UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DA LIGA DE ALUMÍNIO AERONÁUTICA AA 7075-T6 POR MEIO DO PROCESSO GMAW COM INDUÇÃO DE VIBRAÇÃO

Diogo Aranha Ribeiro

Itajubá, agosto de 2025.

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Diogo Aranha Ribeiro

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DA LIGA DE ALUMÍNIO AERONÁUTICA AA 7075- T6 POR MEIO DO PROCESSO GMAW COM INDUÇÃO DE VIBRAÇÃO

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para obtenção do Título de Doutor em Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processo

Orientador: Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa
Coorientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro

Agosto de 2025
Itajubá

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Diogo Aranha Ribeiro

Estudo da Soldabilidade da Liga de Alumínio Aeronáutica AA7075-T6 Por Meio do Processo GMAW Com Indução de Vibração

Tese apresentada à banca examinadora em 08 de agosto de 2025, conferindo ao autor o título de **Doutor em Ciência em Engenharia Mecânica.**

Banca Examinadora:
Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa (Orientador)
Prof. Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro (Coorientador)
Dra. Vanessa B, de Paula Macanhan
Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro (CEETEPS)
Prof. Dra. Renata Neves Penha (UNIFEI)
Prof. Dr. Guilherme Ferreira Gomes (UNIFEI)

Itajubá
2025

Agradecimentos

Primeiramente, agradeço a Deus, por ter me abençoado, sustentado e guiado durante toda a trajetória do doutorado. Sem Sua graça e misericórdia, nada disso seria possível.

À minha família, minha base e fortaleza. À minha esposa Graziela e companheira, pela a paciência e apoio incondicional, e à nossa filha Catarina, a maior bênção que poderíamos receber e fonte constante de inspiração. Aos meus saudosos pais, Sebastião e Catarina, cuja memória carrego com carinho e gratidão.

Agradeço às instituições UFLA e UNIFEI, por terem acolhido este projeto desde o mestrado até sua continuidade no doutorado. Sou profundamente grato ao meu orientador de mestrado, Dr. Roberto Alves B. Junior (UFLA), e ao Dr. Danton Diego (UFLA), bem como ao meu grande amigo Rodrigo Dantas Nunes, que esteve presente em momentos decisivos dessa caminhada.

Ao meu orientador de doutorado, Dr. Edmilson Otoni Corrêa, expresso minha sincera gratidão por ter aceitado me orientar e por todo o suporte e confiança ao longo do curso. Ao meu Coorientador, Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro, agradeço por idealizar este projeto e por seu constante incentivo e apoio.

Agradeço aos laboratórios que foram essenciais para o desenvolvimento desta pesquisa: o Laboratório de Materiais do Instituto de Engenharia Mecânica – IEM da UNIFEI, o Laboratório de Soldagem e Inovação Tecnológica – LabSIT, e o Laboratório de Materiais e Metalografia do CEFET-MG, Campus VIII.

Aos professores da UNIFEI, pelo conhecimento compartilhado e contribuições ao meu crescimento acadêmico.

Ao meu amigo e irmão em Cristo, Eduardo Silva, pela parceria fiel, pelas inúmeras ajudas e pelo companheirismo durante toda essa jornada.

Aos amigos e colegas com quem compartilhei experiências, aprendizados e viagens ao longo desses anos, meu sincero agradecimento pelos laços construídos e pelas memórias que levarei para a vida.

Resumo

A liga de alumínio de alta resistência AA-7075-T6 é amplamente utilizada nos setores aeroespacial, militar e automotivo devido à sua elevada relação resistência/peso. Entretanto, a soldagem por processos de fusão apresenta desafios significativos, especialmente relacionados à elevada suscetibilidade à formação de trincas a quente, precipitação de fases secundárias e ocorrência de porosidade. Neste trabalho, investigou-se a influência da aplicação de vibração mecânica durante a soldagem da liga AA-7075-T6 pelo processo *Gas Metal Arc Welding* (GMAW), com transferência por tensão superficial *Surface Tension Transfer* (STT®). Foram avaliados diferentes parâmetros de soldagem e frequências de vibração, com ênfase na análise da porosidade, microestrutura e dureza das juntas soldadas. Os resultados demonstraram que a aplicação da vibração promoveu efeitos metalúrgicos e mecânicos significativos, destacando-se: modificação da morfologia e redução do tamanho das fases secundárias na zona fundida, diminuição expressiva de partículas grosseiras na zona termicamente afetada (ZTA), menor perda de microdureza nas regiões soldadas, refinamento microestrutural na interface com o material base e redução da largura da ZTA. Além disso, a vibração contribuiu para uma redução substancial da porosidade, com desempenho superior observado na frequência de 183 Hz.

Conclui-se que a aplicação controlada de vibração mecânica durante a soldagem da liga AA-7075-T6 é uma técnica viável e promissora, capaz de melhorar a qualidade metalúrgica e o desempenho mecânico das juntas, ampliando as possibilidades de utilização desse material em aplicações críticas dos setores aeroespacial, aeronáutico e automotivo.

Palavras chaves: Alumínio, AA 7075T6, Soldagem, Vibração, planejamento de experimento.

Abstract

The high-strength aluminium alloy AA-7075-T6 is widely used in the aerospace, military, and automotive sectors owing to its excellent strength-to-weight ratio. However, fusion welding of this alloy presents major challenges, particularly its high susceptibility to hot cracking, secondary phase precipitation, and porosity formation. This study investigates the influence of mechanical vibration applied during the welding of AA-7075-T6 using the Gas Metal Arc Welding (GMAW) process with the Surface Tension Transfer (STT®) mode. Different welding parameters and vibration frequencies were assessed, with emphasis on porosity, microstructure, and hardness of the welded joints. The results demonstrated that vibration during welding promoted significant metallurgical and mechanical improvements, including modification of the morphology and reduction in the size of secondary phases in the fusion zone, a marked decrease in coarse particles in the heat-affected zone (HAZ), reduced loss of microhardness in the welded regions, microstructural refinement at the interface with the base material, and a narrowing of the HAZ. Moreover, a substantial reduction in porosity was observed, with the most effective performance achieved at a frequency of 183 Hz.It is concluded that the controlled application of mechanical vibration during the welding of AA-7075-T6 is a viable and promising technique, capable of improving the metallurgical quality and mechanical performance of welded joints, thereby broadening the potential applications of this alloy in critical aerospace, aeronautical, and automotive components.

Keywords: *Aluminum, AA 7075-T6, Welding, Vibration, design of experiment.*

Lista de Figuras

Figura 1 - Divisão das ligas de alumínio trabalhadas 21
Figura 2 - Processo soldagem GMAW 27
Figura 3 - Classificação de transferência de metal GMAW com base na ordem hierárquica 29
Figura 4 - Processo curto circuito convencional 39
Figura 5 - Processo de Transferência de Tensão Superficial (STT) 40
Figura 6 - Variação no modo de solidificação na zona de fusão 47
Figura 7 - Processo de preparação corpo de prova (figura a e b) 52
Figura 8 - Preparação de amostra para teste de charpy 52
Figura 9 - Preparação de amostras para teste de tração. 53
Figura 10 - Setup processo de soldagem (cilindro de gás, fonte de soldagem, cabeçote alimentador, computador para aquisição dos sinais e programação e controle da bancada responsável pelo deslocamento da tocha de soldagem) 55
Figura 11 - Bancada experimental composta: (1) cabeçote deslocador da tocha de soldagem, (2) tocha de soldagem, (3) dispositivo de fixação dos Corpos de Prova. 56
Figura 12 - Componentes da bancada experimental: tocha de soldagem (1), indutor de vibração (2), dispositivo de fixação material base (3), acelerômetro (4), cabeçote de soldagem (5). 56
Figura 13 - Tela do software Power Wave Manager de configuração dos parâmetros de soldagem. 57
Figura 14 - Gráfico de comportamento das variáveis do processo corrente e tensão. 58
Figura 15 - Tela software labview 58
Figura 16 - Posicionamento dos acelerômetros eixo X (1) eixo Y(2) 59
Figura 17 - coleta de dados com analisador de dados VibXpert II 59
Figura 18 - Spectrum de vibração com máxima rotação(183Hz) do indutor de vibração VibXpert II (a) LabView (b) 60
Figura 19 - Spectrum de vibração com média rotação (167 Hz) do indutor de vibração VibXpert II (a) LabView (b) 60
Figura 20 - Spectrum de vibração com média rotação (151 Hz) do indutor de vibração VibXpert II (a) LabView (b) 61
Figura 21 - Setup do processo de soldagem com indução de vibração. 62
Figura 22 - Gráfico das amplitudes das variáveis Ib e Ip usadas nos testes exploratórios. 64

Figura 23 - Corpos de prova soldados e dados de energia e frequência de vibração 70
Figura 24 - Macrografias dos cordões de solda 77
Figura 25 - Índice de convexidade..... 78
Figura 26 - Gráfico índice de convexidade e diluição soldagem da liga AA7075-T6 79
Figura 27 - Gráfico de Efeitos Principias de Convexidade 80
Figura 28 - Gráfico de Efeitos Principias de Diluição..... 80
Figura 29 - Microestrutura de região de ZTA..... 83
Figura 30 - Microestrutura de região da poça de fusão 87
Figura 31 - Imagem SEM e análise EDS da junta soldada Figura 89
Figura 32 - Macrografia da região de ZTA: Figura (a) 151 Hz; Figura (b) 167 Hz; Figura (c) 0 Hz e Figura (d) 183Hz 92
Figura 33 - Micrografia das regiões de solda, figura (a) 151Hz, figura (b) 162Hz, figura (c) sem indução e figura (d) 183Hz. 93
Figura 34 - Regiões de Solda..... 94
Figura 35 - Quantidade de poros por regiões de solda. 94
Figura 36 - Porcentagem de poros por regiões de solda 95
Figura 37 - Esquema detalhando e gráfico de microdureza..... 97
Figura 38 - Valores de porcentagem de perda de microdureza 98
Figura 39 - Gráfico de ensaio de charpy da liga AA 7075-T6 e metal de adição ER-4047 100
Figura 40 - Gráfico tensão deformação liga AA 7075 -T6, frequência de 183 Hz 100
Figura 41 - Imagem corpos de prova após fratura de tração 102

Lista de Tabelas

Tabela 1- Componentes fabricados de Ligas de Alumínio 20
Tabela 2 – Características e aplicações das ligas de alumínio. 22
Tabela 3 - Variações de tratamento térmico para ligas de alumínio tratáveis termicamente 25
Tabela 4 - Comparação de resistência da liga AA 7075-T6 em relação a outros materiais 25
Tabela 5 - Exemplificação do processo separado em eventos 41
Tabela 6 - Categorias de transferência controlada por curto-circuito e suas características. 42
Tabela 7- Trabalhos de aplicação de vibração no processo de soldagem 50
Tabela 8 - Composição química do metal base AA 7075-T6. 51
Tabela 9 - resistência da liga AA 7075-T6 Al com vários tratamentos 51
Tabela 10 - Composição química material de enchimento ER4047. 54
Tabela 11- Propriedades mecânicas do eletrodo AWS ER4047 como soldado. 54
Tabela 12 - Composição química do gás de proteção 54
Tabela 13 - característica indutor de vibração 56
Tabela 14 - Parâmetros utilizados para testes exploratórios 63
Tabela 15 - Parâmetros obtidos com base nos testes exploratórios. 64
Tabela 16 - Matriz experimental gerada a partir de um planejamento CCD 2^3 com três fatores contínuos e um categórico variando em dois níveis e seis pontos centrais. 66
Tabela 17 - Matriz experimental gerada a partir de um planejamento CCD 2^4 com quatros fatores contínuos variando em dois níveis e seis pontos centrais e oitos pontos axiais. 67
Tabela 18 - Classificação dos níveis de energia dos corpos de prova soldados 69
Tabela 19 - Matriz experimental gerada a partir de um planejamento CCD com quatro fatores contínuos variando em dois níveis e seis pontos centrais e uma amostra sem vibração, com as respostas nível de energia de soldagem, diluição e índice concavidade (IC). 71
Tabela 20 - Classificação da análise visual dos cordões de solda 73
Tabela 21 - Parâmetros selecionados após avaliação das amostras soldadas 82
Tabela 22 - Analise de EDS da região da ZTA sem indução de vibração (at., %) 84
Tabela 23 - Composição química pontual das regiões de solda (at., %) 88
Tabela 24 - Variação de área de região da ZTA de acordo com a frequência 91

Lista de Abreviaturas e Siglas

DOE - *Design of Experiments*

MIG - *Metal inert gas*

MAG - *Metal active gas*

GMAW - *Gas Metal Arc Welding*

P-GMAW - *Gas Metal Arc Welding Pulsed*

STT - *Surface Tension Transfer*

CMT - Cold Metal *Transfer*

RMD - *Regulated Metal Deposition*

PMZ - Zona Parcialmente Fundida

Ip - Corrente de pico

Ib - Corrente de base

WFS - Velocidade arame de solda

ZTA - Zonta termicamente afetada

UTP - *Unshielded Twisted Pair*

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio
C	Carbono
Mn	Manganês
Mg	Magnésio
Si	Silício
Cr	Cromo
Ni	Níquel
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
Cu	Cobre
Zn	Zinco
Zr	Zircônio
Fe	Ferro
Ar	Argônio
O	Oxigênio
SCC	Stress corrosion cracking
GP	Guinier Preston

Sumário

1. INTRODUÇÃO 14
1.2 Objetivos 17
1.2.1 Objetivo Geral 17
1.2.2 Objetivo Específico 17
1.3 Justificativa 17
2. LIGAS DE ALUMÍNIO 19
2.1 Classificações das Ligas de Alumínio 20
2.2 Ligas de Alumínio AA7075-T6 23
3. PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW 26
3.1 Modos de Transferência Metálica do Processo GMAW 28
3.2 Processo de Transferência Convencional 31
Processo de Transferência Globular 31
Processo de transferência Spray 32
Processo de Transferência por Curto Circuito 33
3.3 Processo de transferência controlada 34
Processo de transferência PGMAW 34
Processo De Transferência por Curto Circuito Controlado (STT) 37
3.4 Soldagem da Liga AA 7075-T6 42
4. MATERIAIS E MÉTODOS 51
4.1 Materiais 51
4.2 Equipamentos 54
4.3 Aquisição de Sinais 57
4.4 Processo de Soldagem 61
4.5 Macromorfologia 64

Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva (EDS) 64
4.6 Processamento de Dados 65
5. RESULTADOS 68
5.1 Análise Macrográfica 68
Diluição e índice de convexidade 77
Análise Micrográfica 81
5.2 Microestrutura 82
Poros 93
Microdureza 96
5.3 Análise Mecânica 99
Ensaio de Impacto Charpy 99
6. CONCLUSÃO 104
7. REFERÊNCIAS 105

1. INTRODUÇÃO

A Quarta Revolução Industrial, também conhecida como Indústria 4.0, tem transformado profundamente os processos produtivos, baseando-se na integração de tecnologias avançadas e na alta conectividade entre equipamentos, por meio de redes inteligentes. Essas redes permitem o controle autônomo de sistemas industriais, promovendo maior eficiência, produtividade e uma interação mais eficaz entre homem e máquina (1). Como consequência, a indústria global tem migrado para esse novo modelo operacional, que eleva os padrões da automação e otimiza a cadeia de produção em níveis superiores aos dos modelos anteriores (2).

Neste cenário de transformação tecnológica, o setor metalúrgico também tem evoluído significativamente, impulsionado pela incorporação de novas tecnologias que promovem melhorias nos processos e modernização dos equipamentos. As exigências do mercado atual impõem não apenas inovação e alto desempenho, mas também sustentabilidade na produção de materiais avançados (3). Uma das principais metas industriais é a redução do peso dos materiais**,** com o objetivo de aumentar a eficiência energética e reduzir o consumo de combustíveis, sem comprometer a segurança e o desempenho dos produtos (4,5,6).

A redução de peso, portanto, torna-se um fator estratégico. Para isso, é necessário otimizar a relação resistência/peso por meio da integração entre o desenvolvimento de materiais e os processos de fabricação. Essa abordagem permite atender aos requisitos de desempenho, segurança e custo de forma equilibrada. Dessa maneira, as indústrias têm direcionado investimentos em tecnologias que viabilizam o desenvolvimento de estruturas mais leves e eficientes, ao mesmo tempo em que atendem às crescentes exigências ambientais e normativas (7).

Parte desse esforço está sendo direcionada atualmente para a substituição do aço por ligas de alumínio, aplicadas na fabricação de componentes em diversos segmentos industriais (8). O alumínio é amplamente valorizado devido às suas características e disponibilidade (9,10,11), por ser totalmente reciclável e em formato de liga possuem baixa densidade e elevada resistência, comparável a certos tipos de aço (9).

No entanto, a viabilidade da aplicação dessas ligas em processos industriais está diretamente relacionada à utilização de métodos produtivos eficientes, nos quais a soldagem desempenha um papel essencial (7) e para que um material seja amplamente utilizado, ele precisa apresentar boa soldabilidade (12).

O processo de soldagem é fundamental na indústria e tem evoluído significativamente com novas metodologias e equipamentos de alta eficiência e precisão (3). SE destaca o arco metálico a gás (GMAW) que evoluiu de forma significativa em termos de funcionalidade, confiabilidade e controle do processo, na transferência de metal, no comportamento da poça de fusão e na formação geométrica do cordão de solda, bem como na correlação desses fatores com as variáveis do processo (13).Processo GMAW apresenta controle preciso da transferência de calor, durante a soldagem, o que é essencial para otimizar e controlar o processo de transferência metálica, visando atender às demandas da soldagem de precisão (14).

O ajuste fino do processo GMAW pode ser aprimorado por meio de ferramentas de transferência de tensão superficial, como a tecnologia Surface Tension Transfer (STT). Esse método controla as formas de onda de corrente e tensão para eliminar respingos, reduzindo a entrada de calor e minimizando a distorção da solda. Dessa forma, o processo se torna ideal para soldar chapas finas, evitando defeitos como respingos excessivos, distorção e queima (15,16).

Embora a soldagem do alumínio seja relativamente simples devido aos avanços tecnológicos e ao uso de parâmetros adequados, a mesma facilidade não se aplica às ligas de alumínio de alta resistência (17,18), como a AA 7075-T6 pertencente à série 7XXX.

Desenvolvida na década de 1970 (19), a liga AA 7075-T6 é amplamente utilizada nas indústrias aeroespacial, marítima e automotiva devido à sua combinação única de leveza e alta resistência mecânica (20,21). Sua resistência é diretamente influenciada pela adição de elementos como zinco (Zn), magnésio (Mg) e cobre (Cu), que atuam como principais agentes de fortalecimento por precipitação (22). Quando submetida a tratamento térmico, a liga AA 7075-T6 pode atingir resistências superiores a 500 MPa (23).

Entretanto, apesar de sua excelente resistência mecânica, essa liga apresenta desafios significativos em processos de soldagem, devido à sua alta susceptibilidade a trincas, porosidade, evaporação de elementos de liga (como Zn e Mg) e ao seu elevado coeficiente de expansão térmica (24,25). Esses fatores comprometem a qualidade da junta soldada e restringem a aplicação da liga em processos convencionais de união por fusão.

Diante deste cenário, o trabalho propõe desenvolvimento de uma base experimental para a aplicação do processo de soldagem por fusão na liga de alumínio AA 7075-T6, utilizando o processo GMAW com transferência por curto-circuito acoplado ao módulo STT, associado à indução de vibrações mecânicas.

Como resposta à indução de vibração, busca-se aprimorar a qualidade das juntas soldadas da liga AA 7075-T6 durante o processo de soldagem por fusão, proporcionar um

controle térmico mais eficiente, reduzir distorções no material e atenuar a degradação das propriedades mecânicas em regiões críticas. Além disso, espera-se promover o refinamento da microestrutura e minimizar defeitos típicos inerentes à soldagem.

A técnica de soldagem assistida por vibração tem se mostrado uma abordagem promissora para a união de ligas de alumínio de alta resistência. Essa metodologia combina o aquecimento localizado, promovido pelo arco elétrico, com a aplicação simultânea de vibração mecânica, resultando em benefícios expressivos para a qualidade da solda (26,27). A vibração durante o processo térmico contribui para a quebra da camada de óxidos superficiais, facilita a redistribuição homogênea do calor e reduz significativamente a formação de defeitos como porosidades e inclusões. Esses efeitos, por sua vez, resultam em juntas com maior resistência mecânica e integridade estrutural.

Além das melhorias microestruturais, o processo apresenta vantagens operacionais, como maior controle térmico, aumento da eficiência energética e maior potencial para automação em ambientes industriais (28,29)

A viabilização da soldagem da liga AA 7075-T6 com indução de vibrações mecânicas, utilizando o processo GMAW, representa um avanço importante para a fabricação de componentes estruturais em setores estratégicos, como o aeroespacial, automotivo e de defesa. Essa abordagem contribui para aumentar a produtividade, elevar os padrões de qualidade e expandir as possibilidades de aplicação de ligas de alumínio de alta performance em ambientes que exigem alto desempenho mecânico (25).

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo Geral

Aprimorar o processo de soldagem da liga de alumínio AA 7075-T6, utilizando o processo GMAW como modo de transferência STT com indução de vibração, buscando alternativas no processo de soldagem da liga.

1.2.2 Objetivo Específico

Investigar a influência da indução de vibração durante o processo de soldagem, buscando minimizar a formação de poros, otimizar a geometria e a penetração do cordão de solda e reduzir a incidência de trincas decorrentes do aporte térmico.

1.3 Justificativa

A identificação e o monitoramento de frequências de vibração tornaram-se aspectos essenciais na avaliação das condições operacionais de sistemas rotativos, especialmente por meio da técnica de análise de vibrações, uma das ferramentas mais eficazes da manutenção preditiva voltada à prevenção de falhas mecânicas (30). Contudo, o uso controlado dessas frequências ultrapassa os limites do diagnóstico convencional, ganhando destaque como uma abordagem inovadora em processos metalúrgicos, particularmente na soldagem (31).

A aplicação de vibrações mecânicas durante o processo de soldagem tem demonstrado benefícios significativos. Entre eles, destacam-se a redução da formação de trincas a quente (32), a diminuição de tensões residuais (33), a melhoria na distribuição térmica e na penetração do cordão de solda (34) ,além da redução da porosidade e do refinamento da microestrutura (35).

Tais efeitos são especialmente relevantes na soldagem de ligas de alumínio de alta resistência, como a liga AA 7075-T6, que apresenta sérias limitações em processos de soldagem por fusão convencionais, devido à sua susceptibilidade à formação de defeitos metalúrgicos (36,37).

Historicamente, a união de componentes em ligas AA 7075-T6 tem sido realizada por meio de fixadores mecânicos, o que implica em processos de montagem mais lentos, complexos e com maior custo (18). Entretanto, o avanço das técnicas de soldagem por fusão, capazes de substituir essas uniões mecânicas, vem permitindo ganhos expressivos, como a redução do peso estrutural, a diminuição do tempo de fabricação e a melhoria do desempenho estrutural final. Esses fatores são especialmente críticos nos setores aeroespacial e automotivo, onde leveza, confiabilidade e eficiência produtiva são fundamentais (38,39).

Nesse cenário, viabilizar a soldagem da liga AA 7075-T6 com desempenho mecânico aprimorado, por meio de processos de alta produtividade como o Gás Metal Arc Welding (GMAW), associado ao controle de transferência metálica via módulo Surface Tension Transfer (STT®) (40), e integrado à aplicação de vibrações mecânicas controladas, pode representar um avanço estratégico para a indústria. Essa combinação tecnológica oferece o potencial de produzir juntas soldadas com elevada resistência mecânica, maior qualidade metalúrgica e eficiência de fabricação, atendendo às crescentes exigências por estruturas leves e duráveis em aplicações de alto desempenho (25).

Portanto, investigar a aplicação de vibrações induzidas durante a soldagem GMAW em ligas de alumínio de alta resistência constitui uma oportunidade promissora para aprimorar a integridade estrutural das juntas, reduzir defeitos típicos do processo e expandir significativamente o uso dessas ligas em setores tecnológicos de ponta.

2. LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio destaca-se como um dos materiais metálicos mais versáteis e amplamente utilizados na engenharia moderna, combinando atributos econômicos e funcionais que o tornam altamente atrativo para uma grande variedade de aplicações industriais. Sua utilização como metal estrutural é superada apenas pelos aços, refletindo sua importância estratégica em setores como transporte, construção civil, embalagens e eletroeletrônicos.

Quando associado a elementos de liga como cobre, zinco, silício, manganês, magnésio e ferro, o alumínio dá origem a uma ampla gama de ligas metálicas (41), que ampliam significativamente suas propriedades mecânicas e físico-químicas. Essas ligas são caracterizadas por sua baixa densidade, aproximadamente um terço da densidade dos aços, elevada condutividade térmica e elétrica, excelente resistência à corrosão, baixo ponto de fusão, módulo de elasticidade comparável ao de alguns aços estruturais e grande potencial para tratamentos de superfície (41,42,43).

As ligas de alumínio apresentam excelente usinabilidade. As forças de corte envolvidas nesse processo são, em geral, significativamente menores em comparação às ligas ferrosas, devido às propriedades físicas do material. Esse fator pode resultar em uma resistência específica até 70% inferior às pressões de corte observadas na usinagem de aços, contribuindo para a redução de custos, do tempo de usinagem e do desgaste das ferramentas utilizadas (41).

Entretanto, uma limitação inicial das ligas de alumínio era a baixa formabilidade a temperatura ambiente, decorrente de sua ductilidade reduzida (10). Essa restrição era especialmente crítica em processos de conformação a frio (44) o que limitava seu uso em determinadas áreas. Com o avanço das técnicas de conformação, tornou-se possível fabricar componentes complexos em ligas de alumínio de alta resistência, ampliando consideravelmente suas possibilidades de aplicação (45).

Como resultado, a combinação das características do alumínio com os avanços da indústria metalúrgica em especial, a melhoria das propriedades mecânicas das ligas levou a uma significativa expansão do campo de aplicações dessas ligas nos últimos anos (46). Atualmente, diversos componentes que antes eram produzidos com outros materiais passaram a ser fabricados em ligas de alumínio, sobretudo nos setores automobilístico e aeronáutico (47).

Esses componentes vêm sendo empregados em diferentes configurações, com destaque para o baixo custo e a alta produtividade associada à sua fabricação. Tais atributos tornam as

ligas de alumínio particularmente atrativas para uma ampla gama de aplicações estruturais em variados segmentos industriais (48,49).

A Tabela 1 destaca algumas das principais ligas de alumínio utilizadas na indústria, evidenciando suas aplicações específicas com base nas propriedades mecânicas.

Tabela 1- Componentes fabricados de Ligas de Alumínio

Ligas	Aplicações
Alumínio 6061	Fabricação de condensadores, radiadores e carenagens internas de veículos (50).
7050-T7451	Estruturas de aeronaves (51).
7075-T6	Acessórios, engrenagens e eixos (52).
2024-T3	Fuselagem de aeronaves (53).
6061-T6	Indústrias elétrica, eletromecânica, eletrônica e de embalagens (54).
liga LM25 (Al,Si)	Fabricação de rodas de alumínio (55).

2.1 Classificações das Ligas de Alumínio

No universo das ligas de alumínio, diferentes configurações são definidas por normas que identificam a composição química em função do processo de fabricação seja forjado ou fundido (56), bem como pela microestrutura resultante e pela composição dos elementos presentes (57), conforme ilustrado na Figura 1.

Essas ligas são classificadas, principalmente, com base na composição química, variando a porcentagem de elementos de liga entre 10% e 12% nas ligas fundidas, e entre 1% e 2% nas ligas forjadas, podendo atingir de 4% a 6% em casos específicos (58).

Outro critério importante de classificação refere-se à suscetibilidade ao tratamento térmico, especialmente aos processos de endurecimento por precipitação, o que permite a subdivisão das ligas em dois grupos principais: ligas tratáveis termicamente e ligas não tratáveis.

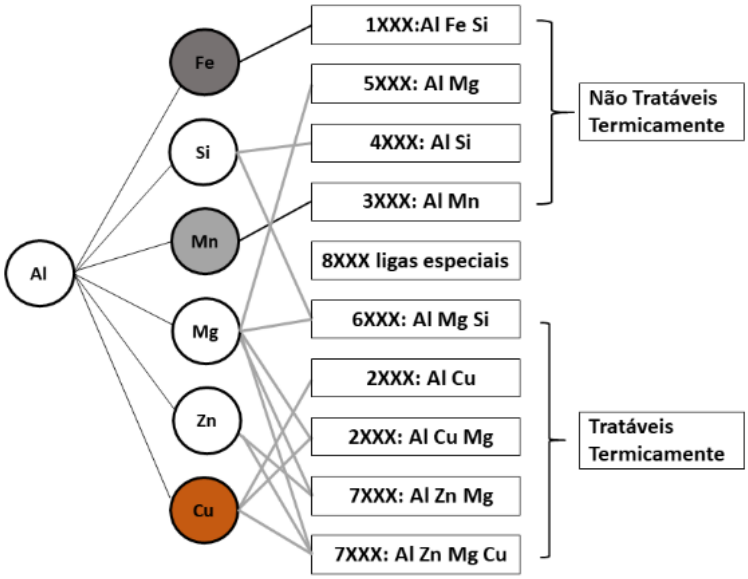


Figura 1 - Divisão das ligas de alumínio trabalhadas

Fonte: Adaptado de (59).

Entre as ligas tratáveis estão as ligas de alumínio da série 2xxx, 6xxx e 7xxx as quais potencializam sua resistência mediante a tratamento térmico, diferentemente das ligas da séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx as quais podem ser reforçadas por soluções sólidas e processo de deformação mecânica (60,58,61,57), como observado na Tabela 2 (62).

Entre as ligas de alumínio mais utilizadas, a série 1xxx se destaca por sua elevada pureza, contendo entre 98,8% e 99,99% de alumínio em peso. Essas ligas são reconhecidas por sua excelente resistência à corrosão e elevadas condutividades térmica e elétrica (63,64).

Em contraste, a série 2xxx apresenta composição baseada em alumínio com adições de cobre ou de cobre e magnésio. Embora essas ligas ofereçam boa ductilidade e grande capacidade de deformação, sua resistência à corrosão é limitada. Contudo, por meio de tratamentos térmicos e variações composicionais, é possível obter níveis elevados de resistência mecânica (65,62).

Tabela 2 – Características e aplicações das ligas de alumínio.

Ligas de Alumínio	Características da liga	Aplicações
1XXX	Não tratável termicamente. Boa formabilidade, soldabilidade e resistência à corrosão	Indústria alimentícia e química.
2XXX	Tratável termicamente. Força elevada. Não soldável, baixa resistência à corrosão	Estruturas de aeronaves, tanques criogênicos de foguetes, tanque externo superleve do ônibus espacial
5XXX	Não tratável termicamente. Liga de endurecimento por trabalho de resistência média. Boa soldabilidade, conformabilidade e resistência à corrosão	Painéis de veículos, estruturas expostas a atmosferas marinhas, gaiolas de minas.
6XXX	Tratável termicamente. Liga de resistência média. Boa soldabilidade e resistência à corrosão. Usado para perfis complexos	Tubos de irrigação, membros estruturais tensionados, pontes, guindastes, treliças de telhado, barris de cerveja
7XXX	Tratável termicamente. Endurecidas por tratamento térmico de envelhecimento, portanto, recuperará as propriedades na zona afetada pelo calor após a soldagem. Suscetível à corrosão sob tensão	Veículos blindados, pontes militares, quadros de motocicletas e bicicletas

Seguindo para a série 3xxx, composta por alumínio e manganês, nota-se uma combinação vantajosa de resistência à corrosão, boa conformabilidade e excelente soldabilidade (66,67). Embora não sejam tratáveis termicamente, algumas variantes, como a liga 3034, formam dispersóides estáveis de α-Al(MnFe)Si durante o tratamento, o que melhora suas propriedades em aplicações com alta temperatura (68,69,70).

A série 4xxx, por sua vez, possui o silício como principal elemento de liga. Devido à sua boa fluidez, soldabilidade razoável e facilidade de produção, essas ligas são ideais para

componentes automotivos e aeroespaciais de geometria complexa, onde se busca leveza e facilidade de fabricação (71,72,73).

No caso da série 5xxx, o magnésio é o principal elemento de liga, conferindo excelente relação resistência/peso, além de boa conformabilidade e soldabilidade. Essas características tornam essas ligas alternativas viáveis aos aços estruturais, principalmente em aplicações navais (74,75).

Com propriedades distintas, a série 6xxx combina alumínio, magnésio e silício, com endurecimento por precipitação. Essas ligas oferecem excelente equilíbrio entre resistência, conformabilidade, soldabilidade e custo-benefício, sendo empregadas na construção de fuselagens e diversos componentes estruturais (76). A liga 6061, em especial, é amplamente utilizada em equipamentos de transporte e processamento industrial, graças à sua versatilidade e resistência à corrosão (77).

Finalmente, a série 7xxx representa o grupo de ligas de maior desempenho mecânico, formadas por Mg, Cu, Zr e Sc. São especialmente desenvolvidas para aplicações críticas, como estruturas de aeronaves, que demandam alta resistência, tenacidade e resistência à fadiga (78,79,80,81,82). O comportamento dessas ligas é altamente sensível às variações microestruturais provocadas pelo tratamento térmico, sendo o envelhecimento responsável pela formação de precipitados, como $MgZn_2$ e Al_3Zr, fundamentais para o desempenho mecânico final (83,84,85,86).

Além disso, as ligas 7xxx podem ser subdivididas em dois grupos principais conforme os elementos de controle microestrutural. Ligas que contêm zircônio apresentam a fase β' (Al_3Zr, estrutura $L1_2$), enquanto aquelas com adição de cromo formam partículas de Al_7Cr. Esses dispersóides controlam a estrutura de grãos e influenciam diretamente a recristalização, a anisotropia, a textura e a sensibilidade ao tratamento térmico (80).

2.2 Ligas de Alumínio AA7075-T6

Entre as ligas pertencentes à série 7XXX, destaca-se a liga AA7075-T6, amplamente utilizada desde a década de 1970 (19). Seu uso é recorrente nas indústrias aeronáutica, marítima e automotiva, principalmente devido à excelente relação entre leveza e resistência mecânica (20,21).

A alta resistência dessa liga está diretamente relacionada à adição de elementos como zinco (Zn), magnésio (Mg) e cobre (Cu), que atuam como principais agentes no mecanismo de

fortalecimento por precipitação (22). Apesar do bom desempenho mecânico, a AA7075-T6 apresenta baixa trabalhabilidade, característica que pode ser amenizada com a presença de grãos refinados, favorecendo sua conformabilidade, especialmente em altas temperaturas (21).

Com controle de resistência ligado diretamente pela precipitação, que ocorre por meio de sequência complexa de precipitação que envolve tanto fases metaestáveis como as zonas GP (Guinier–Preston) (com domínio de estabilidade de aproximadamente 20–120 °C) quanto a fase η' (~120–250 °C), a fase estável η (~150–300 °C) referente a composição de equilíbrio $MgZn_2$ (87,88,89).

O endurecimento mecânico da liga ocorre por meio de tratamentos térmicos, que incluem as etapas de solubilização e envelhecimento artificial (90). Esses processos podem ser otimizados com a aplicação de técnicas complementares, como a retrogressão e reenvelhecimento (RRA), que promovem melhorias tanto na resistência à corrosão sob tensão quanto no desempenho mecânico da liga já tratada na condição T6 (91). Esses resultados são ilustrados na Tabela 3.

O tratamento térmico T6 promove uma melhoria significativa nas propriedades mecânicas da liga AA 7075, resultado de mecanismos combinados como o refinamento de grãos, promovendo aumento significativo de resistência à tração, dureza e módulo de elasticidade, além de melhorar a estabilidade dimensional e resistência ao desgaste (92).O ciclo T6 consiste em Solubilização: aquecimento da liga a uma temperatura elevada (por exemplo, 470–525 °C) para dissolver os elementos de liga na matriz de alumínio . Têmpera: resfriamento rápido (geralmente em água) para manter os elementos em solução sólida. Envelhecimento artificial: reaquecimento a uma temperatura mais baixa (por exemplo, 120–185 °C) por várias horas para formar precipitados finos que reforçam a liga (93).

