma resistência ao corte de 6,5 kN com fratura em modo pull-out, um resultado claramente superior ao obtido com aço macio nas mesmas condições (4,68 kN, com fratura interfacial), diferença atribuída precisamente à camada intermetálica mais fina no caso do aço inoxidável [62].

Uma segunda abordagem consiste na introdução de um material intermédio entre as chapas, para reduzir a espessura da camada de intermetálicos. Um método promissor combina a soldadura por ultrassons com a RSW: primeiro une-se por ultrassons uma folha fina de alumínio à chapa de aço, e em seguida solda-se essa folha à chapa de alumínio por RSW convencional [60]. Neste processo híbrido aplicado à união de AA6061-T6 a aço 1008, a espessura máxima da camada de IMC foi mantida em cerca de 1,25 µm, com a camada a incluir Fe_2Al_5 junto ao aço e $FeAl_3$ junto ao alumínio [60]. Adicionalmente, revestimentos, como o zinco em aço galvanizado, reduzem a espessura da camada de IMC e aumentam simultaneamente a resistência ao corte e à tração cruzada das juntas [60].

2.5.3. Indicadores de Qualidade da Junta

O diâmetro do núcleo de soldadura, a par da resistência ao corte e do modo de fratura, é um dos principais indicadores da qualidade de uma junta obtida por RSW [42]. Nos ensaios de resistência ao corte, distinguem-se dois modos de fratura principais: o modo interfacial, em que a fenda se propaga através da zona fundida no plano da interface, e o modo pull-out, em que ocorre a extração completa do núcleo de uma das chapas, com um "botão" de material a permanecer na outra [61]. As juntas que falham em modo pull-out apresentam cargas máximas e níveis de absorção de energia superiores às que falham em modo interfacial, pelo que os parâmetros do processo devem ser ajustados de forma a garantir o modo pull-out, assegurando a fiabilidade das ligações [61].

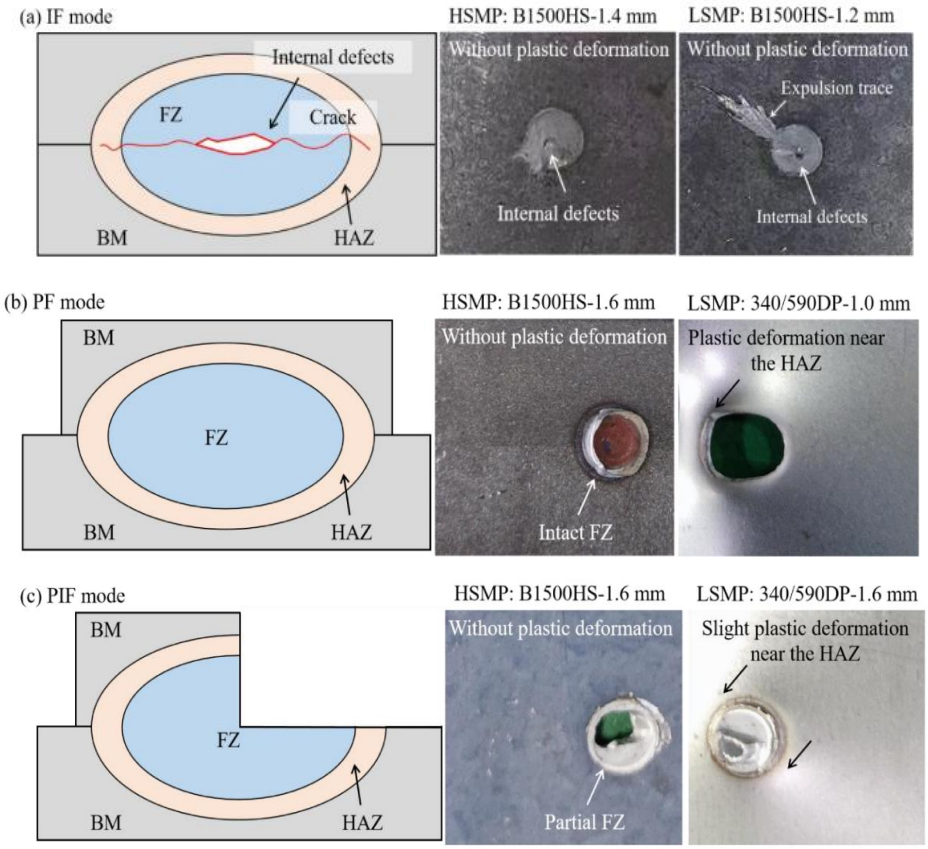


Figura 5. Modos de fratura interfacial (IF), pull-out (PF) e interfacial parcial (PIF) em juntas soldadas por resistência [63].

A transição entre modos de fratura é governada essencialmente pelo diâmetro do núcleo. Existe um diâmetro crítico acima do qual a fratura passa de interfacial a pull-out; para as ligas de alumínio endurecíveis por precipitação, esse diâmetro crítico depende da espessura da chapa e da relação entre a dureza do metal de base e a do núcleo [62]. Um critério clássico, recomendado pela ANSI/AWS/SAE, estabelece um diâmetro mínimo de núcleo dado por $D \geq 4\sqrt{t}$, onde t é a espessura da chapa, embora vários autores considerem esta expressão insegura para espessuras superiores a 1,0–1,5 mm, por não contemplar as alterações nas propriedades mecânicas da junta [61]. No caso específico da liga AA6082-T6, foram observados os modos fratura interfacial, fratura interfacial parcial e fratura por arrancamento do núcleo em função do diâmetro do núcleo: a fratura interfacial ocorreu

para diâmetros até 5,1 mm e a pull-out para diâmetros acima de 5,6 mm, coexistindo ambos os modos na faixa intermédia [62].

O modo de fratura está ainda intimamente ligado à espessura e continuidade da camada intermetálica. Quando esta é fina e descontínua, parte do alumínio estabelece ligação metalúrgica direta com o aço, e a fenda propaga-se preferencialmente pelo alumínio adjacente, deixando uma superfície de fratura dúctil com covas, em contrapartida, onde a camada de IMC é mais espessa e contínua, a fenda propaga-se através dos intermetálicos, originando uma fratura frágil por clivagem [60].

Em síntese, o desempenho de uma junta dissimilar Al/aço obtida por RSW não pode ser avaliado por um único indicador, resultando antes da interação entre o diâmetro do núcleo, a espessura e continuidade da camada intermetálica e o modo de fratura daí decorrente. Um núcleo de dimensão suficiente é condição necessária para promover a transição do modo interfacial, frágil e de baixa absorção de energia, para o modo pull-out, que assegura maior fiabilidade da ligação; contudo, essa dimensão não é, por si só, garantia de qualidade, uma vez que o crescimento excessivo da camada de compostos intermetálicos Fe-Al desloca novamente o comportamento para uma fratura frágil por clivagem através dos intermetálicos. A obtenção de juntas de qualidade depende, assim, de um compromisso: maximizar a extensão da ligação metalúrgica e o diâmetro do núcleo, mantendo simultaneamente a camada intermetálica fina e contínua. Este equilíbrio é governado pelo aporte térmico e, em última análise, pela seleção criteriosa dos parâmetros de processo, corrente, tempo de soldadura e força de aperto, cuja otimização para o par AA6082-T6 / AISI-SAE 304 constitui o objeto do presente trabalho, apresentado nos secções seguintes.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A presente secção descreve os materiais, os equipamentos e os procedimentos experimentais adotados neste trabalho. Apresentam-se as chapas de AA6082-T6 e de AISI-SAE 304 utilizadas e a sua preparação, o equipamento de soldadura por resistência por pontos e a sua calibração, e o plano experimental delineado para avaliar a influência da corrente, do tempo de soldadura e da força de aperto. Descrevem-se, por fim, as técnicas de caracterização macroestrutural, microestrutural e mecânica utilizadas na avaliação das juntas produzidas.

3.1. Materiais

Neste trabalho foram utilizadas chapas da liga de alumínio AA6082-T6 e do aço inoxidável austenítico AISI 304, ambas com 2 mm de espessura, unidas em configuração de junta sobreposta por soldadura por resistência por pontos. A liga AA6082-T6, da série 6000 (Al-Mg-Si), foi selecionada pela sua elevada resistência mecânica e ampla utilização em aplicações estruturais. O aço AISI 304 foi escolhido pela sua reconhecida resistência à corrosão e boa soldabilidade. As chapas foram fornecidas na forma de tiras com 25 mm de largura, obtidas a partir de chapas com 1 m de comprimento, conforme resumido na Tabela 8.

Tabela 8. Espessura e dimensões das chapas utilizadas.

Material	Designação	Espessura (mm)	Largura (mm)
Liga de alumínio	AA6082-T6	2,0	25
Aço inoxidável	AISI-SAE 304	2,0	25

A composição química nominal dos dois materiais de base é apresentada na Tabela 9.

Tabela 9. Composição química nominal dos materiais de base (% em massa) [33][45].

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	C	P	S	Al
AA6082-T6	1,0	<0,50	<0,10	0,70	0,9	<0,25	-	<0,20	<0,10	-	-	-	Rest.
AISI-SAE 304	<1,0	Rest.	-	<2,0	-	18,5	9,25	-	-	<0,07	<0,045	<0,015	-

A dureza dos materiais de base foi determinada no estado de fornecimento, por microdureza Vickers (HV0,1), com os parâmetros descritos na secção 3.2.6, realizando-se 20 indentações em cada material. Os resultados são apresentados na Tabela 10.

Tabela 10. Dureza dos materiais de base (HV0,1)

Material	Média ± desvio padrão	Mínimo	Máximo
AA6082-T6	126 ± 2	123	130
AISI-SAE 304	253 ± 23	221	304

A liga AA6082-T6 apresentou uma dureza homogénea, ligeiramente superior aos valores típicos do estado T6 (Tabela 3). Esta diferença pode ser atribuída, em parte, à reduzida carga de ensaio, que tende a conduzir a valores superiores aos obtidos com cargas convencionais. O aço AISI 304 apresentou uma dureza substancialmente superior ao valor

nominal do estado recozido (≈190 HV, Tabela 5), o que reflete o estado encruado da chapa fornecida. A maior dispersão observada no aço é atribuída à heterogeneidade do encruamento. Estes valores constituem a referência para a interpretação dos perfis de microdureza das juntas soldadas (secção 4.3).

3.2. Métodos

3.2.1. Preparação das chapas

Previamente à soldadura, as superfícies a unir foram sujeitas a uma preparação destinada a remover a camada de óxido e eventuais contaminações superficiais. Este fator é particularmente relevante no caso do alumínio, cuja camada de óxido de elevada estabilidade influencia a resistência de contacto e, consequentemente, a geração de calor durante o processo. A preparação consistiu num polimento com lixa de cinta de grão 80, seguido de limpeza das superfícies com acetona para desengorduramento. O polimento foi realizado imediatamente antes da soldadura, de forma a minimizar o reaparecimento da camada de óxido, que no alumínio se volta a formar rapidamente em contacto com o ar. Este método foi selecionado por ser facilmente reprodutível e por aumentar a rugosidade superficial das chapas, contribuindo para o aumento da área de contacto entre as superfícies a unir.

3.2.2. Soldadura

Os pontos de soldadura foram executados sequencialmente ao longo do comprimento das tiras, mantendo-se as duas chapas totalmente sobrepostas na zona de união. Cada ponto foi posteriormente separado por corte com disco abrasivo e seccionado para análise, pelo que o comprimento total das tiras não constitui uma variável relevante do processo.

As soldaduras foram realizadas com recurso a máquina de soldadura por resistência por pontos Telwin Inverspotter 14000 Smart Aqua (Telwin S.p.A., Itália). Trata-se de um equipamento de tecnologia inversora de corrente contínua de média frequência (MFDC), controlado por microprocessador, com uma frequência de inversor de 8000 Hz. A máquina é alimentada por uma rede trifásica de 400 V e permite atingir uma corrente máxima de soldadura de 15 000 A e uma força máxima entre elétrodos de 580 daN.



Figura 6. Máquina de soldadura por resistência Telwin Inverspotter 14000 Smart Aqua.

A aplicação da força é assegurada por uma pinça pneumática arrefecida a água, com regulação automática ou manual da pressão entre os elétrodos. O equipamento dispõe de

um sistema de controlo que permite regular de forma independente os tempos de aproximação, rampa (*slope*), soldadura e manutenção, bem como o funcionamento em modo de impulsos. A máquina permite ainda o registo e a exportação dos parâmetros de cada ponto de soldadura executado, tendo sido essa a fonte dos valores reais de corrente, tempo e força apresentados neste trabalho.

Os ensaios foram efetuados com o braço tipo "C" CA1, de 95 mm de comprimento, equipado com elétrodos de liga de cobre de face ligeiramente arredondada. O reduzido comprimento deste braço confere maior rigidez ao conjunto, minimizando a deflexão sob carga e favorecendo a estabilidade da força aplicada durante a soldadura.

Tabela 11. Principais características técnicas da máquina Telwin Inverspotter 14000 Smart Aqua [64].

Características	Valor
Tecnologia	Inversor MFDC
Tensão de alimentação (trifásica)	400 V
Frequência do inversor	8000 Hz
Corrente máxima de soldadura	15000 A
Força máxima entre elétrodos	580 daN
Tensão máxima em vazio	13 V
Potencia máxima absorvida	68 kW
Braço utilizado	Tipo “C” CA1, L=95mm

A máquina de soldadura utilizada permite regular um conjunto alargado de parâmetros que definem o ciclo de soldadura, os quais influenciam, em maior ou menor grau, a geração e a dissipação de calor e, consequentemente, a qualidade da junta. A Tabela 10 apresenta esses parâmetros, a respetiva função no processo e os valores adotados neste trabalho.

Dos parâmetros disponíveis, apenas a corrente, o tempo e a força de soldadura foram tomados como variáveis de estudo, sendo sistematicamente variados no plano experimental. Os restantes foram fixados ou desativados ao longo de todos os ensaios, de forma a garantir que as variações observadas nos resultados fossem atribuíveis apenas aos parâmetros em estudo. Os parâmetros de pré-aquecimento e de pós-aquecimento foram desativados, enquanto os tempos de pausa, de rampa e de manutenção foram mantidos constantes. Uma vez que todos os pontos foram executados com um único impulso, o tempo de frio, definido em 10 ms, não teve efeito prático, por não existir intervalo entre impulsos consecutivos.

Tabela 12. Parâmetros do processo de soldadura por resistência por pontos: função e valores adotados.

Parâmetro	Função no Processo	Valor Adotado
Força nos elétrodos	Controla o contacto entre as chapas e a geração de calor	Variável: 2,5/3/3,5 kN
Tempo/corrente de pré-aquecimento	Facilita a rutura do óxido e melhora o contacto elétrico	0 (desativado)

Tempo de pausa	Permite estabilizar a temperatura entre fases do ciclo	10ms
Tempo de rampa	Garante um aumento gradual da corrente, reduzindo a expulsão	200ms
Tempo/corrente de soldadura	Controla a energia principal e o tamanho do núcleo	Variável: 150-400ms/8-12kA
Número de impulsos	Modula o ciclo térmico e a estabilidade da soldadura	1 (impulso único)
Tempo frio (entre impulsos)	Controla o arrefecimento entre impulsos	10ms (sem efeito prático)
Tempo/corrente de pós-aquecimento	Ajuda a reduzir gradientes térmicos após a soldadura	0 (desativado)
Tempo de manutenção	Mantém a pressão durante a solidificação do núcleo	400ms

3.2.2.1. Calibração da Corrente de Soldadura

Na máquina utilizada, a corrente de soldadura não é definida diretamente em amperes, mas através de uma percentagem da corrente máxima do equipamento. Para estabelecer a relação entre o valor percentual selecionado e a corrente efetivamente entregue, procedeu-se a uma calibração prévia, na qual se registaram os valores de corrente reportados pelo sistema de controlo da máquina para diferentes percentagens, mantendo o tempo e a força aproximadamente constantes. Para cada percentagem foram efetuadas três medições, tendo-se considerado o respetivo valor médio.

Tabela 13. Valores de corrente registados pelo sistema de controlo em função da percentagem selecionada.

Percentagem (%)	Corrente média registada (A)
5	721 ± 15
20	2504 ± 0
40	5349 ± 0
60	8346 ± 0
70	9818 ± 0
80	11186 ± 8
90	12453 ± 6

A relação entre a corrente registada e a percentagem selecionada revelou-se praticamente linear, sendo descrita pela equação I = 140,9 × P − 151,4 (em que I é a corrente em amperes e P a percentagem selecionada), com um coeficiente de determinação R^2 = 0,999 (Figura 7). Esta relação, que traduz a boa linearidade e reprodutibilidade do controlo de corrente do equipamento, permitiu selecionar de forma controlada as correntes pretendidas para o plano experimental.

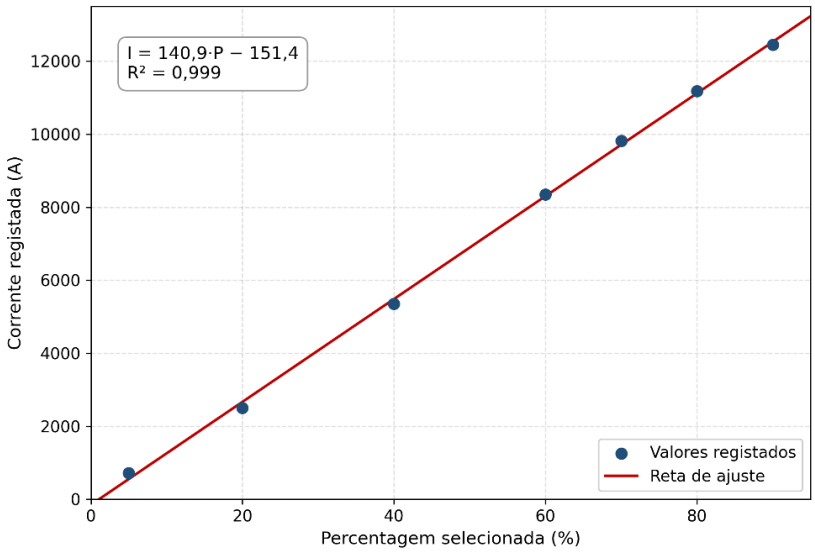


Figura 7. Relação entre a percentagem selecionada na máquina e a corrente registada pelo sistema de controlo.

3.2.2.2. Produção das Amostras: Plano Experimental

O plano experimental foi concebido segundo uma abordagem fatorial, com o objetivo de avaliar de forma sistemática a influência dos três principais parâmetros do processo, corrente, tempo e força de soldadura, na formação e na qualidade das juntas dissimilares AA6082-T6 / AISI-SAE 304. Todos os pontos foram executados com impulso único, tendo os restantes parâmetros sido mantidos constantes, conforme descrito na secção 3.2.2.

O desenho experimental inicial cruzou três níveis de cada parâmetro: corrente de 8, 10 e 12 kA; força de aperto de 2,5, 3,0 e 3,5 kN; e tempo de soldadura de 150, 200 e 250 ms, correspondendo a um plano fatorial completo de 27 combinações. Posteriormente, para a corrente de 12 kA, o estudo foi estendido a dois tempos adicionais, 300 e 400 ms, para cada um dos três níveis de força, de forma a explorar o efeito de tempos de soldadura mais longos na condição de maior aporte de corrente.

A seleção das gamas de valores para os parâmetros em estudo baseou-se numa análise da literatura relativa à soldadura por resistência por pontos de juntas dissimilares alumínio/aço, sintetizada na Tabela 12. Esta análise permitiu enquadrar as condições experimentais deste trabalho dentro dos intervalos reportados por diversos autores para combinações de materiais semelhantes.

Tabela 14. Parâmetros de RSW reportados na literatura para juntas dissimilares alumínio/aço.