Tabela 3 - Variações de tratamento térmico para ligas de alumínio tratáveis termicamente

Tratamento Térmico	Temperatura e Condições
T6	Tratamento de retrogressão a 480°C, 90 min + têmpera em água por 6 segundos + envelhecimento a 130°C por 12 h.
T6 + RRA 180°C	T6 + tratamento de retrogressão a 180°C por 2, 5, 10, 20, 30, 40, 50, 60, 65, 70, 75 ou 80 min + têmpera em água + envelhecimento a 130°C por 12 h.
T6 + RRA 200°C	T6 + tratamento de retrogressão a 200°C por 1, 2, 5, 8. 10, 15, 20, 30, 35, 40, 45 ou 50 min + têmpera em água + envelhecimento a 130°C por 12 h
T6 + RRA 220°C	T6 + tratamento de retrogressão a 220°C por 30. segundos, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 10, 15 ou 20 min + têmpera em água + envelhecimento a 130°C por 12 horas.

(94)

Quando comparada a outros materiais metálicos, a liga AA7075-T6 apresenta níveis de resistência mecânica equivalentes aos de certos aços estruturais (92). Em termos de proporção, seus valores de resistência superam amplamente os do alumínio primário.

A Tabela 4, presenta a comparação entre propriedades mecânicas e físicas de três materiais metálicos amplamente utilizados na engenharia: o aço carbono AISI A36, o alumínio comercialmente primário Al1050, e a liga de alumínio de alta resistência AA7075-T6 .Observa-se que a liga AA7075-T6 apresenta uma resistência à tração de 560 MPa e uma tensão de escoamento de 598 MPa, superando significativamente tanto o Al 1050 quanto o aço A36 nesse quesito.

Tabela 4 - Comparação de resistência da liga AA 7075-T6 em relação a outros materiais

Material	Resistência à tração (MPa)	Tensão de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza HV	Densidade (g/cm^3)
AISI A36	400 - 550	250	23	-	7,85
Al 1050	100 - 135	75	4 - 8	26	2,7
AA 7075	539 - 591	446 - 534	11	190	2,810

(95,88,96,97)

Apesar de suas excelentes propriedades mecânicas, a liga AA 7075-T6 apresenta limitações em condições de trabalho e ambientes agressivos especialmente por conta da suscetibilidade a corrosão sob tensão (Stress Corrosion Cracking – SCC) (98).

A presença de múltiplas partículas intermetálicas, com diferentes potenciais eletroquímicos em relação à matriz, torna esses pontos particularmente vulneráveis. Quando expostas a ambientes hostis, como água salgada ou neblina salina, essas partículas funcionam como concentradores locais de corrosão, facilitando a propagação de trincas características da SCC (99,100,101,102)

3. PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW

A soldagem é um processo metalúrgico amplamente utilizado como método de junção de metais e suas ligas, presente em diversos segmentos da indústria metal mecânica, com uma grande variedade de técnicas disponíveis (103). Essa tecnologia passou por significativa evolução ao longo do tempo, deixando de ser um trabalho artesanal para se tornar uma técnica sofisticada, diretamente relacionada ao desenvolvimento de novos materiais (104).Atualmente, é indispensável para a sociedade moderna, sendo aplicada em inúmeros produtos e setores, como computadores, turbinas, pontes, edifícios, construção naval, indústria automotiva, marítima, aeroespacial e em processos de manufatura avançada (105,106).

Entre os principais métodos destaca-se a soldagem a arco elétrico com proteção gasosa (GMAW), conhecido como processo MIG/MAG, introduzido na indústria no final da década de 1940 por Hobart e Devers (107,108).Inicialmente, utilizava-se alumínio como metal de adição em conjunto com gás argônio. Posteriormente, Lyubavshkii e Novoshilov introduziram o eletrodo de aço, embora com limitações como dificuldade operacional e excesso de respingos, o que impulsionou melhorias contínuas no processo (107,109).

A soldagem GMAW é um processo térmico complexo, não linear e altamente dinâmico, que envolve sons, luzes, bombardeamento eletrônico, fusão, solidificação, mudanças de fase e fluxo de material fundido (110,105).Sua versatilidade, alta produtividade, baixo custo, facilidade de operação (manual ou automatizada) e excelente adaptabilidade a sistemas robotizados de alta velocidade tornam esse processo amplamente utilizado em diversos setores (111,112,113,103).

A operação inicia-se com o contato entre o material base e o eletrodo consumível (arame), conduzido até a região de soldagem por meio do bico de contato da tocha. O arco elétrico gerado entre o eletrodo e a peça funde o material de adição e parte do metal base, formando a poça de fusão (114,115). O calor concentrado no arco é transferido diretamente para a solda, enquanto uma atmosfera protetora de gás inerte impede a contaminação por elementos externos, garantindo a integridade da junta soldada (115,116).

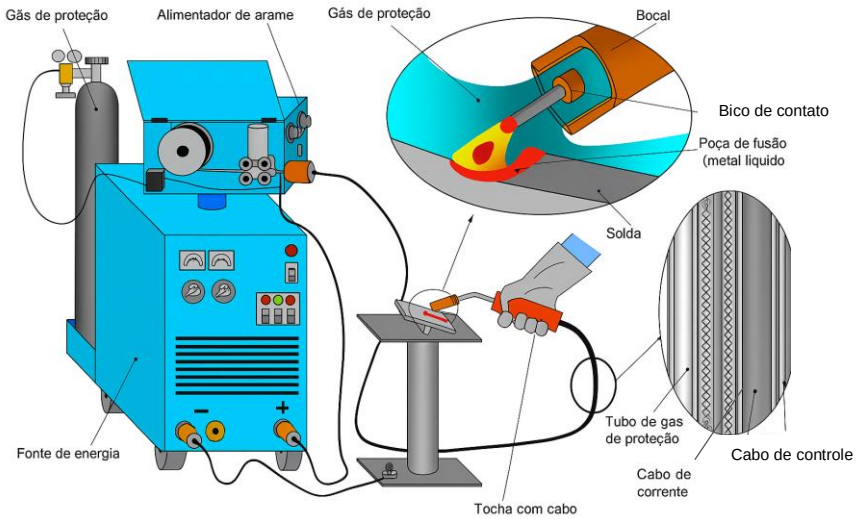


Figura 2 - Processo soldagem GMAW

Fonte:(117)

Entre as variáveis primárias do processo de soldagem, destacam-se a corrente de soldagem, a tensão do arco e a velocidade de soldagem. Além dessas, existem parâmetros auxiliares ajustáveis e interdependentes, como o ângulo da tocha, a direção da soldagem, a taxa de fluxo e a pressão do gás de proteção, bem como o distanciamento entre o bico e a peça (DBCP). Outros parâmetros, como a polaridade da fonte e sua extensão, a composição do material base, o tipo de gás protetivo, o diâmetro do arame e suas propriedades, geralmente permanecem constantes ao longo do processo de soldagem (118,119).

A viabilidade econômica do processo está diretamente relacionada à escolha adequada dos parâmetros de soldagem, uma vez que estes influenciam a interação entre variáveis e o processo, a geometria do cordão, a produtividade e a qualidade do produto. Essa relação confere ao processo um certo grau de complexidade, devido ao elevado número de variáveis correlacionadas envolvidas na definição de cada parâmetro (120,113).

A interdependência entre os parâmetros do processo é um fator crucial, refletindo-se diretamente na qualidade da solda obtida. Cada variável exerce influência significativa no

resultado. Por exemplo, a intensidade de corrente é determinante na concentração de calor na poça de fusão e na penetração da solda (121), já a combinação de uma velocidade de soldagem elevada com baixa potência do arco pode resultar em fusão insuficiente. Da mesma forma, uma alta taxa de alimentação do arame impacta diretamente a geometria do cordão de solda (122).

Expansão da poça de solda ocorre com o aumento da tensão do arco, enquanto a penetração e a quantidade de respingos são diretamente influenciadas pela geometria e estabilidade do arco de soldagem. A zona termicamente afetada (ZTA) e a penetração tendem a aumentar com a elevação da taxa de alimentação do arame, desde que o comprimento do arco se mantenha constante (118).

A microestrutura das regiões soldadas depende diretamente dos elementos de liga do material de base e enchimento. A forma de resfriamento somado a outros aspectos como posição de soldagem e características do gás de proteção, morfologia de grãos e características das fases da microestrutura podem ser modificados com a variação da taxa de calor na região de solda e o mesmo se estende a propriedades mecânicas e estruturais (123,124).

3.1 Modos de Transferência Metálica do Processo GMAW

A introdução de controles eletrônicos de potência, em particular, a utilização de fontes primárias retificadoras-inversoras no final da década de 1980, proporcionou maior flexibilidade de modos de ondas de saída e o desenvolvimento de novas técnicas de transferência metálicas (125).

Essas técnicas foram significativamente aprimoradas com o avanço tecnológico das fontes de soldagem, que transformaram as características dos modos de transferência metálica (126). A incorporação de microprocessadores para ajuste de sinais digitais aos sistemas de soldagem possibilitou o desenvolvimento de diferentes modos de controle, promovendo ganhos expressivos para os operadores e oferecendo maior flexibilidade nas aplicações dos processos de soldagem (125).

Nas últimas décadas, os modos de transferência metálica evoluíram consideravelmente em função dos avanços nos sistemas de controle das fontes de energia, os quais passaram a utilizar parâmetros ajustáveis e inter-relacionados, conforme o tipo de transferência de gotículas envolvido (127). Essa evolução é de extrema relevância, uma vez que a forma como o metal é transferido da extremidade do eletrodo para a poça de fusão impacta diretamente a produtividade e a estabilidade do processo GMAW. Além disso, influencia as características

geométricas do cordão de solda, a qualidade da junta e a geração de respingos, além de permitir maior versatilidade na execução da soldagem em diferentes posições entre outros fatores (128,129,130,125,131).

A formação dos modos de transferência ocorre a partir da aplicação de corrente elétrica, que provoca a queda de tensão e a consequente geração de calor no arco elétrico. Esse calor, somado à energia resistiva interna do sistema, promove a fusão do metal de adição, originando gotículas na extremidade do arame. Essas gotículas são então destacadas e transferidas para a poça de fusão por meio da ação combinada da força gravitacional e da tensão superficial (132,133,134).

O perfil geométrico das gotas formadas a partir da fusão do material de adição varia conforme o modo de transferência metálica adotado, o qual influencia diretamente o desempenho do processo de soldagem GMAW. Esses modos de transferência podem ser classificados em naturais, controlados ou intercambiáveis (135,132) Figura 3.

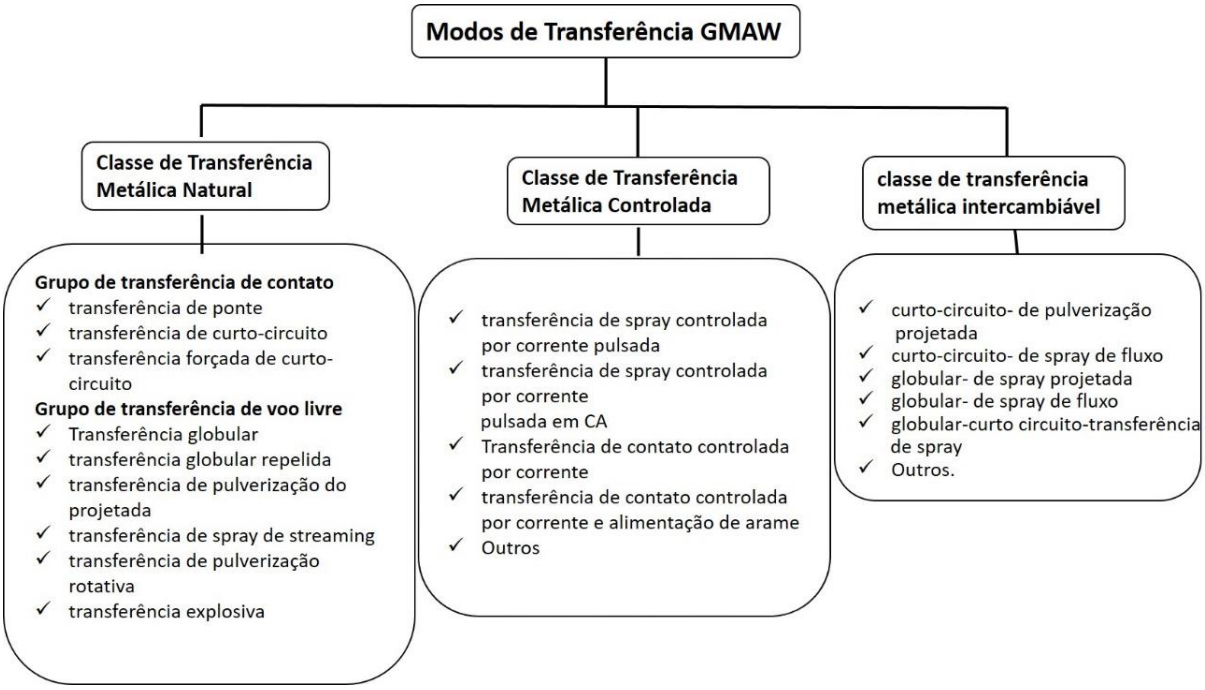


Figura 3 - Classificação de transferência de metal GMAW com base na ordem hierárquica

Fonte: Adaptado de (127)

O processo de transferência metálica natural caracteriza-se pela operação sem a necessidade de ajustes adicionais de controle adaptativo, como corrente, tensão de arco, indutância ou velocidade de alimentação do metal de adição. Nesse modo, o desprendimento e

a transferência das gotículas ocorrem unicamente pela atuação de forças físicas presentes no sistema (136,137,127).

Os modos naturais de transferência são definidos por meio da configuração de parâmetros pré-determinados, como o tipo e diâmetro do consumível, corrente e tensão de soldagem, *stick-out* elétrico e o tipo de gás de proteção utilizado (125). Esses modos podem ser agrupados em duas categorias principais: o primeiro corresponde à transferência por contato, enquanto o segundo se refere à transferência livre da gota para a poça de fusão (136,127).

Em contraste, os modos de transferência controlados derivam dos naturais, mas incorporam sistemas de controle dinâmico dos parâmetros elétricos. Nesses casos, as forças governantes do processo permanecem em equilíbrio, porém são ajustadas ou moduladas com o objetivo de reduzir respingos, controlar a geometria do cordão de solda, regular o aporte térmico na região de soldagem e estabilizar o processo como um todo (125,136).

Os modos de transferência intercambiáveis, por sua vez, distinguem-se tanto dos modos naturais quanto dos controlados, devido às suas propriedades periódicas de alternância entre diferentes tipos de transferência. Essa variação é induzida por meio de ajustes nos parâmetros de soldagem e apresenta comportamento autossustentável, em que cada novo modo de transferência resulta diretamente do anterior, mantendo uma sequência lógica de transições (135,137,127).

Esses diferentes modos descrevem o comportamento do metal de adição ao ser transferido para a poça de fusão. No grupo dos modos naturais incluem-se os modos spray, globular e curto-circuito; entre os modos controlados destaca-se o arco pulsado; enquanto nos modos intercambiáveis encontram-se variações como o curto-circuito spray projetado e a transferência spray projetada globular (138,139,127,137).

A aplicação dos modos no processo MIG/MAG está diretamente relacionada aos parâmetros intrínsecos do processo, como o tipo de material, o gás de proteção, os parâmetros elétricos (corrente, tensão, polaridade), o stick-out e as características da fonte de energia utilizada (140).

A variação entre os processos de transferência metálica está ligada diretamente com a intensidade da corrente de soldagem, ou seja, com aumento da corrente de transição de pulverização, parâmetro fundamental a ser mensurado que promovera a transição entre os modos de transferência de curto circuito, globular e pulverização (spray) respectivamente (127).

3.2 Processo de Transferência Convencional

Processo de Transferência Globular

O processo de transferência metálica globular é composto por três estágios: formação, crescimento e desprendimento da gota. Trata-se de um processo instável, no qual as gotas possuem diâmetro superior ao do fio e são formadas sob condições de corrente relativamente baixa. A transferência do metal fundido para a poça de fusão ocorre por queda livre, sem contato físico entre o eletrodo e a peça, sendo acompanhada por grandes oscilações e deslocamentos do arco (134,141,142).

Entre as principais características desse modo de transferência destacam-se o aspecto geométrico e o diâmetro das gotas, que exercem papel fundamental na fusão do metal de adição durante o tempo em que o arco está ativo. A uniformidade no desprendimento das gotas é determinante para a estabilidade do processo; sua ausência compromete a qualidade da solda, aumentando o nível de respingos, o que é indesejável (143,144,141).

O modo globular opera, geralmente, com correntes de baixa a moderada intensidade e tensões de moderada a alta. As gotículas formadas apresentam diâmetros entre 1,5 a 3 vezes o diâmetro do arame, com uma taxa de transferência típica entre 1 e 10 gotas por segundo. O tamanho, a forma e o comportamento dessas gotas estão diretamente relacionados ao tipo de gás de proteção utilizado, ao diâmetro e à composição do arame de adição, bem como ao nível da corrente de soldagem aplicada (127).

O nível de corrente no processo de transferência globular situa-se abaixo do requerido para a transferência por spray, porém acima daquele associado ao modo por curto-circuito. Em correntes mais elevadas, observa-se uma redução no tamanho das gotas e a formação de uma conicidade na extremidade do eletrodo, o que resulta na projeção de um fluxo metálico mais estreito e axial através do arco. Esse comportamento é favorecido pela utilização de arames de pequeno diâmetro e alta resistividade elétrica (103).

De modo geral, a transferência globular não é recomendada para determinadas aplicações, uma vez que opera com correntes relativamente baixas, exigindo um arco suficientemente longo para permitir o desprendimento das gotas antes do contato com a poça de fusão. Essa necessidade compromete a estabilidade e a eficiência do processo, limitando sua aplicabilidade em operações que demandam maior controle e qualidade do cordão de solda (145).

Processo de transferência Spray

As transferências por spray, por outro lado, possuem modos de operação com uma corrente de soldagem mais elevadas e arcos mais curtos, com características de um arco suave e uma alta taxa de deposição, e com maior aceitação em relação ao modo globular em termos práticos (145).

A transferência metálica por spray é desejável, devido à baixa emissão de respingo somado a uma elevada penetração e transferência precisa com mínima taxa de emissão de fumos e gases se comparado a outros modos de transferência (146). Como características, possui gotas pequenas, próximas do diâmetro do eletrodo como taxa de transferência de centenas por segundos com aporte elevado de calor, mas com regularidade. É indicada para posições planas devido ao grande volume de material projetado na poça de fusão (127).

A transferência metálica por spray é um modo de operação caracterizado pelo uso de valores médios a elevados de tensão e correntes moderadas a altas, sempre acima da corrente de transição. Essa corrente de transição depende diretamente de parâmetros como a composição do gás de proteção, o diâmetro e comprimento do eletrodo e o material de enchimento (127).

Esse tipo de transferência é indicado para a soldagem de chapas com espessura mínima de 3 mm, devido à sua alta penetração. O processo ocorre, geralmente, com gás argônio como proteção e com o eletrodo conectado ao polo positivo. À medida que a corrente aumenta, há uma redução no tamanho das gotas metálicas, o que favorece uma maior taxa de deposição (147).

Para que a transferência spray ocorra de forma adequada, é necessário que a corrente esteja dentro de um intervalo específico, conhecido como corrente de transição, que é influenciado por fatores como o tipo de gás de proteção e o diâmetro do eletrodo. Entre as principais vantagens desse modo de transferência estão o excelente acabamento superficial e a alta produtividade do processo (147,148,149).

Entre as principais vantagens da transferência metálica por spray, destaca-se sua estabilidade, aliada a uma baixa transferência de calor para a peça. Essa estabilidade na transferência do metal para a região de solda o que é desejável (150).

No entanto, como todo processo, a transferência por spray também apresenta algumas limitações. Uma delas é a exigência do uso de gases como argônio puro, hélio ou misturas com oxigênio, para que o modo de transferência ocorra de forma adequada. Além disso, é necessário atingir um valor mínimo de corrente, conhecido como corrente de transição (151).

Em determinadas aplicações, como na soldagem de aços de baixa liga e baixo carbono ou de alta resistência especialmente em tubos utilizados para dutos, a estrutura do material pode ser comprometida pelos ciclos térmicos provocados pelo processo de soldagem. Isso pode resultar em redução da tenacidade, inviabilizando o uso da transferência por spray devido à elevada quantidade de calor introduzida no metal (152,153).

Processo de Transferência por Curto Circuito

A transferência por curto-circuito, também conhecida como transferência por mergulho, é amplamente utilizada na fabricação de peças aços carbono de baixa liga. Nesse processo, a transferência do metal ocorre por meio do contato direto entre o eletrodo e a poça de fusão (154,155).

Com razoável capacidade de preenchimento passe de raiz, esse modo de transferência opera em uma faixa de baixa corrente, gerando uma poça de fusão de rápida solidificação. Utiliza-se, geralmente, arames de pequeno diâmetro e proporciona baixa entrada de calor, o que contribui para a minimização de distorções. É particularmente indicada para a união de chapas finas de aço, podendo também ser empregada em chapas mais espessas em soldagens posicionais características que a tornam atrativa para a indústria automobilística (155,156).

A taxa de fusão na transferência por curto-circuito está diretamente relacionada ao valor da corrente. A retração do material de adição desempenha um papel importante na redução da geração de respingos, o que melhora a estética do cordão de solda e contribui para a eficiência do processo (138,157).

Outro aspecto importante a ser considerado na transferência por curto-circuito é a sua instabilidade quando operada com valores de corrente inferiores a 100–120 A. Essa instabilidade pode ser atenuada com o uso de fontes de alimentação com controle de transferência, ou ainda pela redução da quantidade de CO_2 na composição do gás de proteção. Essas medidas resultam em menor aporte térmico, o que melhora o aspecto do cordão de solda e geração de respingos (158).

A classificação da transferência por curto-circuito leva em consideração alguns critérios essenciais. Entre eles, destaca-se a ocorrência do contato elétrico entre a gota em formação e a poça de fusão antes do seu desprendimento, com a consequente extinção momentânea do arco. Esse fenômeno contribui para a redução do calor introduzido no material, promovendo uma transferência eficiente do metal de adição para a poça de fusão (159,127).

Vale destacar que esse modo de transferência está ligado diretamente aos parâmetros de ajuste do processo. A instabilidade do arco pode ocasionar acabamento superficial de baixa qualidade, aumento da quantidade de respingos e baixa penetração do cordão de solda (156).

3.3 Processo de transferência controlada

Os modos de transferência naturais apresentam certas limitações que podem ser superadas com o uso de equipamentos de soldagem com tecnologias mais avançadas. Esses equipamentos permitem o ajuste automático dos parâmetros e o controle da transferência, originando os chamados processos de transferência controlada. Na prática, esses processos consistem em modos de transferência naturais otimizados por meio de ajustes de parâmetros e controle adaptativo (127,160).

Os processos com transferência controlada oferecem transferência metálica estável, mesmo com correntes médias e menor aporte de calor no sistema. Isso é possível graças à aplicação de formas de onda lógicas de controle, que permitem ajustes extremamente precisos do arco elétrico dentro de uma ampla faixa de operação. Essa tecnologia é evidente tanto na transferência por pulsação (PGMAW), quanto nos processos de curto-circuito controlado, como o STT (Surface Tension Transfer), onde há formação e desprendimento consistente da gota de metal (161,162).

Processo de transferência PGMAW

O processo de soldagem por arco de gás metálico pulsado (P-GMAW) é amplamente utilizado na indústria manufatureira moderna devido à sua versatilidade e eficiência em diversas aplicações. Esse método destaca-se por oferecer alta taxa de penetração, cordões de solda homogêneos e regulares, redução significativa de respingos, além de minimizar distorções, retrações e porosidades. Adicionalmente, proporciona elevada velocidade de soldagem e deposição, consolidando sua aplicação em uma ampla variedade de materiais ferrosos (160,161).

Introduzido comercialmente na década de 1960, o P-GMAW tornou-se um dos modos de transferência metálica mais comuns, surgindo da necessidade de aprimorar o processo GMAW convencional. Enquanto o GMAW tradicional opera com arco longo e corrente constante, o P-GMAW alterna entre dois níveis de corrente: um valor elevado (corrente de

pulso) e um valor reduzido (corrente de base). Essa alternância cíclica permite a formação e o desprendimento controlado de gotas metálicas, mantendo a estabilidade do arco e promovendo uma transferência por spray eficiente (127,163,164).

A principal vantagem dessa modulação de corrente é a capacidade de reduzir a corrente média do processo, tornando-o adequado para soldagens em diferentes posições. Durante a fase de corrente elevada, ocorre a transferência da gota metálica para a poça de fusão, enquanto a fase de corrente reduzida mantém o arco estável sem causar curto-circuito. Essa dinâmica resulta em menor aporte térmico, na região de soldagem o que o que é benéfico (160).

Derivado do processo GMAW convencional, o P-GMAW surge como uma alternativa que oferece melhorias notáveis, como refinamento da microestrutura, aprimoramento das propriedades mecânicas, redução da segregação de elementos de liga, diminuição da sensibilidade a tensões residuais e trincas a quente, menor aporte de calor na zona termicamente afetada (ZTA), maior penetração da solda e melhor geometria do cordão, são fatores diretamente relacionados à durabilidade da solda (118,165,166,152).

Uma característica distintiva do P-GMAW é a utilização eficiente da energia, empregando apenas a necessária para o destacamento da gota e a união do material, ao contrário do GMAW convencional, que opera com corrente linear. Essa abordagem reduz o aporte de calor excessivo e desnecessário (160).

Classificado como um método artificial de transferência por spray, o P-GMAW opera com faixas de corrente inferiores às usualmente utilizadas na transferência por pulverização. Isso é alcançado por meio de combinações específicas de gás de proteção e eletrodo, resultando em uma transferência por spray natural (161).

A escolha do gás de proteção é crucial para o sucesso da transferência por spray. Por exemplo, o uso de eletrodos com baixo teor de carbono combinado com CO_2 não favorece a formação de uma transferência por spray natural, ao contrário do argônio, que proporciona resultados satisfatórios (160). A eficácia do gás de proteção na transferência pulsada evidencia a elevada dependência do processo em relação à proteção gasosa utilizada, seja de forma isolada ou em combinações (167,160).Essa dependência decorre das características da soldagem GMAW, onde as gotículas fundidas na ponta do material de adição e na poça de fusão estão substancialmente acima da temperatura de fusão, tornando-se suscetíveis à oxidação rápida em contato com oxigênio e nitrogênio do ar, o que pode resultar em defeitos como fragilização, trincas e porosidades no cordão de solda (168).

Combinações como $Ar/CO_2/O_2$ utilizadas com arame desoxidado, $Ar/CO_2/H_2$ atuando como estabilizantes e $Ar/He/CO_2/H_2$ em ligas aumentam a taxa de deposição e melhoram o

perfil da solda e a estabilidade do arco (167). O uso isolado de CO_2 não é recomendado para corrente pulsada, pois desestabiliza o arco e aumenta a formação de respingos, diferentemente do argônio com pureza de 99,98%, indicado para soldagem de alumínio, mas não recomendado para aços (160).Outras características, como o aumento do teor de ferrita acicular e uma microestrutura bem definida, foram alcançadas na soldagem de aços de baixa liga com a utilização de 100% de argônio ou combinações de Ar com 18% de CO_2 na proteção da soldagem com corrente pulsada (169,167).

Como em todo processo de soldagem, o P-GMAW é influenciado por parâmetros primários como ângulo da tocha, extensão do eletrodo, taxa de alimentação, corrente, tensão e velocidade de soldagem. Esses fatores são inerentes ao processo e determinam a qualidade da solda na transferência metálica pulsada (163,118).

As variáveis da transferência pulsada atuam no controle do gradiente de temperatura, contribuindo para formação de grãos mais finos e equiaxiais na zona de fusão, aumentando a resistência à tração, a ductilidade, reduzindo a segregação de elementos de liga, as tensões residuais e as trincas a quente, conforme mencionado anteriormente (170,166,171,172,139).

A frequência de pulso é outro parâmetro importante a ser considerado; o aumento da frequência de pulso promove o refinamento do grão do metal de solda com pulsos de curta duração, enquanto pulsos de longa duração produzem grãos com estrutura mais grosseira. O mesmo efeito é observado com o aumento da corrente, que também resulta em uma estrutura mais grosseira (165,173).

Entre os objetivos do uso da corrente pulsada está a obtenção de maior penetração sem acúmulo excessivo de calor e um período de arco mais longo com menor nível de corrente. A corrente elevada é responsável pela profundidade de penetração e contorno do cordão, enquanto a corrente de base deve ser suficiente para manter a estabilidade do arco (165,166).

Embora consolidado e com eficácia comprovada, o P-GMAW possui um custo operacional relativamente elevado, associado à produção de correntes pulsadas de alta frequência e intensidade, tornando seu uso inviável em processos onde a redução de custos é prioritária (164).

Processo De Transferência por Curto Circuito Controlado (STT)

O processo de transferência controlada STT é um processo que utiliza controle externo para melhorar a transferência metálica, com uso de avanços na área eletrônica das fontes de soldagem para controle de parâmetros. Opera com baixa corrente e promove resfriamento rápido da poça de fusão, sendo adequado para a união de chapas finas em diferentes posições de soldagem (174).

Na transferência por curto-circuito convencional, a ausência de controle eletrônico resulta em aumento súbito de corrente e ruptura explosiva do fio por forças eletromagnéticas, dificultando a estabilidade do arco e a formação da gota subsequente (175,176). Isso ocorre devido aos ajustes das fontes convencionais de soldagem que operam com corrente e tensão estáticas, com resposta dinâmica indutivamente controlada, sendo os ajustes fortemente dependentes da experiência do operador (174).

Em geral, a operação é realizada com valores elevados de frequência de mergulho, ajustados conforme a percepção do soldador. Isso, no entanto, reduz o tempo de arco e, consequentemente, o aporte térmico, podendo comprometer a fusão em materiais mais espessos (174,177). O aumento da indutância secundária pode atenuar esse problema, mas valores excessivos provocam instabilidade devido ao efeito STUB situação em que há defasagem entre a taxa de fusão e a alimentação do arame (174).Esta defasagem prejudica diretamente o controle da corrente e da alimentação do arame, que é essencial para melhorar a estabilidade da transferência e reduzir respingos, atuando diretamente na geração e desprendimento da gota (178).

Broughton e MacGregor (179), propuseram a redução da corrente e a modulação da forma de onda como estratégia para minimizar respingos, dividindo a operação da fonte em dois estágios: corrente base contínua e pulsos coincidentes com cada curto-circuito (179,180).

Com base nesses estudos, surgiram processos derivados com controle aprimorado, como Surface Tension Transfer™ (STT, Lincoln Electric), Regulated Metal Deposition™ (RMD, Miller Electric) e Cold Metal Transfer™ (CMT, Fronius) (181,162,182). O CMT, por exemplo, utiliza retração mecânica do arame combinada ao controle de corrente, promovendo transferência estável. Os processos STT e RMD seguem princípios similares, ajustando a corrente até condições ideais para transferência da gota (181).

Inicialmente empregado na indústria automotiva para soldagem de chapas finas, o STT passou a ser utilizado também na soldagem de dutos, especialmente em passes de raiz, devido

ao seu menor aporte de calor (182,183). Sua unidade de soldagem permite ajustes precisos de parâmetros, com excelente qualidade de junta, operando com diferentes misturas gasosas como CO_2, Ar-82% + CO_2-18% e Ar-98% + CO_2-2% (183). A eficiência térmica do processo é da ordem de 95% (175).

O processo atua diretamente na formação e desprendimento da gota, resultando em uma transferência metálica estável e sem respingos fatores cruciais para a eficiência da soldagem controlada (162). Apesar de sua alta eficácia, a tecnologia STT ainda é relativamente desconhecida em alguns setores industriais, embora represente um sistema de alto desempenho, controle e monitoramento (184).

O processo STT (Transferência por Curto Circuito Controlado) foi patenteado pela Lincoln Electric em 1988 e comercializado a partir de 1994 (184). Foi desenvolvido visando aumentar a qualidade da soldagem com CO_2, devido ao baixo custo e ampla disponibilidade do gás frente ao hélio (177). O princípio do processo está na harmonização entre a tensão superficial e as forças eletromagnéticas atuantes na transferência metálica por curto-circuito (177).

Diferentemente do processo convencional, onde o contato da gota com a poça reduz a corrente de forma abrupta e desfavorável, o STT realiza a redução controlada da corrente no momento do contato, identificada pela queda de tensão, prevenindo a formação de vaporização metálica e transferência intermitente (177,176). Sem esse controle, o pequeno contato da gota com a peça, associado à alta corrente, favorece a formação de respingos devido ao aumento de volume da gota e forças excessivas durante sua ruptura (177,185).

Controlar, atuar e eliminar este problema é o objetivo central, com redução de corrente no momento do contato físico da gota, contato sinalizado pela queda do parâmetro tensão o que não ocorre no processo convencional (177). Como consequência, obtém-se um menor aporte térmico na região de soldagem, resultando em uma redução média de aproximadamente 26% no calor introduzido (186).

A dinâmica do processo controlado STT baseia-se na variação controlada de corrente e tensão ao longo do ciclo de transferência metálica. Inicialmente, há uma redução da corrente a níveis típicos do modo curto-circuito, identificada por uma queda de tensão. Esse estágio promove um atraso intencional no aumento da corrente, permitindo o contato eficiente da ponta do fio com a poça de fusão e garantindo a estabilidade do arco (178).

Em sequência, ocorre uma elevação da corrente ainda abaixo dos níveis utilizados no processo convencional suficiente para sustentar o arco e realizar a transferência da gota. Por

fim, a corrente é novamente reduzida antes da ruptura do curto-circuito, evitando uma separação abrupta e explosiva da gota, o que assegura uma transferência suave e estável (176).

As Figura 4 e Figura 5 ilustram graficamente esses comportamentos. A Figura 4 representa o processo convencional sem controle de corrente, enquanto a Figura 5 mostra o processo STT com modulação ativa de corrente e tensão.

Observando a Figura 4, pode-se observar o processo convencional de forma exemplificada da seguinte maneira:

1- O eletrodo se aproxima da peça de trabalho mantendo níveis estáveis de corrente e tensão; (182);

2 - À medida que o eletrodo entra em curto, há uma queda brusca da voltagem com elevação da amperagem. As próximas duas etapas 3, 4 evidenciam a diferença entre os dois processos GMAW convencional do STT devido ao controle preciso da forma de onda pelo do STT (182);

3 - O eletrodo entra em contato (em curto) com a peça de trabalho depositando o metal de adição. Neste ponto específico, a tensão é aproximadamente zero, e há uma elevação intensa da corrente (182);

4 - A elevação da corrente faz com que o metal de adição se desprenda do restante do eletrodo de maneira abrupta e imprevisível, produzindo mais respingos e fumaça do que o processo controlado STT (182);

5 - Após a separação entre o depósito de solda e o fio de soldagem, tensão e corrente diminuem a patamares dos níveis iniciais predefinidos (182);

6 - O processo é reiniciado como na etapa inicial; (162);

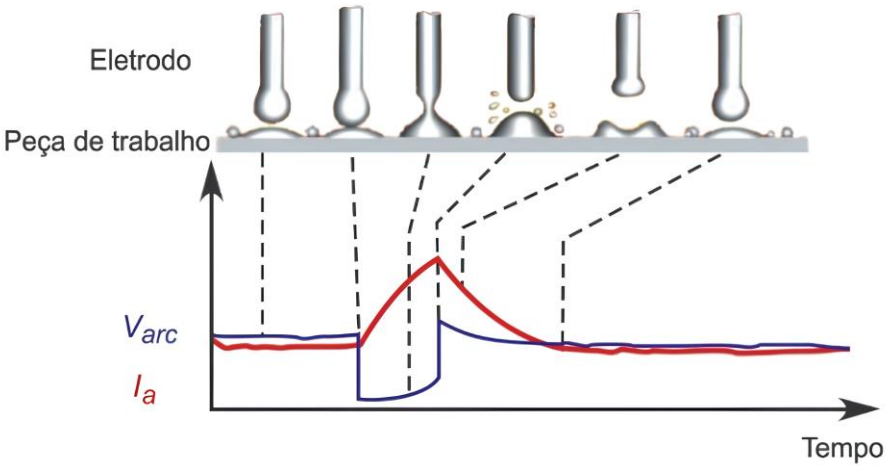


Figura 4 - Processo curto circuito convencional

Fonte:(182)

A Figura 5 demonstra o processo STT em fases distintas de fácil identificação.

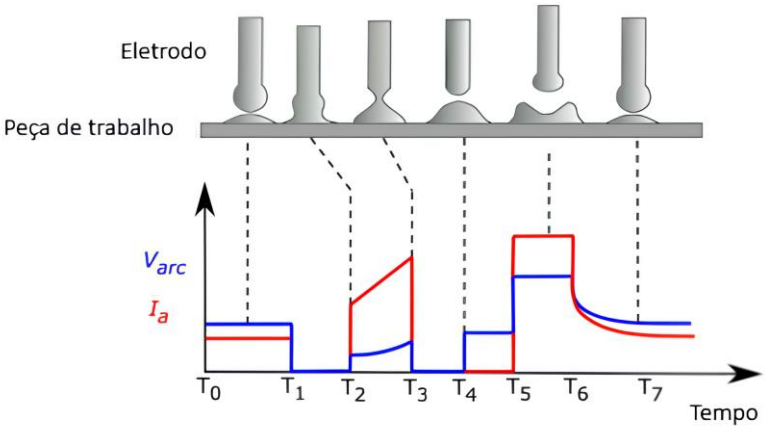


Figura 5 - Processo de Transferência de Tensão Superficial (STT)

Fonte :(182)

O processo pode ser descrito de forma exemplificada em 6 etapas como mostra a Figura 5. Etapas distintas que ocorrem no processo STT:

Corrente de base (T0 - T1): Este é o nível de corrente que antecede o arco antes do curto para a poça de fusão e o momento de aproximação do eletrodo para peça de trabalho. É um nível de corrente em estado estacionário, com valores médios entre 50 e 100 amperes. (182,176,184,187).

Tempo de bola (T1 – T2): Neste estágio, imediatamente antes do eletrodo completar o curto-circuito, ocorre uma queda na tensão do sistema acompanhada pela redução da corrente de base (182). Esse comportamento distingue o processo STT do GMAW convencional, no qual há um aumento de corrente nesse momento, gerando uma transferência instável da gota e formação de respingos (177).

Modo Pinch (T2 – T3): Com a continuidade da alimentação do arame, inicia-se a fusão entre o fio e a peça de trabalho. A corrente é então elevada de forma controlada, promovendo a aceleração da transferência da gota de metal fundido para a poça de fusão (177,182,176).

Durante o intervalo T2–T3: é possível determinar o instante exato da desconexão do fio pela análise da variação da velocidade (dv/dt) e da tensão (dv/dt) em função do tempo. Quando a tensão atinge um valor específico, sinaliza-se a necessidade de uma nova redução da corrente para níveis próximos de 50 A, ocorrendo alguns microssegundos antes da separação final do eletrodo (182,184).

Essa redução controlada evita uma separação brusca e explosiva, minimizando a geração de respingos. Por fim, em T4, ocorre a separação do eletrodo com corrente reduzida, promovendo uma transferência limpa e estável (182,176,184).

Impulso de Plasma (T5 – T6): Nesta fase, há um novo aumento da corrente, promovendo uma fusão rápida e uniforme do eletrodo. A separação controlada do metal fundido resulta na formação de um cordão de solda com poucos respingos, contribuindo para a qualidade da soldagem (184,182).

Plasma (T6 - T7): O ciclo é completado com a redução gradual da corrente do nível de plasma para a corrente de base. Essa transição suave prepara o sistema para o início de um novo ciclo, mantendo a estabilidade do arco e a consistência do processo de soldagem (182,176,177).

Tabela 5 - Exemplificação do processo separado em eventos

Tempo	Fase	Evento e objetivo
T0-T1 (Evento 1)	**ARCO**	Aqui, com corrente moderada, a gota adquire perfil esférico e direcionada para a poça de solda suavemente.
T1-T2 (Evento 2)	**CURTO CIRCUITO**	A utilização de uma corrente de apenas 10 A favorece a molhabilidade da gota, permitindo sua incorporação dinâmica e estável à poça de fusão.
T2-T3 (Evento 3)	**CURTO CIRCUITO**	Ao aumentar a corrente, a força de aperto é aplicada para aceleração da gota e criar seu *necking*. Sua resistência é detectada para permitir que a força da tensão superficial domine o processo de transferência de gotas.
T3-T4 (Evento 4)	**CURTO CIRCUITO**	Corrente é reduzida a um valor de modo que a reignição do arco seja pós destacamento assegurando, transferência por tensão superficial.
T4-T5 (Evento 5)	**ARCO**	Arco é mantido, mesmo controle.
T5-T6 (Evento 6)	**ARCO**	Aquecimento real da ponta e da peça, a corrente é elevada para garantir a depressão na poça de fusão aumentando comprimento do arco evitando o curto circuito da ponta metal de adição com a poça de solda. A perturbação na fase do arco é evitada.
T6-T7 (Evento 7)	**ARCO**	A corrente é diminuída logaritmicamente para mecanicamente amortecer as oscilações da poça de fusão. Fim de um ciclo.

Fonte (176)

Entre as principais vantagens do processo curto circuito controlado, pode-se destacar elevada velocidade de soldagem e maior produtividade, menor aporte de calor na região de soldagem, menor número de paradas relacionado ao baixo nível de defeitos (183). Controle satisfatório da poça de soldagem; atenuação de respingo, dispensando assim processo de limpeza após a soldagem flexibilidade em relação ao uso de gases de proteção como e suas

misturas (CO2, Ar-82% + CO2-18%, Ar-98% + CO2-2%, ...), menor emissão de luz, maior resistência a corrosão, condição de soldagem satisfatória.

Tabela 6 - Categorias de transferência controlada por curto-circuito e suas características.

Beneficio	Limitação	Nome comercial
Redução de respingos, menor aporte de calor total, mas boa fusão, bom desempenho de execução de raiz.	Custo de equipamento mais elevado do que os sistemas convencionais, impacto insignificante no custo total de soldagem.	STT, RMD, Fastroot, Optarc, Cold Arc, Cold Process, Optarc.
Curto-circuito controlado com diâmetros de fio maiores. Fonte de energia de baixo custo.	Sistema de alimentação de arame diferenciado.	CSC
Menor aporte de calor, redução de respingos, alta velocidade de soldagem em materiais ferrosos e não ferrosos finos.	Equipamento mais complexo, mas muito confiável. Aplicação principalmente mecanizada.	CMT

Fonte (180)

3.4 Soldagem da Liga AA 7075-T6

A liga AA 7075-T6, endurecida por precipitação, possui como principais elementos de liga o zinco (5,1–6,1% em peso), magnésio (2,1–2,9%) e cobre (1,2–2,0%) (188). Comparada a ligas das séries 5xxx e 6xxx, apresenta quase o dobro de resistência mecânica (189), podendo até superar a resistência de alguns aços estruturais (9).

Essa elevada resistência, combinada à baixa densidade (2810 kg/m³), confere à liga AA 7075-T6 uma excelente resistência específica, característica ideal para aplicações estruturais sujeitas a cargas estáticas e dinâmicas (190).

Apesar das propriedades superiores, a liga AA 7075-T6 apresenta baixa soldabilidade, especialmente em processos de soldagem por fusão. Os principais desafios envolvem a alta suscetibilidade a trincas, a evaporação de elementos de baixa temperatura de fusão (como Zn e Mg) e o elevado coeficiente de expansão térmica, fatores que favorecem a ocorrência de defeitos como trincas e porosidade (24,25).

Além das dificuldades inerentes da soldagem por fusão da liga AA 7075-T6, outras características do processo contribuem negativamente. Entre elas, destacam-se a redução de resistência mecânica por crescimento de grão, diminuição da dureza e alterações metalúrgicas tanto durante quanto após a soldagem (191).

Outro aspecto relevante são os ciclos térmicos impostos pelo processo de soldagem, que desestabilizam os precipitados responsáveis pela resistência mecânica da liga. Essa desestabilização depende tanto da variação de temperatura quanto do tipo de precipitado presente no material (87). Ciclos térmicos intensos favorecem a formação de grãos grosseiros, aumentando a fragilidade do material, bem como a suscetibilidade à corrosão sob tensão e à corrosão localizada (*pitting*) (192,193,194,25).

Desafios como deformações térmicas, amolecimento localizado, trinca a quente e a degradação das propriedades mecânicas são frequentemente observados tanto na zona afetada pelo calor (ZTA) quanto na zona fundida (ZF). Além disso, a contração volumétrica durante a solidificação também compromete a integridade da junta e impõe dificuldades adicionais ao processo (195,24).

Em função dessas limitações de soldabilidade, é comum que a união de ligas da série 7XXX seja realizada por métodos alternativos de baixa produtividade, como soldagem por fricção, aparafusamento, rebitagem ou combinações dessas técnicas. Embora viáveis, tais métodos restringem a aplicação da liga em segmentos industriais que demandam processos de alta eficiência produtiva (189).

Durante a soldagem, a variação de temperatura provoca modificações microestruturais tanto no metal de solda quanto no material base. (196,88,193).Em temperaturas elevadas, os precipitados da liga AA 7075-T6 apresentam comportamentos distintos, podendo ocorrer dissolução, engrossamento, transformação de fase ou nucleação de novas partículas. Esses fenômenos dependem da temperatura e da taxa de aporte térmico. Em ligas da série 7000, observa-se dissolução das zonas GP entre 50–150 °C, dos precipitados η' entre 200–250 °C, e da fase η entre 300–350 °C (87).

Estudos apontam que a elevada segregação de cobre na zona parcialmente fundida (PMZ) está diretamente relacionada ao número de ciclos térmicos. Essa segregação, especialmente nos contornos de grão, reduz a temperatura de fusão local e favorece a ocorrência de trincas a quente. Tal comportamento está associado a composições com teores de 2,0 – 4,0% de Cu, 2,0 – 5,0% de Mg e 0,5 – 1,2% de Si, que aumentam significativamente ao trincamento (24).

O trincamento a quente nas soldas de alumínio ocorre sob altos níveis de tensão térmica, somados à contração durante a solidificação. Esse fenômeno se intensifica à medida que o cordão de solda passa por diferentes estágios de solidificação (24).

Em regiões como a zona fundida (ZF), por sua vez, ocorre alterações significativas em sua microestrutura devido às condições térmicas do processo. Essas mudanças geralmente resultam em perda de resistência mecânica e maior fragilidade frente à trinca a quente (194).

Nas ligas 7XXX tratáveis termicamente, com alto teor de cobre, observa-se a formação de duas regiões distintas durante a solidificação: uma rica em cobre e outra com baixa concentração desse elemento. A zona rica em Cu solidifica primeiro, enquanto a região pobre solidifica logo depois, devido à sua menor temperatura de fusão. Essa diferença no tempo de solidificação favorece a formação de trincas, em função das tensões de retração e do preenchimento desigual do metal (194).

Além disso, o processo de soldagem por fusão pode induzir à recristalização parcial e ao crescimento de grãos na zona termicamente afetada (ZTA), além da formação de porosidades. Essas alterações geram heterogeneidades microestruturais e composicionais, que, associadas às tensões residuais, aumentam a suscetibilidade à corrosão sob tensão (CST), um fenômeno comum nas ligas da série 7XXX (193).

Essas modificações microestruturais resultam em variações significativas nas propriedades da liga, especialmente nas regiões afetadas termicamente. A resistência à corrosão da liga AA7075-T6 é severamente comprometida em condições de solda, sendo o amolecimento da ZTA um dos principais fatores que contribuem para essa fragilização (188).

A perda de dureza e a redistribuição dos elementos de liga na ZTA reduzem a estabilidade dos precipitados responsáveis pela resistência mecânica e à corrosão, favorecendo a formação de microcélulas galvânicas. Essas microcélulas aceleram processos corrosivos, principalmente sob condições de tensão residual, elevando a suscetibilidade à corrosão sob tensão (CST) (197,198,199).

Corrosão sob tensão é um dos defeitos mais proeminentes da liga AA7075-T6 se contrapondo com elevada resistência especifica desta liga. Elementos como cobre, silício, magnésio, zinco, ferro aumentam a resistência do alumínio, aumenta sua suscetibilidade à corrosão (197,198,199). O cobre (Cu) é um elemento que apresenta efeitos contraditórios na liga AA 7075-T6. Embora seja benéfico para a trabalhabilidade, seu uso compromete aspectos como a soldabilidade e a resistência à corrosão. Em contrapartida, o zinco (Zn), quando em solução sólida, contribui para minimizar a corrosão atmosférica (191,82).

Partículas contendo ferro (Fe) e precipitados intermetálicos, são prejudiciais à resistência à corrosão, enquanto elementos como zircônio (Zr) e titânio (Ti), frequentemente empregados como refinadores de grão, melhoram a resistência à corrosão atmosférica. Por outro lado, a presença de bismuto (Bi) e chumbo (Pb) reduz significativamente a soldabilidade (82).

Os elementos mais benéficos em relação à corrosividade são aqueles com alta solubilidade na matriz e elementos com o mesmo potencial galvânico padrão do alumínio. O zinco tem uma pequena influência negativa na resistência à corrosão (comparado ao cobre) e depende da fabricação e tratamento térmico. Elementos como níquel, chumbo e bismuto introduzem partículas constituintes e diminuem a resistência à corrosão (82).

O aumento do teor de silício (Si) contribui para a redução da contração de solidificação e para o aumento do volume de líquido interdendrítico, o que diminui a suscetibilidade à formação de trincas a quente durante o processo de soldagem (189). A adição controlada de Si também ajuda a suprimir a ocorrência de vazios e trincas, além de melhorar a microdureza e a resistência mecânica da liga.

No entanto, quando utilizado em excesso, o silício pode comprometer a ductilidade do material, evidenciando um comportamento conflitante. Esses efeitos demonstram que a quantidade de Si adicionada deve ser criteriosamente avaliada, de acordo com as características específicas do material. No caso da liga AA 7075-T6, estudos indicam que uma concentração próxima a 5% de Si pode representar um equilíbrio adequado entre o aumento da resistência e a mitigação das trincas (200).

3.5 Influência da Vibração no Processo de Soldagem

A aplicação de vibração mecânica durante a soldagem tem se destacado como uma estratégia promissora para aprimorar a qualidade metalúrgica das juntas, especialmente em ligas de alumínio. Essa técnica utiliza sistemas de excitação mecânica, eletromagnética ou ultrassônica, que atuam diretamente na poça de fusão ou no material solidificado, dependendo da configuração adotada no processo (201).

De forma geral, a soldagem assistida por vibração consiste na introdução de uma excitação externa durante o processo de união. Essa ação promove mudanças significativas nas propriedades físicas e mecânicas do cordão de solda (202) proporcionando benefícios como alívio de tensões internas, controle de distorções, redução de tensões residuais, liberação de

gases dissolvidos, modificação do comportamento de solidificação e diminuição da porosidade (203,202,204).

Embora a soldagem seja um processo amplamente difundido, confiável e eficiente, o intenso ciclo térmico envolvido pode gerar tensões residuais e deformações plásticas não homogêneas. Essas condições são prejudiciais, pois aumentam a suscetibilidade de defeitos ao material (205,202).

A introdução de vibração na poça de fusão exerce um papel crucial na melhoria da dinâmica térmica do processo. A vibração favorece a transferência de calor e contribui para a remoção do líquido superaquecido, o que reduz a possibilidade de refusão de grãos sólidos. Isso resulta em um gradiente térmico mais homogêneo da região central às bordas da poça de fusão (206,202). Essa maior velocidade de resfriamento diminui a extensão da zona termicamente afetada (ZTA) e reduz o gradiente de temperatura, fatores que contribuem para a diminuição das tensões residuais formadas devido às variações térmicas (207).

Como consequência dessas alterações térmicas, ocorre a recristalização simultânea na poça sub-resfriada, impulsionada por núcleos flutuantes. Esse fenômeno favorece a fragmentação, nucleação e crescimento de novos grãos, promovendo o refinamento da microestrutura uma condição altamente desejável (208,206).

O refinamento de grãos obtido por esse mecanismo é extremamente relevante, pois melhora significativamente propriedades como ductilidade, e dureza. Também reduz a suscetibilidade à formação de trincas a quente, devido à geração de grãos equiaxiais mais homogêneos (209,32).A formação de subgrãos finos, típica do refinamento microestrutural, aumenta a quantidade de contornos de subgrãos. Esses contornos atuam como barreiras ao movimento de discordâncias, dificultando a propagação de trincas e contribuindo para a integridade estrutural do cordão de solda (206).

O processo de soldagem vibratória acelera também o movimento dos átomos e provoca flutuações de fase, impactando a solidificação do metal fundido e resultando em uma microestrutura de maior qualidade (202) Além disso, a vibração reduz a porosidade da solda ao causar pressão interna no metal fundido, empurrando as bolhas de gás para a superfície e facilitando sua liberação (207).

Fluidez do metal de solda é outra variável importante influenciada pela atuação de forças de vibração. Na literatura, pode-se encontrar inúmeras abordagens de aplicação de forças externas de vibração para aumentar a fluidez e induzir o fluxo de fluido durante o processo de solidificação, com intuito de refinar o tamanho do grão (204).

A solidificação é dependente do gradiente térmico, velocidade de solidificação e teor de liga. As estruturas podem ser planares, celulares, dendrítico colunares e dendríticas equiaxiais que pode mudar de planar para celular, dendrítico colunar e dendrítico equiaxial ao longo da zona do metal de solda (210).

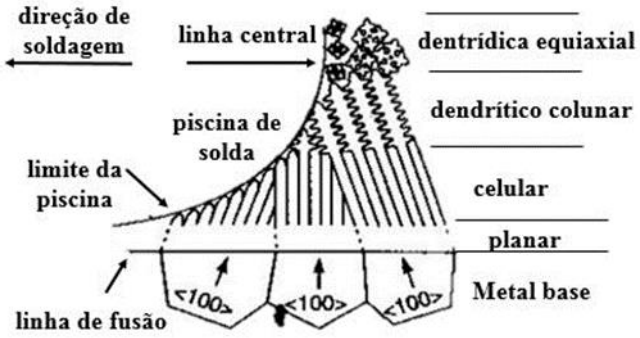


Figura 6 - Variação no modo de solidificação na zona de fusão

Fonte (210)

Três tipos de grãos são mostrados na Figura 6, crescendo epitaxialmente a partir da linha de fusão. Próximo à linha de fusão, a solidificação passa para o modo celular. Um pouco mais distante da linha de fusão, a solidificação muda para o modo dendrítico colunar. Próximo da linha central da solda, os dendritos equiaxiais nucleiam e crescem, bloqueando os dendritos colunares (210).

Cada uma dessas estruturas afeta a suscetibilidade à trinca a quente em maior ou menor extensão, reforçando a necessidade de formação de grãos equiaxiais, pois os grãos finos reduzem a suscetibilidade de trincas a quente durante a soldagem e melhoram as propriedades mecânicas da solda (210,32).

A fluidez é um dos fatores mais preponderantes nos processos de soldagem. É definida de forma variada como a distância percorrida por metal fundido de qualidade em um canal de geometria fixa antes de solidificar. É a capacidade de um material fundido fluir e preencher juntas de pequenas geometrias nos processos de soldagem (204,211).

Materiais estruturais com elevada resistência mecânica geralmente dependem de uma microestrutura com grãos extremamente finos. Isso ocorre porque estruturas com granulação grosseira tendem a provocar falhas superficiais, especialmente em ligas submetidas a processos como laminação ou extrusão (204).Fenômeno semelhante ocorre em ligas de alumínio de alta

resistência durante a soldagem. Nessas ligas, a presença de grãos colunares grosseiros contribui para a fragilização do material e o surgimento de trincas a quente (32).

No caso específico da liga AA 7075-T6, há uma redução significativa na formação dessas trincas quando se utiliza vibração durante o processo de soldagem. A vibração promove o refinamento da microestrutura, tornando os grãos mais finos em comparação com processos convencionais (212).Além disso, a aplicação de vibrações auxilia no alívio de tensões residuais na liga AA7075-T6. Esse mecanismo favorece uma redistribuição mais eficiente das tensões internas, alterando o comportamento de deformação do material e promovendo maior estabilidade estrutural (33).

Estudos mostram que o processo de alívio de tensões por vibração melhora significativamente a estabilidade da forma e do tamanho das peças de parede fina. Após o tratamento com uso de vibração, obtém-se uma distribuição de tensões residuais mais uniforme em comparação aos métodos convencionais (33,213). Quando comparado aos métodos tradicionais de alívio de tensão por variação de temperatura, o uso de vibrações oferece vantagens importantes: menor custo, maior confiabilidade operacional, menor impacto ambiental e eliminação de etapas subsequentes no processo de fabricação (203).

A vibração também melhora a qualidade superficial da solda, diminuindo o tamanho e a quantidade de compostos intermetálicos, que podem enfraquecer a junta (214,215).

Vários exemplos podem ser encontrados na literatura onde forças externas foram aplicadas. Métodos incluem rotação das peças de trabalho, vibração mecânica e agitação eletromagnética entre outros (204).

KIM *et al*.(216) observaram efeitos positivos na microestrutura da região de solda do aço AH-32. A aplicação de vibração durante o processo EGW resultou na redução da ferrita nos contornos de grão, supressão da estrutura de Widmanstätten e formação de uma microestrutura mais fina, o que refletiu em maior tenacidade do metal de solda.

Em aços inoxidáveis, WATANABE *et al*. (217) aplicaram vibração diretamente na poça de fusão e no metal de solda. Os resultados mostraram a viabilidade da técnica, com formação de grãos axiais e aumento da resistência à tração.

Em ligas de alumínio, LIU *et al*. (218), que analisaram a influência da vibração ultrassônica no processo de junção por fricção de ligas de alumínio 2024Al-T4. Os resultados, obtidos por meio de inspeção morfológica, raios X e análise metalográfica, mostraram que a vibração ultrassônica melhora a formação da solda, especialmente em maiores velocidades de soldagem.De forma similar, KRAJEWSKI *et al*. (35), estudaram os efeitos da vibração nos

processos de soldagem GTA e MIG da liga de alumínio 2017A. Os testes revelaram diminuição da porosidade, refino do grão e redução da dureza na zona termicamente afetada (ZTA).

No caso da soldagem a LASER, o trabalho proposto pelos autores KRAJEWSKI *et al*. (219) apresentou melhorias significativas no acabamento superficial do cordão de solda em aço St37 com a aplicação de vibração de 250 Hz. A oscilação da poça de fusão promoveu a homogeneização do material, resultando em uma superfície mais uniforme. Völkers *et al*. (2020), mostraram que a superposição de ondas sonoras induzidas mecanicamente durante a soldagem a LASER influencia diretamente a dinâmica da poça de fusão, reduzindo tanto a largura da ZTA quanto o tamanho dos grãos dendríticos com o aumento da frequência aplicada.

Completando os achados sobre a soldagem a LASER com indução de vibração, Jin *et al*. (220) relataram resultados significativos na soldagem de ligas de alumínio da série 5XXX. Os autores observaram melhorias na formação das juntas soldadas, bem como um aumento considerável na resistência à fadiga.

No trabalho publicado Tamasgavabari *et al*. (221), os autores estudaram a aplicação de vibração harmônica durante o processo de soldagem a arco elétrico a gás (GMAW) da liga AA-5083-H321, o que resultou na redução expressiva do tamanho médio de grão. Esse refinamento está associado à modificação do comportamento térmico e à intensificação da nucleação durante a solidificação.

De forma semelhante, Shi *et al*. (222), utilizaram o processo de soldagem MIG assistido por vibração mecânica para reforçar juntas da liga 6082-T6. A vibração não apenas aumentou significativamente a resistência da junta, mas também promoveu o endurecimento por precipitação na ZTA, devido à formação de compostos como o precipitado α (AlFeMnSi). Além disso, a agitação da poça de fusão favoreceu a desgaseificação e o refinamento da microestrutura da solda.

Resultados consistentes foram obtidos por Jin *et al*. (220), ao aplicarem vibração durante a soldagem a LASER de ligas de alumínio 5052, observando-se a homogeneização da microestrutura e o favorecimento da formação de grãos finos equiaxiais.

Dada e Popoola. (223), também relataram benefícios expressivos com a introdução de vibração, destacando a redução do tamanho dos grãos, aumento da fluidez, melhor distribuição dos compostos intermetálicos (IMCs) e maiores taxas de nucleação, resultando em significativo ganho de resistência e dureza das juntas.

Em soldagem dissimilar, DONG *et al*.(224) estudaram a soldagem com o processo GTAW entre a liga de alumínio 5A06 e aço galvanizado. A vibração induzida promoveu

aumento de 27% na resistência da junta, refinamento de grão, redução de compostos intermetálicos Fe-Al e maior microdureza tanto na ZTA quanto na solda.

Em processos envolvendo a soldagem da liga da série 7XXX, no trabalho realizado pelos autores HAMED ZARGARI *et al*.(34) melhorias foram observadas na penetração do cordão de solda e melhor distribuição do aporte de calor na região de soldagem.

O uso da 7XXX também foi mencionado no trabalho publicado pelos autores Balasubramanian *et al*. (32), em um estudo que sobre redução de trinca a quente resultante do processo de soldagem. Os resultados dos testes mostraram que, ao aplicar o tratamento vibratório, a fissuração a quente pode ser amplamente controlada na soldagem por fusão.

A Tabela 7 mostra um resumo de técnicas relacionadas em processos de soldagem com indução de vibração.

Tabela 7- Trabalhos de aplicação de vibração no processo de soldagem

Vibração do material (base) durante a soldagem, em diferentes processos	GMAW:(225,226,227,228,229,230,231)(232),(233),(234),(235),(208) FCAW: (216),(236) EGW: (216) GTAW: (237),(238),(239),(240),(224),(241),(32) LASER (Laser Cladding): (242) SAW: (243),(244),(245) TIME: (246),(247) ESW: (248) SMAW: (243),(244),(245) Soldagem Ultrassónica: (249) FSW:(218)
Oscilação da poça de solda, em diferentes processos	GTAW: (217), (250) ,(251),(252),(253),(254),(255),(256),(35) Solda LASER: (219) GMAW: (35),(257),(253),(258) SMAW: (259)
Oscilação de gotas fundidas, em diferentes processos	GMAW: (260),(261) SMAW: (262)
Oscilação do arco de soldagem, em diferentes processos	GMAW: (263) SMAW: (264),(265) GTAW:(266),(267),(268),(269),(270),(271),(272),(273),(274),(275)
Vibração do Eletrodo	GMAW:(276),(277) GTAW:(278)

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Esta seção está organizada para descrever os materiais empregados no estudo incluindo metal base, metal de enchimento e gás de proteção bem como os equipamentos utilizados no processo, como a fonte de solda, o sistema de indução de vibração e os programas para coleta de dados de soldagem e vibração.

Detalha também a metodologia aplicada na coleta de sinais vibratórios durante a soldagem, o processamento desses dados e os procedimentos usados na preparação do material e na execução de testes e análises realizadas.

4.1 Materiais

O material base empregado foi a liga de alumínio AA 7075-T6, submetida a tratamento térmico T6, sua composição química é apresentada na Tabela 8.

Tabela 8 - Composição química do metal base AA 7075-T6.

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
7075-T6	0,4	0,5	2,0	0,3	2,9	2,8	0,2	02

Fonte: adaptado (279)

A Tabela 9 mostra valores de resistência a tração após tratamento térmico, que variam de acordo com necessidade de aplicação da liga 7075.

Tabela 9 - resistência da liga AA 7075-T6 Al com vários tratamentos

Tratamento térmico	Resistência à tração (MPa)
T6	559,8
T73	527,9
T616	563,0

Fonte: adaptado de (280)

O Material base AA7075-T6 foi fracionado em processo de usinagem em forma de chapa, com 3,00 mm de espessura e com as dimensões de 85 x 22mm, (Figura 7).

Os corpos de prova foram usinados, soldados e preparados para testes posteriores, como ensaios impacto Charpy (Figura 8) e de tração mecânica, (Figura 9).

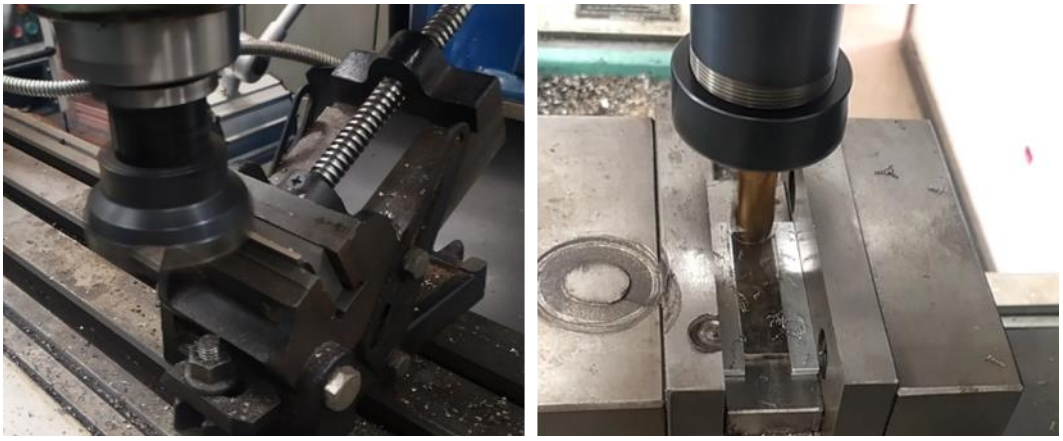


Figura 7 - Processo de preparação corpo de prova (figura a e b)

A avaliação da energia ao impacto foi realizada por meio do ensaio Charpy com entalhe em “V”, conforme as normas ASTM E23 e ISO 148-1. Os corpos de prova foram orientados com o entalhe posicionado no sentido longitudinal ao eixo do cordão de solda, de forma a avaliar a resistência à fratura ao longo da junta soldada. Os testes foram conduzidos à temperatura ambiente (25 °C), utilizando um pêndulo do tipo Charpy, modelo XT-50Z, da marca Time Group Inc., com capacidade de energia potencial de até 300 J.

A Figura 8, ilustra detalhadamente os corpos de prova já usinados e prontos para a realização do ensaio e suas dimensões, o posicionamento preciso do entalhe em relação ao cordão de solda,

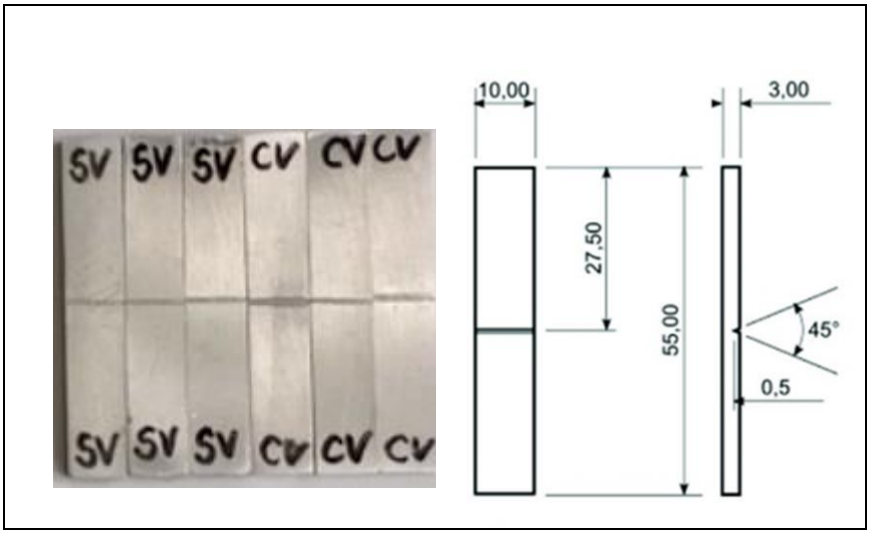


Figura 8 - Preparação de amostra para teste de charpy

Os ensaios de tração foram conduzidos em temperatura ambiente, conforme os requisitos estabelecidos pela norma ASTM E8/E8M-21. Utilizou-se uma máquina universal de ensaios do fabricante Time Group Inc., modelo WDW 300-E, com capacidade máxima de 300 kN, operando com uma taxa de carregamento controlada de 2 mm/min.

A deformação foi monitorada por meio de um extensômetro de alta resolução (0,1% de margem de erro), garantindo medições precisas ao longo do teste. Para aquisição e processamento dos dados, empregou-se um software dedicado. As propriedades mecânicas obtidas incluíram a tensão máxima, o limite de escoamento e o alongamento percentual.

A partir desses ensaios, foi possível determinar o limite de resistência dos corpos de prova, tanto do material na condição virgem quanto das juntas soldadas. Os corpos de prova soldados foram extraídos transversalmente ao eixo longitudinal da junta, seguindo as especificações das normas ABNT NBR ISO 6892 e AWS D1.1/D1.1M:2004. Para cada condição experimental, foram realizados três ensaios com o objetivo de obter uma média representativa dos resultados. A Figura 9 apresenta, de forma detalhada, a posição de extração dos corpos de prova, bem como suas dimensões.

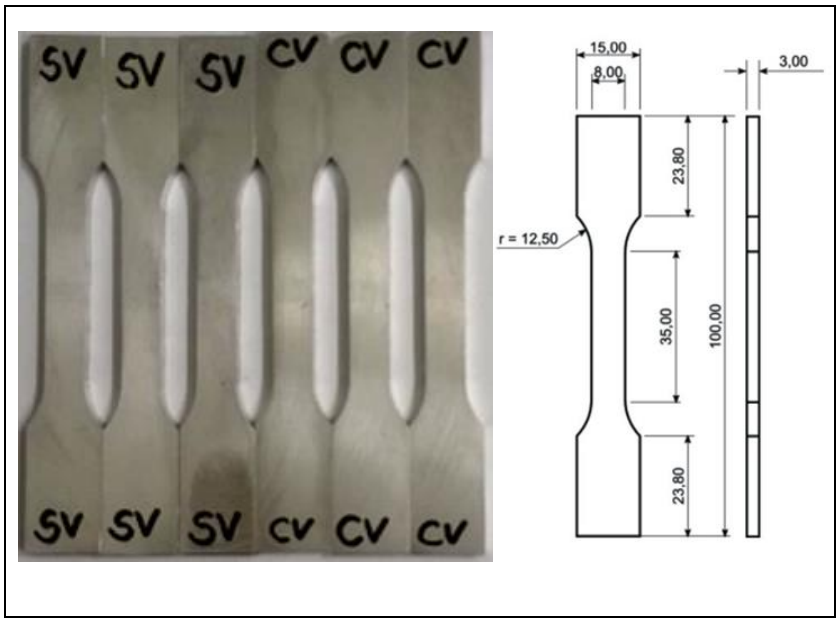


Figura 9 - Preparação de amostras para teste de tração.

O material de adição utilizado foi liga de alumínio ER4047 (281), arame de solda com 1,0 mm de diâmetro, indicado para soldagem de ligas de alumínio, devido à maior porcentagem do elemento zinco, que é favorável a atenuação de trincas a quente poros, entre outras

propriedades (282). Sua composição química é apresentada na Tabela 10 e suas propriedades como soldado na Tabela 11.

Tabela 10 - Composição química material de enchimento ER4047.

Elemento	**Al**	**Cu**	**Zn**	**Mg**	**Si**	**Mn**	**Fe**
%	Balanço	0,30 máx.	0,20 máx.	0,10 máx.	11,00 – 13,00	0,15 máx	0,80 máx.

Tabela 11- Propriedades mecânicas do eletrodo AWS ER4047 como soldado.

Alongamento	**Limite de escoamento**	**Resistência a tração**
2%	55 MPa	124 MPa

Os gases de proteção nos processos de soldagem, tais como hidrogênio (H2), oxigênio (O2), dióxido de carbono (CO2), nitrogênio (N2), hélio (He), argônio (Ar) e suas misturas, são utilizados com a função protetiva da região de soldagem contra contaminação prejudicial que pode gerar defeitos. Além desta função primária, os gases de proteção influenciam diretamente a forma da solda, geometria da solda, aparência da costura, propriedades metalúrgicas e mecânicas, velocidade de soldagem, transferência de metal, estabilidade do arco ou emissão de gases (283).

Como gás protetivo foi utilizado o gás Argônio (Ar), adequado para soldar quase todos os metais (283). Suas características são apresentadas na Tabela 12.

Tabela 12 - Composição química do gás de proteção

Argônio	Fórm. molecular	Peso molecular	Ponto de fusão	Pres. vapor 25ºC
CAS 7440-37-1	Ar	39.948	-189°C	343000 mmHg

4.2 Equipamentos

A execução do processo de soldagem GMAW foi realizada por meio de uma fonte Power Wave® 350, do fabricante Lincoln Electric (*Lincoln Electric Holdings*), acoplada ao módulo STT (*Surface Tension Transfer*). Essa configuração possibilita um controle mais

refinado dos parâmetros do arco elétrico, permitindo a redução da corrente no instante da transferência metálica e, consequentemente, a diminuição do aporte térmico. Além disso, a associação da fonte com o módulo STT contribui para a melhoria da estabilidade do arco, redução significativa de respingos e maior uniformidade na formação do cordão de solda, fatores que se mostram essenciais para a obtenção de juntas soldadas de elevada qualidade.