Materiais (Al/aço)	Espessura (mm)	Corrente (kA)	Tempo	Força (kN)	Referências

6061/304	1,5/1,0	6–10	100-300 ms	2-4	[65]
6061-T6/ aço carbono de baixa liga	1,5/1,0	11–18	100-450 ms	1,5-5,0	[66]
A6061/Q235	2,0/1,0	10–26	1-20 ciclos	1,4-2,8	[67]
6061-T6/DP590	1,0/1,0	8,5–10,5	200-300 ms	3,0	[68]
6082-T6 (similar)	1,0	23,5–28,7	1-5 ciclos	2,3-4,7	[61]

A gama de corrente adotada neste trabalho (8, 10 e 12 kA) situa-se dentro do intervalo reportado para juntas dissimilares alumínio/aço, que se concentra tipicamente entre 6 e 26 kA. Importa sublinhar que estes valores são substancialmente inferiores aos necessários para soldar juntas similares de alumínio: para a liga 6082-T6, em chapas de 1 mm, foram reportadas correntes entre 23,5 e 28,7 kA [61]. Esta diferença explica-se pela presença do aço na junta dissimilar, cuja maior resistividade elétrica e menor condutividade térmica promovem uma geração de calor significativamente superior para a mesma corrente, permitindo trabalhar com intensidades mais moderadas. A corrente é consensualmente identificada como o parâmetro mais influente na qualidade da junta, uma vez que o aumento da corrente e do tempo de soldadura aumenta o diâmetro do núcleo e a resistência da soldadura, até um limite a partir do qual o excesso de calor promove a expulsão de material [61].

De forma análoga, os tempos de soldadura adotados (150 a 400 ms) e as forças de aperto (2,5 a 3,5 kN) enquadram-se nos intervalos correntemente utilizados na literatura para estas juntas, situando-se o valor de 3,0 kN como referência recorrente para a força dos elétrodos. Esta gama de força assegura um contacto elétrico adequado entre as chapas sem introduzir indentação excessiva, mantendo o equilíbrio necessário entre a resistência de contacto e a estabilidade do processo.

Adicionalmente, foram produzidas três amostras (2, 3 e 4) utilizando o modo automático da máquina, no qual o equipamento define automaticamente os parâmetros de soldadura. Estas amostras, obtidas com uma corrente de aproximadamente 12 kA, um tempo de 640 ms e uma força de aperto de cerca de 5,2 a 5,3 kN, foram incluídas como termo de comparação face às condições definidas no plano fatorial. Destas, apenas a amostra 4 foi caracterizada na sua totalidade, uma vez que as amostras 2 e 3 perderam a zona de união durante a preparação metalográfica, conforme descrito na secção seguinte.

3.2.3. Preparação Metalográfica

Após a execução dos pontos de soldadura, cada amostra foi separada por corte com disco abrasivo e sujeita a corte transversal e montagem em resina para caracterização metalográfica. Verificou-se que uma parte significativa das amostras produzidas com menor aporte térmico, nomeadamente a totalidade das amostras soldadas a 8 kA e diversas amostras soldadas a 10 kA, não apresentou resistência suficiente para suportar as operações de corte e montagem, desfazendo-se durante o manuseamento. Esta ocorrência constitui, por si só, um indicador qualitativo da baixa resistência das juntas obtidas nestas

condições, e determinou que apenas as amostras com integridade suficiente fossem seguidamente caracterizadas. Estas amostras, bem como os respetivos parâmetros reais registados pelo equipamento, são apresentadas na Tabela 13.

Tabela 15. Amostras caracterizadas e respetivos parâmetros reais registados pelo equipamento.

Amostras	Valores Reais		
	Corrente (A)	Tempo (ms)	Aperto (daN)
10kA_200ms_3.0kN (Amostra 6)	10360	210	323
10kA_250ms_2.5kN (Amostra 7)	10360	261	276
10kA_250ms_3.0kN (Amostra 8)	10375	260	325
10kA_250ms_3.5kN (Amostra 5)	10360	260	379
12kA_150ms_2.5kN (Amostra A)	12334	162	275
12kA_150ms_3.0kN (Amostra B)	12334	162	325
12kA_150ms_3.5kN (Amostra C)	12334	162	379
12kA_200ms_2.5kN (Amostra D)	12323	200	278
12kA_200ms_3.0kN (Amostra E)	12323	200	325
12kA_200ms_3.5kN (Amostra F)	12323	200	377
12kA_250ms_2.5kN (Amostra G)	12323	250	276
12kA_250ms_3.0kN (Amostra H)	12323	250	327
12kA_250ms_3.5kN (Amostra I)	12323	250	379
12kA_640ms_5.2kN (Amostra 2)	11988	640	519
12kA_640ms_5.3kN (Amostra 3)	11988	640	530
12kA_640ms_5.3kN (Amostra 4)	11988	640	528
12kA_300ms_2.5kN (Amostra J)	12334	300	275
12kA_300ms_3kN (Amostra K)	12323	300	325
12kA_300ms_3.5kN (Amostra L)	12334	300	379
12kA_400ms_2.5kN (Amostra M)	12323	400	277
12kA_400ms_3kN (Amostra N)	12334	400	327
12kA_400ms_3.5kN (Amostra O)	12323	400	379

O conjunto de amostras efetivamente caracterizadas encontra-se listado na Tabela 13, identificadas por uma designação alfanumérica. Para cada amostra são indicados os valores reais de corrente, tempo e força registados pelo equipamento, os quais apresentam ligeiros desvios em relação aos valores nominais selecionados, decorrentes do funcionamento do próprio sistema de controlo.

Para a caracterização microestrutural, cada amostra soldada foi seccionada transversalmente ao ponto de soldadura com disco abrasivo e posteriormente montada em resina epóxi de cura a frio. As secções foram preparadas por desbaste sucessivo com lixas de carboneto de silício de granulometria decrescente (180, 320, 400, 600, 1000 e

4000 mesh), seguida de polimento em pano com suspensão de diamante de 6 μm e 1 μm e, finalmente, com suspensão de sílica coloidal de 1 μm.

A observação da interface entre o alumínio e o aço, bem como da camada de compostos intermetálicos, foi realizada sem ataque químico, uma vez que estas se revelam claramente visíveis no estado polido, dado o contraste entre os materiais. A revelação da microestrutura de cada material por ataque químico mostrou-se, no entanto, particularmente problemática nas juntas dissimilares. As tentativas de ataque das amostras soldadas não foram bem-sucedidas: o ataque com água-régia, adequado ao aço inoxidável, provocou sobreataque das amostras 2 e 3, obrigando ao seu repolimento. Nesse processo, a interface foi removida da secção em observação, deixando de ser possível analisar a zona de união. Adicionalmente, os reagentes adequados ao alumínio contaminavam a superfície do aço, enquanto os reagentes próprios do aço degradavam o alumínio. Esta incompatibilidade, decorrente da natureza dissimilar dos materiais, impossibilitou a obtenção de uma superfície atacada satisfatória na junta. Por este motivo, a caracterização microestrutural das juntas soldadas foi conduzida no estado polido, sem ataque.

3.2.4. Análise macroestrutural

A caracterização das juntas iniciou-se pela análise macroestrutural, destinada a avaliar, a baixa ampliação, a integridade superficial das chapas, a marca de indentação deixada pelos elétrodos e a presença de defeitos visíveis a olho nu. Esta análise foi conduzida a dois níveis complementares: sobre a superfície das chapas soldadas e sobre as secções transversais dos pontos de soldadura.

Na superfície, cada junta foi observada do lado do alumínio e do lado do aço, tendo sido adquiridas imagens de topo através de uma lupa. A medição do diâmetro da marca de indentação circular deixada pelo elétrodo, efetuada em cada um dos lados, incidiu sobre as seis amostras de 12 kA soldadas com os tempos mais longos, de 300 e 400 ms, nas quais a marca se apresentava suficientemente definida para uma medição fiável. Optou-se por esta medição de topo por permitir captar o diâmetro completo da marca, ao contrário da medição em secção transversal, cujo plano de corte pode não coincidir com o centro do ponto de soldadura e conduzir, por isso, à subestimação do valor.

Em complemento, as secções transversais dos pontos, previamente seccionadas para a caracterização metalográfica descrita na secção 3.2.3, foram observadas a baixa ampliação com o objetivo de avaliar a geometria da junta, a profundidade da indentação nas superfícies exteriores das chapas e a presença de defeitos macroscópicos, nomeadamente descontinuidades da união e poros visíveis a olho nu na região da interface. Estas observações constituíram o primeiro nível de avaliação da qualidade das juntas, complementando a caracterização microestrutural e mecânica apresentada nas secções seguintes.

3.2.5. Análise microestrutural

A análise microestrutural foi efetuada por microscopia ótica, num microscópio Zeiss Axiotech, e por microscopia eletrónica de varrimento (SEM). As imagens utilizadas para a medição da camada interfacial foram adquiridas em modo de eletrões retrodifundidos (BSE), uma vez que o contraste por número atómico proporcionado por este detetor permite distinguir claramente o aço, o alumínio e a camada de compostos intermetálicos formada entre ambos. A composição química das fases presentes na interface foi analisada por espetroscopia de dispersão de energia (EDS), acoplada ao SEM, com o objetivo de identificar os compostos intermetálicos do sistema Fe-Al formados durante a soldadura.

A medição da espessura da camada de compostos intermetálicos, do comprimento da interface e do diâmetro do núcleo de soldadura foi realizada com o auxílio do software de análise de imagem ImageJ. Para a medição da espessura da camada intermetálica, cada imagem foi dividida em vinte partes iguais, tendo sido efetuada uma medição em cada uma dessas partes, num total de vinte medições por imagem. Este procedimento assegurou uma distribuição uniforme dos pontos de medição ao longo da interface, reduzindo o viés de seleção e conferindo maior representatividade ao valor médio obtido. O comprimento da interface foi determinado medindo, em cada imagem, a extensão do contacto contínuo entre o alumínio e o aço, ao longo do qual se desenvolveu a camada de compostos intermetálicos, permitindo avaliar a continuidade e a extensão efetiva da ligação metalúrgica estabelecida entre os dois materiais. Em microscopia ótica, cada amostra foi documentada através de uma imagem em cinco zonas distintas ao longo da interface, enquanto em SEM foram adquiridas três imagens da zona central da junta.

3.2.6. Ensaios de Microdureza

A avaliação da dureza das juntas foi realizada por ensaios de microdureza Vickers, num microdurímetro, de acordo com a norma ISO 6507. Todas as indentações foram efetuadas com uma carga de 100 gf (HV0,1), durante 15 s, mantendo-se um espaçamento de 0,3 mm entre indentações consecutivas.

A dureza dos materiais de base foi medida previamente, obtendo-se 126 ± 2 HV0,1 para a liga AA6082-T6 e 253 ± 23 HV0,1 para o aço AISI-SAE 304 (média de 20 indentações). O valor obtido para a liga 6082-T6 é consistente com a condição T6, enquanto o do aço é substancialmente superior ao valor nominal recozido (≈190 HV), refletindo o estado encruado da chapa fornecida, a maior dispersão observada no aço decorre da heterogeneidade associada ao encruamento. Estes valores constituem a referência para interpretar os perfis de microdureza das juntas soldadas.

Para cada amostra foram traçados dois tipos de perfis de dureza, com o objetivo de caracterizar a variação de dureza tanto ao longo da espessura da junta como ao longo de cada material. Foram realizados dois perfis verticais na zona central da amostra, atravessando sucessivamente a liga de alumínio, a interface e o aço inoxidável, de forma a avaliar a evolução da dureza através da espessura completa da junta. Adicionalmente, foi traçado um perfil horizontal em cada material, a uma distância de 0,9 mm da interface, permitindo caracterizar a variação lateral da dureza no interior de cada chapa.

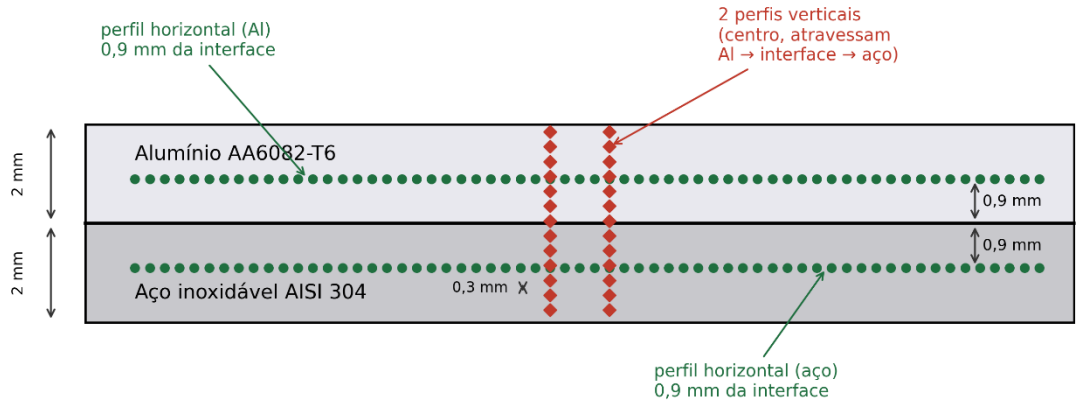


Figura 8. Representação esquemática dos perfis de microdureza realizados na secção transversal da junta.

A extensão dos perfis foi definida em função do material. No aço inoxidável, os perfis prolongaram-se até ao final da amostra. Na liga de alumínio, os perfis estenderam-se até que os valores de dureza recuperassem para os níveis característicos do material de base (na ordem dos 120 a 130 HV), indicando o final da zona afetada pelo ciclo térmico, ou até ao final da amostra.

3.2.7. Ensaios de Resistência ao Corte

O desempenho mecânico das juntas foi avaliado através de ensaios de resistência ao corte, realizados em provetes de junta sobreposta produzidos com base na norma ISO 14273 [69]. Nesta configuração, a carga é aplicada por tração segundo o eixo longitudinal do provete, mas, devido à sobreposição das chapas, o ponto de soldadura fica solicitado essencialmente ao corte no plano da interface. A geometria dos provetes foi adaptada relativamente à especificada na norma, com o objetivo de reduzir o consumo de material, mantendo-se, contudo, os princípios essenciais do ensaio. Cada provete foi constituído por duas chapas de 100 mm de comprimento e 25 mm de largura, unidas com uma sobreposição de 25 mm, no centro da qual foi executado um único ponto de soldadura, conforme se apresenta na Figura 9. Para garantir o alinhamento da carga aplicada com o plano da junta e minimizar os efeitos de flexão durante o ensaio, foram utilizados calços nas amarras da máquina.

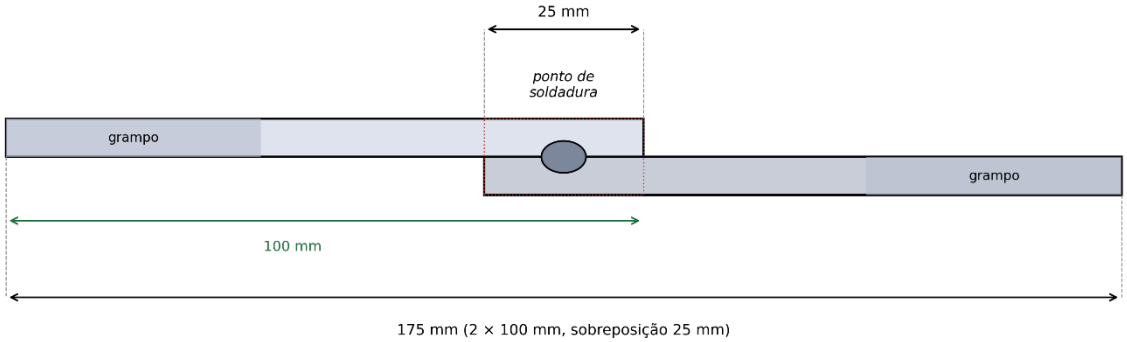


Figura 9. Geometria do provete de junta sobreposta utilizado nos ensaios de tração.

Os ensaios foram conduzidos numa máquina de ensaios universal Shimadzu, equipada com uma célula de carga de 250 kN e controlada pelo software Trapezium X, tendo os ensaios sido realizados a uma velocidade constante de 5 mm/min. Para cada provete foram registados a carga máxima suportada pela junta, correspondente à sua resistência ao corte, e o respetivo modo de fratura.

Os ensaios de resistência ao corte foram realizados para a corrente de 12 kA, combinando os três níveis de força de aperto (2,5, 3,0 e 3,5 kN) com os tempos de soldadura de 150 e 400 ms, correspondentes aos valores extremos da gama de tempos estudada. Para cada uma das seis condições foram ensaiados três provetes, num total de 18 ensaios, de modo a assegurar a repetibilidade dos resultados e permitir o cálculo de valores médios. Esta seleção teve como objetivo avaliar o efeito da força de aperto e comparar as condições de menor e maior aporte térmico no desempenho mecânico das juntas.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este secção apresenta e discute os resultados obtidos na soldadura por resistência por pontos das juntas dissimilares AA6082-T6 / AISI-SAE 304, produzidas de acordo com o plano experimental descrito no Secção 3. A análise está organizada por técnica de

caracterização, partindo da escala macroscópica da junta até à camada de compostos intermetálicos e ao comportamento mecânico local, discutindo-se em cada secção a influência dos três parâmetros de processo estudados, corrente, tempo de soldadura e força de aperto, e confrontando-se os resultados com os dados reportados na literatura para juntas Al/aço.

4.1. Análise Macroscópica

A avaliação macroscópica das juntas soldadas constitui o primeiro nível de caracterização da qualidade da ligação, permitindo analisar a marca deixada pelos elétrodos, a integridade superficial das chapas e a presença de defeitos visíveis a baixa ampliação. A observação foi conduzida sobre a superfície das chapas soldadas, do lado do alumínio e do lado do aço, complementando a análise das secções transversais apresentada nas secções seguintes.

4.1.1. Integridade da Junta

Uma primeira evidência da qualidade das juntas resultou ainda antes da caracterização microestrutural, durante a fase de preparação metalográfica. Conforme referido na secção 3.2.3, a totalidade das amostras soldadas a 8 kA e diversas amostras soldadas a 10 kA não apresentaram resistência suficiente para suportar as operações de corte e montagem, desfazendo-se durante o manuseamento. Esta ocorrência constitui, por si só, um indicador qualitativo do limite inferior da janela de processamento. Nestas condições de baixo aporte térmico, a energia fornecida foi insuficiente para estabelecer uma ligação mecanicamente resistente entre as chapas. Por este motivo, o conjunto de amostras efetivamente caracterizado concentra-se na corrente de 12 kA, complementado por quatro amostras de 10 kA (Amostras 5, 6, 7 e 8) que reuniram integridade suficiente, para além das amostras obtidas em modo automático. Das 22 amostras produzidas, duas (Amostras 2 e 3) perderam a zona de união durante a preparação metalográfica, na sequência do sobreataque com água-régia descrito na secção 3.2.3, pelo que a caracterização apresentada nas secções seguintes incidiu sobre as 20 amostras restantes.

4.1.2. Diâmetro de indentação dos elétrodos

A ação combinada da força de aperto e do ciclo térmico deixa na superfície das chapas uma marca de indentação circular, correspondente à pegada do elétrodo. O diâmetro desta marca foi medido, do lado do alumínio e do lado do aço, nas seis amostras de 12 kA soldadas com os tempos mais longos (300 e 400 ms), a partir de imagens de topo da superfície das chapas com escala calibrada *(Figura 10)*. Optou-se por esta medição de topo por permitir captar o diâmetro completo da marca circular, ao contrário da medição em secção transversal, cujo plano de corte pode não coincidir com o centro do ponto de

soldadura e conduzir, por isso, à subestimação do diâmetro. Os valores obtidos são apresentados na Tabela 14.