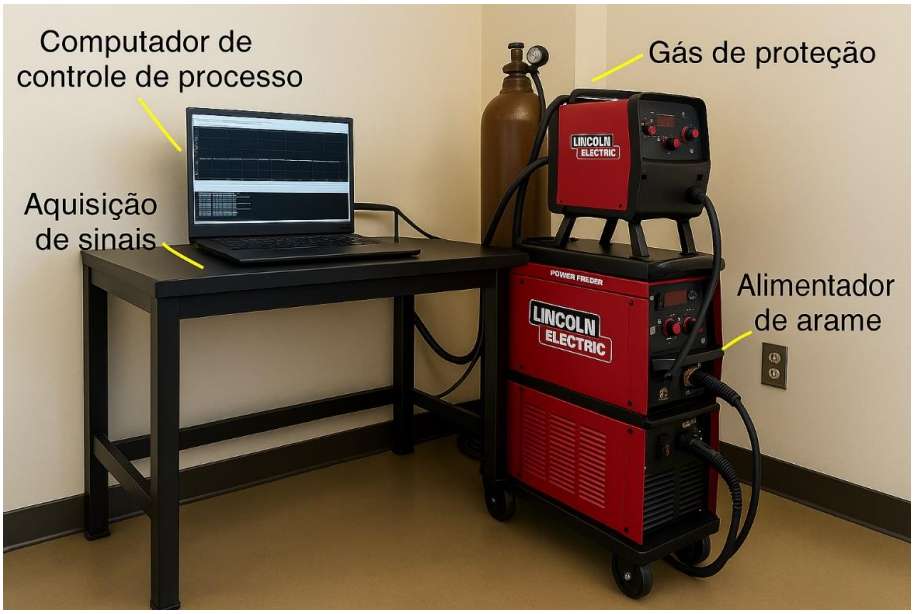


Figura 10 - Setup processo de soldagem (cilindro de gás, fonte de soldagem, cabeçote alimentador, computador para aquisição dos sinais e programação e controle da bancada responsável pelo deslocamento da tocha de soldagem)

A bancada experimental é controlada por computador com deslocamento em três eixos (x, y e z), composta de cabeçote deslocador da tocha de soldagem, tocha de soldagem, e dispositivo de fixação dos corpos de prova e com componentes de indução de vibração, como mostra a Figura 11.

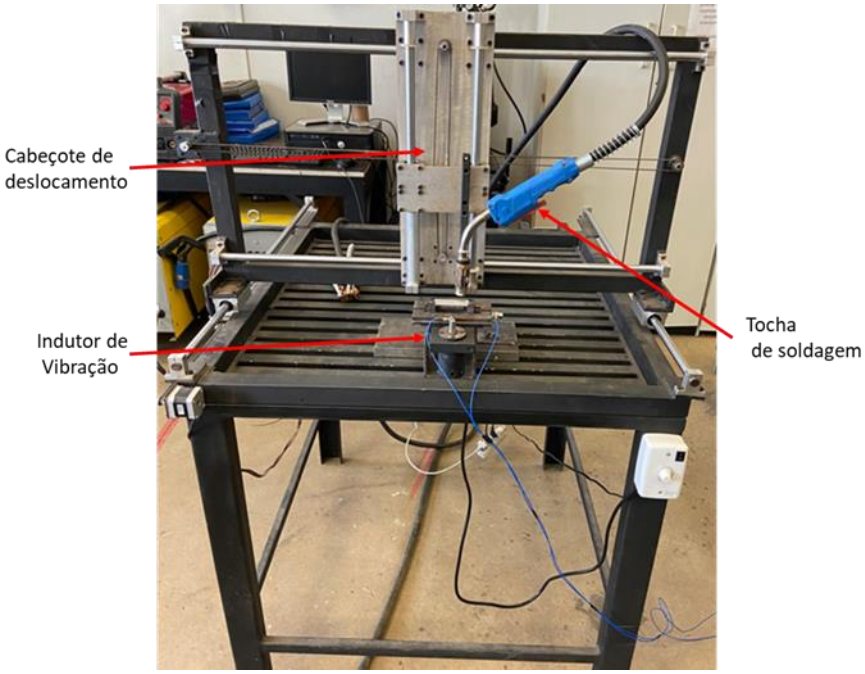


Figura 11 - Bancada experimental composta: (1) cabeçote deslocador da tocha de soldagem, (2) tocha de soldagem, (3) dispositivo de fixação dos Corpos de Prova.

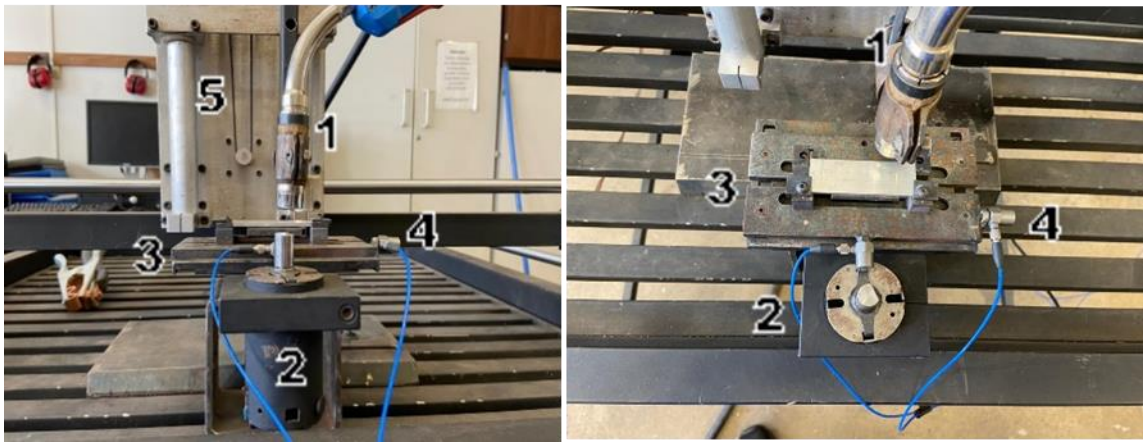


Figura (a) Figura (b)

Figura 12 - Componentes da bancada experimental: tocha de soldagem (1), indutor de vibração (2), dispositivo de fixação material base (3), acelerômetro (4), cabeçote de soldagem (5).

O motor indutor de vibração possui as características apresentadas na Tabela 13.

Tabela 13 - característica indutor de vibração

Tensão	Potência	Rotação	Tipo de Tensão
127 volts	9 watts	1500 rpm	Alternada

Para que o motor elétrico pudesse induzir vibrações ao sistema, foi adaptado um suporte na extremidade do eixo, projetado de forma excêntrica. Essa configuração promoveu um

desbalanceamento intencional, responsável por gerar vibrações controladas durante o processo de soldagem.

4.3 Aquisição de Sinais

Para coleta de dados do processo de soldagem foi utilizado um o *software* Power Wave® Manager (*Lincoln Electric Holdings*), conectando um computador à fonte de soldagem por um cabo de rede UTP (*Unshielded Twisted Pair*). A Figura 13 apresenta a tela do *software* com suas possíveis configurações.

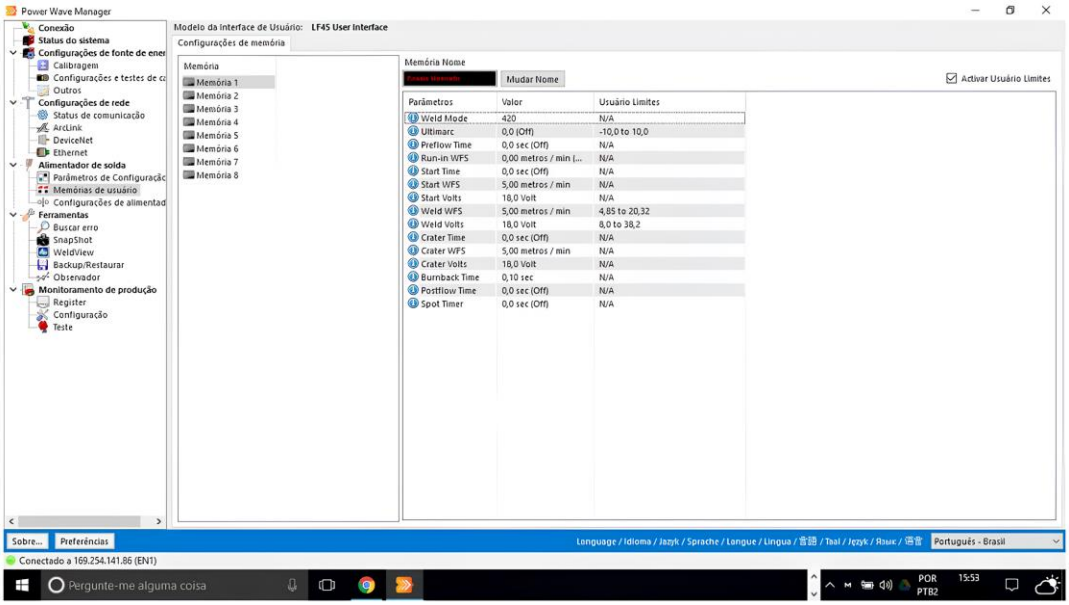


Figura 13 - Tela do software Power Wave Manager de configuração dos parâmetros de soldagem.

Antes de cada operação de soldagem, os parâmetros correspondentes à condição de processo a ser utilizada são previamente configurados no software. Após essa configuração, o software é acionado no modo de monitoramento, permanecendo pronto para registrar os dados durante a execução da solda. Durante o processo, são adquiridas informações como corrente elétrica, tensão, status do arco, entre outros, com uma taxa de amostragem previamente

definida, variando entre 10^{-3} e 10^{-6} s. Após aquisição dos dados do processo de soldagem, o programa exibe em forma gráfica as variáveis envolvidas no processo, como comportamento do arco elétrico, transferência e gota, como mostra Figura 14.

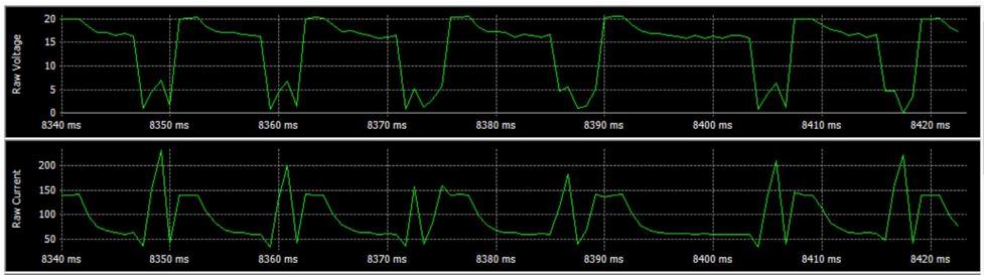


Figura 14 - Gráfico de comportamento das variáveis do processo corrente e tensão.

Para a aquisição dos dados de vibração, foi utilizado o software LabVIEW® (*Laboratory Virtual Instrument Engineering Workbench*), desenvolvido pela *National Instruments*. Trata-se de uma plataforma gráfica voltada para engenharia de sistemas, amplamente empregada em aplicações de teste, medição, automação industrial e controle de processos. O LabVIEW® oferece integração direta com diversos dispositivos de hardware, possibilitando uma comunicação rápida, precisa e em tempo real com sensores e atuadores.

No presente estudo, os dados de vibração foram coletados a uma taxa de amostragem de 1000 Hz, o que permite captar com alta fidelidade sinais dinâmicos, garantindo a detecção de componentes de frequência elevadas no espectro de vibração. A Figura 15 ilustra a imagem do software *labview* e a interface do programa.

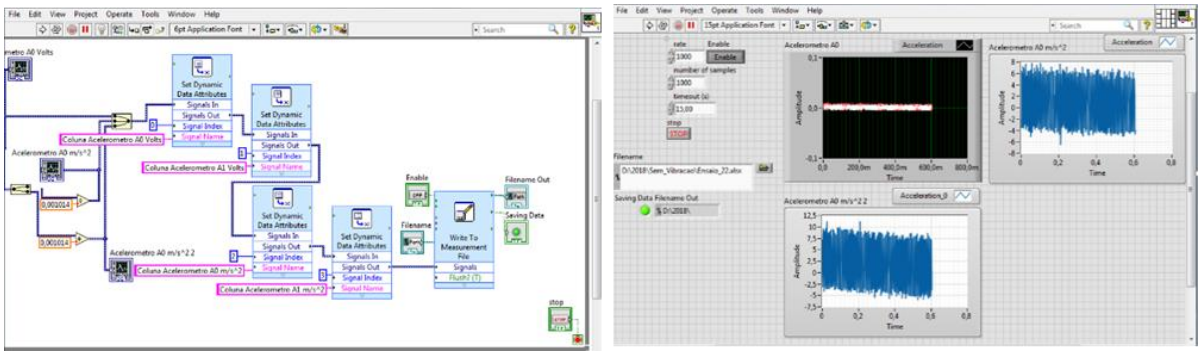


Figura 15 - Tela software labview

A instrumentação utilizada para a coleta de dados incluiu acelerômetros piezelétricos, montados em posições estratégicas ao longo dos eixos X e Y como mostrado na Figura 16.

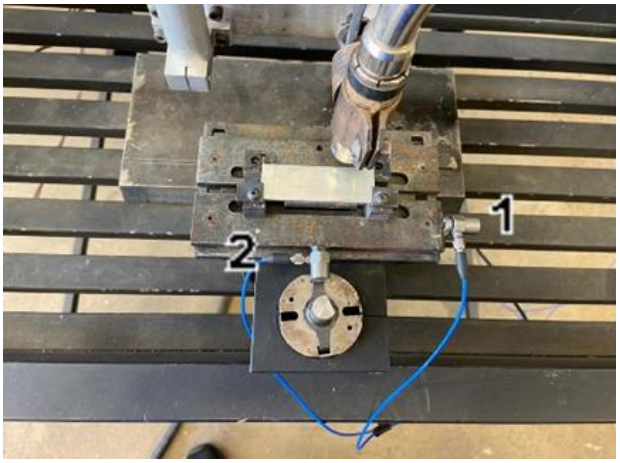


Figura 16 - Posicionamento dos acelerômetros eixo X (1) eixo Y(2)

Para assegurar a precisão e confiabilidade do processo de aquisição de dados, uma segunda medição foi realizada utilizando o coletor de vibração e analisador de dados VibXpert II, da Pruftechnik, figura 17. Este equipamento, com capacidade de medição em dois canais simultâneos, opera em uma faixa de frequência de 0 Hz a 40 KHz e oferece resolução de até 102.000 linhas, permitindo uma análise espectral altamente detalhada.

Figura 17 - coleta de dados com analisador de dados VibXpert II

Os dados obtidos foram posteriormente processados e analisados com o auxílio do software Omnitrend, também da Pruftechnik, complementando as análises realizadas com o LabVIEW®, Figuras 16 a 18.

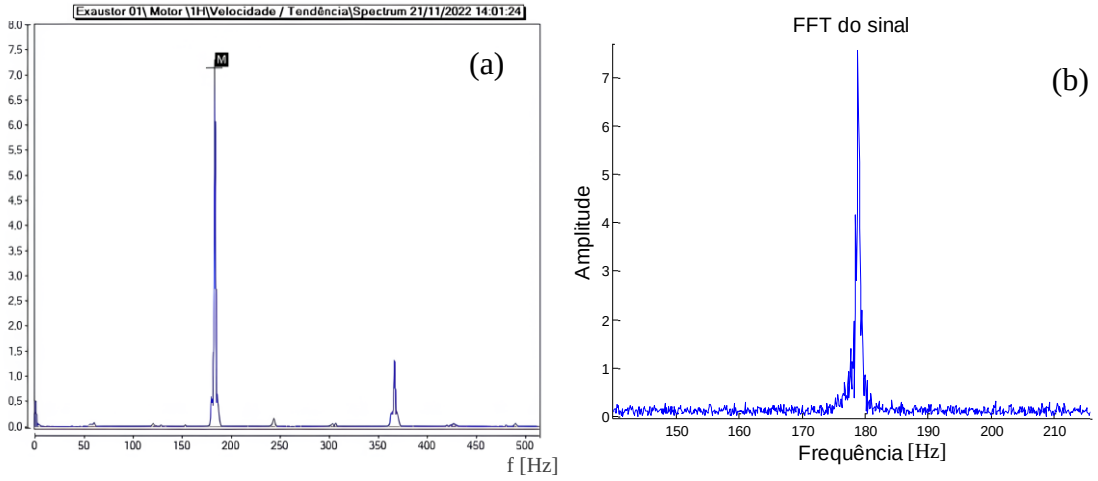


Figura 18 - Spectrum de vibração com máxima rotação(183Hz) do indutor de vibração VibXpert II (a) LabView (b)

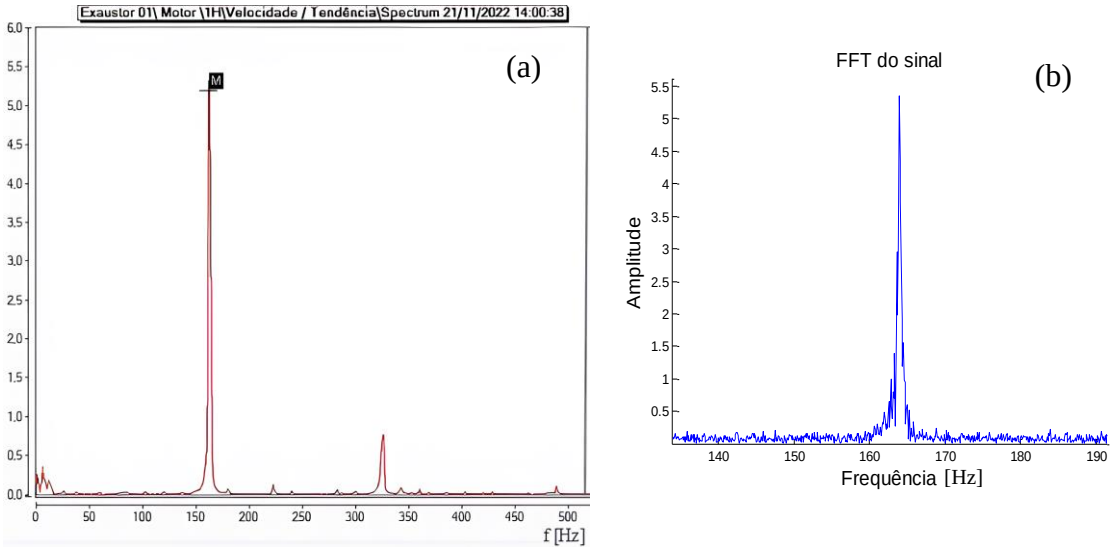


Figura 19 - Spectrum de vibração com média rotação (167 Hz) do indutor de vibração VibXpert II (a) LabView (b)

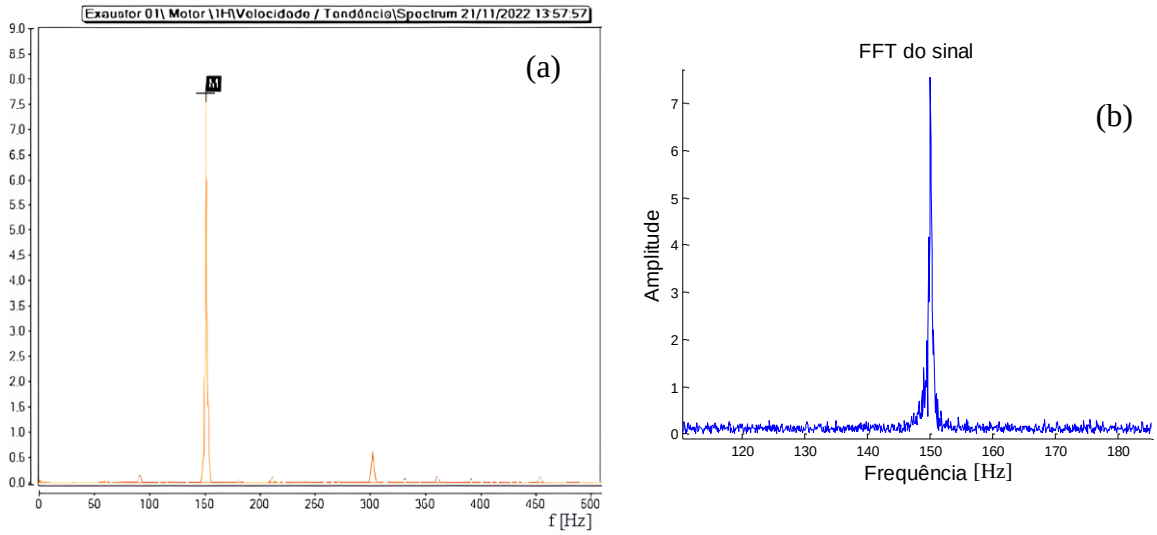


Figura 20 - Spectrum de vibração com média rotação (151 Hz) do indutor de vibração VibXpert II (a) LabView (b)

4.4 Processo de Soldagem

Os processos de soldagem foram realizados utilizando o processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), acoplado ao módulo STT (*Surface Tension Transfer*) operando em corrente contínua. Para isso, foi empregada uma fonte de soldagem Power Wave 350, da fabricante Lincoln Electric (*Lincoln Electric Holdings*).

As amostras foram preparadas em juntas de topo, sem abertura de raiz. O metal de adição utilizado foi a liga de alumínio ER4047, enquanto o gás de proteção empregado foi argônio puro, assegurando a proteção da poça de fusão durante todo o processo.

A fim de garantir o controle e padronizar o processo durante o processo de soldagem, variáveis de processo, como a velocidade de soldagem (Vs) e a distância entre o bico de contato e a peça (DBCP), foram mantidas constantes ao longo de todas as execuções, realizados em bancada de solda padronizada semiautomática, garantindo a repetibilidade do procedimento. A Figura 21 ilustra o setup completo utilizado na realização das soldagens.

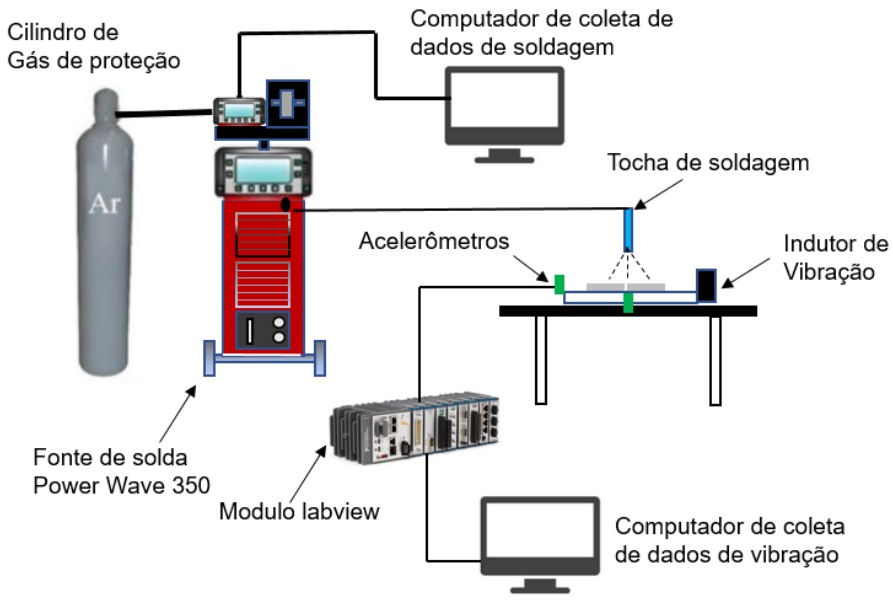


Figura 21 - Setup do processo de soldagem com indução de vibração.

A soldagem da liga de alumínio AA7075-T6 foi realizada em juntas de topo, com a união dos materiais disposta na posição plana e ao longo do sentido longitudinal da junta. A tocha de soldagem foi movimentada de forma perpendicular à região da solda. Para a definição dos parâmetros ideais de processo, adotou-se uma abordagem empírica, considerando aspectos como a posição de soldagem, o ângulo da tocha e a fixação do material base.

Nas condições com aplicação de vibração, as peças foram rigidamente fixadas em uma mesa vibratória, a qual estava acoplada ao excitador vibratório responsável por gerar oscilações controladas.

Para a determinação dos valores e limites das variáveis de processo, foi conduzido um estudo exploratório em duas etapas. A primeira consistiu em uma pesquisa bibliográfica sobre as condições recomendadas para a soldagem de ligas de alumínio, a partir da qual foram definidos parâmetros preliminares como a vazão do gás de proteção (entre 14 e 18 L/min), a distância entre o bico e a peça (12 a 15 mm) e a energia de soldagem (variando entre 1,82 e 2,14 kJ/cm), conforme indicado na literatura (284,285,286,287).

Na segunda etapa, foram realizados testes exploratórios práticos totalizando 14 execuções, com base nos valores previamente levantados na bibliografia e sistematizados na Tabela 14. O objetivo foi identificar os parâmetros mais adequados para a execução consistente do processo de soldagem, otimizando tanto a estabilidade do arco quanto a qualidade da junta soldada.

Tabela 14 - Parâmetros utilizados para testes exploratórios

Cond	Ib [A]	Ip [A]	WFS m/min	Vs cm/min	Observações
1	140	180	3,6	manual	Energia de soldagem elevada a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
2	140	180	5	manual	Energia de soldagem elevada a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
3	120	160	3,6	manual	Houve um decréscimo na energia de soldagem, mas ainda continuou alta a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
4	80	120	3,6	manual	A energia de soldagem reduziu um pouco mais, mas ainda continuou alta a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
5	40	120	3,6	manual	A energia de soldagem reduziu um pouco mais, possibilitando a formação do cordão de solda, mas ainda continuou alta, modo de transferência curto circuito.
6	40	120	4,1	manual	A energia de soldagem ficou em um nível bom, possibilitando a formação do cordão de solda, modo de transferência curto circuito.
7	100	120	3,6	manual	Energia de soldagem muito alta a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
8	100	200	3,6	manual	Energia de soldagem muito alta a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
9	100	200	5,0	manual	Houve redução da energia de soldagem, mas ainda continuou alta, modo de transferência spray.
10	100	150	5,0	manual	Houve redução da energia de soldagem, mas ainda continuou alta, modo de transferência spray.
11	100	125	5,0	manual	Não houve alteração significativa da energia de soldagem, modo de transferência spray.
12	80	125	5,0	manual	Não houve alteração significativa da energia de soldagem, modo de transferência spray.
13	80	125	7,0	manual	Houve redução significativa da energia de soldagem possibilitando a realização do cordão, modo de transferência curto-circuito.
14	80	125	7,0	30,0	Cordão com bom aspecto visual, porém mais largo que o normal. Penetração total, transferência curto-circuito com som dos pulsos levemente espaçados.

Para exemplificar de forma gráfica a análise e os resultados dos testes exploratórios são apresentados na Figura 22, que apresenta amplitude da variação dos parâmetros Ib e Ip para cada condição testada, e as regiões de interesse são apresentadas na Tabela 15.

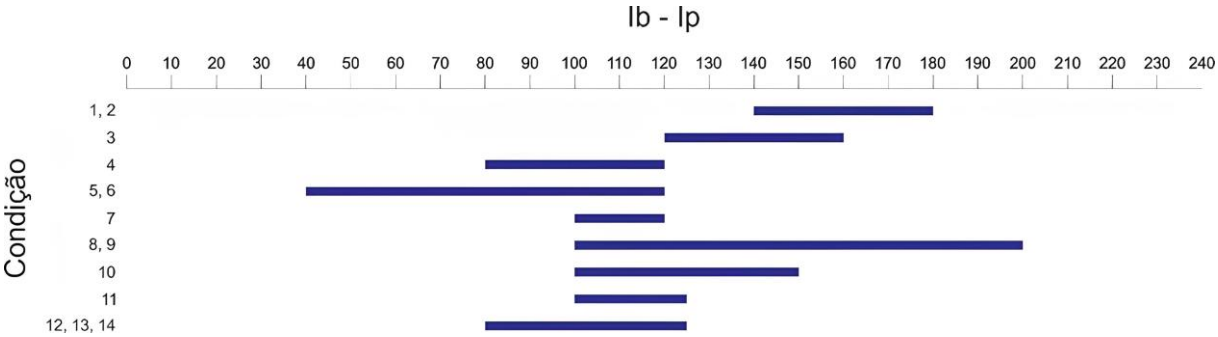


Figura 22 - Gráfico das amplitudes das variáveis Ib e Ip usadas nos testes exploratórios.

Tabela 15 - Parâmetros obtidos com base nos testes exploratórios.

Parâmetros fixos			**Parâmetros variáveis**			
Vazão do gás de proteção	DBCP	Velocidade de soldagem	Ib	Ip	WFS	Freq.
[l/min.]	[mm]	[mm/min.]	[A]	[A]	[m/min.]	[Hz]
15,0	12,0	300,0	45 - 75	126 - 159	5,9 – 7,2	151-183

4.5 Macromorfologia

Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva (EDS)

A preparação das amostras para análise em microscopia eletrônica de varredura (MEV) seguiu o procedimento padrão utilizado para essa técnica, incluindo o embutimento em baquelite, lixamento, polimento e secagem em estufa. As análises foram realizadas utilizando um microscópio eletrônico de varredura da marca *Zeiss*, equipado com o detector *XFlash*® 6 - 10 e unidade de processamento de sinais da Bruker. O processamento e a interpretação dos dados foram conduzidos por meio do software *Zeiss Smart* SEM.

A aquisição das macrografias foi realizada por meio de um estereoscópio Olympus SZ-61 com câmera acoplada, para a análise das amostras foi utilizado o *software Analysis* do mesmo fabricante.

4.6 Processamento de Dados

O planejamento experimental é amplamente utilizado para conhecer os efeitos de parâmetros em vários processos. Sua aplicação visa a diminuição do número de experimentos, bem como a redução de tempo e recursos materiais (288).

Somado a isso, a análise dos resultados é facilmente realizada e os erros experimentais são minimizados.

Inicialmente, foi idealizado um planejamento experimental com o objetivo de identificar os fatores mais relevantes em um determinado processo, bem como avaliar a possibilidade de estimar interações entre esses fatores. Para essa etapa, adotou-se um Planejamento Composto Central (*CCD – Central Composite Design*), estruturado na forma 2^3, considerando três variáveis independentes. Esse delineamento permitiu uma análise completa dos resultados, possibilitando a avaliação da influência individual de cada parâmetro do processo, bem como de suas interações, sobre a variável de resposta, que neste caso foi a vibração, tratada como variável quantitativa mostrado na Tabela 16.

Tabela 16 - Matriz experimental gerada a partir de um planejamento CCD 2^3 com três fatores contínuos e um categórico variando em dois níveis e seis pontos centrais.

CP nº	**Ip** [A]	**Ib** [A]	**Va** [m/min]	**Vibração** [Hz]	**CP** nº	**Ip** [A]	**Ib** [A]	**Va** [m/min]	**Vibração** [Hz]
1	126	45	5,9	Com	**16**	159	75	7,2	Sem
2	159	45	5,9	Com	**17**	110,0	60	6,6	Sem
3	126	75	5,9	Com	**18**	176,0	60	6,6	Sem
4	159	75	5,9	Com	**19**	143,0	30	6,6	Sem
5	126	45	7,2	Com	**20**	143,0	90	6,6	Sem
6	159	45	7,2	Com	**21**	143,0	60	5,3	Sem
7	126	75	7,2	Com	**22**	143,0	60	7,9	Sem
8	159	75	7,2	Com	**23**	143,0	60	6,6	Sem
9	126	45	5,9	Com	**24**	143,0	60	6,6	Sem
10	159	45	5,9	Com	**25**	143,0	60	6,6	Sem
11	126	75	5,9	Com	**26**	143,0	60	6,6	Sem
12	159	75	5,9	Com	**27**	143,0	60	6,6	Sem
13	126	45	7,2	Com	**28**	143,0	60	6,6	Sem
14	159	45	7,2	Com	**29**	143,0	60	6,6	Sem
15	126	75	7,2	Com	**30**	143,0	60	6,6	Sem
					Sv	143,0	60	6,6	Sem

Em uma segunda análise, com o intuito de aprofundar a análise e aprimorar a representatividade dos dados experimentais, foi realizado um novo planejamento composto central, agora na forma 2^4, considerando quatro variáveis continuas mostrado na Tabela 17.

Assim, foi possível não apenas validar os resultados obtidos na primeira etapa, mas também explorar aspectos adicionais relacionados à interação e variação de valores de frequências de vibrações, ampliando a compreensão sobre a influência dos parâmetros do processo.

Essa estratégia metodológica em duas fases proporcionou uma análise mais completa e robusta, permitindo a identificação dos principais fatores de influência, a avaliação de suas interações, tanto em termos quantitativos quanto qualitativos.

O uso de um *Central Composite Design* (CCD) foi escolhido devido à sua capacidade de explorar eficientemente o espaço experimental e identificar os principais efeitos e interações entre os fatores estudados, mesmo sem conduzir análises estatísticas detalhadas ou gerar uma superfície de resposta. Este projeto permite uma estruturação sistemática de experimentos, garantindo equilíbrio e representatividade, o que facilita a compreensão do comportamento do sistema (289).

Além disso, o CCD é amplamente utilizado por seu formato flexível, combinando experimentos em níveis central, axial e fatorial, permitindo a coleta de dados robustos para análises futuras, se necessário. A adoção deste design também reflete um compromisso com a eficiência experimental, pois minimiza o número de experimentos necessários para explorar múltiplos fatores, economizando recursos e tempo. Mesmo sem análises avançadas, o CCD fornece uma base sólida para observações iniciais, identificando tendências e apoiando a tomada de decisão informada no processo investigado (23).

Tabela 17 - Matriz experimental gerada a partir de um planejamento CCD 2^4 com quatros fatores contínuos variando em dois níveis e seis pontos centrais e oitos pontos axiais.

CP nº	**Ip** [A]	**Ib** [A]	**Va** [m/min]	**Freq.** [Hz]	**CP** nº	**Ip** [A]	**Ib** [A]	**Va** [m/min]	**Freq.** [Hz]
1	126	45	5,9	159	**16**	159	75	7,2	175
2	159	45	5,9	159	**17**	110,0	60	6,6	167
3	126	75	5,9	159	**18**	176,0	60	6,6	167
4	159	75	5,9	159	**19**	143,0	30	6,6	167
5	126	45	7,2	159	**20**	143,0	90	6,6	167
6	159	45	7,2	159	**21**	143,0	60	5,3	167
7	126	75	7,2	159	**22**	143,0	60	7,9	167
8	159	75	7,2	159	**23**	143,0	60	6,6	151
9	126	45	5,9	175	**24**	143,0	60	6,6	183
10	159	45	5,9	175	**25**	143,0	60	6,6	167
11	126	75	5,9	175	**26**	143,0	60	6,6	167
12	159	75	5,9	175	**27**	143,0	60	6,6	167
13	126	45	7,2	175	**28**	143,0	60	6,6	167
14	159	45	7,2	175	**29**	143,0	60	6,6	167
15	126	75	7,2	175	**30**	143,0	60	6,6	167
					Sv	143,0	60	6,6	0

5. RESULTADOS

5.1 Análise Macrográfica

A análise macrográfica é uma técnica amplamente utilizada para a avaliação visual das características geométricas e defeitos internos de cordões de solda (290). Quando aplicada à liga de alumínio AA7075-T6, essa análise torna-se especialmente relevante devido à susceptibilidade da liga à trinca a quente, porosidade e perda de propriedades mecânicas. Esses defeitos são influenciados pelos parâmetros de soldagem e podem afetar significativamente a resistência da junta e a vida útil em fadiga (291)(36).

A técnica permite a visualização clara do perfil do cordão de solda, da penetração e da extensão da zona afetada pelo calor (ZTA), zonas distintas: região de solda, ZTA e metal base, cada uma com estruturas de grãos e propriedades únicas (292). O processo de preparação da amostra envolve o corte transversal da solda, lixamento, polimento e ataque químico.