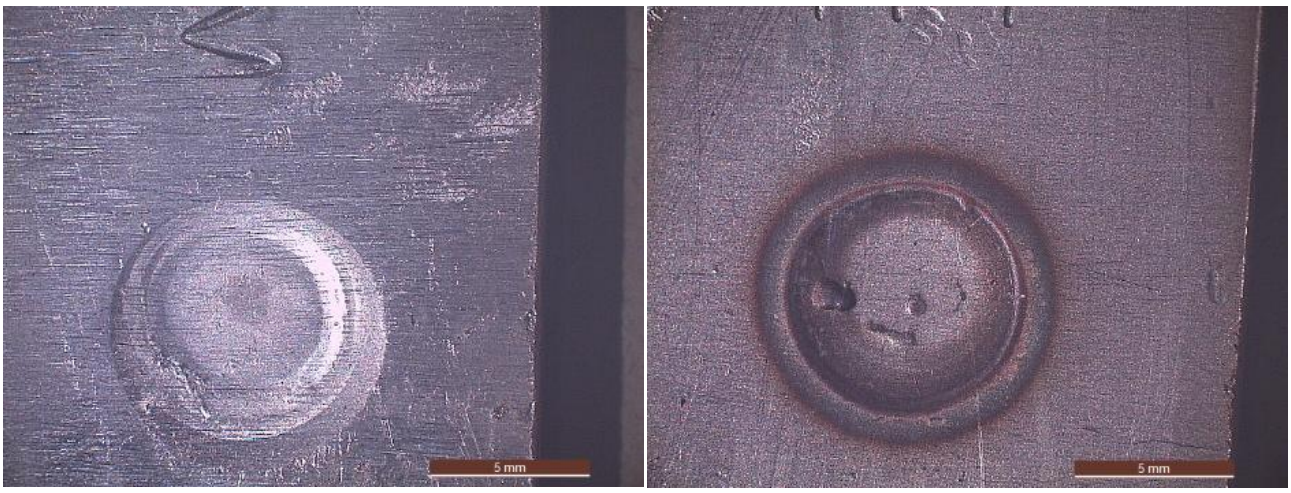


Figura 10. Vista de topo da indentação do elétrodo na Amostra M (12 kA, 400 ms, 2,5 kN): (esq.) lado do alumínio (AA6082-T6); (dir.) lado do aço inoxidável (AISI-SAE 304).

Tabela 16. Diâmetro de indentação do elétrodo, medido do lado do alumínio e do lado do aço, para as amostras de 12kA a 300 e 400ms.

Amostra	Tempo (ms)	Força (kN)	Ø indentação Al (mm)	Ø indentação aço (mm)
J	300	2,5	8,28	9,14
K	300	3,0	8,15	9,17
L	300	3,5	8,23	9,30
M	400	2,5	8,73	9,62
N	400	3,0	8,76	9,69
O	400	3,5	8,66	9,72

Os resultados evidenciam duas tendências. Em primeiro lugar, o diâmetro de indentação do lado do aço é sistematicamente superior ao do lado do alumínio, em todas as condições, com uma diferença da ordem de 0,9 a 1,1 mm. Importa distinguir, a este respeito, o diâmetro da marca de indentação, medido neste trabalho, da sua profundidade: a literatura reporta que a profundidade de indentação tende a ser mais acentuada do lado do alumínio, por ser o material mais mole e, por isso, mais facilmente deformável sob a ação do elétrodo [58]. O maior diâmetro observado do lado do aço não é contraditório com esse comportamento, uma vez que traduz a extensão lateral da zona amaciada à superfície e não a profundidade da marca. Dado que ambos os lados foram soldados com elétrodos e condições idênticos, esta assimetria de diâmetro reflete a distribuição não uniforme de calor característica das juntas dissimilares Al/aço: a maior resistividade elétrica e a menor condutividade térmica do aço favorecem a geração e a retenção de calor no seu interior, conforme discutido nas secções 2.4.1 e 2.3.2, originando uma região aquecida e amaciada mais extensa desse lado e, consequentemente, uma marca de indentação de maior diâmetro.

A indentação produzida pelo elétrodo é igualmente observável nas secções transversais das juntas, sob a forma de depressões nas superfícies exteriores de ambas as chapas na região do ponto de soldadura *(Figura 11)*. De acordo com a literatura, a profundidade de indentação tende a ser mais acentuada do lado do alumínio, por se tratar do material mais mole e, por isso, mais suscetível à deformação plástica sob a ação do elétrodo [58]. As observações realizadas neste trabalho não contrariam esta tendência, embora a profundidade de indentação não tenha sido quantificada, pelo que não é possível estabelecer uma comparação rigorosa entre os dois materiais.

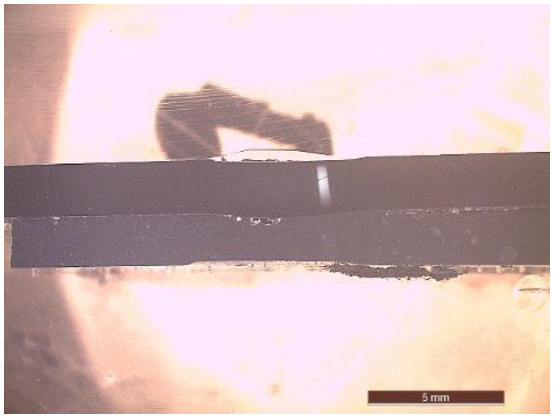


Figura 11. Secção transversal da Amostra D (12 kA, 200 ms, 2,5 kN).

Em segundo lugar, o aumento do tempo de soldadura de 300 para 400 ms traduziu-se num crescimento consistente da indentação em ambos os lados, de aproximadamente 8,2 para 8,7 mm no lado do alumínio e de 9,2 para 9,7 mm no lado do aço *(Figura 12)*. Este alargamento da marca de indentação com o tempo é coerente com o comportamento reportado na literatura, no qual a indentação aumenta com o aporte térmico e continua a progredir com o tempo de soldadura mesmo após a estabilização do núcleo, em resultado do aumento do calor global fornecido ao processo [61]. Este efeito é atribuído à elevação da temperatura na região entre elétrodos, que reduz a tensão de cedência do material e facilita a sua penetração sob a força de aperto aplicada [70]. Em contrapartida, a força de aperto não produziu um efeito significativo sobre o diâmetro de indentação: para um mesmo tempo de soldadura, a variação da força entre 2,5 e 3,5 kN originou diferenças inferiores a 0,15 mm, sem tendência identificável. Este comportamento é concordante com o reportado para a liga 6082, que verificaram um efeito menor da força de aperto sobre a profundidade de indentação na gama de forças testada [61], confirmando que, nas condições estudadas, o aporte térmico, governado pela corrente e pelo tempo, constitui o fator dominante na formação da indentação.



Figura 13. Comparação da indentação do elétrodo no lado do alumínio para dois tempos de soldadura (12 kA, 2,5 kN): (esq.) Amostra J, 300 ms; (dir.) Amostra M, 400 ms.

Deve notar-se que uma indentação demasiado profunda ou extensa constitui, ela própria, um defeito superficial, uma vez que reduz a espessura efetiva da chapa na zona do ponto e pode atuar como concentrador de tensões. Valores excessivos de força ou de corrente podem conduzir a indentação severa, à separação das chapas e à distorção da junta, com reduções significativas da espessura inicial [62]. Nas condições estudadas, contudo, os valores de indentação mantiveram-se dentro de limites compatíveis com a integridade das chapas de 2 mm de espessura.

4.1.3. Defeitos macroscópicos

A inspeção macroscópica revelou, em várias amostras, sinais de expulsão de material fundido na periferia da zona de contacto com o elétrodo, sob a forma de material metálico projetado e solidificado no bordo da indentação. Foram igualmente observados, em algumas secções transversais, poros visíveis a olho nu na região da interface. Estes defeitos, identificados nesta primeira análise macroscópica, são retomados e discutidos em detalhe na secção 4.5.

4.2. Análise Microscópica

4.2.1. Comprimento da União Efetiva na Interface

Como discutido na secção 2.5.3, o diâmetro do núcleo de soldadura é um dos principais indicadores da qualidade de uma junta obtida por RSW [62]. No presente trabalho, este parâmetro não foi quantificado. A sua medição a partir das secções transversais apresenta uma limitação metodológica intrínseca, uma vez que o plano de corte não coincide necessariamente com o centro do ponto de soldadura, pelo que a extensão observada na secção pode não corresponder ao diâmetro máximo real do núcleo, conduzindo a valores subestimados e não representativos. Dada a impossibilidade de garantir um seccionamento rigorosamente centrado em todas as amostras, optou-se por não reportar o diâmetro do núcleo, de forma a não introduzir valores potencialmente enviesados.

Em alternativa, a extensão da ligação metalúrgica entre o alumínio e o aço foi avaliada através da medição, em microscopia ótica, do comprimento da união efetiva ao longo da interface, em secção transversal, complementada pela caracterização da camada intermetálica (secção 4.2.4) e pelo desempenho mecânico ao corte (secção 4.4), que constituem indicadores diretos da qualidade da junta. Este parâmetro corresponde à soma dos troços da interface onde se verificou ligação efetiva entre os dois materiais e constitui um indicador da extensão da zona ligada em cada junta. Os valores obtidos são apresentados na Tabela 15.

Tabela 17. Comprimento da união efetiva na interface, medido em microscopia ótica.

Amostra	Corrente (kA)	Tempo (ms)	Força (kN)	Comprimento total (mm)
A	12	150	2,5	1,44
B	12	150	3,0	0,87
C	12	150	3,5	4,62
D	12	200	2,5	4,08
E	12	200	3,0	5,14
F	12	200	3,5	5,84
G	12	250	2,5	4,94
H	12	250	3,0	5,38
I	12	250	3,5	2,42
J	12	300	2,5	4,65
K	12	300	3,0	4,45
L	12	300	3,5	5,25
M	12	400	2,5	6,50
N	12	400	3,0	6,60
O	12	400	3,5	6,27
4	12	640	5,3	1,64
6	10	200	3,0	3,32
7	10	250	2,5	4,20
8	10	250	3,0	5,50
5	10	250	3,5	3,90

Uma primeira observação, transversal a quase todas as amostras, é que a união entre o alumínio e o aço não se apresenta contínua ao longo de toda a interface, surgindo frequentemente dividida em dois ou mais troços separados por regiões sem ligação efetiva. Esta descontinuidade é ela própria uma característica relevante das juntas produzidas e relaciona-se diretamente com as interrupções na união discutidas na secção 4.5. O comprimento total reportado corresponde, assim, ao somatório dos troços ligados, e não a uma união contínua.

A natureza descontínua da união é bem ilustrada por microscopia eletrónica de varrimento. A Figura 13 mostra a interface de uma junta na qual a ligação entre o alumínio

e o aço não se estabelece de forma contínua: alternam-se troços em que a camada intermetálica assegura a ligação metalúrgica entre os dois materiais com regiões onde a interface se apresenta aberta, sob a forma de descontinuidades e descolamentos. São precisamente estas interrupções que fragmentam a união em segmentos separados e que justificam que o comprimento reportado na Tabela 15 corresponda ao somatório dos troços efetivamente ligados. A sua origem e a sua relação com os parâmetros de processo são discutidas em detalhe na secção 4.5.

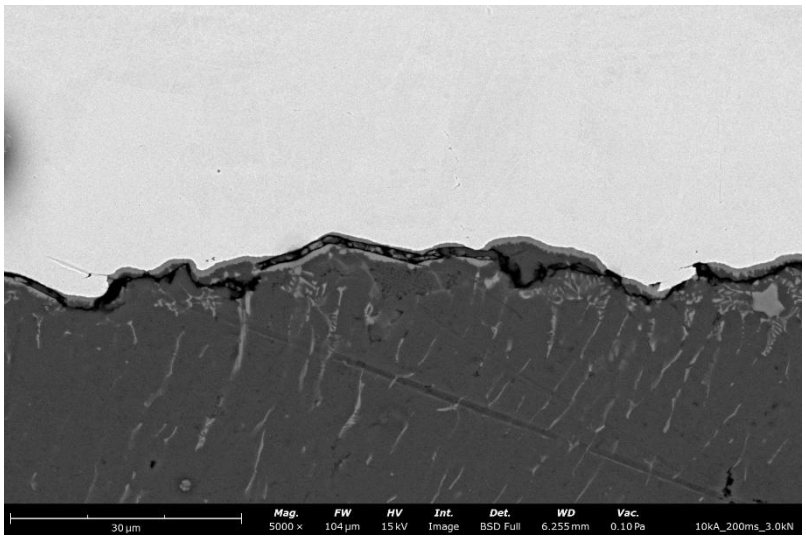


Figura 14. Interface da junta da Amostra 6 (10 kA, 200 ms, 3,0 kN) observada por SEM: aço (claro), alumínio (escuro).

No que respeita ao efeito dos parâmetros, o comprimento da união efetiva evidencia uma tendência de crescimento com o tempo de soldadura, apresentada na Figura 14. Partindo de valores baixos e dispersos a 150 ms (0,87–4,62 mm), a extensão da união aumenta acentuadamente para 200 ms e atinge o seu máximo a 400 ms, condição em que as três amostras (M, N e O) apresentaram valores elevados e notavelmente consistentes entre si (6,27–6,60 mm), independentemente da força de aperto. Este comportamento é coerente com o papel do aporte térmico no desenvolvimento da ligação: o aumento do tempo de soldadura prolonga o período a alta temperatura, favorecendo a interdifusão entre o alumínio e o aço e a consequente extensão da zona metalurgicamente ligada. A convergência dos valores a 400 ms sugere ainda que, nesta condição, a união se aproxima da sua extensão máxima na geometria ensaiada. As amostras de 10 kA, ensaiadas a 200 e 250 ms, apresentaram comprimentos de união comparáveis aos obtidos a 12 kA nos mesmos tempos, sugerindo que a redução da corrente não penalizou significativamente a extensão da união nessas condições.

A força de aperto, por seu lado, não produziu um efeito sistemático sobre o comprimento da união: para um mesmo tempo de soldadura, a ordenação das três forças varia de forma inconsistente (Figura 14), confirmando que, à semelhança do observado para a indentação, o seu efeito é secundário face ao do tempo. A dispersão dos valores é, ainda assim, considerável nos tempos intermédios (250 e 300 ms), destacando-se dois pontos que se afastam da tendência geral: a Amostra I (250 ms, 3,5 kN), com um comprimento anomalamente baixo (2,42 mm), e a Amostra C (150 ms, 3,5 kN), com um valor elevado

(4,62 mm) para o menor tempo estudado. Estes desvios ilustram a variabilidade inerente à medição, discutida na secção 4.2.2.

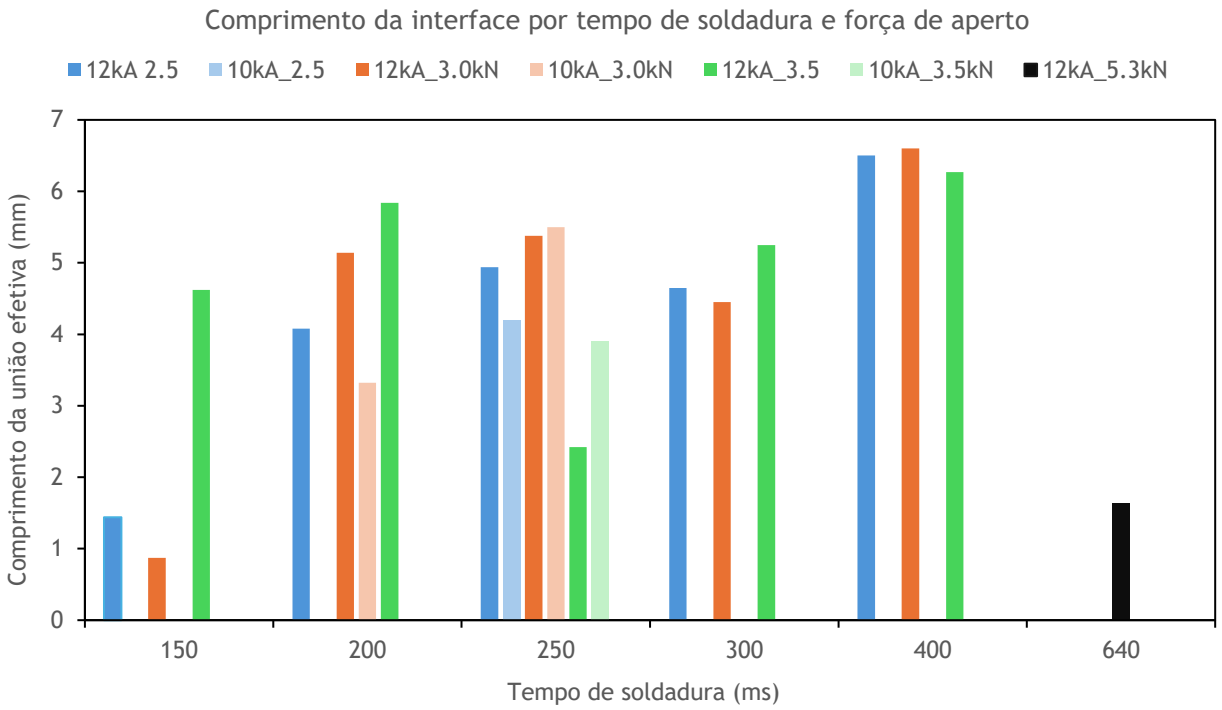


Figura 15. Comprimento da união efetiva na interface por tempo de soldadura e força de aperto.

O caso mais expressivo é, contudo, o da Amostra 4 (640 ms, 5,3 kN): apesar de corresponder ao maior aporte térmico de todo o conjunto experimental, apresentou um comprimento de união reduzido (1,64 mm), em forte contraste com os cerca de 6,5 mm obtidos a 400 ms. Esta inversão constitui uma evidência de que existe um tempo de soldadura ótimo, acima do qual o excesso de aporte térmico deixa de beneficiar a união e passa a degradá-la, muito provavelmente por crescimento e fragilização excessivos da camada intermetálica e por ocorrência de expulsão de material, fenómenos aprofundados nas secções 4.2.4 e 4.5. O conjunto dos resultados delimita, assim, uma janela de tempo favorável situada em torno dos 400 ms para a corrente de 12 kA, para além da qual a qualidade da ligação se deteriora.

4.2.2. Limitações da Medição em Microscopia Ótica

A medição do comprimento da união efetiva em microscopia ótica está sujeita a um conjunto de limitações metodológicas que condicionam a interpretação dos valores apresentados e que importa explicitar.

A primeira, e mais determinante, decorre do plano de seccionamento. Tal como exposto para o diâmetro do núcleo, o plano de corte transversal não coincide necessariamente com o centro do ponto de soldadura. Uma vez que a extensão da união varia ao longo do ponto, um corte descentrado intercepta a zona ligada numa corda que não corresponde ao seu diâmetro máximo, conduzindo à subestimação sistemática do comprimento real da

união. Esta limitação afeta todas as amostras e não é quantificável a posteriori, pelo que os valores obtidos devem ser entendidos como estimativas por defeito.

A segunda limitação prende-se com a natureza descontínua da união. Como referido, a ligação surge frequentemente fragmentada em troços, o que introduz uma ambiguidade na definição do comprimento a medir: o somatório dos troços ligados reflete a extensão total de material efetivamente unido, mas não distingue uma união concentrada de uma união dispersa por vários segmentos curtos, situações com implicações mecânicas distintas.

A terceira limitação relaciona-se com a distinção entre zona ligada e zona não ligada. Em microscopia ótica, a fronteira entre uma região de ligação metalúrgica efetiva e uma região de simples aproximação das superfícies sem ligação nem sempre é inequívoca, sobretudo quando a camada intermetálica é muito fina ou a interface se apresenta pouco contrastada, o que introduz um grau de subjetividade na identificação dos troços ligados. A ampliação e a resolução da microscopia ótica são, além disso, insuficientes para distinguir com rigor uma ligação metalúrgica real de um contacto íntimo sem ligação, distinção que apenas a microscopia eletrónica de varrimento, com maior resolução e contraste por número atómico, permite estabelecer de forma fiável. A medição em microscopia ótica tende, por isso, a captar a extensão aparente da união, que pode diferir da extensão metalurgicamente ligada.

Por último, algumas amostras não puderam ser medidas, por degradação na preparação ou por a interface não permitir uma medição fiável, o que reforça a natureza comparativa dos resultados.

4.2.3. Análise Microestrutural das Zonas da Junta

A análise microestrutural centrou-se na caracterização da interface entre o alumínio e o aço inoxidável, uma vez que a impossibilidade de atacar quimicamente as juntas soldadas com sucesso impediu a revelação sistemática das zonas termicamente afetadas e dos limites de grão. Em estado polido, a interface e a estrutura de solidificação da zona fundida do alumínio são observáveis, tendo-se recorrido ao microscópio ótico para a observação da interface e da sua continuidade e à microscopia eletrónica de varrimento SEM para o detalhe da estrutura de solidificação. Em algumas imagens de SEM foi ainda possível distinguir localmente características da ZTA do lado do alumínio, comentadas adiante, embora não de forma generalizável a todas as amostras.

A Figura 15 apresenta a secção transversal de uma junta em estado polido, sem ataque, onde se distinguem o aço inoxidável AISI-SAE 304 (superior), o alumínio (inferior) e a interface de reação entre ambos. Observa-se que a interface é fina e contínua ao longo

do campo, com um contorno ligeiramente ondulado, confirmando a formação de uma ligação metalúrgica contínua sem descontinuidades macroscópicas nesta amostra.

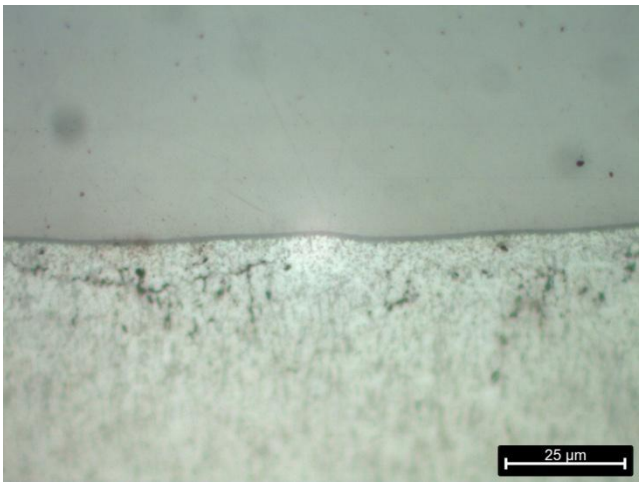


Figura 16. Secção transversal da junta em estado polido, sem ataque químico, aço (superior), alumínio (inferior). Amostra L [12 kA, 300 ms, 3,5 kN].

A distinção entre a zona fundida e a região não fundida do lado do alumínio é observável mesmo sem ataque químico, como se evidencia na Figura 16. Na região adjacente à interface, o alumínio apresenta a estrutura de solidificação característica da zona fundida, uma rede clara eutéctica interdendrítica entre dendrites de alumínio primário. Ao afastar-se da linha de fusão, esta rede desaparece progressivamente, dando lugar a uma matriz mais homogénea, na qual se distinguem precipitados alongados de tonalidade clara, típicos das fases intermetálicas da liga 6082. Esta transição delimita, na prática, a fronteira da zona fundida do lado do alumínio, marcando o alcance da fusão durante o ciclo de soldadura.

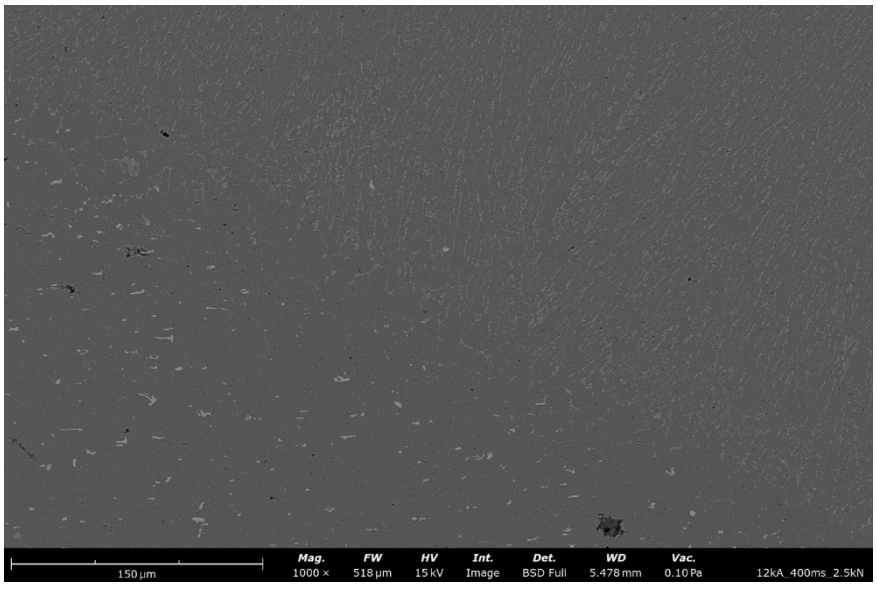


Figura 17. Transição microestrutural do lado do alumínio: na região superior a zona fundida solidificada, na região inferior, a matriz não fundida (SEM).

A estrutura de solidificação da zona fundida do alumínio é constituída por dendrites de alumínio primário com um constituinte eutéctico interdendrítico distribuído entre os seus braços, como se observa em detalhe na Figura 17, obtida a maior ampliação. As redes claras interdendríticas contrastam com o interior mais escuro das dendrites. A literatura sobre a zona fundida do alumínio em RSW descreve tipicamente uma transição de grãos colunares na periferia para grãos equiaxiais no centro, associada ao gradiente térmico e à taxa de solidificação [62], no presente caso dissimilar, em que a zona fundida do lado do alumínio se forma junto à interface e é comparativamente estreita, observou-se a morfologia dendrítica com eutéctico interdendrítico consistente com esse enquadramento, sem que a transição colunar–equiaxial tenha sido mapeada de forma sistemática.

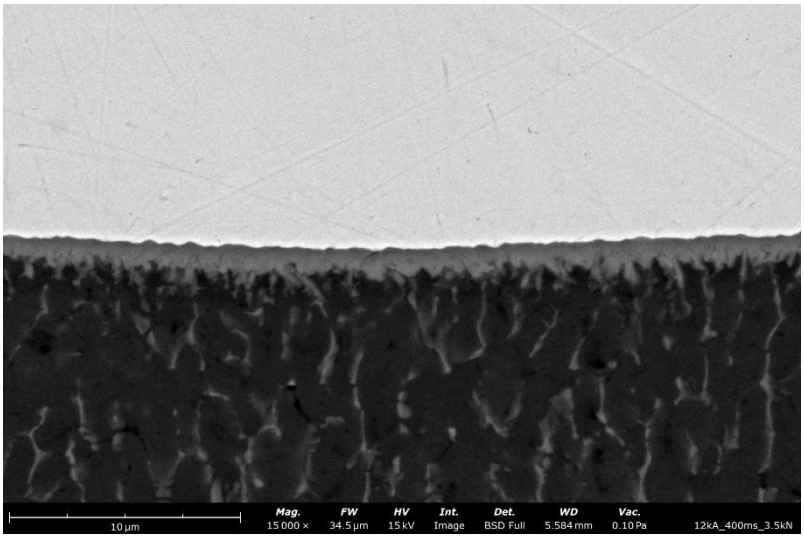


Figura 18. Estrutura de solidificação da zona fundida do lado do alumínio (SEM). Amostra 12 kA, 400 ms, 3,5 kN.

A finura e a densidade da estrutura eutéctica variam com o aporte térmico: em condições de maior aporte a rede eutéctica apresenta-se mais desenvolvida e grosseira, ao passo que em tempos curtos a solidificação mais rápida conduz a uma estrutura mais fina, coerente com o arrefecimento rápido por condução para os elétrodos refrigerados e para o material base, característico da RSW.

Nalgumas imagens de SEM foi possível observar, do lado do alumínio e afastada da linha de fusão, uma zona termicamente afetada distinguível pela presença de precipitados/partículas de segunda fase (de morfologia facetada a cúbica) dispersos na matriz, como se ilustra na Figura 18. Estas partículas são associáveis ao efeito do ciclo térmico sobre a liga 6082-T6, nomeadamente à coalescência/redistribuição das fases presentes. Esta observação, ainda que local e não generalizável, é consistente com o amaciamento da ZTA que o perfil de dureza revela, discutido na secção 4.3, fornecendo uma correspondência qualitativa entre a microestrutura e o comportamento mecânico.

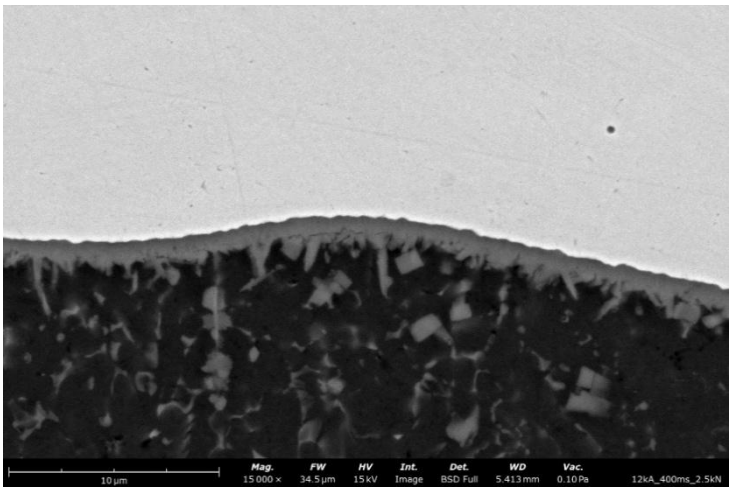


Figura 19. Detalhe da zona termicamente afetada do lado do alumínio (SEM). Amostra 12 kA, 400 ms, 2,5 kN.

Do lado do aço inoxidável AISI-SAE 304, não se observaram alterações microestruturais significativas junto à interface na resolução utilizada, permanecendo essencialmente austenítico, o que é consistente com a sua elevada temperatura de fusão relativamente ao alumínio. O aço atua assim, no essencial, como substrato sólido sobre o qual o alumínio fundido reage, formando a camada de compostos intermetálicos.

A ZTA do lado do alumínio, embora não revelável sem ataque químico, manifesta-se indiretamente no perfil de dureza (secção 4.3), através do amaciamento característico associado à dissolução e coalescência dos precipitados endurecedores da liga 6082-T6 sob o efeito do ciclo térmico.

4.2.4. Camada de Compostos Intermetálicos

A camada de compostos intermetálicos do sistema Fe-Al formada na interface constitui o elemento metalúrgico determinante da qualidade das juntas dissimilares alumínio/aço. Esta secção caracteriza essa camada quanto à sua morfologia e espessura e quanto à sua composição química, avaliada por espetroscopia de dispersão de energia, procurando estabelecer a relação entre os parâmetros do processo e as características da camada formada.

4.2.4.1. Morfologia e Espessura

Em todas as amostras caracterizadas, a interface entre o alumínio e o aço apresenta uma camada de reação contínua e de espessura reduzida, claramente distinguível em modo de eletrões retrodifundidos pelo contraste de número atómico entre o aço (claro), a camada intermetálica (tonalidade intermédia) e o alumínio (escuro). A camada exibe um contorno tipicamente ondulado, acompanhando a topografia da interface, sem que se observem, na generalidade das condições, as morfologias grosseiras de tipo língua ou acicular pronunciada frequentemente reportadas para camadas espessas em juntas Al/aço com elevado aporte térmico [60].

A espessura da camada foi medida por análise de imagem, com vinte medições por imagem distribuídas uniformemente ao longo da interface. Os valores médios obtidos para cada condição são apresentados na Tabela 16 e representados graficamente na Figura 19.

Tabela 18. Espessura média da camada de compostos intermetálicos (µm ± desvio-padrão), por corrente, tempo de soldadura e força de aperto.

Corrente/Tempo	2,5 kN	3,0 kN	3,5 kN
10 kA/200 ms	-	0,97 ± 0,11	-
10 kA/250 ms	1,15 ± 0,18	1,31 ± 0,27	1,05 ± 0,14
12 kA/150 ms	1,09 ± 0,28	1,14 ± 0,31	1,11 ± 0,22
12 kA/200 ms	1,52 ± 0,40	1,35 ± 0,31	1,32 ± 0,27
12 kA/250 ms	1,81 ± 0,59	0,98 ± 0,26	1,18 ± 0,12
12 kA/300 ms	1,49 ± 0,44	1,32 ± 0,36	1,27 ± 0,28
12 kA/400 ms	1,26 ± 0,28	1,30 ± 0,19	1,32 ± 0,27
12 kA/640 ms (auto)	-	-	1,10 ± 0,17 (5,3 kN)

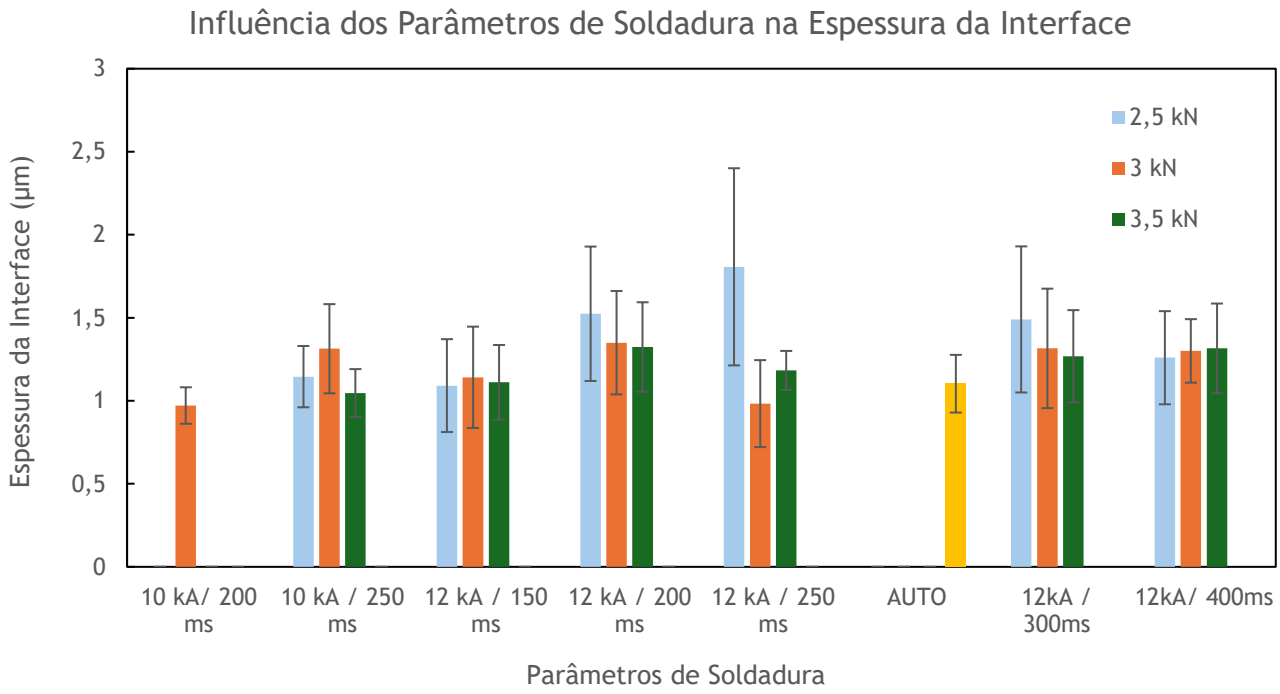


Figura 20. Espessura média da camada de compostos intermetálicos em função dos parâmetros de soldadura (corrente e tempo) e da força de aperto.

O resultado mais relevante é que, em todas as condições estudadas, a espessura média da camada intermetálica se mantém reduzida, situando-se entre aproximadamente 1,0 e 1,8 µm. Todos os valores médios encontram se abaixo do limiar crítico de cerca de 2 µm, frequentemente apontado na literatura como a espessura acima da qual a camada intermetálica começa a comprometer significativamente a resistência da junta [56], como se pode confirmar na Figura 19, em que nenhuma das condições atinge esse valor. A relevância deste limiar tem suporte independente em vários estudos. Em juntas RSW de alumínio/aço, a região periférica do núcleo, crítica para a resistência, apresenta camadas

intermetálicas de espessura inferior a 2 µm quando o desempenho é aceitável [71], e verifica-se, de um modo geral, que a taxa de libertação de energia crítica aumenta à medida que a espessura da camada diminui, com a fenda a desviar-se para o alumínio dúctil em camadas finas e a propagar-se de forma frágil através dos intermetálicos em camadas espessas [72]. Os valores obtidos neste trabalho enquadram-se, assim, no regime favorável reportado por estes autores.

Esta observação é ainda consistente com o comportamento reportado especificamente para juntas de alumínio com aço inoxidável austenítico, para as quais se verifica que a presença de crómio reduz a atividade dos átomos de alumínio e, consequentemente, a taxa de crescimento da fase Fe_2Al_5, originando camadas mais finas do que as obtidas com aço macio nas mesmas condições [62]. A natureza austenítica e o teor de crómio do AISI-SAE 304 favorecem, assim, à partida, a formação de uma camada intermetálica fina.

Não se identifica uma tendência monótona de crescimento da espessura com o aumento do tempo de soldadura ou da corrente na gama estudada. Entre 150 e 400 ms, a 12 kA, a espessura média oscila em torno de 1,1–1,5 µm sem uma progressão sistemática, e a redução da corrente de 12 para 10 kA não produz uma diminuição consistente da espessura. Este comportamento contrasta com a relação clássica entre aporte térmico e crescimento da camada intermetálica, segundo a qual tempos e correntes mais elevados prolongam a permanência a alta temperatura e promovem a interdifusão de Fe e Al [53]. Diversos estudos de RSW Al/aço documentam esse crescimento de forma quantitativa: a 13 kA, o aumento do tempo de 200 para 800 ms fez a camada Fe-Al crescer de cerca de 3 µm para até 6,5 µm, com perda associada de cerca de 50 % na capacidade de absorção de energia da junta [71]. A ausência dessa tendência no presente trabalho pode ser atribuída a dois fatores. Em primeiro lugar, a gama de aporte térmico estudada mantém-se num regime em que a camada permanece fina, aquém do ponto em que o crescimento se torna acentuado, sobretudo devido ao efeito inibidor do crómio já referido [62]. Em segundo lugar, a dispersão das medições, refletida nos desvios-padrão relativamente elevados (frequentemente 0,2–0,6 µm), é da mesma ordem de grandeza das diferenças entre condições, o que dificulta a resolução de tendências finas e recomenda prudência na interpretação de variações pontuais, como o valor mais elevado registado a 12 kA / 250 ms / 2,5 kN (1,81 µm).

A força de aperto também não exerce um efeito sistemático sobre a espessura da camada, à semelhança do observado para a indentação e para o comprimento da união. Para um mesmo tempo, a ordenação das três forças varia de forma inconsistente, confirmando o seu papel secundário face ao aporte térmico governado pela corrente e pelo tempo.

Merece destaque o caso da amostra obtida em modo automático (640 ms, 5,3 kN, amostra 4), que, apesar de corresponder ao maior aporte térmico de todo o conjunto experimental, apresenta uma camada intermetálica fina (1,10 ± 0,17 µm), comparável à das restantes condições. Este resultado é particularmente informativo quando cruzado com o seu comprimento de união reduzido (1,64 mm): demonstra que a degradação da ligação nesta condição de aporte extremo não resulta de um espessamento generalizado

da camada intermetálica, mas antes de outros fenómenos, nomeadamente a expulsão de material e a fragmentação/descontinuidade da união. A espessura da camada, medida nos troços que permaneceram ligados, não capta, por si só, a deterioração global da junta.

A finura e a continuidade da camada observadas em estado polido sugerem, no seu conjunto, que as condições estudadas se situam num regime favorável do ponto de vista da camada intermetálica, no qual esta é suficientemente desenvolvida para assegurar a ligação metalúrgica, mas suficientemente fina para não constituir, por si própria, o fator limitante da resistência da junta.