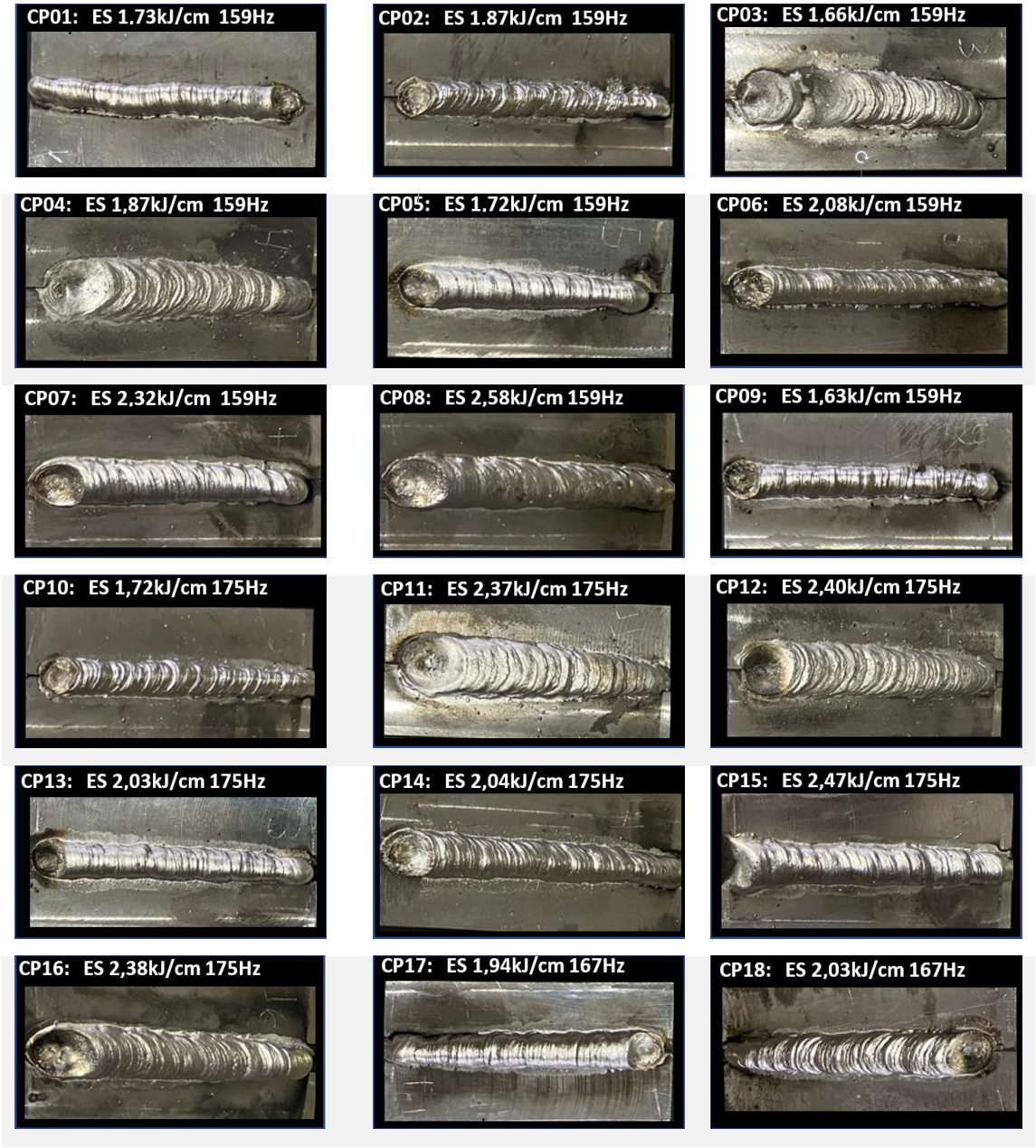
A Figura 23 ilustra os cordões de solda obtidos sob diferentes condições de soldagem Tabela 19, aplicadas nas amostras da liga de alumínio AA7075-T6. A análise foi conduzida com o objetivo de avaliar a influência de parâmetros operacionais, como corrente de pico, corrente de base e velocidade de alimentação do arame-eletrodo e vibração, sobre a qualidade e integridade das juntas soldadas.

O critério de avaliação adotado foi predominantemente visual, considerando aspectos como a geometria dos cordões, presença de trincas, respingos e o comportamento da liga durante o processo de fusão. Essas observações permitiram uma correlação entre os parâmetros de soldagem e os efeitos gerados na formação do cordão, possibilitando identificar condições favoráveis e desfavoráveis à obtenção de juntas com boa conformação e ausência de defeitos superficiais visíveis.

Com base nesses critérios, as amostras foram agrupadas em três categorias distintas, de acordo com os níveis de energia de soldagem aplicados. Ressalta-se que o critério utilizado para dividir os níveis de energia foi pessoal, ou seja os níveis de energia foram fracionados apenas para subdividir os valores de energia, facilitando a classificação das amostras. A Tabela 18 apresenta os valores de energia correspondentes a cada categoria e sua respectiva classificação.

Tabela 18 - Classificação dos níveis de energia dos corpos de prova soldados

Níveis de energia [kJ/cm]	Classificação
Até 1,9	(I)
De 1,9 – 2,65	(II)
Acima de 2,66	(III)



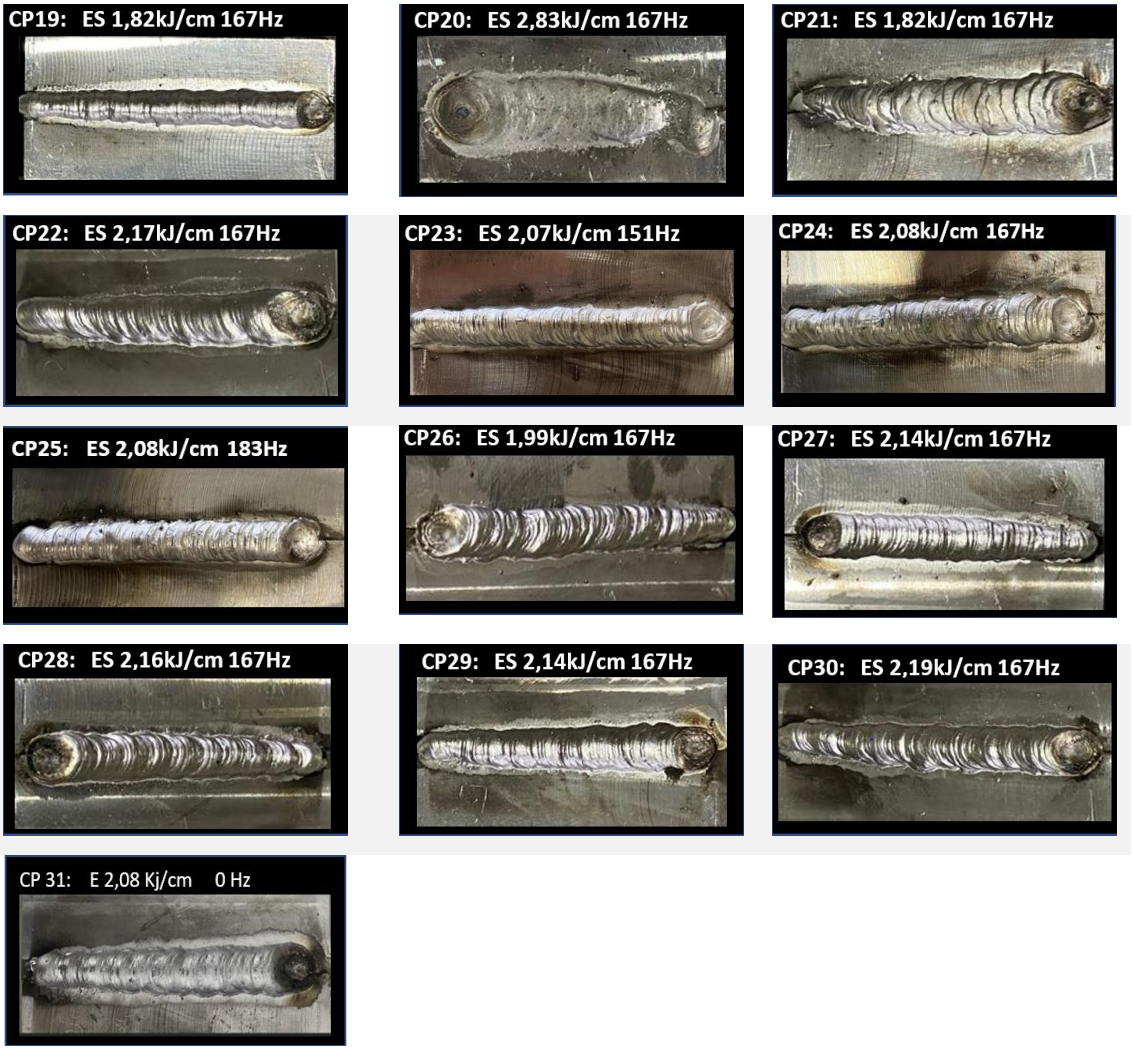


Figura 23 - Corpos de prova soldados e dados de energia e frequência de vibração

A Tabela 19 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados na fabricação de 31 amostras de cordões de solda na liga de alumínio AA7075-T6, considerando a variação dos seguintes fatores: corrente de pico (Ip), corrente de base (Ib), velocidade de alimentação do arame e frequência de vibração.

Cada conjunto de parâmetros reflete uma combinação específica de energia e vibração, permitindo avaliar seu impacto na geometria dos cordões, como largura, altura, simetria, trincas e respingos. Esta abordagem possibilita identificar as condições mais eficazes para melhorar a qualidade da junta soldada da liga AA7075-T6.

Tabela 19 - Matriz experimental gerada a partir de um planejamento CCD com quatro fatores contínuos variando em dois níveis e seis pontos centrais e uma amostra sem vibração, com as respostas nível de energia de soldagem, diluição e índice concavidade (IC).

CP nº	**Ip** [A]	**Ib** [A]	**Va** [m/min]	**Freq.** [Hz]	**E** [KJ/cm]	**Diluição** [%]	**IC** [%]	**Nível** Energ.
1	126	45	5,9	159	1,73	35%	49%	**I**
2	159	45	5,9	159	1,87	40%	44%	**I**
3	126	75	5,9	159	1,66	58%	16%	**I**
4	159	75	5,9	159	1,87	65%	13%	**II**
5	126	45	7,2	159	1,72	46%	33%	**I**
6	159	45	7,2	159	2,08	38%	47%	**II**
7	126	75	7,2	159	2,32	50%	29%	**II**
8	159	75	7,2	159	2,58	55%	21%	**II**
9	126	45	5,9	175	1,63	35%	48%	**I**
10	159	45	5,9	175	1,72	41%	42%	**I**
11	126	75	5,9	175	2,37	60%	15%	**II**
12	159	75	5,9	175	2,40	57%	9%	**II**
13	126	45	7,2	175	2,03	34%	8%	**II**
14	159	45	7,2	175	2,04	45%	39%	**II**
15	126	75	7,2	175	2,47	70%	20%	**II**
16	159	75	7,2	175	2,38	64%	13%	**II**
17	110,0	60	6,6	167	1,94	67%	13%	**II**
18	176,0	60	6,6	167	2,03	37%	20%	**II**
19	143,0	30	6,6	167	1,82	36%	26%	**I**
20	143,0	90	6,6	167	2,83	42%	23%	**III**
21	143,0	60	5,3	167	1,82	55%	16%	**II**
22	143,0	60	7,9	167	2,17	48%	50%	**II**
23	143,0	60	6,6	151	2,07	44%	38%	**II**
24	143,0	60	6,6	183	2,08	1%	38%	**II**
25	143,0	60	6,6	167	2,08	41%	36%	**II**
26	143,0	60	6,6	167	1,99	52%	30%	**II**
27	143,0	60	6,6	167	2,14	47%	33%	**II**
28	143,0	60	6,6	167	2,16	48%	28%	**II**
29	143,0	60	6,6	167	2,14	49%	28%	**II**
30	143,0	60	6,6	167	2,19	45%	34%	**II**
Sv	143,0	60	6,6	0	2,09	44%	42%	**II**

A análise visual dos cordões de solda obtidos na soldagem da liga de alumínio AA7075-T6, utilizando o processo GMAW-STT em modo de curto-circuito, revela variações expressivas na morfologia dos cordões, diretamente influenciadas pelos parâmetros de soldagem aplicados. Essas diferenças são perceptíveis na geometria, na regularidade e no comportamento de fusão da junta, refletindo a sensibilidade da liga aos parâmetros térmicos do processo.

A amostra com maior nível de energia, como a CP20 (2,83 kJ/cm), classificada como pertencente ao Nível III de energia, apresentou cordão irregular com maior largura e evidências claras de aporte térmico intenso.

Cordões obtidos sob condições de menor energia, como nas amostras CP02, CP03 e CP 21, também revelaram geometrias irregulares, com escamas menos definidas e superfície menos uniforme. Tais características são indicativas de fusão limitada e transferência de calor insuficiente, o que pode comprometer a integridade da junta soldada e gerar zonas de fraca coalescência entre os metais. Além disso, essas amostras podem resultar em menor penetração e instabilidade no perfil do cordão, aspectos críticos para aplicações estruturais em ligas de alta resistência como a AA 7075-T6.

Amostras como CP13, CP14, CP15 e CP16, CP22, CP23, CP24 e CP25, entre outras amostra, apresentaram cordões com boa regularidade, escamas bem formadas e geometria estável, refletindo um balanço adequado entre o calor de entrada, a dinâmica da poça de fusão e a estabilidade do arco durante a transferência metálica. Esse nível de energia intermediário aponta para uma faixa de energia ideal, na qual os benefícios do calor aplicado são aproveitados sem provocar efeitos térmicos adversos na microestrutura da junta.

De modo geral, não foram observadas trincas visuais nem deformações severas ao longo dos cordões e a incidência de respingos foi baixa em todas as amostras analisadas e podem ser observados na Tabela 20, o que evidencia a boa estabilidade do processo e o controle adequado da transferência metálica no modo STT.

Por fim, confirma-se que a largura e a regularidade dos cordões são diretamente afetadas por parâmetros como corrente, velocidade de alimentação do arame e energia de soldagem. Cordões mais largos e irregulares, associados ao ajuste incorreto dos parâmetros de soldagem, podem comprometer a qualidade do cordão e favorecer a formação de defeitos, especialmente em ligas sensíveis como a AA7075-T6. Assim, o controle criterioso dos parâmetros é essencial para assegurar a qualidade geométrica e metalúrgica das juntas soldadas (37,293).

O aumento da largura do cordão de solda ao longo da junta é um fenômeno amplamente documentado e frequentemente atribuído ao acúmulo de calor (energia) durante o processo de soldagem. Esse comportamento está relacionado às propriedades térmicas do material, aos

parâmetros de soldagem empregados e à forma como o calor é transferido e dissipado ao longo do processo (294,295).

Em ligas de alumínio como a AA7075-T6, caracterizadas por elevada condutividade térmica, a dissipação de calor nas regiões iniciais da soldagem é mais eficiente por condução (294). No entanto, à medida que a soldagem avança, a condução térmica perde eficiência e cede lugar a mecanismos menos eficazes, como convecção e radiação. Isso provoca acúmulo de calor na região da poça de fusão, especialmente nas extremidades da junta, resultando em um cordão mais largo (296,297,298).

Dentre os parâmetros que influenciam esse comportamento, destacam-se a corrente e a tensão de soldagem, cuja elevação tende a aumentar a entrada de calor por unidade de comprimento. A corrente, em particular, tem influência mais significativa do que a tensão ou a velocidade de deslocamento, embora aumentos excessivos possam gerar instabilidades na poça de fusão e até mesmo reduzir a largura do cordão (296,297).

Nas ligas de alumínio da série 7000, como a AA7075-T6, a combinação entre alta condutividade térmica e a mudança no regime de dissipação de calor ao longo do processo intensifica o acúmulo de calor nas regiões finais da solda (296,297,298).

Tabela 20 - Classificação da análise visual dos cordões de solda

CP nº	**Largura**	**Qualidade** Visual	**Respingo**	**Trincas**	**Nível** Energ.	**CP** nº	**Largura**	**Qualidade** Visual	**Respingo**	**Trincas**	**Nível** Energ.
1	Estreito	Boa	Não	Não	I	**16**	Regular	Boa	Não	Não	II
2	Estreito	Ruim	Não	Não	I	**17**	Regular	Boa	Não	Não	II
3	Irregular	Ruim	Não	Não	I	**18**	Regular	Boa	Não	Não	II
4	Irregular	Boa	Sim	Não	II	**19**	Estreito	Boa	Não	Não	I
5	Regular	Boa	Não	Não	I	**20**	Irregular	Ruim	Sim	Não	III
6	Regular	Boa	Não	Não	II	**21**	Irregular	Ruim	Não	Não	II
7	Regular	Boa	Não	Não	II	**22**	Regular	Boa	Não	Não	II
8	Regular	Boa	Não	Não	II	**23**	Regular	Boa	Não	Não	II
9	Estreito	Boa	Não	Não	I	**24**	Regular	Boa	Não	Não	II
10	Estreito	Boa	Não	Não	I	**25**	Regular	Boa	Não	Não	II
11	Regular	Boa	Sim	Não	II	**26**	Regular	Boa	Não	Não	II
12	Regular	Boa	Sim	Não	II	**27**	Regular	Boa	Não	Não	II
13	Regular	Boa	Não	Não	II	**28**	Regular	Boa	Não	Não	II
14	Regular	Boa	Não	Não	II	**29**	Regular	Boa	Não	Não	II
15	Regular	Boa	Não	Não	II	**30**	Regular	Boa	Não	Não	II
						Sv	Regular	Boa	Não	Não	II

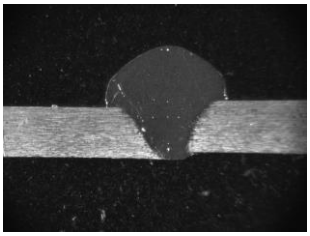
A Figura 24, apresenta as macrografias das amostras e suas respectivas energia de soldagem, frequência de vibração, reagente utilizado e tempo de ataque no total de 31 seções transversais de cordões de solda, produzidos em juntas da liga de alumínio AA7075-T6, obtidas com diferentes combinações de parâmetros de soldagem com indução de vibração, excluindo a amostra 31 soldada sem indução de vibração.

A análise visual permite observar variações significativas no perfil geométrico das amostras, influenciadas pelo controle da corrente de pico, corrente de base, alimentação do arame e nível e vibração.

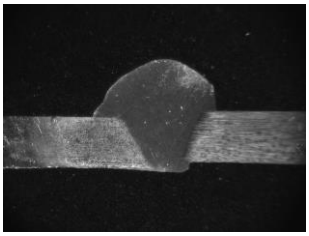
As amostras CP05, CP07, CP14, CP23, CP24, CP25, CP28, CP 29 e CP30 apresentaram cordões com geometrias relativamente estáveis, boa fusão e penetração satisfatória, ainda que com pequena assimetria em alguns casos, mas apresenta um cordão mais uniforme e simétrico, com zona fundida bem delimitada, sugerindo condições de soldagem mais favoráveis.

Em contraste, as amostras CP03, CP04, 06, CP08, CP11, CP12, CP20, CP21 e CP22 se destacam por apresentar perfis mais baixos e irregulares, resultando em possível fusão incompleta ou distribuição inadequada do metal de solda devido as correlações de parâmetros.

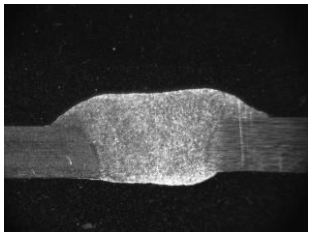
De forma geral, as imagens revelam a influência direta dos parâmetros de soldagem na morfologia dos cordões, permitindo a classificação das amostras com base no nível de energia de soldagem aplicado, conforme descrito na Tabela 19.



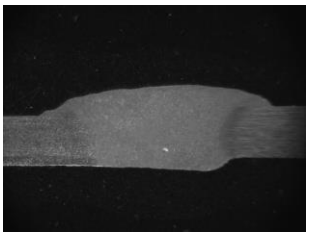
CP-01 energia de soldagem de 1,73 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:159 Hz



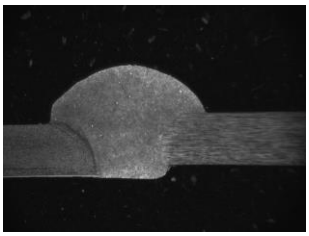
CP-02 energia de soldagem de 1,87 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:159 Hz



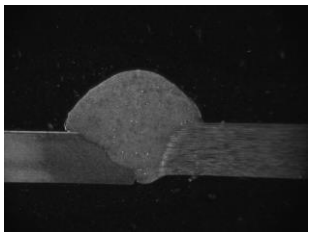
CP-03 energia de soldagem de 1,66 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:159 Hz



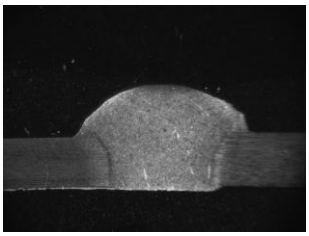
CP-04 energia de soldagem de 1,87 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:159 Hz



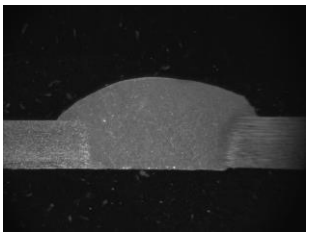
CP-05 energia de soldagem de 1,72 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:159 Hz



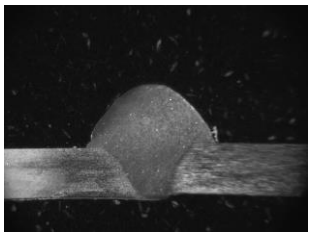
CP-06 energia de soldagem de 2,08 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:159 Hz



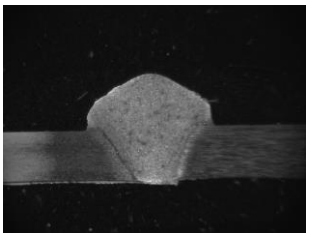
CP-07 energia de soldagem de 2,32 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:159 Hz



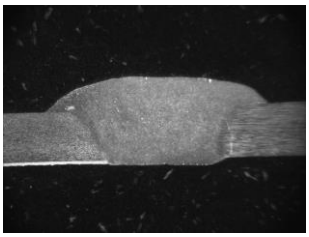
CP-08 energia de soldagem de 2,58 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:159 Hz



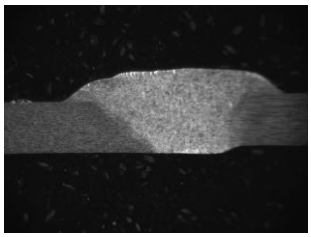
CP-09 energia de soldagem de 1,63 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:159 Hz



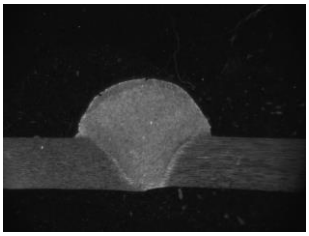
CP-10 energia de soldagem de 1,75 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:175 Hz



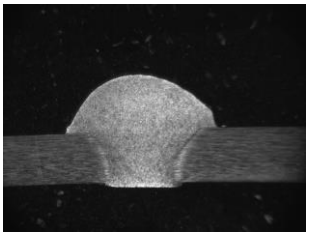
CP-11 energia de soldagem de 2,37 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:175 Hz



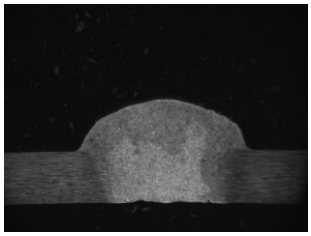
CP-12 energia de soldagem de 2,04 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:175 Hz



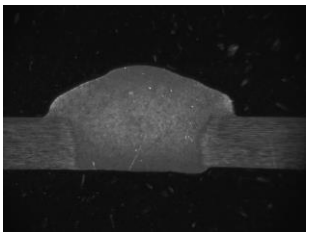
CP-13 energia de soldagem de 2,03 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:175 Hz



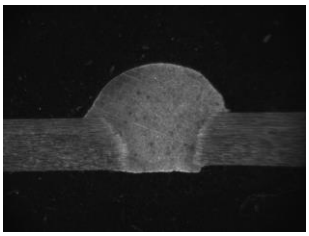
CP-14 energia de soldagem de 2,04 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:175 Hz



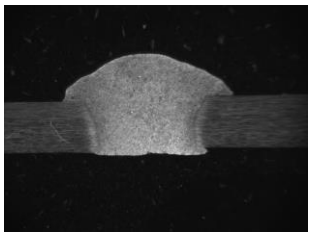
CP-15 energia de soldagem de 2,47 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:175 Hz



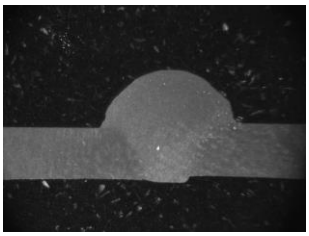
CP-16 energia de soldagem de 2,38 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:175 Hz



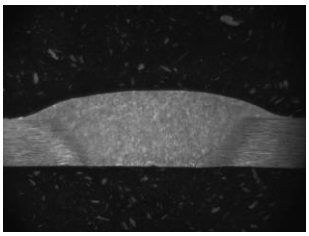
CP-17 energia de soldagem de 1,94 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



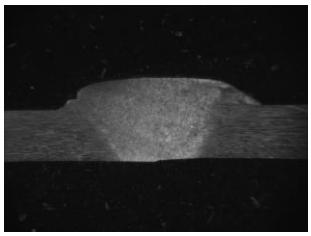
CP-18 energia de soldagem de 2,03 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



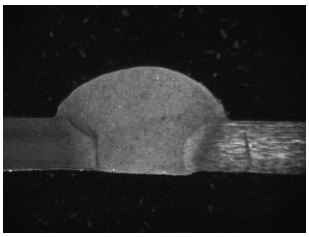
CP-19 energia de soldagem de 1,82 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



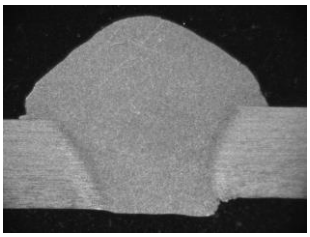
CP-20 energia de soldagem de 2,83 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



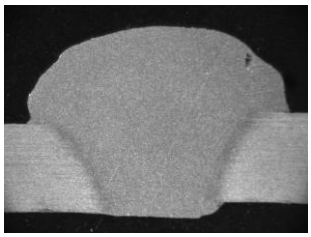
CP-21 energia de soldagem de 1,82 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



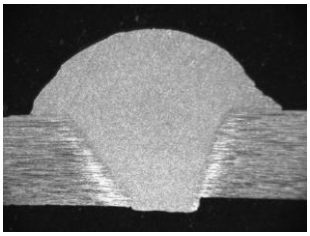
CP-22 energia de soldagem de 2,17 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



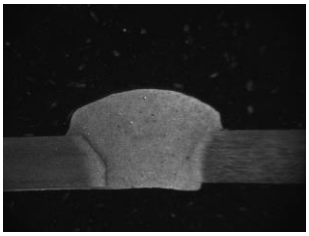
CP-23 energia de soldagem de 2,07 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:151 Hz



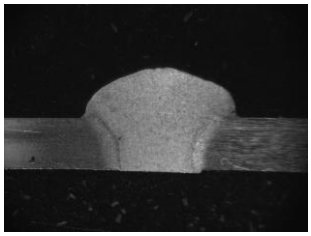
CP-24 energia de soldagem de 2,09 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



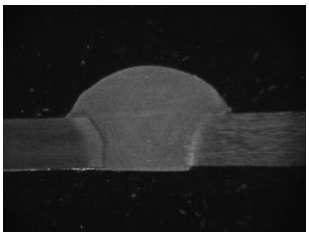
CP-25 energia de soldagem de 2,08 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:183 Hz



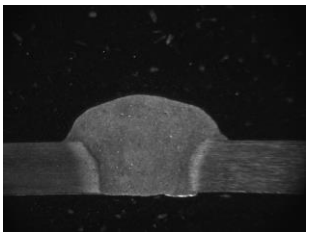
CP-26 energia de soldagem de 1,99 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



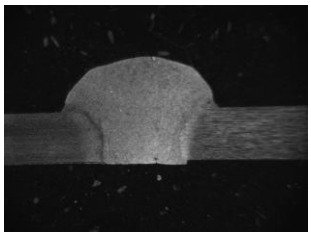
CP-27 energia de soldagem de 2,14 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



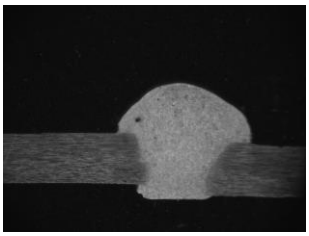
CP-28 energia de soldagem de 2,16 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



CP-29 energia de soldagem de 2,14 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



CP-30 energia de soldagem de 2,19 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência:167 Hz



CP- 31 energia de soldagem de 2,09 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s. Frequência: 0 Hz

Figura 24 - Macrografias dos cordões de solda

Diluição e índice de convexidade

O índice de convexidade e o índice de diluição são parâmetros críticos na soldagem de ligas de alumínio, pois influenciam diretamente a resistência mecânica e a integridade do material soldado. O índice de diluição refere-se à proporção de material de base que se mistura com o metal de adição na zona fundida; valores elevados de diluição podem aumentar a suscetibilidade à trinca a quente, especialmente em ligas das séries 7XXX, sendo recomendado

limitar a diluição para evitar defeitos e perda de resistência, principalmente sob condições de alto restrição mecânica (299).

O índice de convexidade, que avalia a geometria do cordão de solda, também é importante: soldas excessivamente côncavas podem indicar penetração insuficiente ou enfraquecimento da junta, enquanto soldas muito convexas podem concentrar tensões e favorecer falhas (299).

Estudos mostram que microestruturas refinadas e diluição controlada resultam em maior dureza e resistência à tração (300). O controle da diluição e da convexidade é, portanto, fundamental para garantir soldas de alta resistência e evitar defeitos estruturais em ligas de alumínio.

A diluição da solda e expressa pela equação 100 (B/(B+A)), que representa a área de penetração dividida por a área total do cordão de solda conforme mostrado na Figura 25, onde B é a área de penetração do cordão, A é a área de reforço do cordão, podendo variar desde valores muito baixos como 5% até 100% na soldagem autógena.

Embora valores exatos de referência possam variar conforme a liga e o processo, é comum buscar diluições próximo de 30% para minimizar riscos de trincas e garantir propriedades mecânicas adequadas (299).

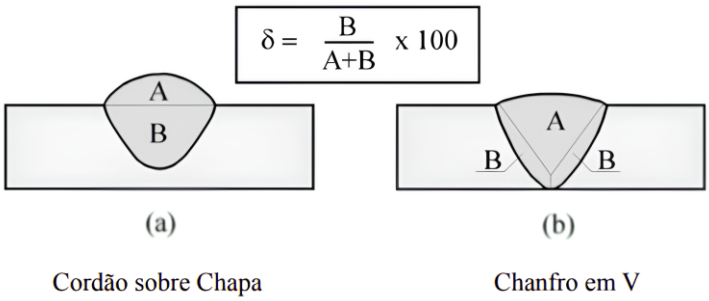


Figura 25 - Índice de convexidade

Figura 26, mostra a variação dos índices de convexidade e diluição em corpos de prova da liga de alumínio 7075-T6. De modo geral, verifica-se que o índice de diluição apresenta valores consideravelmente superiores aos do índice de convexidade ao longo dos 31 corpos de prova avaliados. As amostras de 1 a 30 foram submetidas à soldagem com aplicação de vibração, enquanto a amostra 31 foi soldada sem a indução de vibração, servindo como referência.

Essa diferenciação permite analisar o impacto da vibração no processo de soldagem, especialmente sobre a geometria do cordão e a penetração do material.

A maioria dos valores de diluição está situada entre 40% e 60%, o que sugere uma penetração satisfatória do cordão de solda, refletindo um bom desempenho no processo de fusão da liga base, para chapas finas de alumínio, a diluição em juntas de topo pode variar de 60% a 80% (301). Por outro lado, o índice de convexidade apresenta, com variações mais acentuadas e valores geralmente próximos de 30%.

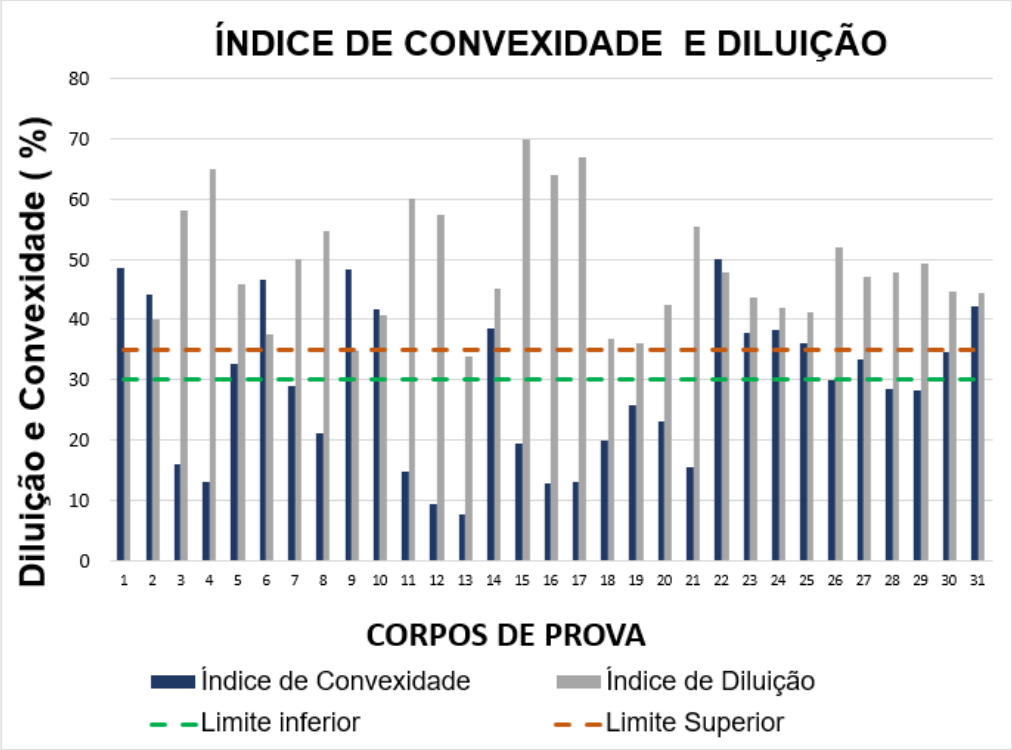


Figura 26 - Gráfico índice de convexidade e diluição soldagem da liga AA7075-T6

A análise dos gráficos de efeitos principais para os resultados do processo de soldagem revela que a diluição do cordão é fortemente influenciada pela corrente de pulso (Ip), que apresentou variações acentuadas nos valores médios, indicando sua importância no controle geométrico da solda. A corrente de base (Ib) também demonstrou alguma influência sobre a convexidade, embora em menor grau. Já os parâmetros de velocidade de alimentação do arame (WFS) e a vibração apresentaram variações menos expressivas, sugerindo um impacto reduzido nesse aspecto.