4.2.4.2. Composição Química

A composição química da interface foi avaliada por espetroscopia de dispersão de energia acoplada ao SEM, recorrendo a análises pontuais (*region*), mapas de distribuição elementar (*map*) e perfis de linha (*linescan*) sobre a camada de reação e os materiais adjacentes. O objetivo foi confirmar a natureza Fe-Al da camada intermetálica e enquadrá-la nas fases descritas na literatura para o sistema.

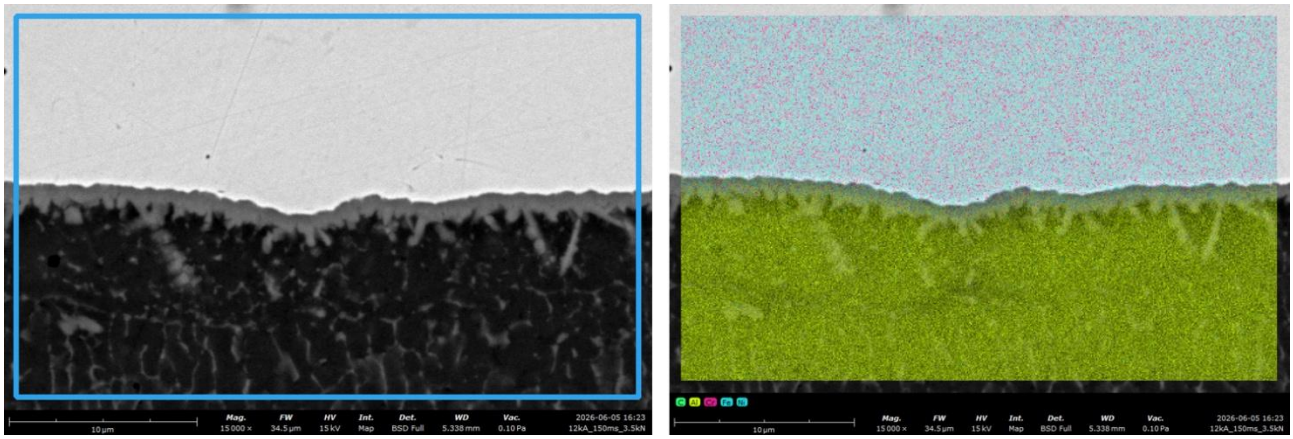


Figura 21. Mapa de distribuição elementar por EDS na interface (12 kA, 150 ms, 3,5 kN).

A composição média da região mapeada é apresentada na Tabela 17. Estes valores correspondem à área total analisada, que abrange simultaneamente o aço, a camada de reação e o alumínio, pelo que representam uma composição global e não a da camada intermetálica isolada.

Tabela 19. Composição elementar (EDS) da região analisada na Figura 20 (12 kA, 150 ms, 3,5 kN).

SÍMBOLO DO ELEMENTO	ELEMENTO	CONCENTRAÇÃO ATÓMICA (%)	CONCENTRAÇÃO MÁSSICA (%)
Al	Alumínio	73,60	57,71
Cr	Crómio	6,06	9,17
Fe	Ferro	19,18	31,14
Ni	Níquel	1,16	1,98

A transição composicional através da interface é melhor evidenciada pelo perfil de linha da Figura 21, obtido ao longo de um trajeto perpendicular à camada, do aço para o alumínio. O perfil mostra, do lado do aço, teores elevados e aproximadamente constantes de ferro (~70%) e crómio (~20%), que decaem abruptamente na região da interface; simultaneamente, o teor de alumínio sobe de valores residuais no aço para valores dominantes (~90%) no alumínio. O cruzamento das curvas de Fe e Al ocorre numa faixa estreita, correspondente à camada de reação, ao longo da qual coexistem os dois elementos em proporções intermédias, exatamente a região onde se formam os compostos intermetálicos Fe-Al.

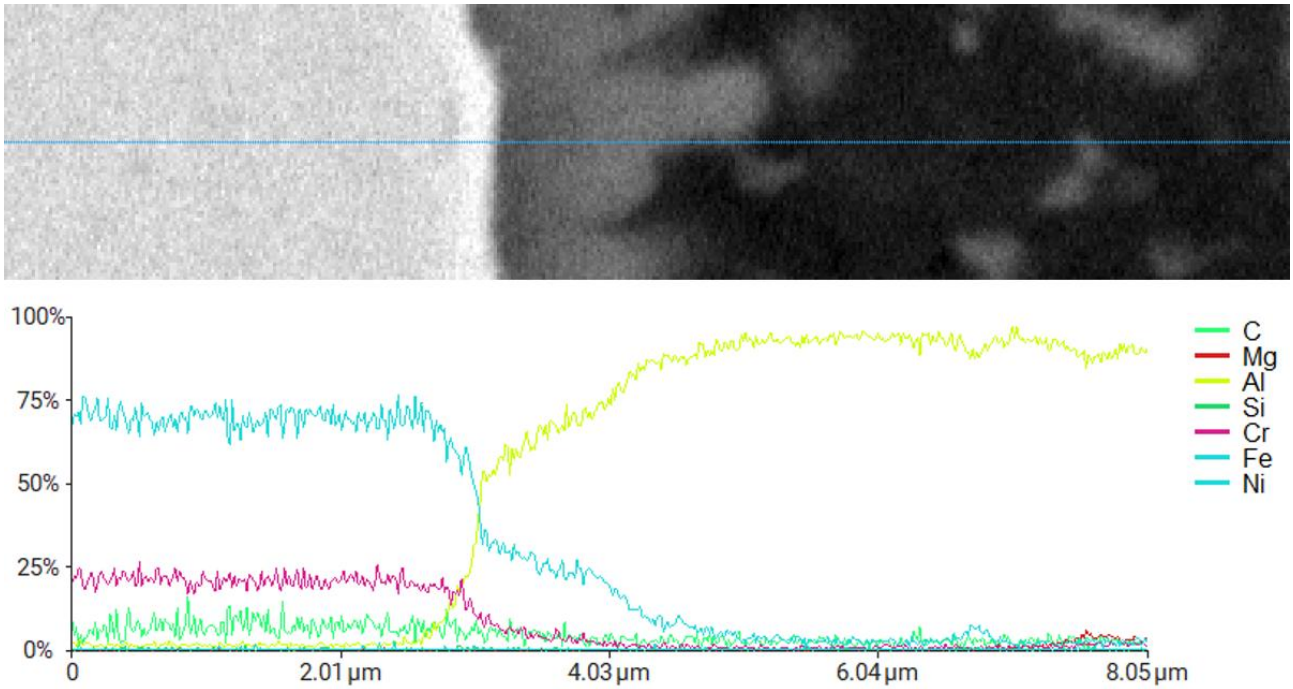


Figura 22. Perfil de linha (linescan) por EDS através da interface Al/aço (12 kA, 150 ms, 3,5 kN; SEM, 25000×). Em cima, imagem com a linha de análise (aço à esquerda, alumínio à direita); em baixo, perfil de concentração elementar.

As composições localizadas foram avaliadas por análises pontuais posicionadas a diferentes distâncias da interface, do lado do alumínio (Figura 22, Tabela 18). Verifica-se que o teor de ferro aumenta progressivamente à medida que o ponto de análise se aproxima da interface, desde valores da ordem de 6–9 % at. na matriz de alumínio (pontos 1 e 2) até cerca de 19 % at. na partícula rica em ferro adjacente à camada de reação (ponto 3), cuja razão Al/(Fe+Cr+Ni) ≈ 3,3 é compatível com uma fase intermetálica rica em alumínio do sistema Fe-Al. Dada a solubilidade praticamente nula do ferro no alumínio (secção 2.4.2), os teores de ferro e crómio registados nos pontos 1 e 2 refletem sobretudo a contribuição de material adjacente captada pelo volume de interação do feixe, e não a composição real da matriz. O ponto 4 corresponde a um vazio na secção; a análise nesta posição, dominada por um teor de oxigénio elevado (~50 % at.) e desprovida de ferro, não traduz uma fase real, refletindo antes a ausência de material sólido no ponto analisado. Note-se que esta análise foi conduzida na amostra 10 kA / 250 ms / 3,0 kN, distinta da

condição das Figuras 20 e 21, ilustrando que o gradiente composicional observado é comum às juntas produzidas.

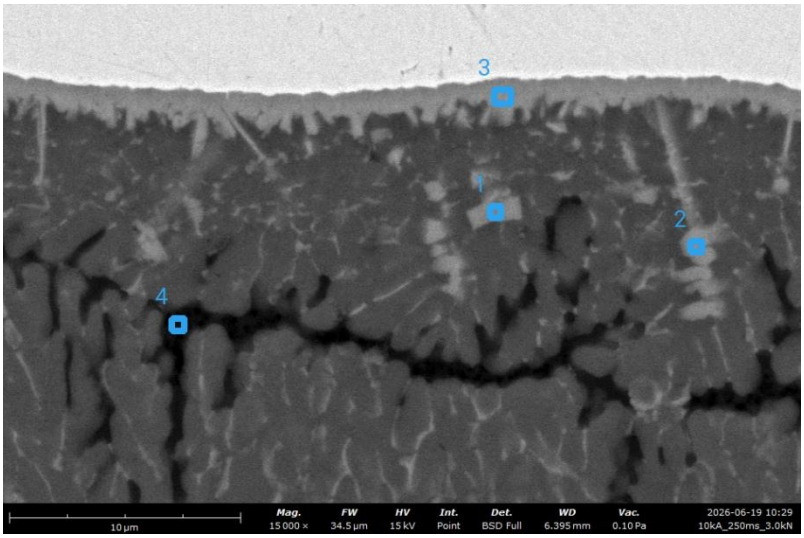


Figura 23. Localização das análises pontuais por EDS na secção da junta (10 kA, 250 ms, 3,0 kN; SEM, 15000×).

Tabela 20. Composição elementar (EDS, % atómica) das análises pontuais assinaladas na Figura 22.

Elemento	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4
Al	89,9	86,5	76,1	49,7
Fe	6,5	9,0	18,7	-
Cr	2,6	3,1	3,3	-
Ni	-	0,5	1,0	-
Si	1,0	0,9	0,9	-
O	-	-	-	50,3

As análises localizadas na camada de reação apresentam teores de ferro intermédios entre os do aço e os da matriz de alumínio, acompanhados de alumínio maioritário. As razões atómicas Al/(Fe+Cr+Ni) obtidas nestas regiões situam-se aproximadamente entre 2,8 e 3,3. Estes valores são compatíveis com fases ricas em alumínio do sistema Fe-Al, nomeadamente Fe_2Al_5 (Al/Fe ≈ 2,5) e $FeAl_3$ (Al/Fe ≈ 3,0), que são precisamente as fases reportadas de forma consensual para a interface de juntas Al/aço soldadas por RSW: Fe_2Al_5 de morfologia lamelar do lado do aço e $FeAl_3$ de morfologia acicular do lado do alumínio [60]. Esta atribuição é corroborada por estudos que, recorrendo a técnicas de maior resolução, confirmam a existência de duas subcamadas distintas, $FeAl_3$ acicular junto ao alumínio e Fe_2Al_5 de tipo *tongue* junto ao aço [71], e por trabalhos sobre o mecanismo de formação do IMC em juntas Al/aço, que identificam igualmente o par $FeAl_3/Fe_2Al_5$ como constituinte dominante da camada [73]. A deteção sistemática de crómio e níquel nas análises da camada, em proporções aproximadamente correspondentes às do aço de base, indica ainda que estes elementos se encontram presentes na camada de reação, sem evidência de segregação preferencial na resolução utilizada.

Importa, contudo, delimitar com rigor o alcance desta análise. Não foi possível resolver e atribuir individualmente as duas subcamadas (Fe_2Al_5 e $FeAl_3$) por EDS, por três razões de natureza metodológica que importa explicar:

Em primeiro lugar, a reduzida espessura da camada (~1 µm) é da mesma ordem de grandeza, ou inferior, ao volume de interação do feixe de eletrões com a amostra à tensão de aceleração utilizada (15 kV), que se estende tipicamente por 1–2 µm no alumínio. Cada análise localizada na camada capta, por isso, inevitavelmente sinal proveniente do alumínio e do aço adjacentes, o que explica as razões Al/Fe ligeiramente superiores às estequiométricas e a deteção de Cr e Ni em todas as análises da camada. Esta convolução de sinais é, aliás, visível na própria largura da transição do perfil da Figura 21, que se estende por cerca de 1 µm, e impede a distinção espacial de duas subcamadas de aproximadamente meio micrómetro cada.

Em segundo lugar, a quantificação foi realizada sem recurso a padrões e com um sistema EDS de bancada, pelo que os valores obtidos têm carácter semi-quantitativo. São adequados para identificar a família de fases presente, mas não para afirmar a sua estequiometria exata nem para discriminar fases de composição próxima.

Em terceiro lugar, várias análises revelaram teores anormalmente elevados de carbono e, em algumas regiões, de oxigénio, que não fazem parte das fases intermetálicas e foram, por isso, desconsiderados. Estes sinais são atribuídos a contaminação de superfície e a resíduos da preparação metalográfica. Confirmando esta origem, análises pontuais sobre partículas específicas identificaram inclusões essencialmente de sílica, compatíveis com resíduos da suspensão de sílica coloidal de polimento. Adicionalmente, análises posicionadas sobre vazios ou descontinuidades da secção produzem sinais não estequiométricos (tipicamente dominados por oxigénio), que não devem ser interpretados como fases da junta.

Em síntese, a análise por EDS confirma inequivocamente a natureza Fe-Al da camada interfacial e a sua composição rica em alumínio, compatível com o par de fases $Fe_2Al_5/FeAl_3$ descrito na literatura, mas não permite, pelas limitações expostas, a atribuição individual das subcamadas nem a sua quantificação estequiométrica. A distinção morfológica entre as duas fases é, assim, suportada pela consistência entre as composições medidas e o quadro estabelecido na literatura para este sistema, e não por uma resolução direta das subcamadas no presente trabalho.

4.3. Perfis de Dureza

Esta secção analisa a distribuição de dureza nas juntas soldadas, avaliada por microdureza Vickers (HV0,1) ao longo de perfis verticais, através da espessura da junta, e horizontais, ao longo de cada material, a ~0,9 mm da interface, conforme descrito na secção 3.2.6. Os valores de referência dos materiais de base, medidos previamente, são de 126 ± 2 HV0,1 para a liga AA6082-T6 e 253 ± 23 HV0,1 para o aço AISI-SAE 304, servindo de base à interpretação dos perfis. Recorde-se que o valor do aço é substancialmente superior ao valor nominal recozido (~190 HV).

4.3.1. Perfis verticais

Os perfis verticais, que atravessam sucessivamente o aço, a interface e o alumínio, revelam a assimetria de dureza fundamental destas juntas dissimilares (Figura 23). Do lado do aço, a dureza mantém-se num patamar elevado, da ordem de 230 HV, até muito próximo da interface. Ao atravessar a interface, a dureza cai abruptamente, num único degrau, para os valores característicos do alumínio amaciado, da ordem de 85–90 HV. Esta queda abrupta reflete o contraste intrínseco de dureza entre os dois materiais, mais do que uma transição gradual de microestrutura, uma vez que o aço não apresenta amaciamento que permita delimitar a extensão da sua zona afetada a partir do perfil de dureza.

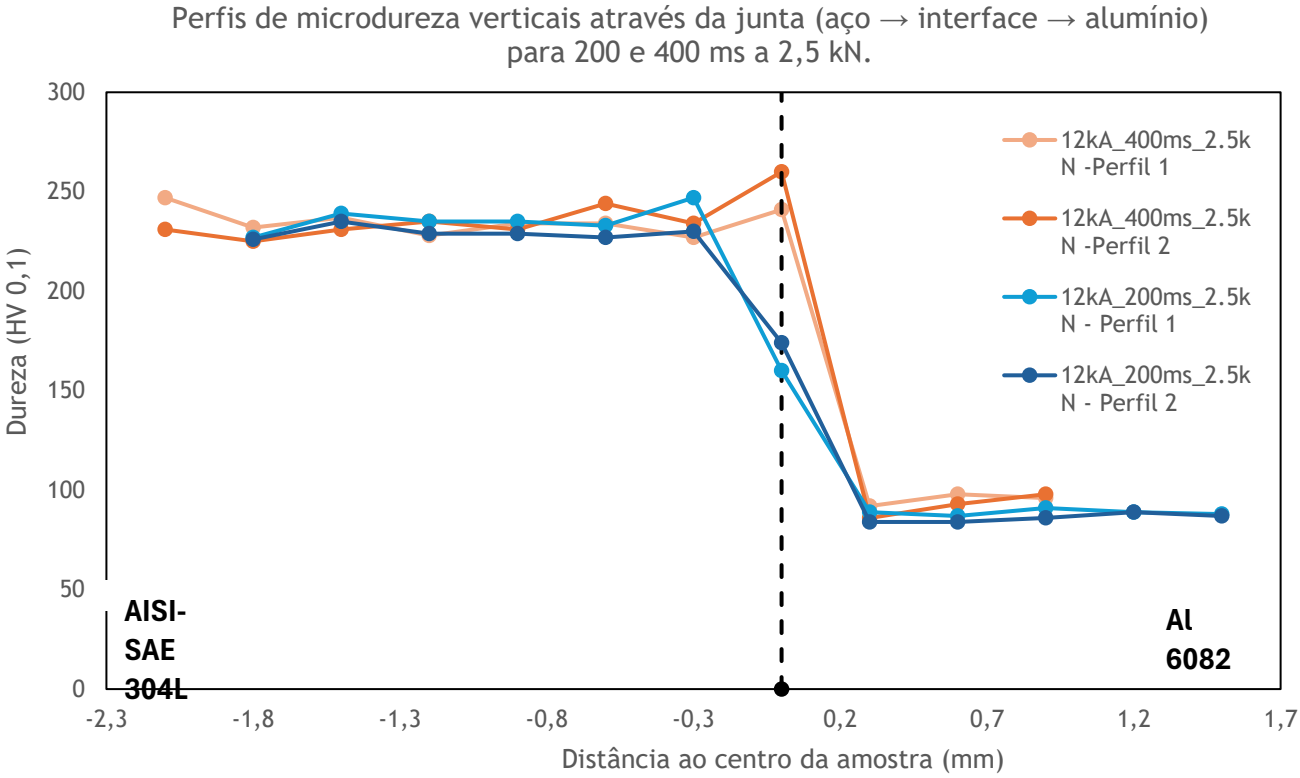


Figura 24. Perfis de microdureza verticais através da junta, do aço (esquerda) para o alumínio (direita), para as amostras de 200 ms e 400 ms a 2,5 kN (dois perfis por amostra).

O ponto medido sobre a própria interface apresenta um valor intermédio, da ordem de 160–175 HV. Importa sublinhar que este valor não corresponde à dureza da camada de compostos intermetálicos: a espessura da camada (~1 µm) é muito inferior à diagonal da indentação Vickers a esta carga, pelo que a indentação posicionada sobre a interface amostra simultaneamente o aço, a camada de reação e o alumínio, resultando num valor médio ponderado e não representativo de qualquer das fases isoladamente.

A comparação entre as amostras de 200 e 400 ms evidencia ainda o efeito do aporte térmico sobre a geometria da junta. Na amostra de 400 ms, o perfil do lado do alumínio estende-se por uma espessura menor, enquanto o do aço se prolonga mais, refletindo a maior indentação e o afinamento da chapa de alumínio na zona do ponto, coerente com o alargamento da marca de indentação com o tempo discutido na secção 4.1. O aço, mais

duro e menos deformável, ocupa assim uma fração crescente da espessura na zona da soldadura à medida que o aporte térmico aumenta.

4.3.2. Perfis horizontais

Os perfis horizontais, traçados no interior de cada material a ~0,9 mm da interface, evidenciam de forma imediata o contraste de comportamento entre os dois materiais sob o efeito do ciclo térmico (Figura 24). Do lado do alumínio, a dureza cai para um patamar de cerca de 85 HV na região central, correspondente à zona termicamente afetada amaciada, recuperando os valores do metal de base (~126 HV) apenas nas extremidades mais afastadas do ponto, quando o perfil se estende para além da ZTA. Em contrapartida, do lado do aço inoxidável não se observa qualquer vale de amaciamento: a dureza mantém-se num patamar elevado, entre cerca de 200 e 270 HV ao longo de todo o perfil, próximo ou acima do valor do metal de base.

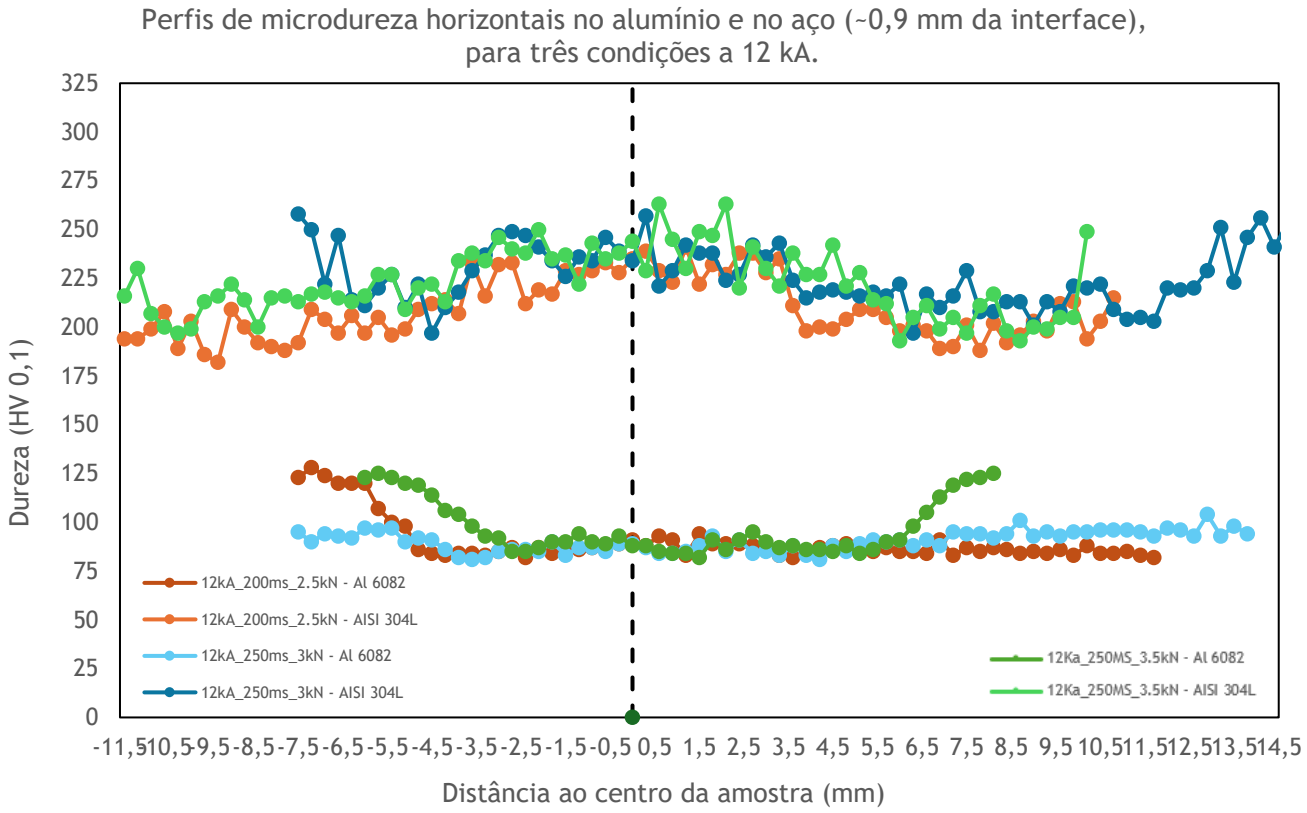


Figura 25. Perfis de microdureza horizontais no alumínio (curvas inferiores) e no aço inoxidável (curvas superiores).

O amaciamento observado na liga de alumínio resulta da dissolução e coalescência dos precipitados endurecedores ß″ da liga 6082-T6 sob o efeito do ciclo térmico, conforme discutido na secção 2.2.2, e corresponde à manifestação, no perfil de dureza, da zona termicamente afetada cuja evidência microestrutural foi apresentada na secção 4.2.3. A Tabela 19 sintetiza o comportamento de recuperação da dureza no alumínio para o conjunto das amostras caracterizadas.

Tabela 21. Recuperação da dureza no perfil horizontal da liga de alumínio.

Amostra	I (kA)	T (ms)	F (kN)	HV mín.	Extremo esq.	Extremo dir.	Recuperação
A	12	150	2,5	77	86	87	Nenhum
B	12	150	3,0	81	86	126	Um lado
C	12	150	3,5	79	86	121	Um lado
D	12	200	2,5	82	123	82	Um lado
E	12	200	3,0	85	87	127	Um lado
F	12	200	3,5	85	120	89	Um lado
G	12	250	2,5	83	83	121	Um lado
H	12	250	3,0	81	95	94	Nenhum
I	12	250	3,5	82	123	125	Ambos
J	12	300	2,5	75	125	84	Um lado
K	12	300	3,0	81	126	105	Um lado
L	12	300	3,5	79	120	116	Um lado
M	12	400	2,5	81	94	132	Um lado
N	12	400	3,0	83	124	112	Um lado
O	12	400	3,5	79	83	120	Um lado
4	12	640	5,3	81	107	104	Nenhum
6	10	200	3,0	81	89	125	Um lado
7	10	250	2,5	81	124	89	Um lado
8	10	250	3,0	78	88	126	Um lado
5	10	250	3,5	78	88	124	Um lado

Da análise da Tabela 19 sobressaem duas observações. A primeira é que o grau máximo de amaciamento é notavelmente constante em toda a gama estudada: o valor mínimo de dureza situa-se sistematicamente entre 75 e 85 HV, independentemente da corrente, do tempo ou da força de soldadura. Este amaciamento, correspondente a uma redução de cerca de 35% face aos 126 HV do metal de base, indica que em todas as condições ensaiadas a temperatura na região do perfil foi suficiente para provocar o amaciamento máximo da liga, e que este é uma característica intrínseca da soldadura da AA6082-T6 por RSW, pouco sensível aos parâmetros dentro da janela estudada.

A segunda observação é que o padrão de recuperação da dureza nos extremos do perfil não apresenta uma correlação clara com os parâmetros de processo. A grande maioria das amostras (16 em 20) recupera os valores do metal de base apenas num dos extremos, apenas uma recupera em ambos (Amostra I) e três não recuperam em nenhum (Amostras A, H e 4). Esta predominância da recuperação unilateral não deve ser interpretada como uma característica física das juntas, mas sim como uma consequência metodológica do posicionamento do perfil: uma vez que o traçado horizontal nem sempre está rigorosamente centrado no ponto de soldadura, é frequente que um dos extremos saia da zona termicamente afetada e recupere a dureza de base, enquanto o extremo oposto

permanece dentro da ZTA amaciada ao longo de todo o comprimento medido. A extensão da recuperação depende, assim, tanto da extensão real da ZTA como da posição relativa do perfil face ao centro do ponto, o que limita a possibilidade de extrair uma relação quantitativa direta entre os parâmetros de processo e a largura da ZTA a partir destes perfis. A constância do amaciamento máximo constitui, por isso, o resultado mais robusto desta análise.

4.3.3. Comportamento do aço inoxidável

O comportamento distinto do aço inoxidável face ao alumínio resulta da natureza dos respetivos mecanismos de endurecimento. Enquanto a resistência da liga AA6082-T6 depende de uma dispersão de precipitados metaestáveis que o ciclo térmico dissolve e coalesce, provocando amaciamento irreversível, o aço AISI-SAE 304 é um aço austenítico não endurecível por precipitação, cuja dureza no estado de fornecimento resulta do encruamento (≈253 HV, face aos ~190 HV do estado recozido). Durante a RSW dissimilar, o aço permanece essencialmente no estado sólido, atuando como substrato, uma vez que a sua temperatura de fusão é muito superior à do alumínio, não desenvolve, por isso, uma zona fundida própria na interface, ao contrário do que sucede na RSW de aço com aço.

A ausência de amaciamento e mesmo o ligeiro aumento de dureza observado em alguns pontos face ao metal de base, é consistente com o comportamento reportado na literatura para o aço austenítico soldado por resistência, no qual a zona da soldadura tende a apresentar dureza igual ou superior à do metal de base [42]. Nos estudos de RSW de aço austenítico, este aumento de dureza na zona afetada pelo calor é atribuído ao refinamento de grão e ao aumento da densidade de deslocações, ao passo que, na zona fundida, quando existe, resulta de transformações de fase durante o arrefecimento rápido [74]. No presente caso dissimilar, em que o aço não funde, o mecanismo dominante é a preservação da dureza de encruamento da chapa, à qual pode acrescer alguma deformação localizada induzida pela força dos elétrodos na região aquecida, mecanismo igualmente reportado como fonte de endurecimento e maclagem na zona de soldadura de aços austeníticos submetidos a força de elétrodo elevada [75]. A elevada dispersão dos valores de dureza do aço (refletida no desvio-padrão de ±23 HV do metal de base) é coerente com a heterogeneidade associada ao encruamento e com esta deformação localizada.

Em síntese, os perfis de microdureza confirmam que estas juntas são mecanicamente assimétricas: a liga AA6082-T6 sofre um amaciamento acentuado e intrínseco na ZTA, que constitui a região mais fraca da junta, enquanto o aço mantém a sua dureza elevada, atuando como o membro rígido e resistente da ligação. Esta assimetria tem implicações diretas no comportamento mecânico ao corte e no modo de fratura, discutidos na secção 4.4.

4.4. Ensaios de Resistência ao Corte

O desempenho mecânico das juntas foi avaliado por ensaios de resistência ao corte, conduzidos de acordo com a metodologia descrita na secção 3.2.7, para a corrente de 12

kA, combinando os tempos de soldadura de 150 e 400 ms (valores extremos da gama estudada) com as três forças de aperto (2,5, 3,0 e 3,5 kN). Para cada condição foram ensaiados três provetes, à exceção da condição 400 ms / 2,5 kN, em que apenas dois provetes puderam ser considerados, num total de 17 ensaios válidos. Os resultados de carga máxima são apresentados na Tabela 20.

Tabela 22. Resultados dos ensaios de resistência ao corte (12 kA): carga máxima por provete.

Condição	Cargas máximas dos Provetes (kN)	Carga máx. média ± DP (kN)
150ms/2,5kN	5,04/5,72/3,18	4,65 ± 1,31
150ms/3,0kN	3,69/3,94/4,35	3,99 ± 0,33
150ms/3,5kN	3,63/3,80/3,79	3,74 ± 0,10
400ms/2,5kN	5,32/4,96	5,14 ± 0,26
400ms/3,0kN	5,08/4,71/5,60	5,13 ± 0,45
400ms/3,5kN	6,73/5,31/6,33	6,13 ± 0,73

4.4.1. Efeito dos parâmetros na carga máxima

A carga máxima suportada pelas juntas é apresentada graficamente na Figura 25, evidenciando o efeito combinado do tempo de soldadura e da força de aperto.

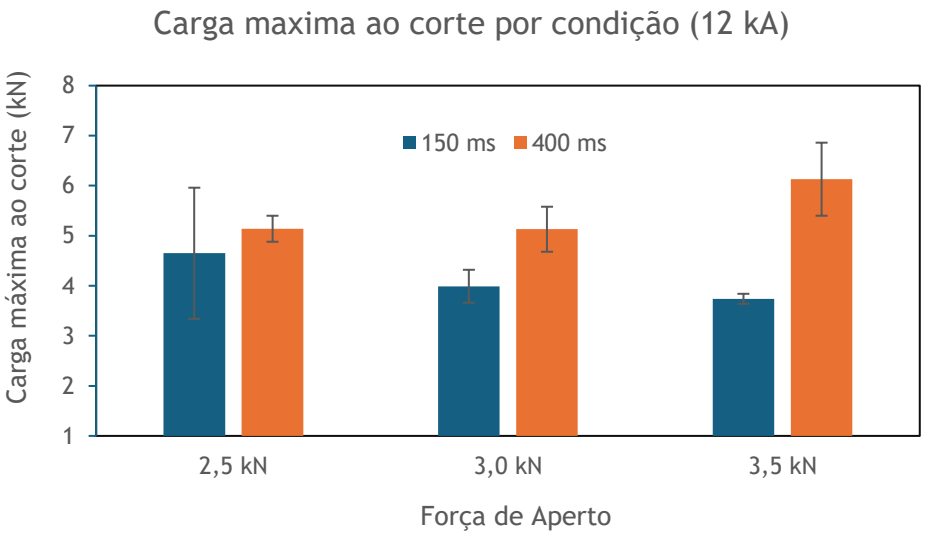


Figura 26. Carga máxima ao corte por condição de soldadura (12 kA).

O tempo de soldadura revela-se o fator dominante no desempenho mecânico. O aumento do tempo de 150 para 400 ms traduz-se num incremento consistente da carga máxima em todas as forças de aperto, elevando a resistência média de valores da ordem de 3,7–4,7 kN para 5,1–6,1 kN. Este comportamento é coerente com o papel do aporte térmico no desenvolvimento da ligação, discutido nas secções anteriores: tempos mais longos prolongam o período a alta temperatura, favorecem a interdifusão e resultam numa união metalúrgica mais extensa (secção 4.2), o que se reflete diretamente numa maior capacidade de carga.

O efeito da força de aperto revela-se, por seu lado, dependente do tempo de soldadura, num comportamento particularmente informativo. A 400 ms, a carga máxima aumenta com a força de aperto, atingindo o valor máximo de todo o conjunto experimental na condição 3,5 kN (6,13 ± 0,73 kN, com um provete a alcançar 6,73 kN). A 150 ms, pelo contrário, observa-se a tendência inversa: a carga máxima diminui à medida que a força aumenta, passando de 4,65 kN a 2,5 kN para 3,74 kN a 3,5 kN. Esta inversão é explicável pelo efeito da força de aperto sobre a geração de calor: a tempos curtos, em que o aporte térmico é já de si limitado, o aumento da força reduz a resistência de contacto entre as chapas e favorece a dissipação do calor, diminuindo ainda mais a fusão disponível para formar a ligação e enfraquecendo a junta; a tempos longos, com calor suficiente, a maior força melhora o contacto elétrico e a continuidade da união, traduzindo-se em maior resistência. Este resultado confirma que a força de aperto não tem um efeito monótono sobre a qualidade da junta, dependendo o seu sinal do regime de aporte térmico em que se opera.

Merece ainda destaque a diferença de dispersão entre os dois tempos. A 150 ms, a variabilidade entre provetes é elevada, atingindo o extremo na condição 2,5 kN (desvio-padrão de ±1,31 kN, com cargas individuais entre 3,18 e 5,72 kN), ao passo que a 400 ms os resultados são substancialmente mais consistentes. Esta maior dispersão a tempos curtos indica um processo pouco reprodutível junto ao limite inferior da janela de soldadura, no qual pequenas variações nas condições locais de contacto se traduzem em juntas de qualidade marcadamente diferente. Esta observação é coerente com o comportamento discutido na secção 4.1, em que as amostras de menor aporte térmico apresentaram integridade insuficiente, delimitando o limite inferior de processamento.

4.4.2. Modo de fratura

Em todos os provetes ensaiados, independentemente da condição, a fratura ocorreu em modo interfacial (IF), com a separação a dar-se ao longo do plano da interface entre o alumínio e o aço, sem transferência de material entre as chapas e sem arrancamento do núcleo (Figura 26). Não se observou, em nenhuma condição, o modo de arrancamento (pull-out) nem o modo interfacial parcial.

A ocorrência sistemática do modo interfacial deve ser interpretada à luz da caracterização apresentada nas secções anteriores. Como discutido na secção 2.5.3, a transição do modo interfacial para o modo de arrancamento é governada pela dimensão do núcleo de soldadura, existindo um diâmetro crítico acima do qual a fenda deixa de se propagar pela interface e passa a extrair o núcleo de uma das chapas. No presente trabalho, este diâmetro não foi quantificado, pelas razões expostas na secção 4.2.1, pelo que a interpretação do modo de fratura se apoia nos fatores efetivamente medidos. Dois desses fatores concorrem para manter todas as juntas no regime interfacial: por um lado, o carácter descontínuo e a extensão modesta da união efetiva (secção 4.2.1), que limitam a área ligada disponível para resistir ao carregamento; por outro, a concentração de defeitos, porosidade, cavidades e fissuração sub-interfacial, na região do alumínio imediatamente adjacente à camada de reação (secção 4.5), que estabelece um caminho preferencial de propagação da fenda ao longo da interface. A dificuldade intrínseca em gerar núcleos de grande dimensão nesta combinação dissimilar, consequência da elevada condutividade térmica e da reduzida resistividade do alumínio, é consistente com este enquadramento. O acentuado amaciamento da zona termicamente afetada do alumínio (secção 4.3) reduz a resistência da chapa na região adjacente ao ponto, mas não ao ponto de forçar a plastificação e o arrancamento antes da falha da interface, uma vez que esta cede primeiro.



Figura 27. Superfícies de fratura características do modo interfacial (IF), para as condições extremas de (esq.) 150 ms / 2,5 kN e (dir.) 400 ms / 3,5 kN, ambas a 12 kA. O aço (em cima) e o alumínio (em baixo).

É importante sublinhar que o modo interfacial é, na literatura, considerado o modo de fratura menos fiável, por apresentar cargas máximas e níveis de absorção de energia inferiores aos do modo de arrancamento [61]. As juntas produzidas atingiram cargas máximas apreciáveis, até 6,13 kN de média na melhor condição, valor numericamente próximo dos cerca de 6,5 kN reportados para juntas A5052/SUS304 obtidas com estratégias de balanço térmico otimizado (secção 2.5.2) [62]. Esta proximidade deve, contudo, ser lida com reserva: as juntas de referência fraturaram em modo de arrancamento, ao passo que as do presente trabalho fraturaram sempre em modo interfacial. Um valor de carga semelhante obtido com o modo de fratura menos fiável indica que estas juntas operam

mais próximas do seu limite e que o potencial mecânico da ligação não foi plenamente explorado, existindo margem para melhoria através da promoção de núcleos maiores e de uma união mais contínua. Esta constatação reforça a importância das estratégias de mitigação discutidas na secção 2.4.2.1, nomeadamente o recurso a interlayers ou revestimentos, como via para deslocar o comportamento destas juntas para o regime de arrancamento.

Os ensaios de resistência ao corte confirmam que o tempo de soldadura é o parâmetro determinante da resistência das juntas AA6082-T6 / AISI-SAE 304, com a condição de 400 ms / 3,5 kN a apresentar o melhor desempenho (6,13 kN). O efeito da força de aperto é secundário e dependente do tempo, sendo benéfico apenas no regime de maior aporte térmico. A ocorrência universal do modo de fratura interfacial, apesar das cargas apreciáveis alcançadas, constitui a principal limitação mecânica destas juntas e identifica a interface, em particular, a extensão e a continuidade da ligação como o fator crítico a otimizar.

4.5. Defeitos

A caracterização das juntas revelou a presença sistemática de defeitos, cuja natureza e origem se analisam nesta secção. Estes defeitos foram identificados por inspeção macroscópica das secções transversais e por microscopia ótica e eletrónica de varrimento, tendo a sua incidência sido registada para o conjunto das 20 amostras caracterizadas. Os dois grandes grupos avaliados, descontinuidades da união e poros ou fissuras, revelaram-se quase universais, presentes em 19 das 20 amostras (cerca de 95%), sem correlação clara com os parâmetros de processo. Esta generalização sugere que a descontinuidade da ligação e a porosidade são características intrínsecas destas juntas dissimilares obtidas por RSW direta, mais do que defeitos evitáveis por simples ajuste da corrente, do tempo ou da força, o que reforça a relevância das estratégias de mitigação apresentadas na secção 2.4.2.1.