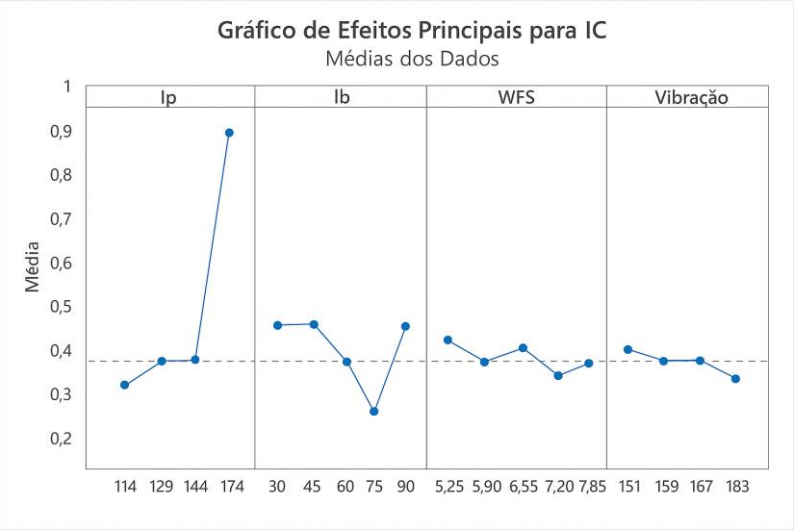


Figura 27 - Gráfico de Efeitos Principias de Convexidade

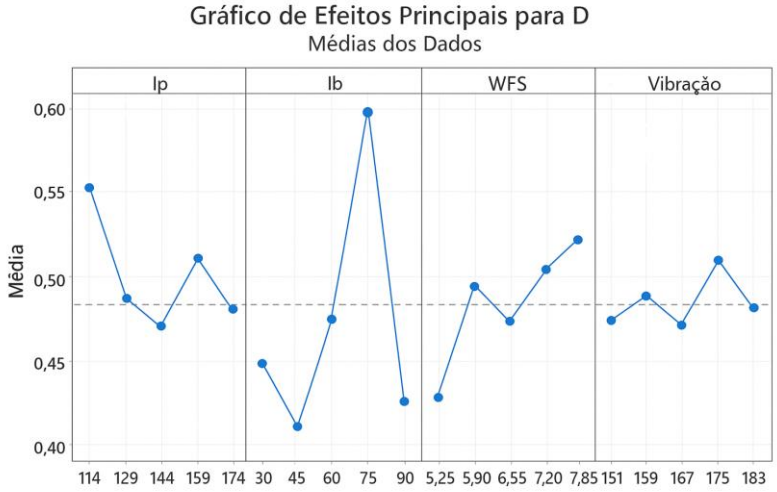


Figura 28 - Gráfico de Efeitos Principias de Diluição

Quanto à convexidade, o fator mais determinante foi a corrente de base (Ib), que exibiu uma mudança brusca nos valores médios, evidenciando seu papel decisivo na fusão do material de base e no grau de mistura com o metal de adição. Os demais parâmetros, incluindo a corrente

de pulso, a velocidade de alimentação e a vibração, mostraram-se com influência moderada a baixa sobre a diluição, mantendo-se relativamente estáveis ao longo das variações. Esses resultados indicam que, para otimizar as características geométricas e metalúrgicas da solda, o controle preciso dos parâmetros é essencial.

Análise Micrográfica

A análise micrográfica é essencial para compreender a estrutura interna da junta soldada. Ela permite a identificação das zonas características, como a zona fundida (ZF), a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base (MB) (302,303,304,292).

As observações revelam alterações microestruturais relevantes, como o crescimento de grãos e a dissolução ou coalescência de precipitados, além de defeitos típicos da soldagem, como trincas quentes, porosidades e regiões com falta de fusão (302,303,292). Essa análise é fundamental para estabelecer correlações entre a microestrutura observada e o comportamento mecânico da junta (303,304,305).O ensaio de microdureza complementa essa avaliação, medindo a dureza ao longo das diferentes regiões da solda. O perfil de dureza revela frequentemente um amolecimento na ZF e na ZTA, consequência da modificação ou dissolução dos precipitados de endurecimento da liga (303,304,292). Este efeito pode comprometer a resistência mecânica da junta.

O ensaio de tração fornece uma avaliação direta das propriedades mecânicas globais da junta soldada, como o limite de resistência à tração (LRT), o limite de escoamento (Re) e o alongamento (302,303,304,292).

Em geral, soldas na liga AA 7075-T6 apresentam queda nas propriedades em comparação ao metal base, especialmente na ZTA. Além disso, a análise da fratura durante o ensaio de tração permite localizar as regiões críticas de falha e caracterizar o modo de fratura (frágil ou dúctil) (302,292).

Por fim, o ensaio de impacto Charpy complementa os testes mecânicos ao avaliar a tenacidade da junta, isto é, sua capacidade de absorver energia antes da fratura, especialmente em baixas temperaturas. Este ensaio é particularmente útil para identificar fragilizações localizadas nas zonas fundida e termicamente afetada (292).

Resultados de energia de impacto reduzidos nessas regiões indicam transformações microestruturais adversas provocadas pelo ciclo térmico da soldagem.

Assim, a combinação dessas análises oferece uma caracterização abrangente da junta soldada, permitindo identificar regiões críticas, otimizar parâmetros de processo e garantir desempenho estrutural adequado da liga de alumínio AA 7075-T6.

Após uma avaliação detalhada dos cordões de solda e das respectivas macrografias, considerando critérios como qualidade do cordão, grau de diluição, índice de convexidade, microdureza e presença de poros. Com base nesses parâmetros, a análise foi direcionada para as amostras com melhores resultados, dentre elas as amostras associadas às frequências de 151 Hz, 167 Hz e 183 Hz.

Para isolar os efeitos do processo de indução por vibração, os demais parâmetros de soldagem foram mantidos constantes durante essa etapa de avaliação, e pontos centrais do arranjo CCD foram utilizados para realização dos teste conforme Tabela 21.

Tabela 21 - Parâmetros selecionados após avaliação das amostras soldadas

Frequência [Hz]	**Ip [A]**	**Ib [A]**	**Va [m/min]**	**Energia [KJ/cm]**
CP 23 - 151 Hz	143	60	6,6	2,1
CP 24 - 167 Hz	143	60	6,6	2,1
CP 25 - 183 Hz	143	60	6,6	2,1
CP 31 - 0 Hz	143	60	6,6	2,1

5.2 Microestrutura

A análise apresentada a seguir teve como foco a composição química e as diferentes morfologias observadas nas regiões do material base e da poça de fusão das juntas soldadas. Nessas áreas, foi possível visualizar a formação de fases secundárias e intermetálicas, resultantes das condições térmicas, metalúrgicas e frequência de vibração impostas durante o processo de soldagem.

As imagens obtidas da liga AA7075-T6 após a soldagem estão ilustradas nas Figura 29 e Figura 30, evidenciando as estruturas típicas da região do material base e poça de fusão. Observa-se, nessas micrografias, a formação de fases secundárias decorrentes do processo térmico, o que indica a ocorrência de uma solidificação dendrítica dos grãos, um fenômeno comum em ligas metálicas submetidas a gradientes térmicos elevados (12).

Para uma análise mais detalhada da microestrutura, foi empregada a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), que permitiu investigar com precisão a morfologia das fases secundárias nas regiões soldadas da liga de alumínio AA7075-T6, bem como do material de enchimento ER4047. Essa técnica foi fundamental para a caracterização das fases formadas e para a compreensão da influência das condições de soldagem na evolução microestrutural da junta.

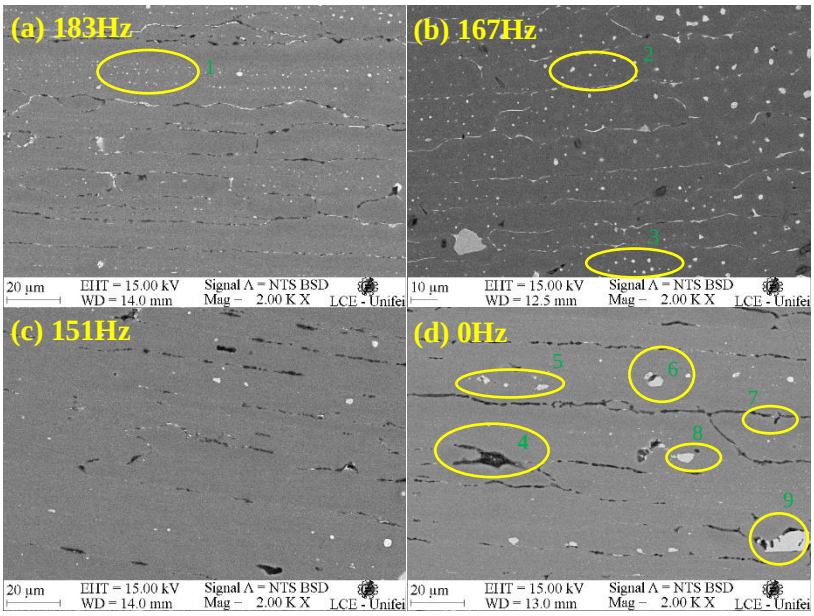


Figura 29 - Microestrutura de região de ZTA

A Figura 29 apresentada, A figura mostra a região da ZTA, com diferentes condições: com vibrações aplicadas nas frequências de 167 Hz (a), 151 Hz (b) e 183 Hz (c), além de uma condição sem vibração (d). Evidenciando as modificações microestruturais provocadas pela aplicação de diferentes frequências de vibração mecânica durante o processo de soldagem da liga AA7075-T6.

Na Figura 29 (a), referente à condição com frequência de 183 Hz, apresenta uma estrutura mais homogênea observada no ponto 1, com partículas menores. Um aspecto relevante é o menor espaçamento médio entre os contornos de grão (6,69 µm) se comparado a amostra sem vibração, indicando um refinamento microestrutural.

Na Figura 29 (b), sob frequência de 167 Hz, apresenta incidência de partículas claras nos contornos de grão pontos 2 e 3. Embora a estrutura ainda apresente certa organização, nota-se menor fluidez devido a proporção e tamanho dessas partículas, se comparado com a condição de 183 Hz.

Já na Figura 29 (c), com vibração a 151 Hz, evidencia-se o aumento de regiões de formato irregular de cor escuras entre os contornos de grão, além de maior presença de partículas insolúveis e precipitados secundários grosseiros.

Por fim, a Figura 29 (d) representa a amostra soldada sem aplicação de vibração mecânica. Observa-se incidência regiões escuras nos contornos de grão (ponto 4), e a presença de precipitados grosseiros pontos (5, 6, 8, e 9). Observa-se também um espaçamento médio entre contornos significativamente maior (20,596 µm), o que reflete uma solidificação menos controlada se comparada com a Figura 29 (a) com frequência de 183Hz.

Diante desse resultados, a avaliação foi aprofundada na amostra soldada sem aplicação de vibração, com o objetivo de analisar a influência da indução de vibração durante o processo de soldagem da liga. Nessa condição, observou-se uma maior segregação de partículas, sugerindo uma menor diluição após o aporte térmico característico do processo.

A análise de espectroscopia de raios X por dispersão de energia (EDS), permitiu identificar com precisão a composição química das partículas segregadas na região as ZTA, bem como daquelas distribuídas ao longo da região da poça de fusão nas amostras. Essa caracterização foi essencial para compreender os efeitos da vibração na homogeneização da microestrutura da junta soldada. Essas análises pontuais, são apresentadas na Tabela 22, material base e Tabela 23, poça de fusão.

As analises são fundamentais para correlacionar a microestrutura observada com as fases formadas após o processo de soldagem da liga AA7075-T6.

Tabela 22 - Analise de EDS da região da ZTA sem indução de vibração (at., %)

Elementos	**4**	**5**	**6**	**7**	**8**	**9**
Mg	18,44	1,8	10,10	3,19	13,07	0.52
Al	58.69	66,72	68,41	79,90	47,69	84,90
Cr	-	-	-	-	-	7,79
Cu	8,0	7,08	5,05	16,92	23,33	4,07
Zn	-	5,21	12,69	-	15,91	2,73
Fe	-	19,19	-	-	-	-
Si	14,86	-	-	-	-	-
Mn	-	-	3,75	-	-	-

A análise por EDS apresentada na Tabela 22 refere-se da região de ZTA, Figura 29 (d) referente corpo de prova sem indução de vibração. Os dados obtidos revelam a presença de elementos típicos da liga AA7075-T6, como Al, Mg, Zn e Cu, com variações significativas de concentração entre os pontos analisados, o que reflete a heterogeneidade microestrutural resultante da soldagem e são listados abaixo:

No ponto 4 a presença significativa de Si (14,86%) e Mg (18,44%), combinada com a fração de Mg (18,44%) indica a possibilidade de formação da fase Mg_2Si. A presença de Mg_2Si na soldagem de ligas de alumínio pode impactar significativamente as propriedades mecânicas do material, especialmente formadas por partículas grosseiras e mal distribuídas (306,307,308,309).

Durante processos como soldagem, a microestrutura da zona fundida tende a apresentar Mg_2Si em fases eutética ou como precipitados, e a morfologia dessas partículas é crucial: partículas finas e bem dispersas aumentam a dureza e a resistência à tração, enquanto partículas grosseiras ou segregadas podem enfraquecer a junta e reduzir a ductilidade (306,307,308,309).

O ponto 5 destaca-se pela elevada presença de Fe (19,19%), o que pode indicar a formação de compostos intermetálicos como Al_7Cu_2Fe ou $Al_{13}Fe_4$, conhecidos por se acumularem nos contornos de grão e afetarem negativamente as propriedades mecânica do material (310,311,312). O ferro, em altas concentrações, tende a formar intermetálicos grosseiros, duros e quebradiços, e impactar negativamente a ductilidade ou associar com Si formando fases frágeis β -Al 5FeSi (313).

Al_7Cu_2Fe é frequentemente encontrado como partículas em forma de agulha em ligas de Al-Cu e sua presença tende a aumentar com o aumento do teor de ferro, levando à redução da ductilidade e atuando como locais para o início da fratura durante o esforço mecânico (310,311,312). $Al_{13}Fe_4$, conhecido como fase θ, é um intermetálico primário rico em Fe que se forma durante a fusão e pode incorporar outros elementos como Cu e Si (314,315).

O ponto 6 apresenta composição característica da fase de reforço Mg $(Zn,Cu,Al)_2$, comum em ligas da série 7000. A presença simultânea de Mg, Zn e Cu, além do alto conteúdo de Al, reforça essa identificação (316).

O ponto 7 com alto teor de Cu (16,92%) é indicativo da formação da fase Al_2Cu (θ), uma das principais fases endurecedoras em ligas Al-Cu. A baixa concentração de Mg e ausência de Zn sugerem que não se trata da fase $Mg(Zn,Cu,Al)_2$. A fase Al_2Cu é geralmente encontrada nos contornos de grão e atua como potencial local de nucleação de trincas (317,191,318).

Durante a soldagem, as altas temperaturas causam fusão parcial e solidificação fora do equilíbrio, levando à formação de compostos intermetálicos frágeis do tipo Al_2Cu,

especialmente ao longo dos contornos de grãos. Essas fases frágeis reduzem a ductilidade e tornam a liga mais suscetível a trincas por liquefação e solidificação, visto que os filmes líquidos contendo Al_2Cu nos contornos de grão podem facilmente fraturar sob tensões térmicas e mecânicas durante o resfriamento (317,191,318).

A presença de fases ricas em cobre é particularmente problemática, pois promove a formação de estruturas eutéticas propensas à formação de trincas. Estudos demonstraram que o controle da microestrutura como o refino de grãos ou a modificação da distribuição da fase secundária pode ajudar a reduzir a suscetibilidade a trincas, mas a fase θ continua sendo um fator-chave na fragilização e no início da formação de trincas em ligas soldadas de AA 7075-T6 (317,318,319). Portanto, a formação de $Al_2Cu(\theta)$ durante a soldagem por fusão é uma causa significativa de trincas pós-soldagem em ligas de alumínio AA7075-T6.

O cobre, mesmo em níveis baixos, pode aumentar o endurecimento por meio da formação de Al_2Cu (fase θ), embora seu efeito seja limitado se a concentração for baixa. Após o processo de soldagem em ligas de alumínio AA7075-T6, observa-se a presença de precipitados ricos em cobre nos contornos de grão (302,303,320).

Esses precipitados, podem formar fases como S (Al_2CuMg) e T' (AlCuMgZn), tendem a se distribuir de forma contínua ou em rede ao longo dos contornos de grão, o que pode comprometer a resistência mecânica e aumentar a suscetibilidade à corrosão intergranular, devido ao efeito galvânico entre essas partículas ricas em cobre e as regiões adjacentes livres de precipitados (302,303,320).

Nos pontos 8, observa-se uma composição relativamente equilibrada entre Mg, Zn e Cu, o que indica a provável formação de fases intermetálicas. A composição sugere fortemente a presença da fase $Mg(Zn,Cu,Al)_2$, uma fase metaestável típica da liga AA7075-T6. Os altos teores de Cu e Zn, juntamente com Mg, são compatíveis com essa fase que confere resistência mecânica elevada (316).

O ponto 9 apresenta elevada fração de Al (84,90%) e a presença de Cr (7,79%) aponta para uma região predominantemente da matriz α-Al, com partículas ricas em Cr, possivelmente Al–Cr–Mn ou (Al_7Cr ou $Al_{11}Cr_2$). Os baixos teores de Cu e Zn sugerem ausência de fases endurecedoras relevantes. Essa composição é típica da matriz, pouco alterada pela soldagem.

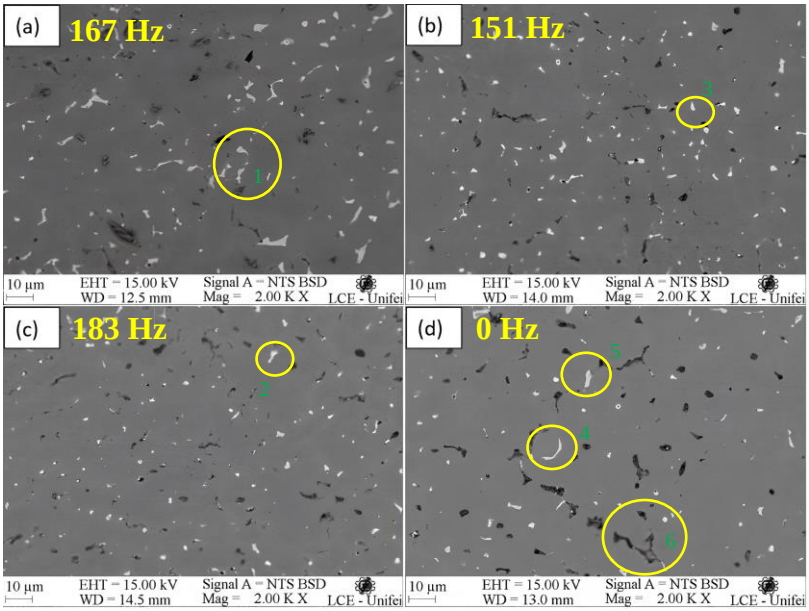


Figura 30 - Microestrutura de região da poça de fusão

A Figura 30 apresentada, corresponde as micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), ilustrando a microestrutura da região da poça de fusão da liga de alumínio AA7075-T6, com e sem a aplicação de vibração mecânica durante a soldagem. A figura mostra a região com diferentes condições: com vibrações aplicadas nas frequências de 167 Hz (a), 151 Hz (b) e 183 Hz (c), além de uma condição sem vibração (d).

As fases secundárias originalmente presentes nos contornos de grão da ZTA, conforme identificado previamente na Figura 29, sofrem alterações significativas na zona de fusão. Essas fases, inicialmente contínuas, passam a se apresentar de forma segregada em razão da dissolução causada pelo intenso aporte térmico do processo de soldagem (321). Durante a fusão, as partículas de reforço se dissolvem na poça de fusão e os elementos de liga se redistribuem, impulsionados pela elevada temperatura e pelos mecanismos de difusão associados (23).

As micrografias revelam partículas de cor clara distribuídas por toda a superfície das amostras, tanto nas condições com vibração quanto sem indução. No entanto, há variações observadas em termos de tamanho, forma e distribuição dessas partículas, dependendo da frequência de vibração empregada.

Na condição com frequência de 167 Hz (Figura a), observa-se uma quantidade significativa de partículas claras, dispostas de forma aleatória, com uma tendência de concentração em junções triplas (ponto 1), o que pode indicar solidificação com menor controle microestrutural.

Em contrapartida, as amostras processadas com vibrações de 151 Hz (Figura b) e 183 Hz (Figura c) apresentaram uma microestrutura mais refinada, com refinamento mais elevado com

frequência de 183Hz. Nesses casos, observa-se a formação de precipitados menores e melhor distribuição, sugerindo que a vibração com esses valores de frequência, promove uma solidificação mais homogênea, o que contribui para uma estrutura mais estável e menos suscetível a falhas.

A condição sem aplicação de vibração (Figura d) mostrou uma microestrutura nitidamente menos homogênea, com regiões de solidificação irregular. Além disso, destacam-se regiões escuras de formato irregulares que aparecem com maior intensidade na amostra, características de uma solidificação descontrolada, o que compromete a integridade metalúrgica do cordão de solda. A composição químicas das régios demarcadas são listadas na Tabela 23.

Tabela 23 - Composição química pontual das regiões de solda (at., %)

ELEMENTOS	1	2	3	4	5	6
Mg	19,00	12,32	19,46	6,07	17,64	48,06
Al	48,62	67,64	52,50	71,98	53,52	16,11
Cu	13,93	7,61	13,22	6,26	13,96	-
Zn	18,43	12,43	14,82	4,39	14,88	-
Fe	-	-	-	11,31	-	-
Si	-	-	-	-	-	30,21
Ti	-	-	-	-	-	5,62

A composição química das fases presentes nas diferentes regiões de solda selecionadas na Figura 30, refletem a segregação e a formação de precipitados típicos das ligas de alumínio de alta resistência e são listadas abaixo: Pontos 1,2,3 e 5 possui distribuição elementar bastante semelhante, caracterizando a presença das fases $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ e $MgZn_2$.

Partículas claras distribuídas são identificadas entre os contornos de grão, com variações na densidade e distribuição entre as imagens (a) a (d), com maior intensidade na figura (a) ponto 1 e figura (b) ponto 2 e 3. Essas partículas, conforme indicado na Figura 31, são compostas em sua maioria por elementos como Cu, Mg, Si, Zn e Fe.

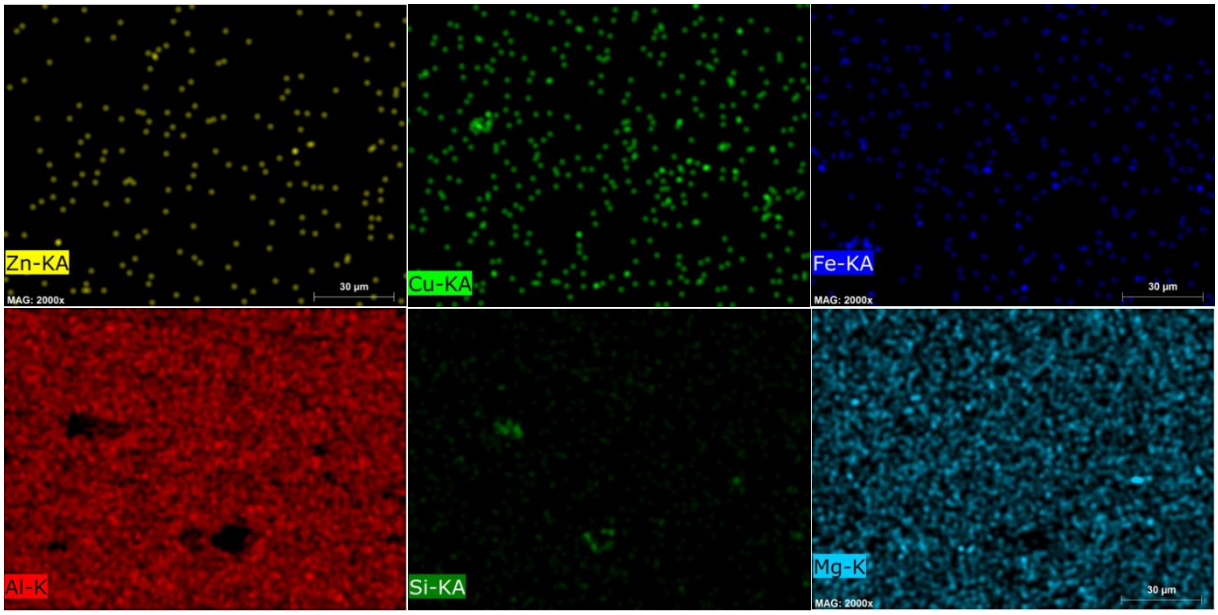


Figura 31 - Imagem SEM e análise EDS da junta soldada Figura

Na liga AA7075-T6, as fases $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ e $MgZn_2$ estão intimamente relacionadas ao processo de solubilização e envelhecimento, que determinam as propriedades mecânicas do material (322)(323). A proporção entre Zn e Mg influencia diretamente a quantidade dessas fases (324,325). A ligação entre essas fases é fundamental para o controle microestrutural e para o desempenho mecânico da liga AA7075-T6, sendo a transformação de $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ em $MgZn_2$ um passo-chave para alcançar as propriedades desejadas (322,323,324,325).

A fase $Mg(Zn,Cu,Al)_2$, desempenha um papel importante na microestrutura e nas propriedades mecânicas do material. Durante a soldagem, o calor intenso pode causar a dissolução parcial ou total dessas fases em diferentes zonas afetadas pelo calor, especialmente na zona fundida e na zona termicamente afetada (ZTA) (326,327,323).

A segregação da fase $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ é um desafio crítico na soldagem do AA7075-T6, mas pode ser controlada e parcialmente revertida por tratamentos térmicos e otimização do processo (303)(328). Durante a soldagem, a rápida solidificação e o gradiente térmico favorece a formação de precipitados grosseiros e descontínuos, prejudicando o desempenho do material (326,327,323).

Portanto, o controle do ciclo térmico e possíveis tratamentos pós-soldagem são essenciais para restaurar ou melhorar a distribuição e o tamanho dos precipitados $Mg(Zn,Cu,Al)_2$, eventualmente recuperando a resistência e a ductilidade da liga AA7075-T6 após a soldagem (326,327,323).

A fase $MgZn_2$ é um componente essencial de reforço em ligas de Al-Zn-Mg-Cu, incluindo AA7075-T6. Ela se forma por meio de uma sequência de reações de precipitação e é estabilizada pela presença de cobre. A fase $MgZn_2$ contribui significativamente para a resistência da liga, especialmente após tratamentos térmicos como o T6, que aumentam sua precipitação (329)(330).

Ponto 4: a presença considerável de Fe (11,31%) destaca-se neste ponto. Essa condição pode indicar à formação de fases intermetálicas ricas em Fe, como Al_7Cu_2Fe ou $Al_{13}Fe_4$, que tendem a se formar durante a solidificação em regiões com maior segregação. Essas fases são reconhecidas por sua dureza e fragilidade, podendo comprometer a ductilidade local e servir como pontos de nucleação para trincas

Ponto 6: Essa composição se difere em comparação aos demais pontos. O alto teor de Mg e Si segregado nessas régios, sugere a formação de fases intermetálicas como Mg_2Si. Como abordado anteriormente presença de Mg_2Si na soldagem de ligas de alumínio pode impactar significativamente as propriedades mecânicas do material, especialmente as partículas grosseiras e mal distribuídas (306,307,308,309).

No contexto da soldagem de ligas de alumínio como AA7075-T6, compreender as fases presentes é crucial para prever as propriedades mecânicas, as fases primárias nessas ligas incluem Mg_2Si, $MgZn_2$ e $Mg(Zn,Cu,Al)_2$, cada uma contribuindo de forma diferente para as características da liga.

A soldagem da liga de alumínio AA7075-T6 apresenta desafios relacionados à ocorrência de fases e à diluição incompleta, que afetam diretamente as propriedades mecânicas e a homogeneidade do material. Durante a soldagem, especialmente em processos como MIG, TIG e soldagem por fricção, ocorre a dissolução e reprecipitação de fases, como $MgZn_2$ (fase η), $S(Al_2CuMg)$, Mg_2Si entre outras, sendo que a distribuição e o tamanho dessas precipitações variam conforme a região da solda (zona fundida, zona afetada pelo calor) (302,303,292,331).

Uma diluição incompleta pode resultar em segregação de elementos o que reduz a resistência e a ductilidade do cordão de solda (303,292). Por outro lado, uma diluição mais completa e eficiente, obtida pelo controle adequado do processo de soldagem, favorecem a formação de microestruturas mais uniformes, melhorando a resistência mecânica e a tenacidade o que é desejável (332,303,333).

O controle da correção da fase $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ (variações da fase η) e Mg_2Si é fundamental, pois sua distribuição e morfologia determinam a dureza e a resistência à fratura do material soldado (302)(303)(331).

Outro aspecto importante a ser considerado na análise do processo de soldagem da liga AA7075-T6 é a zona termicamente afetada (ZTA), região crítica em termos de susceptibilidade à fragilização. A Figura 32 apresenta macrografias da região de ZTA, Figura (a) 151 Hz; Figura (b) 167 Hz; Figura (c) 0 Hz e Figura (d) 183Hz revelando as alterações estruturais que ocorrem nessa área em função da aplicação de vibração mecânica durante a soldagem.

As imagens evidenciam diferenças na morfologia da ZTA, diretamente influenciada pelos diferentes níveis de vibração aplicados. Observa-se que, após a indução de vibração, há uma redução da extensão da ZTA indicando um melhor controle do aporte térmico durante o processo, como mostra a Tabela 24.

Tabela 24 - Variação de área de região da ZTA de acordo com a frequência

Frequência (Hz)	Medida de Área ZTA	Largura ZTA
183 Hz	86833.531 μm^2	93.377 µm
167 Hz	78351.252 μm^2	93.002 µm
151 Hz	68875.880 μm^2	74.655 µm
0 Hz	202312.129 μm^2	214.043 µm

A redução observada na ZTA é extremamente importante, visto que ocorrem alterações metalúrgicas significativas nessa região durante e imediatamente após o processo de soldagem. O desenvolvimento da ZTA está intimamente relacionado à intensidade do ciclo térmico durante a soldagem por fusão, o que pode levar ao engrossamento dos grãos próximo ao contorno de fusão, conforme mencionado em (192).

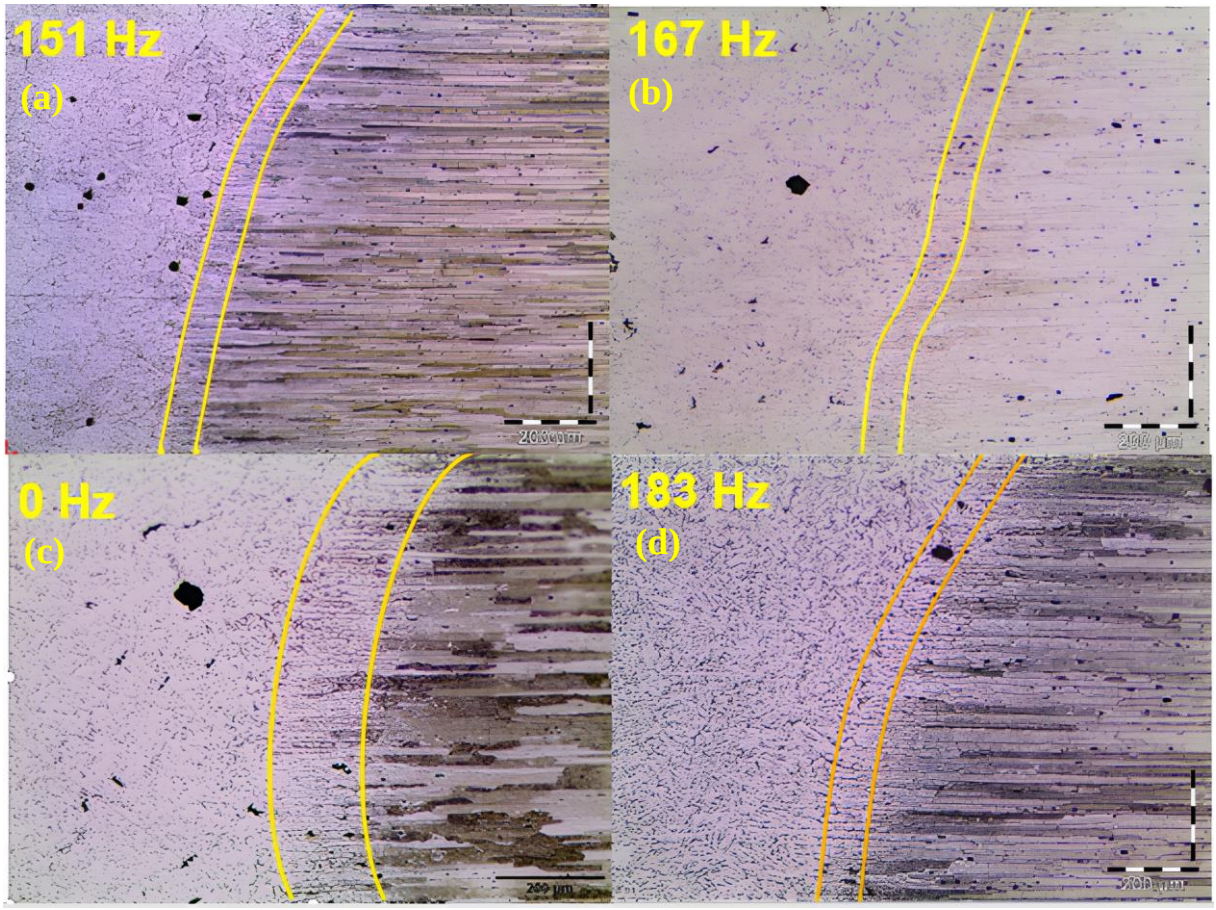


Figura 32 - Macrografia da região de ZTA: Figura (a) 151 Hz; Figura (b) 167 Hz; Figura (c) 0 Hz e Figura (d) 183Hz

O refinamento de grãos observado na região da ZTA é desejável, porque quanto mais fino o tamanho de grão, maior o número de contornos de grãos que atuam como barreiras contra discordâncias, aumentando assim a resistência mecânica do material (207).

Outros trabalhos demonstram a eficácia da indução de vibração no processo de soldagem, como o trabalho publicado por SAIFUDIN *et al*. (207), que demonstrou que o nível de vibração mecânica aplicado durante a soldagem por indução potencializou a redução da extensão da ZTA, pois melhora a distribuição de calor e controla o resfriamento da solda, reduzindo assim o crescimento de grãos na ZTA.

Os autores SUI et *al*.(334) e HE et *al*. (335), observaram que a vibração pode promover um resfriamento mais uniforme na ZTA, resultando em uma diminuição das tensões térmicas e, consequentemente, da fragilização da solda. Esses estudos mostraram que a vibração pode melhorar a integridade da solda, reduzindo a área da ZTA, minimizando defeitos típicos causados pelo aquecimento excessivo, como a formação de microtrincas e a degradação da resistência mecânica.

Esses resultados indicam que a aplicação de vibração mecânica durante a soldagem promove uma transição mais gradual entre o metal de solda e região da ZTA, com consequente melhoria da resistência mecânica e da confiabilidade da junta.

Poros

A Figura 33, apresenta micrografias dos corpos de prova para avalição da quantidade de poros resultante do processo de soldagem: figura (a), com frequência de 151 Hz; figura (b), frequência 162; figura (c), sem indução de vibração; e figura (d) com frequência de 183 Hz. É importante a ser destacado é a redução significativa no número de poros, com a variação da intensidade de vibração, particularmente na frequência de 183 Hz, em comparação com a condição sem indução de vibração.

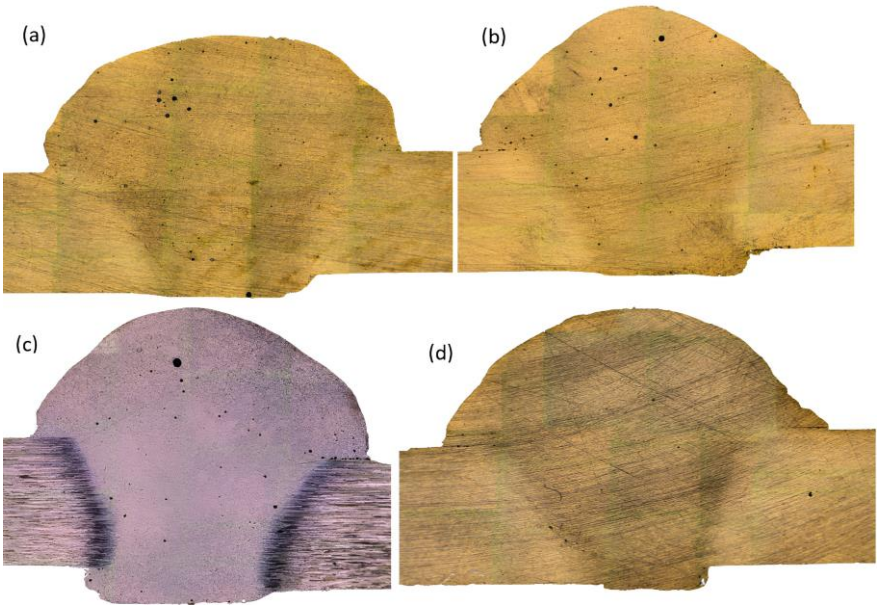


Figura 33 - Micrografia das regiões de solda, figura (a) 151Hz, figura (b) 162Hz, figura (c) sem indução e figura (d) 183Hz.

A análise de variação na quantidade de poros é demonstrada na Figura 35 (a, b, c) e a porcentagem de área de porosidade é demonstrada na Figura 36 (a, b, c). Para a quantificação de poros a região de solda foi fracionada em três diferentes regiões: reforço superior, metal de solda e reforço inferior como mostra a Figura 34.