4.5.1. Descontinuidades da União

O defeito mais estruturante das juntas é a descontinuidade da ligação ao longo da interface: como evidenciado na análise do comprimento da união efetiva (secção 4.2.1), a ligação entre o alumínio e o aço não se estabelece de forma contínua, alternando troços ligados com regiões abertas. Esta descontinuidade é, em muitas amostras, visível a olho nu na secção transversal embutida, 14 das 20 amostras apresentam espaços não ligados observáveis à escala macroscópica (Figura 27).

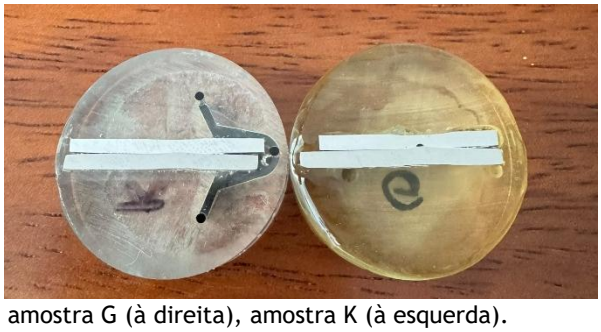


Figura 28. Secções transversais: amostra G (à direita), amostra K (à esquerda).

A microscopia eletrónica de varrimento revela a natureza destas descontinuidades (Figura 28). A camada de reação chega a formar-se e permanece aderente ao aço, estando o vazio localizado imediatamente abaixo dela, do lado do alumínio; a descontinuidade não decorre, em geral, da ausência de formação da camada intermetálica na fronteira com o aço, mas da falta de material ou da separação do alumínio na região adjacente. O caso mais expressivo é o da amostra obtida em modo automático (12 kA, 640 ms): apesar do maior aporte térmico de todo o conjunto, apresenta uma separação praticamente contínua ao longo da interface, igualmente do lado do alumínio, o que explica o seu comprimento de união anomalamente reduzido (1,64 mm, secção 4.2.1) e confirma que o excesso de aporte térmico degrada a união em vez de a beneficiar, delimitando o limite superior da janela de processamento.

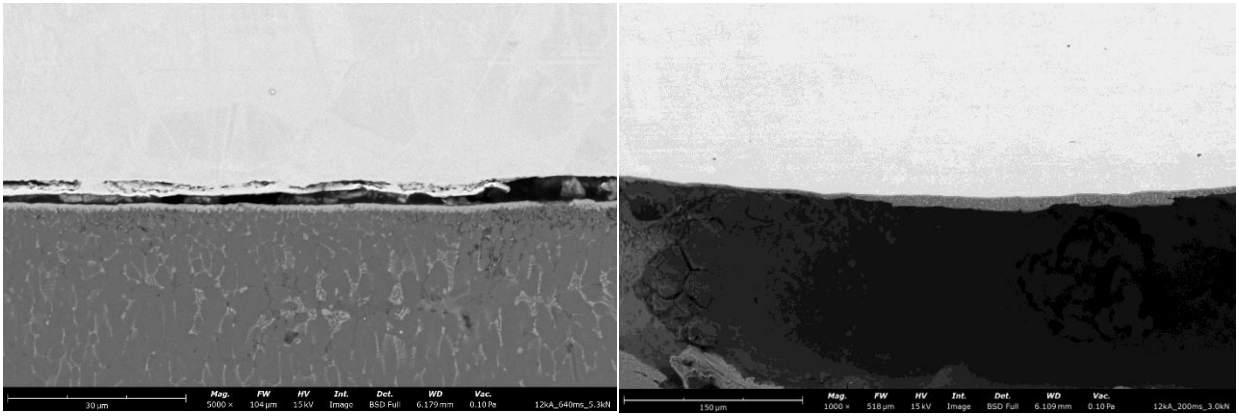


Figura 29. Interface descontínua observada por SEM: aço (topo, claro).

A localização preferencial destas descontinuidades do lado do alumínio é coerente com o resto das análises: é aí que se concentra a fissuração sub-interfacial (secção 4.5.3) e é por aí que se propaga a fratura no ensaio de corte (secção 4.4). A sua origem é multifactorial — as acentuadas diferenças de propriedades entre o alumínio e o aço, em particular a razão superior a onze vezes na condutividade térmica e a disparidade nos coeficientes de expansão, geram tensões residuais que favorecem a separação nesta região [54], às quais se somam a expulsão de material e a fragilidade da camada intermetálica, analisadas em seguida. Entre as causas possíveis, destaca-se a presença de óxidos na interface. A película de alumina que reveste o alumínio é muito estável, com temperatura de fusão próxima de 2050 °C, e forma-se novamente em poucos instantes em contacto com o ar [30], pelo que não é possível eliminá-la por completo entre o polimento e a soldadura (secção 3.2.1). Durante a soldadura, a força dos elétrodos e a fusão do alumínio fragmentam esta película, mas os fragmentos podem ficar retidos no alumínio fundido junto à interface. Não havendo ligação entre o óxido e o metal envolvente, estes fragmentos constituem planos de descontinuidade onde o alumínio se pode separar da camada de reação. Este mecanismo é coerente com a localização das descontinuidades, imediatamente abaixo da camada intermetálica, do lado do alumínio. A deteção de óxido de alumínio na interface por EDS é discutida na secção 4.5.4.

4.5.2. Poros e Cavidades

A porosidade constitui o segundo grande grupo de defeitos, sob a forma de poros de dimensão variável e de cavidades de grande dimensão, localizados sobretudo na zona fundida do alumínio e na região adjacente à interface (Figura 29). A sua origem é atribuível a dois mecanismos: por um lado, a solidificação rápida da zona fundida, característica da RSW, favorece o aprisionamento de gás e a porosidade de solidificação, agravada pela elevada solubilidade do hidrogénio no alumínio líquido e pela sua rejeição durante a solidificação; por outro, a contração volumétrica durante a solidificação, associada às tensões geradas pela diferença de coeficientes de expansão térmica (secção 2.4.1), promove cavidades de contração, sobretudo na interface, onde a restrição à contração é maior. A coexistência de porosidade e cavidades de contração é apontada na literatura como característica das juntas dissimilares Al/aço [53]. Estes defeitos surgem frequentemente combinados, cavidade extensa, banda de porosidade ao longo da interface e fissura a propagar-se no alumínio (Figura 29).

4.5.3. Fissuração

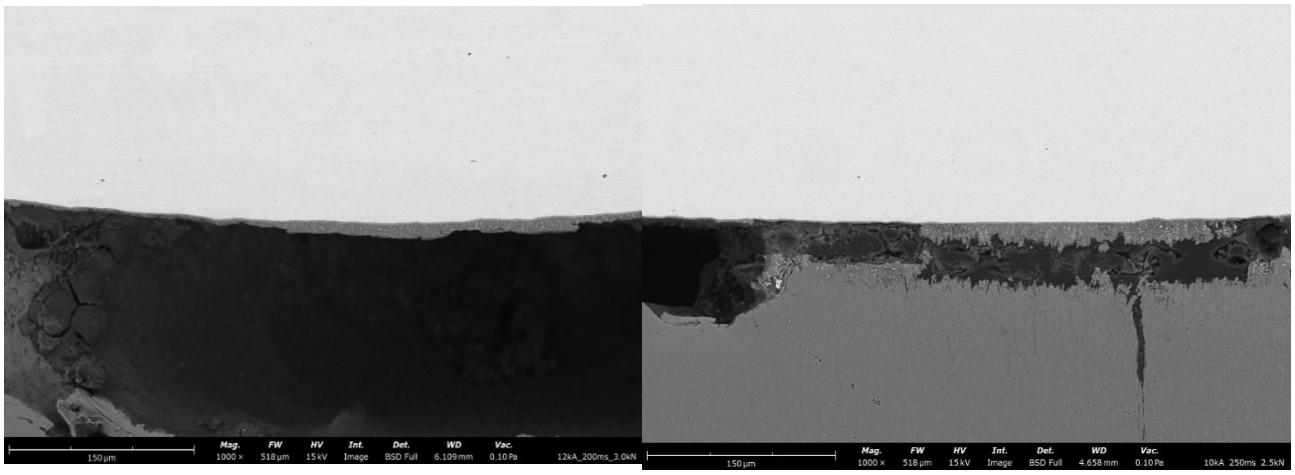


Figura 30. Poros e cavidades na região da interface, observados por SEM (1000×). (esq.) Cavidade de grande dimensão na zona da interface (12 kA, 200 ms, 3,0 kN); (dir.) vazio extenso e banda de porosidade distribuída ao longo da interface, com fissura a propagar-se no alumínio (10 kA, 250 ms, 2,5 kN). Aço no topo (mais claro), alumínio na base.

A fissuração ocorre predominantemente do lado do alumínio, na região adjacente à interface, propagando-se paralelamente a esta (Figura 30): uma fissura horizontal bem definida, na zona fundida do alumínio, imediatamente abaixo da camada de reação. Em maior ampliação (Figura 30), verifica-se que a fissura se propaga preferencialmente pela rede eutéctica interdendrítica, contornando as dendrites de alumínio primário — trajetória característica da fissuração a quente e de solidificação, na qual a fenda segue os últimos líquidos a solidificar, enriquecidos em soluto e mecanicamente mais frágeis. A

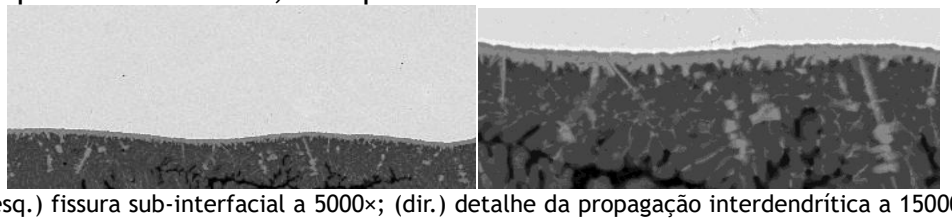


Figura 31. (esq.) fissura sub-interfacial a 5000×; (dir.) detalhe da propagação interdendrítica a 15000×. (10 kA, 250 ms, 3,0 kN, SEM 5000×).

sua ocorrência está associada às tensões residuais de arrefecimento, resultantes da restrição à contração do alumínio imposta pelo aço e da diferença entre coeficientes de expansão térmica (secção 2.4.1). A proximidade destas fissuras à interface torna-as particularmente prejudiciais, ao constituírem caminhos preferenciais para a propagação da fenda no carregamento, contribuindo para o modo de fratura interfacial observado no ensaio de corte (secção 4.4).

4.5.4. Óxidos e Inclusões

A análise por EDS de pontos localizados na interface revelou, em várias zonas escuras, teores de oxigénio elevados, associados ora ao alumínio ora ao silício. Importa distinguir dois casos de origem distinta: o óxido de alumínio, que pode resultar da retenção parcial da película superficial do alumínio na interface, e a sílica, resíduo da suspensão de polimento. Num ponto de zona escura junto à interface obteve-se uma razão atómica O/Al da ordem de 2,7, consistente com óxido de alumínio; noutro, uma composição dominada por oxigénio e silício, com alumínio residual, correspondente a uma inclusão de sílica atribuível à suspensão de sílica coloidal do polimento (Figura 31; Tabela 21).

A deteção de óxido de alumínio na interface é metalurgicamente plausível: como referido na secção 3.2.1, a liga desenvolve naturalmente uma película superficial de óxido de elevada estabilidade [30], cuja remoção incompleta antes da soldadura pode conduzir à sua retenção parcial, constituindo obstáculo à ligação e potencial local de iniciação de descontinuidades. É, no entanto, essencial distinguir estes óxidos dos vazios: pontos analisados sobre descontinuidades escuras (fissura ou vazio) produzem composições com O e Al em proporção aproximadamente equivalente (O/Al ≈ 1), que não corresponde a um óxido estequiométrico, refletindo antes a ausência de material sólido e a captação de sinal da resina de embutimento. A distinção entre óxido (O/Al ≈ 2,7) e vazio (O/Al ≈ 1) faz-se, assim, com base na razão atómica e no contexto morfológico. A presença de óxido de alumínio retido na interface constitui, assim, uma causa provável da falta de ligação observada (secção 4.5.1)

Importa delimitar o alcance desta interpretação. A quantificação do oxigénio por EDS é semi-quantitativa e particularmente sujeita a erro para elementos leves, pelo que os valores são indicativos. Além disso, a superfície de alumínio exposta durante o seccionamento e a preparação oxida-se rapidamente ao ar e nos meios de polimento aquosos, pelo que parte do oxigénio detetado pode ter sido introduzida após a soldadura. Confirma-se, em síntese, a presença de óxidos ricos em alumínio em pontos localizados da interface, que podem contribuir para a fragilização e a descontinuidade da ligação;

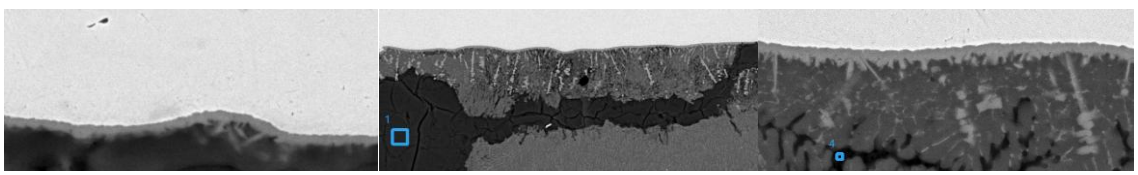


Figura 32. Análises pontuais por EDS (esq.) Inclusão de sílica; (centro) óxido de alumínio; (dir.) vazio. Aço no topo, alumínio na base.

contudo, a técnica não permite discriminar de forma conclusiva os óxidos retidos na soldadura dos introduzidos na preparação, pelo que a sua influência efetiva deve ser interpretada com reserva. Esta ambiguidade sublinha a necessidade, apontada na secção 2.4.2.1, de uma preparação superficial cuidada e da remoção eficaz da camada de óxido como condição para juntas Al/aço de qualidade.

Tabela 23. Composição elementar (EDS) dos pontos assinalados nas zonas escuras da interface da Figura 31.

Elemento	Sílica	Óxido de Al (O/Al≈2,7)	Vazio (O/Al≈1)
O (% at.)	64,52	72,19	50,34
Al (% at.)	0,83	26,53	49,66
Si (% at.)	34,66	1,28	-

4.6. Síntese e Janela de Processamento

A caracterização apresentada permite agora uma leitura conjunta do comportamento das juntas dissimilares AA6082-T6 / AISI-SAE 304, delimitando a janela de processamento favorável e identificando o fator que condiciona o seu desempenho.

4.6.1. Janela de Processamento Favorável

Os resultados convergem na identificação de uma janela de processamento favorável centrada na corrente de 12 kA, em tempos de soldadura da ordem dos 400 ms. O limite inferior desta janela foi delimitado logo na fase de preparação: a totalidade das amostras soldadas a 8 kA e diversas amostras a 10 kA não reuniu integridade suficiente para suportar o corte e a montagem, indicador qualitativo de que o aporte térmico nessas condições é insuficiente para estabelecer uma ligação mecanicamente resistente. O limite superior foi delimitado pela amostra obtida em modo automático, com um tempo de 640 ms: apesar de corresponder ao maior aporte térmico de todo o conjunto experimental, apresentou um comprimento de união reduzido e uma separação praticamente contínua ao longo da interface, evidenciando que o excesso de aporte térmico deixa de beneficiar a união e passa a degradá-la, por expulsão de material e por fragilização da região sub-interfacial.

Dentro desta janela, o tempo de soldadura revelou-se o parâmetro dominante. O seu aumento traduziu-se num crescimento consistente do comprimento da união efetiva, desde os valores baixos e dispersos a 150 ms até um máximo notavelmente consistente a 400 ms, e, em correspondência direta, num aumento da carga máxima suportada em tração, dos cerca de 3,7 a 4,7 kN a 150 ms para 5,1 a 6,1 kN a 400 ms. A força de aperto revelou um efeito secundário e não monótono, cujo sinal depende do regime de aporte térmico: prejudicial a tempos curtos, nos quais a redução da resistência de contacto agrava um aporte já limitado, e benéfica a tempos longos, nos quais melhora a continuidade da união. A melhor condição de todo o plano experimental foi a de 12 kA /

400 ms / 3,5 kN, que atingiu uma carga máxima média de 6,13 kN e a maior energia absorvida.

4.6.2. Fator Condicionante do Desempenho

A leitura conjunta dos resultados revela um aspeto que ultrapassa a mera otimização dos parâmetros. Em todas as condições, a camada de compostos intermetálicos manteve-se fina (aproximadamente 1,0 a 1,8 µm) e abaixo do limiar crítico de cerca de 2 µm apontado na literatura, um regime que, isoladamente considerado, seria favorável à resistência da junta; ainda assim, a totalidade dos provetes fraturou em modo interfacial. Esta contradição resolve-se ao reconhecer que o fator condicionante não é a espessura da camada intermetálica, mas sim a extensão e a continuidade da ligação metalúrgica: a união revelou-se sistematicamente descontínua e os defeitos concentraram-se de forma quase universal no alumínio imediatamente adjacente à camada de reação, que constitui o elo mecanicamente mais débil da junta. A camada intermetálica fina é, assim, condição necessária, mas não suficiente, permanecendo a continuidade da ligação e a integridade do alumínio sub-interfacial os verdadeiros pontos de interesse.

5. CONCLUSÕES

O presente trabalho teve como objetivo a parametrização do processo de soldadura por resistência por pontos aplicado à junta dissimilar entre a liga de alumínio AA6082-T6 e o aço inoxidável AISI-SAE 304, avaliando a influência da corrente, do tempo de soldadura e da força de aperto na formação e na qualidade das juntas. Da caracterização macroscópica, microestrutural, química e mecânica realizada, retiram-se as seguintes conclusões principais.

Confirmou-se a existência de uma janela de processamento favorável, centrada em 12 kA e em tempos da ordem dos 400 ms, cujos limites inferior e superior foram delimitados, respetivamente, pela perda de integridade das amostras de baixo aporte térmico e pela degradação da união no regime de aporte excessivo. Dentro desta janela, o tempo de soldadura afirmou-se como o parâmetro dominante, ao passo que a força de aperto exerceu um efeito secundário e não monótono, dependente do regime térmico. A melhor condição, 12 kA / 400 ms / 3,5 kN, atingiu uma carga máxima média de 6,13 kN.

A camada de compostos intermetálicos Fe-Al formada na interface manteve-se fina em todas as condições, com espessuras médias entre aproximadamente 1,0 e 1,8 µm, abaixo do limiar crítico de cerca de 2 µm. Não se observou uma tendência monótona de crescimento com o tempo ou a corrente, comportamento atribuível ao efeito inibidor do crómio do aço sobre a fase Fe_2Al_5 e à dispersão das medições. A análise por EDS confirmou a natureza Fe-Al e a composição rica em alumínio da camada, compatível com o par Fe_2Al_5 / $FeAl_3$, embora as limitações da técnica não tenham permitido resolver individualmente as duas subcamadas.

Os perfis de microdureza revelaram a assimetria mecânica fundamental da junta: a liga AA6082-T6 sofre um amaciamento acentuado na zona termicamente afetada, com um mínimo sistemático entre 75 e 85 HV (cerca de 35 % abaixo do metal de base) independentemente dos parâmetros, enquanto o aço inoxidável não amacia, mantendo a dureza de encruamento da chapa e atuando como o membro rígido da ligação.

O principal contributo deste trabalho reside na identificação do fator que verdadeiramente condiciona o desempenho destas juntas. Apesar de a camada intermetálica fina ser, em si, favorável à resistência, a totalidade dos provetes fraturou em modo interfacial, o modo menos fiável. O fator condicionante não é, pois, a espessura

da camada intermetálica, mas a extensão e a continuidade da ligação metalúrgica: a união apresentou-se sistematicamente descontínua e os defeitos: descolamentos, porosidade, cavidades de contração e fissuração sub-interfacial, concentraram-se no alumínio adjacente à camada de reação. A generalização destes defeitos a toda a gama de parâmetros, sem correlação clara com a corrente, o tempo ou a força, revela uma origem fundamentalmente metalúrgica, decorrente das acentuadas diferenças de propriedades entre os dois materiais, e não de um ajuste inadequado do processo.

Conclui-se, assim, que a camada intermetálica fina é condição necessária, mas não suficiente para uma junta de qualidade, e que a otimização dos parâmetros de processo, embora necessária, atinge um teto que a soldadura por resistência por pontos direta desta combinação não permitiu ultrapassar. As cargas máximas alcançadas, ainda que apreciáveis, foram sempre obtidas com o modo de fratura menos fiável, pelo que o potencial mecânico da ligação não chegou a ser plenamente explorado. A viabilização plena destas juntas exige, portanto, atuar sobre a própria interface, e não apenas sobre o ciclo térmico.

5.1. Sugestões para Trabalhos Futuros

A partir das limitações e das conclusões do presente trabalho, identificam-se três frentes de desenvolvimento futuro.

A primeira, e a mais diretamente decorrente dos resultados, consiste na modificação da interface através da introdução de um interlayer ou de um revestimento metálico entre as chapas. O zinco, o níquel e o cobre demonstraram, na literatura, a capacidade de reduzir a espessura e alterar a natureza dos intermetálicos, remover a película de óxido do alumínio e favorecer uma ligação mais contínua e resistente. Sendo a descontinuidade da união e a debilidade do alumínio sub-interfacial os fatores condicionantes identificados, esta é a via mais promissora para deslocar o comportamento das juntas para o regime de arrancamento e ultrapassar o teto de desempenho da soldadura direta.

A segunda frente consiste no refinamento do ciclo térmico, explorando os parâmetros que no presente trabalho foram deliberadamente fixados ou desativados, de forma a isolar o efeito das três variáveis principais. A soldadura com múltiplos impulsos, em substituição do impulso único aqui utilizado, permite fasear o aporte térmico e, de acordo com a literatura, favorecer o crescimento do núcleo sem projeção, o que poderá atenuar a expulsão de material e a descontinuidade observadas. A introdução de pré-aquecimento poderá facilitar a rutura da camada de óxido do alumínio, identificada como fonte de fragilização da interface, e melhorar o contacto elétrico inicial, atacando a elevada variabilidade observada a tempos curtos. Por fim, a aplicação de pós-aquecimento, ao promover um arrefecimento mais controlado, poderá reduzir as tensões residuais responsáveis pela fissuração sub-interfacial e pelas cavidades de contração, que resultam da disparidade dos coeficientes de expansão térmica dos dois materiais.

A terceira frente visa completar a caracterização das juntas, colmatando as limitações do presente trabalho. Recomenda-se o alargamento dos ensaios de resistência ao corte às

correntes e aos tempos de soldadura intermédios, de forma a cobrir toda a janela de processamento no domínio mecânico, e não apenas os seus extremos. Sugere-se ainda a quantificação do diâmetro do núcleo de soldadura mediante um seccionamento garantidamente centrado no ponto, bem como a resolução individual das subcamadas Fe_2Al_5 e $FeAl_3$ através de técnicas de maior resolução, como a difração de eletrões retrodifundidos ou a microscopia eletrónica de transmissão, que permitiriam confirmar a atribuição de fases apenas inferida por EDS neste trabalho.

6. Referências

[1] American Welding Society (AWS). Welding Handbook, Vol. 1: Welding Science and Technology.

[2] ASM International. ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys; e ASM Handbook, Vol. 13A: Corrosion — Fundamentals, Testing and Protection.

[3] ASM International. 1993. ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys. Materials Park, OH: ASM International.

[4] ASM International. 1990. ASM Handbook, Vol. 1: Properties and Selection — Irons, Steels and High-Performance Alloys. Materials Park, OH: ASM International.

[5] Lukács, J. Behaviour of Aluminium/Steel Hybrid RSW Joints under High Cycle Fatigue.

[6] A Review of Advances in Resistance Spot Welding of Automotive Sheet Steels: Emerging Methods to Improve Joint Mechanical Performance. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2021.

[7] Vural, M. 2014. Welding Processes and Technologies: Comprehensive Materials Processing. Elsevier, pp. 3–48.

[8] ISO/TR 25901-1:2016, Welding and Allied Processes Vocabulary — Part 1: General terms. International Organisation for Standardisation, Geneva, Switzerland.

[9] Grover, M. P. 2013. Fundamentals of modern manufacturing: Materials, Process, and Systems, 5th edition. Wiley, pp. 776-779.

[10] O'Brien, A. & Guzman, C. (eds.). 2007. Welding Handbook, Vol. 3: Welding Processes, Part 2 — Resistance and Solid-State Welding and Other Joining Processes, 9th ed. American Welding Society, Miami, FL.

[11] Martín, Ó., De Tiedra, P. et al. 2022. Advances in the Control and Improvement of Quality in the Resistance Spot Welding Process. Metals, 12(11): 1810.

[12] Kimchi, M. & Phillips, D.H. 2023. Resistance Spot Welding: Fundamentals and Applications for the Practitioner. Springer.

[13] AHSS Guidelines. Resistance Seam Welding (RSEW). WorldAutoSteel.

[14] Total Materia. The Welding Processes — Resistance Welding (secção RPW).

[15] P. K. Mallick. 2021. Joining for lightweight vehicles, in Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles. Elsevier, pp. 321–371.

[16] Khan, J.A. et al. 2022. Resistance Spot Welding: Principles and Its Applications. IntechOpen.

[17] Zhang, H. & Senkara, J. 2011. Resistance Welding: Fundamentals and Applications, 2nd ed. CRC Press.

[18] Dickinson, D.W., Franklin, J.E. & Stanya, A. 1980. Characterization of Spot Welding Behaviour by Dynamic Electrical Parameter Monitoring. Welding Journal, 59(6).

[19] Kimchi, M. & Phillips, D.H. 2023. Resistance Spot Welding Machines, Electrodes, and Tooling. In: Resistance Spot Welding. Springer.

[20] Menachem Kimchi, David H. Phillips. 2023. Resistance Spot Welding: Fundamentals and Applications for the Automotive Industry, 2nd edition. Springer, pp. 1-35.

[21] ISO 5182-1:2008, Resistance welding — Electrode caps — Part 1: Dimensions. International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland.

[22] AHSS Guidelines. Resistance Spot Welding — Electrode Materials.

[23] Khan, J.A. et al. Resistance Spot Welding: Principles and Its Applications.

[24] G. Mathers. 2002. Resistance welding processes, in The Welding of Aluminium and its Alloys. Elsevier, pp. 166–180.

[25] Pereira, A. & Ferreira, J.A.M. & Antunes, F.V. & Bártolo, P.J., 2010. Strength of aluminium resistance spot-welded and weld-bonded joints, in Ciência & Tecnologia dos Materiais, 22: pp. 25-31

[26] Pouranvari M, Marashi SPH, 2010. Factors affecting mechanical properties of resistance spot welds. Materials Science and Technology. 26(9): pp. 1137-1144.

[27] S. Aslanlar, A. Ogur, U. Ozsarac, and E. Ilhan, 2008. Welding time effect on mechanical properties of automotive sheets in electrical resistance spot welding, in Materials&Design, 29(7): pp. 1427–1431.

[28] Buckley, Joe & Servent, Ramon, 2009. Improvements in Ultrasonic Inspection of Resistance Spot Welds, in Insight – Non-Destructive Testing and Condition Monitoring, 51(2): pp. 73-77.

[29] Al-Mukhtar, A.M., 2016. Review of Resistance Spot Welding Sheets: Processes and Failure Mode. Advanced Engineering Forum, 17: pp. 31–57.

[30] Lippold, J.C. & Kotecki, D.J. 2005. Welding Metallurgy and Weldability of Aluminum Alloys. Wiley-Interscience.

[31] Ye, T., Xia, E., Qiu, S., Wang, Y., Yue, H., Liu, J. & Wu, Y. 2023. High-Temperature Tensile Mechanical Properties and Microstructure of Rolled 6082-T6 Aluminum Alloy Sheets. Materials, 16(21): 7019.

[32] Jiang, J.F., Cui, J.B., Wang, Y., Huang, M.J., Ding, J. & Yan, J. 2024. Effect of T6 Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of 6082 Aluminum Alloy Automotive Flange Components Formed by Squeeze Casting. Materials Science & Engineering: A, 912: 146974.

[33] CEN (European Committee for Standardization). 2019. EN 573-3:2019 — Aluminium and Aluminium Alloys: Chemical Composition and Form of Wrought Products — Part 3: Chemical Composition and Form of Products. Brussels: CEN.

[34] Ivannikov, A., Abramov, A., Popov, N., Penyaz, M., Suchkov, A., Pukhareva, N. & Sevryukov, O. 2023. Joining Stainless-Steel AISI-SAE 304 and High-Strength Aluminum Alloy AA 6082 by Brazing Using Al-Ge-Si Foils. Metals, 13(1): 149.

[35] Ansys, Inc. 2024. Ansys Granta EduPack software (Release 2024 R2). Ansys, Inc., Canonsburg, PA. Disponível em: www.ansys.com/materials

[36] Liu, Y. et al. 2020. Study on the Microstructure and Mechanical Performance for Integrated Resistance Element Welded Aluminum Alloy/Press Hardened Steel Joints. Materials Science and Engineering: A. https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140510

[37] Florea, R.S. et al. 2012. Quantifying Structure-Property Relationships During Resistance Spot Welding of an Aluminum 6061-T6 Joint. arXiv preprint. https://arxiv.org/pdf/1605.04251

[38] Rongved, M. et al. 2025. A Through-Process Modelling Approach of Aluminium HAZ Softening and Weld Joint Performance. International Journal of Advanced Manufacturing Technology. https://doi.org/10.1007/s00170-025-15395-0

[39] Microstructure and Mechanical Properties of Welded AA6082 Aluminium Alloys. 2012. Academia.edu. https://www.academia.edu/40315131

[40] El-Sayed, M.M. et al. 2022. Friction Stir Spot Welding of Different Thickness Sheets of AA6082-T6. https://pmc.ncbi.nlm.nih.gov/articles/PMC9105651/

[41] Pósalaky, D. & Lukács, J. 2018. The Effect of Solution Annealing and Ageing During the RSW of 6082 Aluminium Alloy. In: ESAFORM 2018. Springer. https://doi.org/10.1007/978-3-319-75677-6_59

[42] Mezher, M.T., Pereira, A., Trzepieciński, T. & Acevedo, J. 2024. Artificial Neural Networks and Experimental Analysis of the Resistance Spot Welding Parameters Effect on the Welded Joint Quality of AISI-SAE 304. Materials, 17(9): 2167.

[43] Dinaharan, I., Ramesh, R. & Gairola, S. 2025. Microstructure Characterization and Tensile Behavior of Dissimilar Friction Stir Welded AA6082-T6 and AISI-SAE 409 Ferritic Stainless Steel. Metallography, Microstructure, and Analysis. [em publicação; DOI: 10.1007/s13632-025-01295-y]

[44] Graves, R.S., Kollie, T.G., McElroy, D.L. & Gilchrist, K.E. 1991. The Thermal Conductivity of AISI-SAE 304L Stainless Steel. International Journal of Thermophysics, 12(2): pp. 409-415.

[45] CEN (European Committee for Standardization). 2014. EN 10088-2:2014 — Stainless Steels — Part 2: Technical Delivery Conditions for Sheet/Plate and Strip of Corrosion Resisting Steels for General Purposes. Brussels: CEN.

[46] Paventhan, R., Lakshminarayanan, P.R. & Balasubramanian, V. 2011. Prediction and Optimization of Friction Welding Parameters for Joining Aluminium Alloy and Stainless Steel. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 21(7): pp. 1480-1485.

[47] Saptarshi Saha, Manidipto Mukherjee, Tapan Kumar Pal. 2015. Microstructure, Texture, and Mechanical Property Analysis of Gas Metal Arc Welded AISI-SAE 304 Austenitic Stainless Steel. Journal of Materials Engineering and Performance, 24, pp. 1125-1139.

[48] Ghusoon Ridha Mohammed et al. 2017. Effects of Heat Input on Microstructure, Corrosion and Mechanical Characteristics of welded Austenitic and Duplex Stainless Steels: A Review. Metals, 7(2): pp 39.

[49] Fukumoto, S. et al. 2003. Small-Scale Resistance Spot Welding of Austenitic Stainless Steels. Materials Science and Engineering: A. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(08)00519-4

[50] Ghosh, P.K. et al. 2020. Investigation of Thin Sheet Stainless Steel Resistance Spot Welds: Effect of Weld Current on Nugget Failure and Microstructure. Journal of Manufacturing Processes. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.03.009
[51] Pouranvari, M. & Marashi, S.P.H. 2013. Dissimilar Spot Welds of AISI-SAE 304/AISI-SAE 1008: Metallurgical and Mechanical Characterization. ResearchGate. https://www.researchgate.net/publication/260518824
[52] Vignal, V. et al. 2011. Use of EPR Test to Study the Degree of Sensitization in Resistance Spot Welding Joints of AISI-SAE 304 Austenitic Stainless Steel. Corrosion Science. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.01.019
[53] Zhou, K. ... & Yao, P. 2026. Resistance Spot Welding Between Aluminum and Steel: A Review of Process Mechanisms and Advancement Strategies for Enhanced Joint Performance. Journal of Manufacturing Processes, 158: pp. 414-436.
[54] Li, Q., Yang, S. & Hu, B. et al. 2025. Laser Welding of Aluminum/Steel Dissimilar Metals and Control of Intermetallic Compounds: A Review. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 137: pp. 4283-4308.
[55] Ribeiro, J.B., Mendes, R. & Loureiro, A. 2018. Explosive Welding of Aluminium to Stainless Steel. Journal of Materials Processing Technology, 262: pp. 340-349.
[56] Dong, J.-H., Liu, H., Ji, S.-D., Yan, D.-J. & Zhao, H.-X. 2022. Diffusion Bonding of Al-Mg-Si Alloy and 301L Stainless Steel by Friction Stir Lap Welding Using a Zn Interlayer. Materials, 15(3): 696.
[57] Newishy, M., Jaskari, M., Järvenpää, A., Fujii, H. & Abdel-Aleem, H.A. 2023. Friction Stir Welding of Dissimilar Al 6061-T6 to AISI-SAE 316 Stainless Steel: Microstructure and Mechanical Properties. Materials, 16(11): 4085.
[58] Azhari-Saray, H., Sarkari-Khorrami, M., Nademi-Babahadi, A. & Kashani-Bozorg, S.F. 2020. Dissimilar Resistance Spot Welding of 6061-T6 Aluminum Alloy/St-12 Carbon Steel Using a High Entropy Alloy Interlayer. Intermetallics, 124: 106876.
[59] Qiu, R., Iwamoto, C. & Satonaka, S. 2009. Interfacial Microstructure and Strength of Steel/Aluminum Alloy Joints Welded by Resistance Spot Welding with Cover Plate. Journal of Materials Processing Technology, 209(8): pp. 4186-4193.
[60] Lu, Y., Mayton, E., Song, H., Kimchi, M. & Zhang, W. 2019. Dissimilar Metal Joining of Aluminum to Steel by Ultrasonic Plus Resistance Spot Welding — Microstructure and Mechanical Properties. Materials & Design, 165: 107585.
[61] Pereira, A.M., Ferreira, J.M., Loureiro, A., Costa, J.D.M. & Bártolo, P.J. 2010. Effect of Process Parameters on the Strength of Resistance Spot Welds in 6082-T6 Aluminium Alloy. Materials and Design, 31(5): pp. 2454-2463.
[62] Manladan, S.M., Yusof, F., Ramesh, S., Fadzil, M., Luo, Z. & Ao, S. 2017. A Review on Resistance Spot Welding of Aluminum Alloys. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 90: pp. 605-634.
[63] Xu, Z., Xiao, A., Jiang, S., Mao, L., Tian, H., Yi, B. & Ling, H. 2023. Effect of Plate Thickness on Mechanical Properties and Failure Behaviors of Resistance Spot Welded Advanced High Strength Steels. Journal of Manufacturing Processes, 95: pp. 392-404.
[64] - Telwin S.p.A. [s.d.]. Inverspotter 14000 Smart Aqua — Technical Data Sheet. Villaverla (VI): Telwin S.p.A.

[65] Yang, Y., Wang, T., Li, S., Zhang, Y., Liu, P. & Chen, X. 2025. Influence of Welding Current on Microstructure and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded 304 Stainless Steel/Aluminum Alloy Joints.
[66] Xu, Y., Chen, Q., Wang, B., Qiu, F., Dong, B., Li, H., Feng, Z. & Barber, G.C. 2024. Dissimilar Joining of Aluminum Alloy and Low-Alloy Carbon Steel by Resistance Spot Welding. Journal of Materials Research and Technology, 32: pp. 1587-1600.
[67] Qiu, R., Li, J., Shi, H. & Yu, H. 2023. Characterization of Resistance Spot Welded Joints Between Aluminum Alloy and Mild Steel with Composite Electrodes. Journal of Materials Research and Technology, 24: pp. 1190-1202.
[68] Zhou, K., Yu, W., Ren, B., Wang, G. & Yao, P. 2024. Microstructure and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded Dissimilar Aluminum/Steel Joints Fabricated Using High Entropy Alloy as Interlayer. Materials Characterization, 216: 114278.
[69] ISO (International Organization for Standardization). 2016. ISO 14273:2016 — Resistance Welding — Destructive Testing of Welds — Specimen Dimensions and Procedure for Tensile Shear Testing Resistance Spot and Embossed Projection Welds. Geneva: ISO.
[70] Ahmadi, & Movahedi. 2026. Aluminum–Steel Resistance Spot Welding with an Aluminum Interlayer. Results in Engineering, 29.
[71] Kang, J., Shi, L., Shalchi-Amirkhiz, B., Sigler, D.R., Haselhuhn, A.S. & Carlson, B.E. 2020. Microstructure and Shear Strength of Novel Aluminum to Steel Resistance Spot Welds, in *Welding Journal*, 99: pp. 67-s a 78-s.
[72] Jimenez-Mena, N., Jacques, P.J., Ding, L., Gauquelin, N., Schryvers, D., Idrissi, H., Delannay, F. & Simar, A. 2019. Enhancement of Toughness of Al-to-Steel Friction Melt Bonded Welds via Metallic Interlayers, in *Materials Science and Engineering: A*, 740–741: pp. 274–284.
[73] Pan, B., Sun, H., Shang, S.-L., Banu, M., Wang, P.-C., Carlson, B.E., Liu, Z.-K. & Li, J. 2022. Understanding formation mechanisms of intermetallic compounds in dissimilar Al/steel joint processed by resistance spot welding, in *Journal of Manufacturing Processes*, 83: pp. 212–222.
[74] Mohammed, H.G., Ginta, T.L. & Mustapha, M. 2020. The Investigation of Microstructure and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded AISI-SAE 316L Austenitic Stainless Steel. Materials Today: Proceedings, 33 (Part 8). https://doi.org/10.1016/j.matpr...
[75] Zhang, Y., Guo, J., Li, Y., Luo, Z. & Zhang, X. 2020. A Comparative Study Between the Mechanical and Microstructural Properties of Resistance Spot Welding Joints Among Ferritic AISI-SAE 430 and Austenitic AISI-SAE 304 Stainless Steel. Journal of Materials Research and Technology, 9(1): pp. 574-583. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.10.086