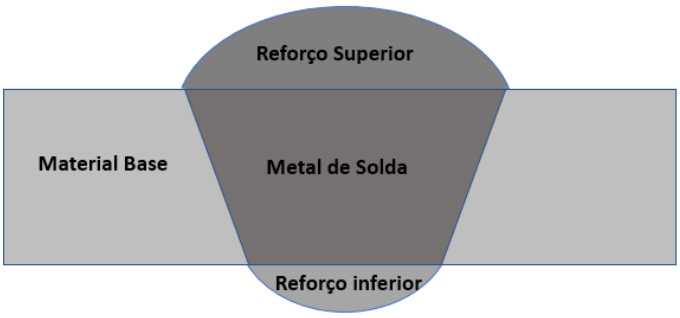


Figura 34 - Regiões de Solda

Na Figura 35 (a), que corresponde à região do reforço superior, observa-se uma redução expressiva na porosidade com a aplicação da frequência de 183 Hz, onde foram contabilizados apenas 4 poros. Em contraste, a frequência de 151 Hz resultou em 48 poros, enquanto a condição sem vibração apresentou a maior incidência, com 54 poros.

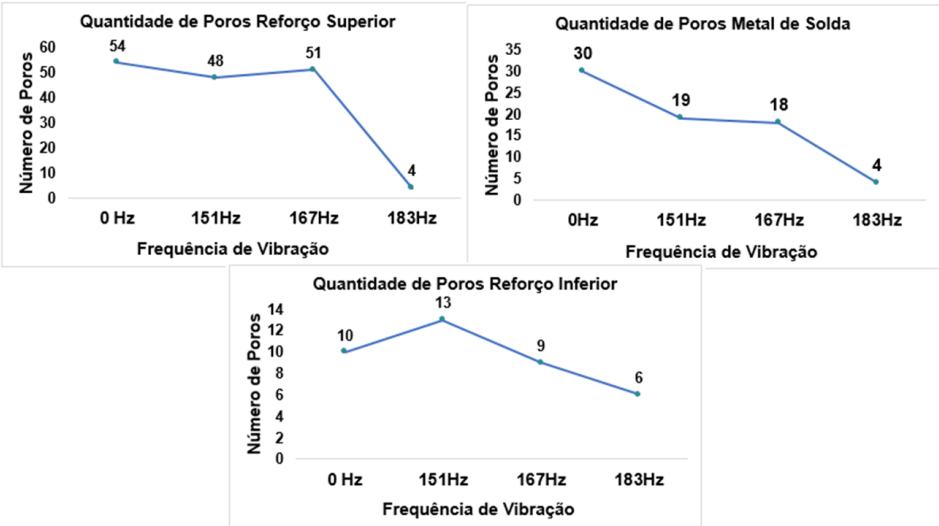


Figura 35 - Quantidade de poros por regiões de solda.

Resultados evidenciam o impacto positivo do vibração com maior nível de frequência (183Hz) na diminuição na incidência de poros no reforço superior.

Resultados semelhantes são observados na Figura 35 (b), referente ao metal de solda. Novamente, a menor porosidade foi verificada com a frequência de 183 Hz, com apenas 4 poros detectados. Por outro lado, a condição sem vibração apresentou um aumento considerável na contagem, registrando 30 poros. A frequência de 162 Hz também contribuiu para a redução, embora de forma menos eficaz do que a de 183 Hz.

A Figura 35 (c), que representa a região do reforço inferior, confirma a mesma tendência observada nas outras áreas. A menor quantidade de poros (6) foi novamente obtida com a frequência de 183 Hz, evidenciando sua eficiência em todas as zonas da solda. Em comparação, as frequências de 151 Hz e 162 Hz apresentaram contagens de 9 e 13 poros, respectivamente, indicando uma efetividade menor na redução da porosidade.

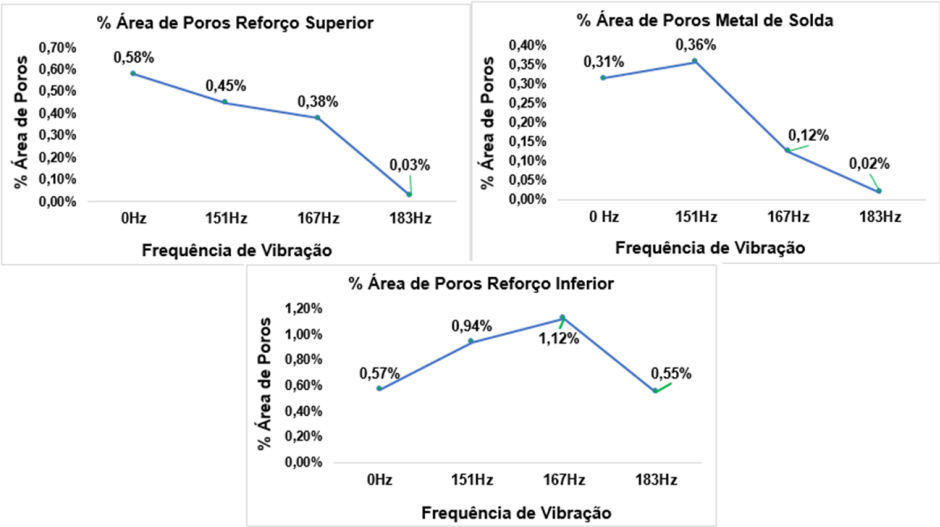


Figura 36 - Porcentagem de poros por regiões de solda

A análise da porcentagem de poros, apresentada na Figura 36 (a, b, c), demonstra que aplicação da frequência de vibração de 183 Hz foi a mais eficaz na redução da porosidade em todas as regiões da solda da liga AA7075-T6.

Sob essa condição, foram registradas as menores porcentagens de área porosa: 0,03% no reforço superior (d), 0,02% no metal de solda (e) e 0,55% no reforço inferior (f). Esses valores indicam uma melhora significativa na qualidade da junta soldada quando comparados às demais condições analisadas.

Em contrapartida, a ausência de vibração resultou nos maiores níveis de porosidade em todas as regiões, com 0,58% no reforço superior, 0,31% no metal de solda e 0,57% no reforço inferior. Esses dados reforçam a influência negativa da não aplicação de vibração sobre a integridade da solda, favorecendo a formação de defeitos internos.

A frequência de 162 Hz apresentou comportamento intermediário em algumas regiões, reduzindo parcialmente a porosidade no reforço superior (0,38%) e no metal de solda (0,12%). No entanto, essa mesma frequência levou a um aumento indesejado na porosidade do reforço inferior, atingindo 1,12%, o maior valor entre todas as condições avaliadas nesta região.

De maneira semelhante, a frequência de 151 Hz também não apresentou resultados satisfatórios, com níveis de porosidade relativamente elevados: 0,45% no reforço superior, 0,36% no metal de solda e 0,94% no reforço inferior. Esses valores evidenciam que, embora haja alguma redução em relação à condição sem vibração, a eficácia desta frequência permanece limitada.

De modo geral, os resultados demonstram que a aplicação da vibração, especialmente na frequência de 183 Hz, contribui de forma consistente para a redução da porosidade em todas as regiões analisadas da junta soldada. Esse comportamento reforça o potencial do uso de técnicas de vibração como estratégia para melhoria da qualidade metalúrgica em processos de soldagem.

Reduzir a quantidade de poros é extremamente importante, pois a presença de poros nas regiões soldadas pode reduzir significativamente a resistência à tração e o desempenho à fadiga em juntas soldadas. Poros grandes, em particular, são altamente prejudiciais, pois servem como locais de iniciação de trincas, potencialmente levando à falha prematura sob tensão (336,337). Poros interconectados funcionam como fontes de iniciação de trincas sob carregamento cíclico, reduzindo a vida útil da junta (290).

Microdureza

A análise de microdureza foi realizada ao longo do comprimento das amostras, em pontos pré-definidos distribuídos pelas regiões de solda, ZTA, metal de solda e metal base.
As regiões de interesse podem ser observadas na Figura 37 e estão distribuídas da seguinte forma: Ponto 01 metal de solda (região central do cordão); Ponto 02 metal de solda (topo do cordão); Pontos 03 e 04 metal de solda (base do cordão); Ponto 05 próximo à ZTA (metal de solda); Ponto 06 ZTA (região de metal base); Ponto 07 material base.

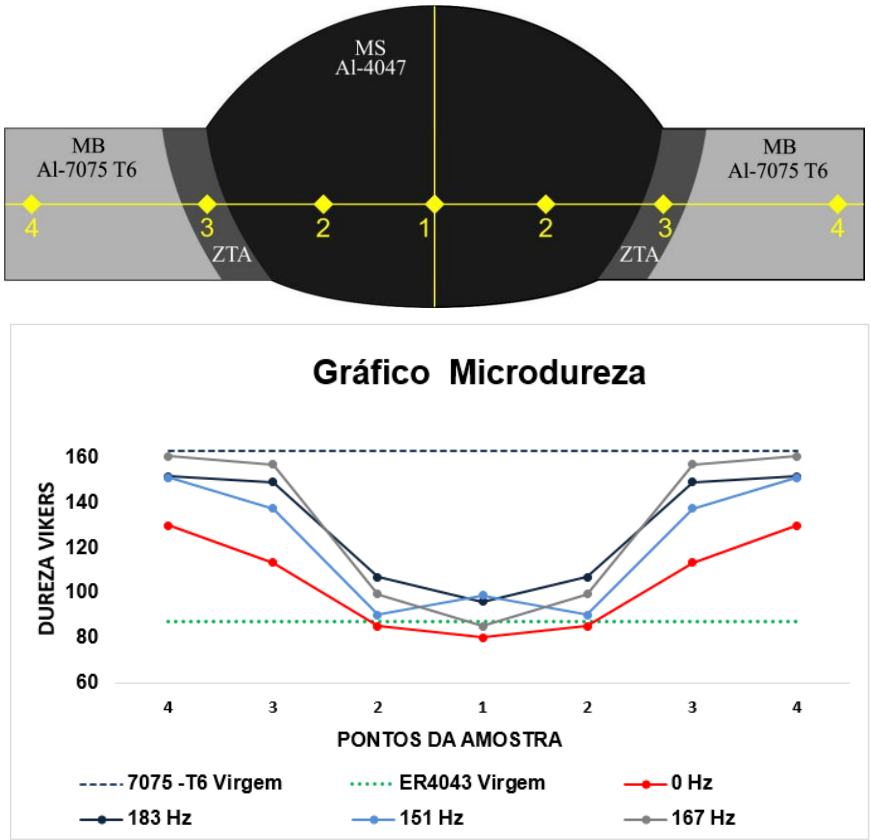


Figura 37 - Esquema detalhando e gráfico de microdureza

Nas amostras soldadas, os perfis de microdureza Vickers foram avaliados em quatro condições distintas: sem vibração e com indução vibratória nas frequências de 151 Hz, 167 Hz e 183 Hz. Conforme ilustrado na

Figura 37, as curvas apresentam um perfil em formato “U” , típico da redução de dureza na região da solda (338). As porcentagens de redução de dureza estão indicadas na Figura 38.

A liga de alumínio AA7075-T6, antes da soldagem, apresenta microdureza média de 163 HV, enquanto o material de adição, a liga ER4047, exibe valor médio de 87,5 HV. Esses valores servem como referência para a avaliação das alterações provocadas pelo ciclo térmico do processo de soldagem.

Os resultados revelam que a perda de microdureza é menor nas amostras soldadas com aplicação de vibração, em comparação a amostra sem vibração. As frequências mais elevadas, especialmente 183 Hz e 167 Hz, demonstram melhor desempenho na preservação da dureza.

Na região central da solda (ponto 3), a amostra sem vibração apresenta a maior queda, atingindo aproximadamente 80 HV. Com a aplicação de vibração, os valores mínimos de

microdureza se elevam: em torno de 100 HV para 151 Hz, 86 HV para 167 Hz e cerca de 97 HV para 183 Hz.

Nas regiões próximas ao metal base, observa-se recuperação significativa da dureza. As amostras com vibração a 151 Hz e 183 Hz atingem valores médios de 150 HV, enquanto a amostra com 167 Hz chega próxima aos 160 HV, valor muito próximo ao original da liga AA 7075-T6. Em contraste, a soldagem sem vibração apresenta microdureza de aproximadamente 130 HV nessas regiões.

Isso sugere que a aplicação do processo de vibração na região de solda da liga de alumínio AA7075-T6 pode reduzir a perda de dureza resultante da soldagem devido a vários efeitos benéficos na microestrutura e nas propriedades mecânicas do material (215).

A vibração externa favorece a formação de subgrãos e inibe a recristalização excessiva, mantendo mais subgrãos e, consequentemente, maior dureza em regiões críticas como zona afetada pelo calor (ZTA) (215,339).

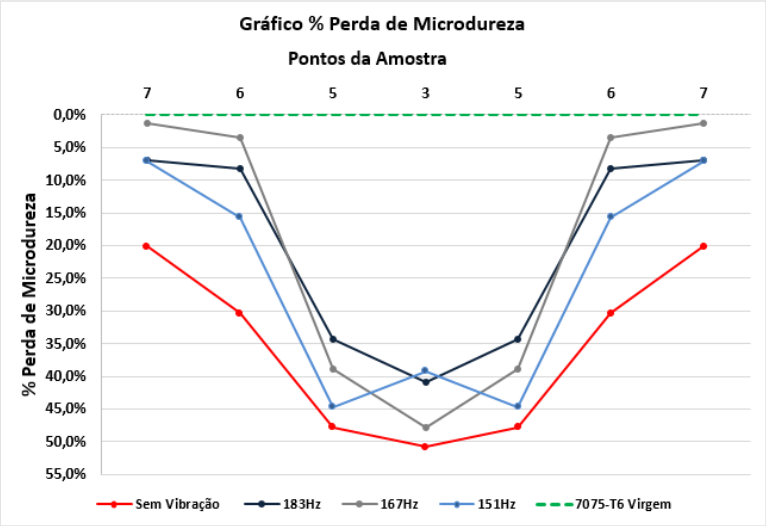


Figura 38 - Valores de porcentagem de perda de microdureza

O amolecimento na região de solda da liga de alumínio AA7075-T6 ocorre devido a alterações microestruturais causadas pelas altas temperaturas durante o processo de soldagem (340). A liga AA7075-T6 é temperada por meio de um processo de envelhecimento artificial que forma uma solução sólida (341), onde precipitados como $MgZn_2$ fornecem alta resistência (342). O calor intenso da soldagem por fusão dissolve e faz crescer os precipitados responsáveis pelo endurecimento (principalmente $MgZn_2$), levando à perda do efeito de envelhecimento artificial do T6 (303).

Quando a ZTA atinge temperaturas elevadas, esses precipitados se dissolvem, levando à perda de resistência e, consequentemente, ao amolecimento da liga (343). Além disso, a

soldagem pode causar crescimento de grãos na ZTA, enfraquecendo ainda mais a estrutura. A dissolução dos precipitados e o aumento do tamanho dos grãos resultam em uma microestrutura menos resistente (344).

O processo de indução de vibração promove alivio de tensões residuais induzidas pelo aquecimento e resfriamento rápidos durante a soldagem, promovendo uma microestrutura mais homogênea e minimizando distorções e fragilidade na ZTA (345,207).

5.3 Análise Mecânica

Ensaio de Impacto Charpy

Os resultados dos ensaios de impacto são geralmente usados para comparar a capacidade de absorção de energia dos metais. Assim, a capacidade de absorção de energia da liga foi avaliada utilizando uma abordagem prática. De acordo com os resultados dos ensaios, as energias de impacto Charpy das ligas testadas foram tabuladas na imagem Figura 39.

O gráfico do ensaio de impacto Charpy mostra a energia absorvida por diferentes amostras de ligas metálicas, destacando o efeito da vibração durante o processo de soldagem. O material ER4047 virgem apresentou a maior tenacidade (cerca de 8 J), enquanto a liga AA 7075-T6 virgem apresentou a menor resistência ao impacto (próxima de 2 J), indicando perda significativa de propriedades mecânicas das amostras submetidas ao processo de soldagem.

As amostras soldadas com e sem vibração apresentaram desempenho intermediário, sendo que a aplicação de vibração durante a soldagem resultou em ligeira redução na energia absorvida em comparação com a soldagem sem vibração.

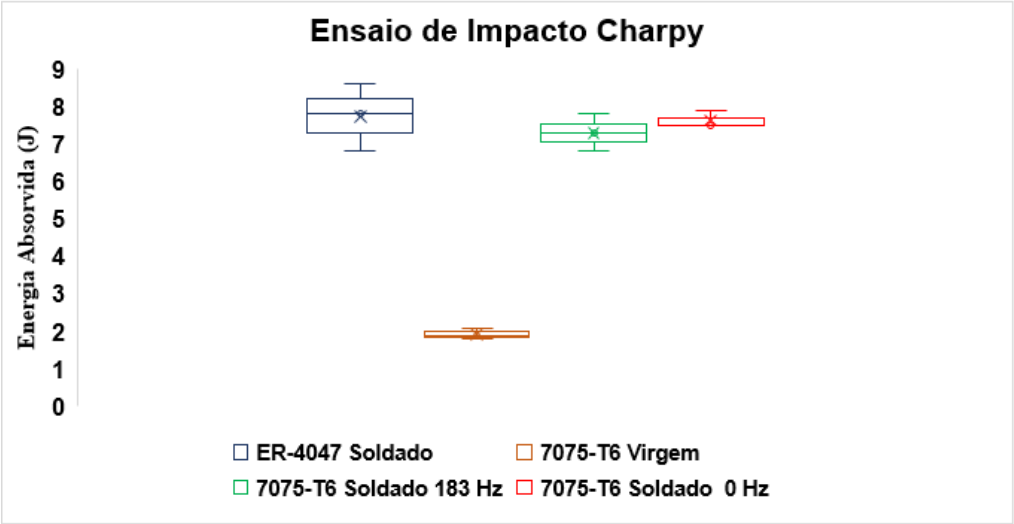


Figura 39 - Gráfico de ensaio de charpy da liga AA 7075-T6 e metal de adição ER-4047

A Figura 40, mostra gráficos de tensão-deformação comparando o comportamento da liga de alumínio AA7075-T6 em sua condição original (virgem) e com amostras submetidas à vibração e sem vibração.

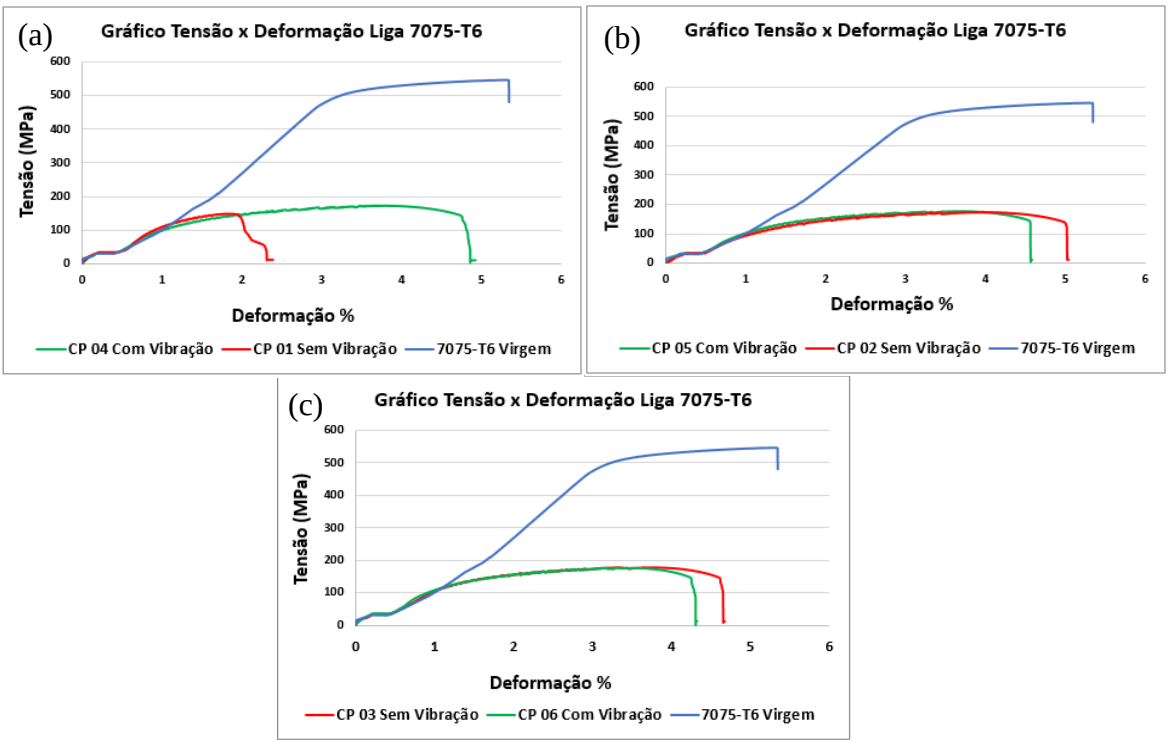


Figura 40 - Gráfico tensão deformação liga AA 7075 -T6, frequência de 183 Hz

A curva da amostra virgem, em azul, exibe o maior limite de resistência (acima de 500 MPa) referente ao material virgem.

As amostras soldadas apresentam platôs de escoamento mais curtos, o que indica uma menor capacidade de suportar tensões elevadas. Embora a deformação final permaneça próxima à observada na amostra da liga em condição virgem, o comportamento mecânico das juntas evidencia uma perda significativa de integridade estrutural.

Essa degradação está associada ao aporte térmico promovido durante o processo de soldagem, que compromete o tratamento térmico T6 previamente aplicado (303). Como resultado, há uma provável redução da tenacidade e da resistência à fratura, uma vez que o tratamento T6 é fundamental para o fortalecimento da liga AA7075-T6, promovendo a formação de precipitados responsáveis por seu alto desempenho mecânico.

A análise das amostras soldadas sem indução de vibração revela uma redução acentuada na resistência mecânica quando comparadas à liga AA7075-T6 em condição virgem, comportamento esperado. Em destaque pode-se observar uma fratura prematura do corpo de prova CP01, indicando perda de integridade estrutural. Esse comportamento pode ser atribuído à presença de descontinuidades internas, como poros ou trincas.

Nas amostras soldadas com indução de vibração, observa-se um desempenho também inferior ao da liga virgem, como esperado, mas com comportamento mecânico mais estável. Apesar de apresentarem uma leve queda na deformação final em comparação às amostras sem vibração, nenhuma das amostra com vibração sofreram fratura prematura. Isso sugere uma melhora na integridade da junta, mesmo com a leve redução na ductilidade.

É importante destacar que algumas amostras sem indução de vibração, como CP02 e CP03, mostraram patamares de escoamento mais evidentes e em certos trechos, mais elevados do que os observados nas curvas das amostras com vibração. No entanto, essa característica não deve ser interpretada isoladamente como uma vantagem.

A aparente elevação no escoamento pode estar relacionada ao amolecimento localizado da liga, decorrente da perda de dureza, o que é consistente com os resultados de microdureza que indicam maior intensidade de amolecimento nas regiões afetadas pelo calor nas condição sem indução de vibração.

Assim, embora as amostras com vibração apresentaram uma resposta mecânica mais moderada em termos de escoamento e impacto, elas evidenciam um comportamento mais confiável e consistente, sem falhas prematuras ocorrido na amostra tracionada sem vibração mecânica.

Isso pode ser justificado, pois a vibração durante a soldagem favorece a formação de grãos mais finos e homogêneos. Essa microestrutura refinada está diretamente associada ao aumento da microdureza e da resistência mecânica, além de contribuir para a redução de defeitos típicos como trincas a quente. A vibração também melhora a distribuição de partículas de reforço na matriz metálica, resultando em uma estrutura mais estável e resistente (215,339).

A análise da imagem dos corpos de prova soldados da Figura 41, após o ensaio de tração revela informações importantes sobre a região de fratura e a influência da vibração durante a soldagem na integridade da junta.

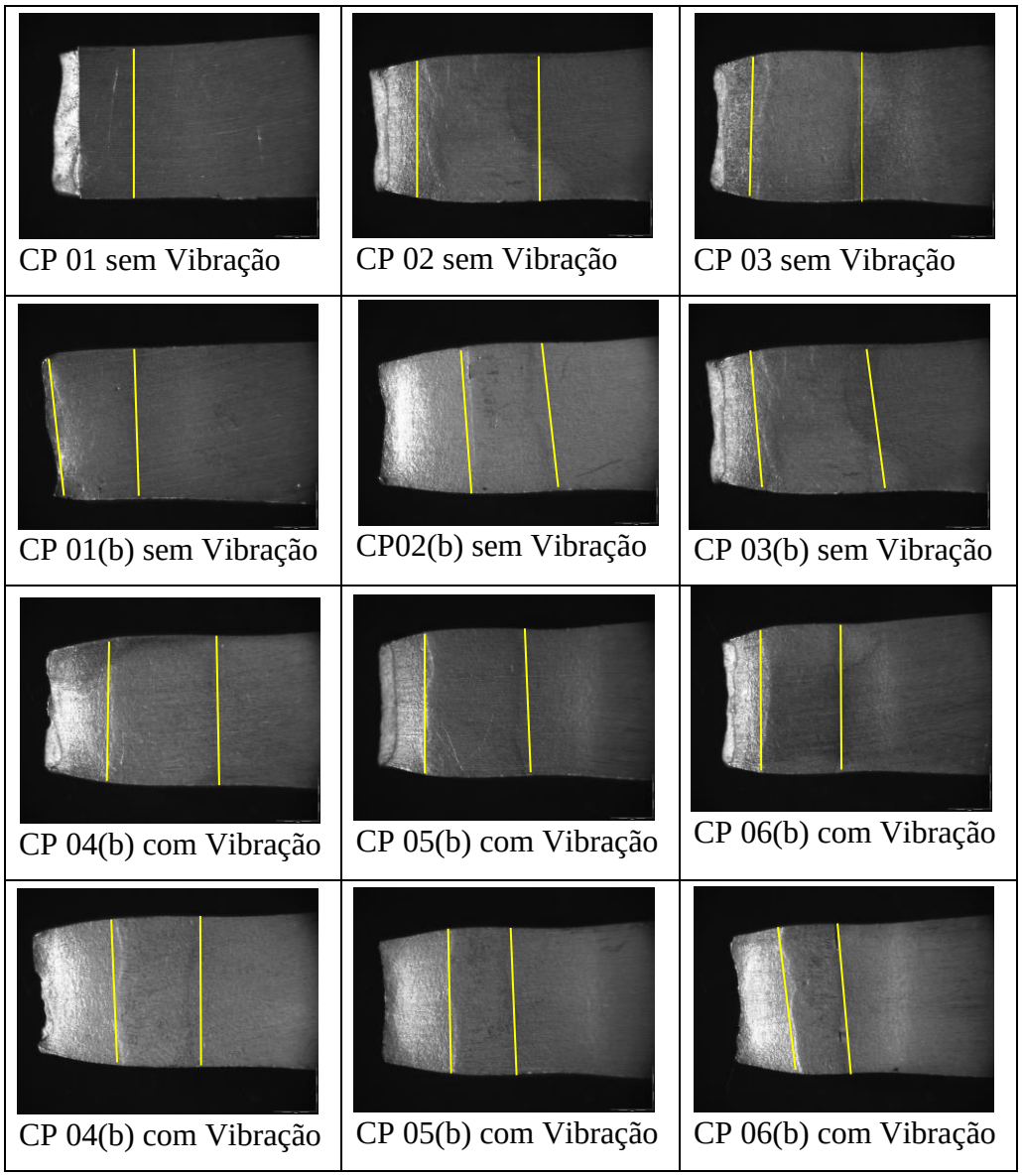


Figura 41 - Imagem corpos de prova após fratura de tração

De maneira geral, observa-se que a maioria dos corpos de prova não sofreram fratura na região da solda (destacada na imagem em amarelo), o que representa um resultado positivo do processo de soldagem com modulo STT. As rupturas ocorreram predominantemente na zona termicamente afetada (ZTA) ou no metal base adjacente à junta, indicando que a solda manteve boa integridade estrutural.

Esse comportamento é indicativo de que, em muitos casos, a resistência mecânica da junta soldada supera a da ZTA, que sofre degradação microestrutural significativa devido ao calor do processo. Isso é consistente com o que se espera de ligas tratadas termicamente, como a liga AA7075-T6, em que a ZTA tende a perder os precipitados endurecedores, tornando-se o ponto mais frágil da região de solda.

Entre todos os corpos de prova, apenas o CP01 sem vibração apresentou fratura irregular e próxima à solda, possivelmente indicando uma falha localizada na própria junta soldada, causada por defeitos internos como poros, trincas ou falta de fusão comuns quando não há controle térmico.

6. CONCLUSÃO

Com base nas investigações realizadas, foi possível concluir que a aplicação de vibração mecânica durante o processo de soldagem GMAW com transferência por curto-circuito, associada ao módulo STT, promoveu melhorias relevantes na soldagem da liga de alumínio de alta resistência AA7075-T6, conforme evidenciado pelos seguintes resultados:

- **Modificação da morfologia e do tamanho das fases secundárias na região da zona fundida:** A vibração induzida alterou significativamente a distribuição das fases secundárias formadas durante a solidificação, favorecendo uma maior fluidez dessas fases até o final do processo de solidificação, o que contribuiu para uma microestrutura mais homogênea e refinada na região da zona fundida.
- **Redução de fases grosseiras na região da ZTA:** Observou-se uma diminuição expressiva na presença de partículas grosseiras na região da ZTA, indicando efeitos positivos da vibração na estabilidade térmica da microestrutura adjacente à junta soldada.
- **Menor perda de microdureza nas regiões soldadas:** As amostras submetidas à vibração apresentaram menor perda de microdureza, evidenciando menor degradação mecânica em comparação com amostras sem vibração.
- **Modificações significativas na Zona Termicamente Afetada (ZTA):** A vibração promoveu uma redução considerável da largura da ZTA, indicando menor extensão dos efeitos térmicos indesejáveis sobre o material base e favorecendo a integridade da junta.
- **Refinamento microestrutural na interface com o material base:** Houve um refinamento notável da microestrutura na ZTA, o que pode contribuir para melhores propriedades mecânicas locais.
- **Redução de porosidade:** A indução de vibração, especialmente na frequência de 183 Hz, resultou em uma diminuição significativa da quantidade de poros na solda, reforçando a eficiência da técnica no controle de defeitos internos.

7. REFERÊNCIAS

[1] RAUCH, E.; LINDER, C.; DALLASEGA, P. Anthropocentric perspective of production before and within Industry 4.0. **Computers and Industrial Engineering**, v. 139, n. January 2019, p. 105644, 2020.

[2] CARVALHO, T. P. et al. A systematic literature review of machine learning methods applied to predictive maintenance. **Computers & Industrial Engineering**, v. 137, n. April, p. 106024, 2019.

[3] ALI, A. F. process Welding with pressure. v. 44, n. 4, p. 243–252, 2021.

[4] AHSAN, M. R. U. et al. Porosity formation mechanisms in cold metal transfer (CMT) gas metal arc welding (GMAW) of zinc coated steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 21, n. 3, p. 209–215, 2016.

[5] HUANG, J. et al. Joining of aluminum alloys to galvanized mild steel by the pulsed DE-GMAW with the alternation of droplet transfer. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 25, p. 16–25, 2017.

[6] KAH, P.; SUORANTA, R.; MARTIKAINEN, J. Advanced gas metal arc welding processes. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 67, n. 1–4, p. 655–674, 2013.

[7] DOSHI, S. J. et al. Challenges in Fusion Welding of Al alloy for Body in White. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 2, p. 6370–6375, 2018.

[8] BARNES, T. A.; PASHBY, I. R. Joining techniques for aluminum spaceframes used in automobiles. Part I - solid and liquid phase welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 99, n. 1, p. 62–71, 2000.

[9] ÇAM, G.; İPEKOĞLU, G. Recent developments in joining of aluminum alloys. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 91, n. 5–8, p. 1851–1866, 2017.

[10] ZHENG, K. et al. A review on forming techniques for manufacturing lightweight complex d shaped aluminium panel components. **International Journal of Lightweight Materials and Manufacture**, v. 1, n. 2, p. 55–80, 2018.

[11] KLEIN, G. L. Aluminum toxicity to bone: A multisystem effect? **Osteoporosis and Sarcopenia**, v. 5, n. 1, p. 2–5, mar. 2019.

[12] SOKOLUK, M. et al. Nanoparticle-enabled phase control for arc welding of unweldable

aluminum alloy 7075. **Nature Communications**, v. 10, n. 1, p. 1–8, 2019.

[13] SILVA, R. H. G. E et al. Multiple output analysis for advanced waveform and controlled short-circuit MIG/MAG variants. **Welding in the World**, v. 65, n. 12, p. 2267–2282, 15 dez. 2021.

[14] JIA, Y. et al. Current research status and prospect of metal transfer process control methods in gas metal arc welding. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 128, n. 7–8, p. 2797–2811, 11 out. 2023.

[15] LIU, W. et al. Sensing and characterization of backside weld geometry in surface tension transfer welding of X65 pipeline. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 78, n. April, p. 120–130, 2022.

[16] PRASANNA NAGASAI, B.; RAMASWAMY, A.; MANI, J. Tensile properties and microstructure of surface tension transfer (STT) arc welded AA 6061-T6 aluminum alloy joints. **Materials Today: Proceedings**, n. xxxx, 2023.

[17] LEE, C. 디지털 제어를 이용한 알루미늄 아크 용접기의 기술현황. v. 31, n. 1, p. 26–32, 2013.

[18] SIVASHANMUGAM, M. et al. Investigation of microstructure and mechanical properties of GTAW and GMAW joints on AA7075 aluminum alloy. **Proceedings of the International Conference on Frontiers in Automobile and Mechanical Engineering - 2010, FAME-2010**, p. 241–246, 2010.

[19] JAŚKIEWICZ, K. et al. Warm sheet metal forming of energy-absorbing elements made 7075 aluminum alloy in the hardened state T6. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 119, n. 5–6, p. 3157–3179, 2022.

[20] HATAMLEH, O.; SINGH, P. M.; GARMESTANI, H. Corrosion susceptibility of peened friction stir welded 7075 aluminum alloy joints. **Corrosion Science**, v. 51, n. 1, p. 135–143, 2009.

[21] WANG, L. et al. Hot tensile deformation behavior of twin roll casted 7075 aluminum alloy. **Metals and Materials International**, v. 21, n. 5, p. 832–841, 2015.

[22] JIN, N. et al. Hot deformation behavior of 7150 aluminum alloy during compression at elevated temperature. **Materials Characterization**, v. 60, n. 6, p. 530–536, 2009.

[23] ZHANG, Z. et al. Microstructural and Mechanical Characteristics of 7075-T6 Aluminum Alloy Joint by Double Wire Pulsed Cold Metal Transition Welding. **Journal of Physics: Conference Series**, v. 2383, n. 1, 2022.

[24] CHENG, C. M. et al. Hot cracking of welds on heat treatable aluminium alloys. **Science**

and Technology of Welding and Joining, v. 10, n. 3, p. 344–352, 2005.

[25] KANG, M.; KIM, C. A Review of Joining Processes for High Strength 7xxx Series Aluminum Alloys. **Journal of Welding and Joining**, v. 35, n. 6, p. 79–88, 2017.

[26] WU, C.; WANG, T.; SU, H. Material flow velocity, strain and strain rate in ultrasonic vibration enhanced friction stir welding of dissimilar Al/Mg alloys. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 75, p. 13–22, mar. 2022.

[27] SHAH, U.; LIU, X. Effects of ultrasonic vibration on resistance spot welding of transformation induced plasticity steel 780 to aluminum alloy AA6061. **Materials & Design**, v. 182, p. 108053, nov. 2019.

[28] LYU, X. et al. Revealing the mechanism of superimposing ultrasonic vibration on microstructure evolution in friction stir welding by multi-physical multi-scale simulation. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 124, p. 300–315, ago. 2024.

[29] NIKZAD, S. et al. Newly Developed Technique to Eliminate Hot Cracking with Electromagnetic Vibration for Joining of 2024 Aluminum Alloy. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 5, n. 1, p. 7–15, 20 fev. 2016.

[30] LU, S.; HE, Q.; WANG, J. A review of stochastic resonance in rotating machine fault detection. **Mechanical Systems and Signal Processing**, v. 116, p. 230–260, 2019.

[31] VIDAL, J. G. et al. Vibration-assisted laser welding: Frequency and amplitude vibration effect on the microhardness of A36 steel. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications**, v. 236, n. 10, p. 2139–2149, 17 out. 2022.

[32] JOURNAL, I.; SCIENCE, E. Studies on the effect of vibration on hot cracking and Grain size in AA7075 Aluminum alloy Welding. **International Journal of Engineering Science and Technology**, v. 3, n. 1, p. 681–686, 2011.

[33] GONG, H. et al. Effect of vibration stress relief on the shape stability of aluminum alloy 7075 thin-walled parts. **Metals**, v. 9, n. 1, 2019.

[34] HAMED ZARGARI, H. et al. Visualizing the vibration effect on the tandem-pulsed gas metal arc welding in the presence of surface tension active elements. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 161, p. 120310, 2020.

[35] KRAJEWSKI, A. et al. Ultrasonic-vibration assisted arc-welding of aluminum alloys. **Bulletin of the Polish Academy of Sciences: Technical Sciences**, v. 60, n. 4, p. 841–852, 2012.

[36] ZHANG, Z. et al. Microstructural and Mechanical Characteristics of 7075-T6 Aluminum Alloy Joint by Double Wire Pulsed Cold Metal Transition Welding. **Journal of Physics:**

Conference Series, v. 2383, n. 1, p. 012103, 1 dez. 2022.

[37] WEI, S. et al. Comparative Study on the Effect of External Magnetic Field on Aluminum Alloy 6061 and 7075 Resistance Spot-Welding Joints. **Metals**, v. 14, n. 10, p. 1196, 21 out. 2024.

[38] KUMARI, S. et al. Advanced Welding of Dissimilar Materials for Aerospace and Automotive Applications. **E3S Web of Conferences**, v. 430, p. 01108, 6 out. 2023.

[39] PANDIAN, V.; KANNAN, S. Numerical prediction and experimental investigation of aerospace-grade dissimilar aluminium alloy by friction stir welding. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 54, p. 99–108, jun. 2020.

[40] JORGE, V. L. et al. Wire feed pulsation as a means of inducing surface tension metal transfer in Gas Metal Arc Welding. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 62, p. 655–669, fev. 2021.

[41] SANTOS, M. C. et al. Machining of aluminum alloys: a review. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 86, n. 9–12, p. 3067–3080, 2016.

[42] OGUOCHA, I. N. A.; ADIGUN, O. J.; YANNACOPOULOS, S. Effect of sensitization heat treatment on properties of Al-Mg alloy AA5083-H116. **Journal of Materials Science**, v. 43, n. 12, p. 4208–4214, 2008.

[43] ALSHAER, A. W.; LI, L.; MISTRY, A. Understanding the effect of heat input and sheet gap on porosity formation in fillet edge and flange couch laser welding of AC-170PX aluminum alloy for automotive component manufacture. **Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of the ASME**, v. 137, n. 2, p. 1–14, 2015.

[44] EL-KOBBAH, K. et al. Review on Sheet Metal Forming Process of. **17th International Conference on Applied Mechanics and Mechanical Engineering**, p. 19–21, 2016.

[45] HARRISON, N. R.; LUCKEY, S. G. Hot Stamping of a B-Pillar Outer from High Strength Aluminum Sheet AA7075. **SAE International Journal of Materials and Manufacturing**, v. 7, n. 3, p. 567–573, 2014.

[46] TAN, E.; BILGEHAN¨OGEL, B. B. Influence of Heat Treatment on the Mechanical Properties of AA6066 Alloy. **Turkish J. Eng. Env. Sci.**, v. 31, p. 53–60, 2006.

[47] AKHTAR, M. et al. Optimum heat treatment of aluminum alloy used in manufacturing of automotive piston components. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 33, n. 16, p. 1874–1880, 2018.

[48] MILLER, W. S. et al. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. **Materials Science and Engineering A**, v. 280, n. 1, p. 37–49, 2000.

[49] JUE, J. et al. Microstructure evolution and mechanical properties of Al-Al2O3

composites fabricated by selective laser melting. **Powder Technology**, v. 310, p. 80–91, 2017.

[50] BENEDYK, J. C. **Aluminum alloys for lightweight automotive structures**. [s.l.] Woodhead Publishing Limited, 2010.

[51] TANG, Z. T. et al. The influence of tool flank wear on residual stresses induced by milling aluminum alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 9, p. 4502–4508, 2009.

[52] NG, C. K. et al. Experimental study of micro- and nano-scale cutting of aluminum 7075-T6. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 46, n. 9, p. 929–936, 2006.

[53] HUDA, Z.; TAIB, N. I.; ZAHARINIE, T. Characterization of 2024-T3: An aerospace aluminum alloy. **Materials Chemistry and Physics**, v. 113, n. 2–3, p. 515–517, 2009.

[54] RAVI SHANKAR, M. et al. Characteristics of aluminum 6061-T6 deformed to large plastic strains by machining. **Materials Science and Engineering: A**, v. 410–411, p. 364–368, 2005.

[55] DAS, S.; ANALYST, C. Design and Weight Optimization of Aluminium Alloy Wheel IJSRP Journal Design and Weight Optimization of Aluminium Alloy Wheel. **International Journal of Scientific and Research Publications**, v. 4, n. 6, p. 1–12, 2014.

[56] CHEN, H. L.; CHEN, Q.; ENGSTRÖM, A. Development and applications of the TCAL aluminum alloy database. **Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry**, v. 62, n. July, p. 154–171, 2018.

[57] ZHANG, J. et al. A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 35, n. 2, p. 270–284, 2019.

[58] KAMMER, C. **Aluminium Handbook. I. Fundamentals and Materials**. [s.l: s.n.].

[59] DEAN, W. Effects of alloying elements and impurities on properties. **PAPER FROM ALUMINUM, V. 1. ASM, METALS PARK, OHIO, 1990, P 200-41**, v. 5,5, 1990.

[60] FU, S. et al. Influence of electric field on the quenched-in vacancy and solute clustering during early stage ageing of Al-Cu alloy. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 34, n. 2, p. 335–343, 2018.

[61] STARKE, E. A.; STALEY, J. T. Application of modern aluminum alloys to aircraft. **Progress in Aerospace Sciences**, v. 32, n. 2, p. 131–172, 1996.

[62] ASHWATH, P.; XAVIOR, M. A. Processing methods and property evaluation of Al2O3

and SiC reinforced metal matrix composites based on aluminium 2xxx alloys. **Journal of Materials Research**, v. 31, n. 9, p. 1201–1219, 2016.

[63] EZUBER, H.; EL-HOUD, A.; EL-SHAWESH, F. A study on the corrosion behavior of aluminum alloys in seawater. **Materials and Design**, v. 29, n. 4, p. 801–805, 2008.

[64] ASHKENAZI, D. How aluminum changed the world: A metallurgical revolution through technological and cultural perspectives. **Technological Forecasting and Social Change**, v. 143, n. June 2018, p. 101–113, 2019.

[65] **AIRLIFE - TOWARDS A FLEET MANAGEMENT TOOL FOR CORROSION DAMAGE** . **Corrosion Reviews** , 2007. Disponível em: <https://www.degruyter.com/view/j/corrrev.2007.25.3-4/corrrev.2007.25.3-4.275/corrrev.2007.25.3-4.275.xml>

[66] HUANG, H.-W.; OU, B.-L. Evolution of precipitation during different homogenization treatments in a 3003 aluminum alloy. **Materials & Design**, v. 30, n. 7, p. 2685–2692, 2009.

[67] YAZDZAD, A. R.; SHAHRABI, T.; HOSSEINI, M. G. Inhibition of 3003 aluminum alloy corrosion by propargyl alcohol and tartrate ion and their synergistic effects in 0.5% NaCl solution. **Materials Chemistry and Physics**, v. 109, n. 2–3, p. 199–205, 2008.

[68] LIU, K.; CHEN, X.-G. Development of Al–Mn–Mg 3004 alloy for applications at elevated temperature via dispersoid strengthening. **Materials & Design**, v. 84, p. 340–350, 2015.

[69] LIU, K.; CHEN, X. G. Evolution of Intermetallics, Dispersoids, and Elevated Temperature Properties at Various Fe Contents in Al-Mn-Mg 3004 Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science**, v. 47, n. 6, p. 3291–3300, 2016.

[70] LI, Z.; ZHANG, Z.; CHEN, X. G. Microstructure, elevated-temperature mechanical properties and creep resistance of dispersoid-strengthened Al-Mn-Mg 3xxx alloys with varying Mg and Si contents. **Materials Science and Engineering A**, v. 708, n. April, p. 383–394, 2017.

[71] GALY, C. et al. Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences. **Additive Manufacturing**, v. 22, n. May, p. 165–175, 2018.

[72] SPIERINGS, A. B. et al. SLM-processed Sc- and Zr- modified Al-Mg alloy: Mechanical properties and microstructural effects of heat treatment. **Materials Science and Engineering A**, v. 701, n. May, p. 264–273, 2017.

[73] KERNI, L.; RAINA, A.; HAQ, M. I. U. Performance evaluation of aluminium alloys for

piston and cylinder applications. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 9, p. 18170–18175, 2018.

[74] OGUOCHA, I. N. A.; ADIGUN, O. J.; YANNACOPOULOS, S. Effect of sensitization heat treatment on properties of Al-Mg alloy AA5083-H116. **Journal of Materials Science**, v. 43, n. 12, p. 4208–4214, 2008.

[75] ZHANG, R. et al. Analysing the degree of sensitisation in 5xxx series aluminium alloys using artificial neural networks: A tool for alloy design. **Corrosion Science**, v. 150, n. October 2018, p. 268–278, 2019.

[76] JOHANSEN, H. D.; BRETT, C. M. A.; MOTHEO, A. J. Corrosion protection of aluminium alloy by cerium conversion and conducting polymer duplex coatings. **Corrosion Science**, v. 63, p. 342–350, 2012.

[77] KUMAR, P. et al. Process Parameters Optimization of an Aluminium Alloy with Pulsed Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) Using Gas Mixtures. **Materials Sciences and Applications**, v. 02, n. 04, p. 251–257, 2011.

[78] DESCHAMPS, A.; BRÉCHET, Y. Influence of quench and heating rates on the ageing response of an Al-Zn-Mg-(Zr) alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 251, n. 1–2, p. 200–207, 1998.

[79] STILLER, K. et al. Investigation of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy after two-step ageing treatment at 100° and 150°C. **Materials Science and Engineering A**, v. 270, n. 1, p. 55–63, 1999.

[80] STARINK, M. J.; WANG, S. C. A model for the yield strength of overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys. **Acta Materialia**, v. 51, n. 17, p. 5131–5150, 2003.

[81] BERG, L. K. et al. GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging. **Acta Materialia**, v. 49, n. 17, p. 3443–3451, 2001.

[82] ZANDER, J.; SANDSTRÖM, R. Modelling technological properties of commercial wrought aluminium alloys. **Materials and Design**, v. 30, n. 9, p. 3752–3759, 2009.

[83] AZARNIYA, A.; TAHERI, A. K.; TAHERI, K. K. Recent advances in ageing of 7xxx series aluminum alloys: A physical metallurgy perspective. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 781, p. 945–983, 2019.

[84] ZHANG, Y. et al. Analysis of age hardening precipitates of Al-Zn-Mg-Cu alloys in a wide range of quenching rates using small angle X-ray scattering. **Materials & Design**, v. 142, p. 259–267, 2018.

[85] LIU, M.; KLOBES, B.; MAIER, K. On the age-hardening of an Al–Zn–Mg–Cu alloy: A vacancy perspective. **Scripta Materialia**, v. 64, n. 1, p. 21–24, 2011.

[86] LIU, Y.; LIANG, S.; JIANG, D. Influence of repetitious non-isothermal aging on microstructure and strength of Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 689, p. 632–640, 2016.

[87] NICOLAS, M.; DESCHAMPS, A. Characterisation and modelling of precipitate evolution in an Al-Zn-Mg alloy during non-isothermal heat treatments. **Acta Materialia**, v. 51, n. 20, p. 6077–6094, 2003.

[88] ALATORRE, N. et al. Tensile properties and fusion zone hardening for gmaw and miea welds of a 7075-T651 aluminum alloy. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, v. 27, n. 4, p. 694–704, 2014.

[89] RINGER, S. P.; HONO, K. Microstructural Evolution and Age Hardening in Aluminium Alloys. **Materials Characterization**, v. 44, n. 1–2, p. 101–131, 2000.

[90] LEE, E.; MISHRA, B. Effect of Cooling Rate on the Mechanical Properties of AA365 Aluminum Alloy Heat-Treated Under T4, T5, and T6 Conditions. **International Journal of Metalcasting**, v. 12, n. 3, p. 449–456, 2018.

[91] PANCHAL, H.; SINGH, A.; AKBARI, R. J. Effect of Heat-Treatment on Various Properties of Aluminium 7075: A Review "Corrosion Behaviour And Colour Properties Of Anodized Titanium" View project Tribological behaviour of metal View project. n. August, 2020.

[92] KHALID, M. Y.; UMER, R.; KHAN, K. A. Review of recent trends and developments in aluminium 7075 alloy and its metal matrix composites (MMCs) for aircraft applications. **Results in Engineering**, v. 20, n. July, p. 101372, 2023.

[93] MOUSTAFA, E. B. et al. Improving the mechanical and dynamic properties of Al-Zn-Mg-Cu- based aluminum alloy: A combined approach of microstructural modification and heat treatment. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 1013, p. 178558, jan. 2025.

[94] KARAASLAN, A.; KAYA, I.; ATAPEK, H. Effect of aging temperature and of retrogression treatment time on the microstructure and mechanical properties of alloy AA 7075. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 49, n. 9–10, p. 443–447, 2007.

[95] BARAGETTI, S. et al. On the fatigue strength of uncoated and DLC coated 7075-T6 aluminum alloy. **Engineering Failure Analysis**, v. 102, n. April, p. 219–225, 2019.

[96] LI, J. et al. Exploring the mechanical strength of additively manufactured metal structures with embedded electrical materials. **Materials Science and Engineering: A**, v. 639, n. May, p. 474–481, 2015.

[97] BARRIONUEVO, G. O.; MULLO, J. L.; RAMOS-GREZ, J. A. Predicting the ultimate tensile strength of AISI 1045 steel and 2017-T4 aluminum alloy joints in a laser-assisted

rotary friction welding process using machine learning: a comparison with response surface methodology. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 116, n. 3–4, p. 1247–1257, 2021.

[98] ALTENBACH, C. et al. Synchrotron-based holotomography and X-ray fluorescence study on the stress corrosion cracking behavior of the peak-aged 7075 aluminum alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, n. xxxx, p. 152722, 2019.

[99] REDA, Y.; ABDEL-KARIM, R.; ELMAHALLAWI, I. Improvements in mechanical and stress corrosion cracking properties in Al-alloy 7075 via retrogression and reaging. **Materials Science and Engineering A**, v. 485, n. 1–2, p. 468–475, 2008.

[100] ZUÑIGA TELLO, I. F. et al. Numerical investigation of the stress concentration on 7075-T651 aluminum alloy with one or two hemispherical pits under uniaxial or biaxial loading. **Advances in Engineering Software**, v. 131, n. April 2018, p. 23–35, 2019.

[101] LIN, Y. C. et al. Effect of creep-aging processing on corrosion resistance of an Al–Zn–Mg–Cu alloy. **Materials & Design**, v. 61, p. 228–238, 2014.

[102] LI, C. et al. Influence of aging temperature on corrosion behavior of Al–Zn–Mg–Sc–Zr alloy. **Materials & Design**, v. 55, p. 551–559, 2014.

[103] BAZARGAN-LARI, Y.; EGHTESAD, M.; ASSADSANGABI, B. Study of internal dynamics stability and regulation of globular- Spray mode of GMAW process via MIMO feedback-linearization scheme. **12th International Conference on Intelligent Engineering Systems - Proceedings, INES 2008**, p. 31–36, 2008.

[104] CHEN, S. B.; LV, N. Research evolution on intelligentized technologies for arc welding process. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 1, p. 109–122, 1 jan. 2014.

[105] LI, Y. et al. Energy propagation in plasma arc welding with keyhole tracking. 2013.

[106] JIANG, W.; FAN, Q.; GONG, J. Optimization of welding joint between tower and bottom flange based on residual stress considerations in a wind turbine. **Energy**, v. 35, p. 461–467, 2009.

[107] ZAKARIA, Z. A. et al. Effect of Bevel Angle and Welding Current on T-Joint Using Gas Metal Arc Welding (GMAW). **Lecture Notes in Mechanical Engineering**, p. 49–57, 2019.

[108] KOUSHKI, A. R.; GOODARZI, M.; PAIDAR, M. Influence of shielding gas on the mechanical and metallurgical properties of DP-GMA-welded 5083-H321 aluminum alloy. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v. 23, n. 12, p. 1416–1426, 1 dez. 2016.

[109] CONRARDY, C. **Welding Fundamentals and Processes**. Welding Fundamentals and

Processes, , 2010.

[110] WANG, Q. et al. Weld bead penetration state recognition in GMAW process based on a central auditory perception model. **Measurement: Journal of the International Measurement Confederation**, v. 147, p. 106901, 2019.

[111] MENZEMER, C. et al. Influence of Post Weld Heat Treatment on Strength of Three Aluminum Alloys Used in Light Poles. **Metals**, v. 6, n. 3, p. 52, 3 mar. 2016.

[112] CELIK, SELAHATTIN AND MOORE, K. **Modeling, sensing and control of gas metal arc welding**. [s.l.] Elsevier, 2003.

[113] MODENESI, P. J. et al. Estudo de alguns parâmetros básicos da soldagem GMAW com transferência por curto-circuito. **Soldagem e Inspecao**, v. 16, n. 1, p. 12–21, jan. 2011.

[114] IBRAHIM, I. A. et al. **The effect of Gas Metal Arc Welding (GMAW) processes on different welding parameters**. Procedia Engineering. **Anais**...Elsevier Ltd, 1 jan. 2012.

[115] SATHIYA, P. et al. Microstructural characteristics on bead on plate welding of AISI 904 L super austenitic stainless steel using Gas metal arc welding process. **International Journal of Engineering, Science and Technology**, v. 2, n. 6, 20 fev. 2011.

[116] KIM, I.-S.; SON, J.-S.; YARLAGADDA, P. K. D. V. A study on the quality improvement of robotic GMA welding process. **Robotics and Computer-Integrated Manufacturing**, v. 19, n. 6, p. 567–572, 2003.

[117] PONOMAROV, V. **Material didático do professor: Aula processo GMAW- FCAW- Parte 1.** [s.l: s.n.]. Disponível em: <https://repositorio.ufu.br/bitstream/123456789/22284/1/AvaliacaoPotencialidadesProcesso.pdf>.

[118] PAL, K.; PAL, S. K. Effect of pulse parameters on weld quality in pulsed gas metal arc welding: A review. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 20, n. 6, p. 918–931, 2011.

[119] PALANI N MURUGAN, P. K. Development of mathematical models for prediction of weld bead geometry in cladding by flux cored arc welding. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 30, p. 669–676, 2006.

[120] KIM, I. S. et al. A study on relationship between process variables and bead penetration for robotic CO 2 arc welding. [s.d.].

[121] KARADENIZ, E.; OZSARAC, U.; YILDIZ, C. The effect of process parameters on penetration in gas metal arc welding processes. 2005.

[122] NAGESH, D. S.; DATTA, G. L. **Prediction of weld bead geometry and penetration in shielded metal-arc welding using artificial neural networks**. [s.l: s.n.].

[123] POWELL, G. L. F.; HERFURTH, G. Charpy V-notch properties and microstructures of narrow gap ferritic welds of a quenched and tempered steel plate. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 29, n. 11, p. 2775–2784, 1998.

[124] MURTI, V. S. R. et al. **Effect of heat input on the metallurgical properties of HSLA steel in multi-pass MIG welding 1Journal of Materials Processing Technology**. [s.l: s.n.].

[125] NORRISH, J. Recent gas metal arc welding (GMAW) process developments: the implications related to international fabrication standards. **Welding in the World**, v. 61, n. 4, p. 755–767, 1 jun. 2017.

[126] IORDACHESCU, D.; QUINTINO, L. Steps toward a new classification of metal transfer in gas metal arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 202, n. 1–3, p. 391–397, 2008.

[127] SCOTTI, A.; PONOMAREV, V.; LUCAS, W. A scientific application oriented classification for metal transfer modes in GMA welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 6, p. 1406–1413, 1 jun. 2012.

[128] DE RESENDE, A. A.; KEOCHEGUERIANS, F.; VILARINHO, L. O. The influence of CO2 and O2 content on globular spray transition current when using argon-based blends in GMAW of ER 70s 6 wire. **Welding International**, v. 24, n. 8, p. 593–601, 2010.

[129] MORDIKE, B. Advanced welding process. ByJ. Norrish, IOP Publishing, Bristol 1992, 375 pp., softcover, ISBN 0-85274-326-2. **Advanced Materials**, v. 5, n. 6, p. 486–486, 1 jun. 1993.

[130] FAN, C. et al. Process Stability of Ultrasonic-Wave-Assisted Gas Metal Arc Welding. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 48, n. 10, p. 4615–4621, 2017.

[131] FAN, Y. Y. et al. Research on short circuiting transfer mode of ultrasonic assisted GMAW method. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 17, n. 3, p. 186–190, 2012.

[132] ARIF, N.; LEE, J. H.; YOO, C. D. Modelling of globular transfer considering momentum flux in GMAW. **Journal of Physics D: Applied**, v. 41, p. 6, 2008.

[133] GUOXIANG, X. U.; CHUANSONG, W. U. Numerical analysis of weld pool geometry in globular-transfer gas metal arc welding. **Front. Mater. Sci. China**, v. 1, n. 1, p. 24–29, 2007.

[134] ZHAO, Y.; CHUNG, H. Numerical simulation of the transition of metal transfer from

globular to spray mode in gas metal arc welding using phase field method. 2017.

[135] SCOTTI, A.; PONOMAREV, V.; LUCAS, W. Interchangeable metal transfer phenomenon in GMA welding: Features, mechanisms, classification. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, p. 2488–2496, 2014.

[136] TEIXEIRA, G. S.; MAZZAFERRO, J. A. E. GMA welding metal transfer mode study by high-speed imaging and electrical signal acquisition. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 41, n. 8, p. 1–12, 2019.

[137] PONOMAROV, V.; SCOTTI, A.; LUCAS, W. Detailed MIG/MAG welding metal transfer classification. Part 1: general considerations. **Известия Тульского Государственного Университета. Технические Науки**, n. 6–2, 2015.

[138] SELVI, S.; VISHVAKSENAN, A.; RAJASEKAR, E. **Cold metal transfer (CMT) technology - An overview**. **Defence Technology**China Ordnance Society, , 1 fev. 2018.

[139] LUCHTENBERG, P. et al. Effect of welding energy on the corrosion and tribological properties of duplex stainless steel weld overlay deposited by GMAW/CMT process. **Surface and Coatings Technology**, v. 375, n. July, p. 688–693, 2019.

[140] VILARINHO, L. O. Modos Fundamentais de Transferência Metálica:Naturais e Controlados. **Revista da Soldagem**, v. 3, n. 10, 2007.

[141] HU, S. J. U. Ersoy E. Kannatey-Asibu Analytical Modeling of Metal Transfer for GMAW in the Globular Mode. 2008.

[142] MA, G.; LIU, X.; ZHOU, B. An image process way of globular transfer in MIG welding. **2011 2nd International Conference on Artificial Intelligence, Management Science and Electronic Commerce, AIMSEC 2011 - Proceedings**, n. 50705041, p. 3740–3742, 2011.

[143] LIN, Q AND LI, X AND SIMPSON, S. Metal transfer measurements in gas metal arc welding. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 34, n. 3, p. 347, 2001.

[144] AIDAR, JAWAD AND LOWKE, J. J. Effect of CO/sub 2/shielding gas on metal droplet formation in arc welding. **IEEE Transactions on Plasma Science**, v. 25, n. 5, p. 931–936, 1997.

[145] SCOTTI, A. Mapping transfer modes for stainless steel gas metal arc welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 5, n. 4, p. 227–234, 2000.

[146] JENKINS, N. T.; MENDEZ, P. F.; EAGAR, T. W. **Effect of Arc Welding Electrode Temperature on Vapor and Fume Composition**. [s.l: s.n.].

[147] LOPERA, J. E. P.; ALFARO, S. C. A. **RESPONSE SURFACE METHODOLOGY TO MODEL THE PROJECTED SPRAY METAL TRANSFER IN GMAW**. [s.l:

s.n.].

[148] PONOMAREV, V AND SCOTTI, A AND NORRISH, J AND LUCAS, W. Metal transfer modes in mig/mag (gmaw) welding: Contributions to a New IIW Classification. **IIW Doc**, v. 12, p. 1960– 09, 2009.

[149] PONOMAREV, V AND SCOTTI, A AND SLIVINSKIY, A. MIG/MAG welding metal transfer modes atlas. **International Journal for the Joining of Materials**, v. 16, p. 103--107, 2004.

[150] MA, J. AND OTHERS. New MIG process results from metal transfer mode control. 1983.

[151] RHEE, S.; KANNATEY-ASIBU, E. **Observation of Metal Transfer during Gas Metal Arc Welding A high-speed analyzer and arc shadow-graphing system are used to better understand modes of metal transfer**. [s.l: s.n.].

[152] DOS SANTOS, E. B. F.; PISTOR, R.; GERLICH, A. P. High frequency pulsed gas metal arc welding (GMAW-P): The metal beam process. **Manufacturing Letters**, v. 11, p. 1–4, 2017.

[153] WANG, H. H. et al. Science and Technology of Welding and Joining Effect of fast cooling process on microstructure and toughness of heat affected zone in high strength pipeline steel X120 Effect of fast cooling process on microstructure and toughness of heat affected zone in. [s.d.].

[154] SÁNCHEZ ROCA, A. et al. New stability index for short circuit transfer mode in GMAW process using acoustic emission signals. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, n. 5, p. 460–466, 2007.

[155] NORRISH, J.; CUIURI, D. The controlled short circuit GMAW process: A tutorial. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, p. 86–92, 2014.

[156] CHU, Y. X. et al. **Signature Analysis for Quality Monitoring in Short-Circuit GMAW An effective method has been developed to identify the process stability and weld quality of short-circuit GMA W**. [s.l: s.n.].

[157] DOODMAN TIPI, A. R.; SANI, S. K. H.; PARIZ, N. Improving the dynamic metal transfer model of gas metal arc welding (GMAW) process. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 76, n. 1–4, p. 657–668, 2014.

[158] LISKEVYCH, O.; SCOTTI, A. Influence of the CO2 content on operational performance of short-circuit GMAW. **Welding in the World**, v. 59, n. 2, p. 217–224, 2014.

[159] BLESS, S. J. Drop transfer in short-circuit welding. **Journal of Physics D: Applied**

Physics, v. 7, n. 4, p. 526–539, mar. 1974.

[160] PALANI, P. K.; MURUGAN, N. Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 172, p. 1–10, 2006.

[161] ADDAMANI, R. et al. Estimation and Comparison of Welding Performances using MRA and GMDH in P-GMAW for ASTM 106 Material. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 1, p. 2985–2993, 2018.

[162] JORGE, V. L. et al. Wire feed pulsation as a means of inducing surface tension metal transfer in Gas Metal Arc Welding. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 62, n. July 2020, p. 655–669, 2021.

[163] SEN, M. et al. Effect of double-pulsed gas metal arc welding (DP-GMAW) process variables on microstructural constituents and hardness of low carbon steel weld deposits. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 31, p. 424–439, 2018.

[164] SOLTANI, S.; EGHTESAD, M.; BAZARGAN-LARI, Y. Mass and heat transfer control in the GMAW process utilizing feedback linearization and sliding mode observer. **International Communications in Heat and Mass Transfer**, v. 111, n. December 2019, p. 104410, 2020.

[165] KUMAR, P. et al. Process Parameters Optimization of an Aluminium Alloy with Pulsed Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) Using Gas Mixtures. **Materials Sciences and Applications**, v. 02, n. 04, p. 251–257, 22 mar. 2011.

[166] BALASUBRAMANIAN, M.; JAYABALAN, V.; BALASUBRAMANIAN, V. Optimizing the pulsed current GTAW parameters to attain maximum impact toughness. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 23, n. 1, p. 69–73, 2008.

[167] MVOLA, B.; KAH, P. Effects of shielding gas control: welded joint properties in GMAW process optimization. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 88, n. 9–12, p. 2369–2387, 2017.

[168] WONG, Y.-R.; LING, S.-F. An investigation of dynamical metal transfer in GMAW-Effects of argon shielding gas. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, p. 106–111, 2014.

[169] ZHERNOSEKOV, A. M.; SIDORETS, V. N.; SHEVCHOOK, S. A. Combined pulsed effect of shielding gases and welding current in consumable electrode welding. **Welding International**, v. 28, n. 12, p. 962–965, 2014.

[170] ABU AESH, M. Optimization of weld bead dimensions in GTAW of aluminum-magnesium alloy. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 16, n. 5, p. 725–736, 2001.

[171] BALASUBRAMANIAN, V.; RAVISANKAR, V.; MADHUSUDHAN REDDY, G. Effect of pulsed current welding on mechanical properties of high strength aluminum alloy. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 36, n. 3–4, p. 254–262, 2008.

[172] SATO, Y. S.; KOKAWA, H. Preferential precipitation site of sigma phase in duplex stainless steel weld metal. **Scripta Materialia**, v. 40, n. 6, p. 659–663, 1999.

[173] MANTI, R.; DWIVEDI, D. K.; AGARWAL, A. Microstructure and hardness of Al-Mg-Si weldments produced by pulse GTA welding. p. 263–269, 2008.

[174] NORRISH, J.; CUIURI, D. The controlled short circuit GMAW process: A tutorial. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 1, p. 86–92, 2014.

[175] PEPE, N. et al. Measuring the process efficiency of controlled gas metal arc welding processes. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 16, n. 5, p. 412–417, 2011.

[176] XPDU, U. X. Q. et al. $ Q $ SSURDFK WR (YHQW 7ULJJHUHG 6260 & RQWUROOHU. [s.d.].

[177] DUTRA, J. C.; DE SILVA, R. G. MIG/MAG - Short-circuit metal transfer - Control of the current wave form - Fundamentals of the CCC and STT systems. **Welding International**, v. 23, n. 3, p. 181–185, 2009.

[178] NORRISH, J. Recent gas metal arc welding (GMAW) process developments: the implications related to international fabrication standards. [s.d.].

[179] BOUGHTON, P., & MACGREGOR, G. J. (1974). CONTROL OF SHORT CIRCUITING IN MIG-WELDING. **Weld Res Int**, v. 4(2), p. 31–53, 1974.

[180] NORRISH, J.; CUIURI, D. The controlled short circuit GMAW process: A tutorial. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 1, p. 86–92, 2014.

[181] KEANE, M. J. et al. Profiling mild steel welding processes to reduce fume emissions and costs in the workplace. **Annals of Occupational Hygiene**, v. 58, n. 4, p. 403–412, 2014.

[182] BRUCE, M.; DERUNTZ, D. KEYWORD SEARCH Assessing the Benefits of Surface Tension Transfer® Welding to Industry Manufacturing Materials & Processes Metals Production Welding. **Journal of Industrial Technology •**, v. 19, n. 4, 2003.

[183] CONFERENCE, E.; TECH, A. Monitoring of Main Welding Parameters At Stt Welding Process. p. 219–222, 2021.

[184] LINCOLN ELECTRIC. Surface Tension Transfer (STT). p. 4, 2005.

[185] E SILVA, R. H. G.; DUTRA, J. C.; GOHR, R. Scientific and technological fundamentals

for the development of the controlled short circuiting MIG/MAG welding process (CCC) - A review of the literature. Part 3 of 3: Principles of controlled current short circuiting MIG/MAG systems. **Welding International**, v. 23, n. 4, p. 251–260, 2009.

[186] ZHU, Z. M.; WU, W. K.; CHEN, Q. Effective control approach on molten droplet size in waveform controlled short circuit CO2 arc welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, n. 1, p. 55–62, 2007.

[187] CABRAL, T. DOS S. et al. Influence of procedures and transfer modes in MAG welding in the reduction of deformations on marine structure panels. **Welding International**, v. 29, n. 12, p. 928–936, 2015.

[188] KUMAR, P. V.; REDDY, G. M.; RAO, K. S. Microstructure, mechanical and corrosion behavior of high strength AA7075 aluminium alloy friction stir welds – Effect of post weld heat treatment. **Defence Technology**, v. 11, n. 4, p. 362–369, 2015.

[189] HOLZER, M. et al. Change of hot cracking susceptibility in welding of high strength aluminum alloy AA 7075. **Physics Procedia**, v. 83, p. 463–471, 2016.

[190] AMBRIZ, R. R. et al. Fracture energy evaluation on 7075-T651 aluminum alloy welds determined by instrumented impact pendulum. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 26, n. 4, p. 974–983, 2016.

[191] HAYAT, F. Electron beam welding of 7075 aluminum alloy: Microstructure and fracture properties. **Engineering Science and Technology, an International Journal**, v. 34, p. 101093, out. 2022.

[192] DAI, W. L. Effects of high-intensity ultrasonic-wave emission on the weldability of aluminum alloy 7075-T6. **Materials Letters**, v. 57, n. 16–17, p. 2447–2454, 2003.

[193] YAN, S. et al. Local corrosion behaviour of hybrid laser-MIG welded Al-Zn-Mg alloy joints. **Materials and Design**, v. 88, p. 1353–1365, 2015.

[194] TEMMAR, M.; HADJI, M.; SAHRAOUI, T. Effect of post-weld aging treatment on mechanical properties of Tungsten Inert Gas welded low thickness 7075 aluminium alloy joints. **Materials and Design**, v. 32, n. 6, p. 3532–3536, 2011.

[195] HU, B.; RICHARDSON, I. M. Microstructure and mechanical properties of AA7075(T6) hybrid laser/GMA welds. **Materials Science and Engineering A**, v. 459, n. 1–2, p. 94–100, 2007.

[196] HWANG, R. Y.; CHOU, C. P. THE STIJDY ON MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF WELD HEAT AFFECTED ZONE OF 7075T651 ALUMINUM ALLOY. **Scripta Materialia**, v. 38, n. 2, p. 215–221, 1998.

[197] RAO, A. C. U. et al. Stress corrosion cracking behaviour of 7xxx aluminum alloys: A

literature review. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 26, n. 6, p. 1447–1471, 2016.

[198] DENG, Y. et al. Corrosion behaviour and mechanism of new aerospace Al-Zn-Mg alloy friction stir welded joints and the effects of secondary Al3ScxZr1-x nanoparticles. **Corrosion Science**, v. 90, p. 359–374, 2015.

[199] ANDREATTA, F.; TERRYN, H.; DE WIT, J. H. W. Corrosion behaviour of different tempers of AA7075 aluminium alloy. **Electrochimica Acta**, v. 49, n. 17–18, p. 2851–2862, 2004.

[200] OTANI, Y.; SASAKI, S. Effects of the addition of silicon to 7075 aluminum alloy on microstructure, mechanical properties, and selective laser melting processability. **Materials Science and Engineering A**, v. 777, n. January, p. 139079, 2020.

[201] KRAJEWSKI, A. Mechanical vibrations in welding processes. **Welding International**, v. 30, n. 1, p. 27–32, 2 jan. 2016.

[202] SINGH, P. K. et al. Investigation on the effect of vibrations on cooling behavior and mechanical properties of smaw butt welded joints. **U.P.B. Sci. Bull., Series D**, v. 79, n. 2, 2017.

[203] LU, Q.; CHEN, L.; NI, C. Improving welded valve quality by vibratory weld conditioning. **Materials Science and Engineering A**, v. 457, n. 1–2, p. 246–253, 2007.

[204] KAINTH, M.; GUPTA, D. a Review : Effect of Vibrations on Mechanical Properties of Welded Joints. v. 2, n. 1, p. 7–12, 2015.

[205] XU, J. J.; CHEN, L.; NI, C. Effect of vibratory weld conditioning on the residual stresses and distortion in multipass girth-butt welded pipes. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 84, n. 5, p. 298–303, 2007.

[206] QINGHUA, L.; LIGONG, C.; CHUNZHEN, N. Effect of vibratory weld conditioning on welded valve properties. **Mechanics of Materials**, v. 40, n. 7, p. 565–574, 2008.

[207] SAIFUDIN et al. Mitigation of Porosity and Residual Stress on Car Body Aluminum Alloy Vibration Welding: A Systematic Literature Review. **Automotive Experiences**, v. 5, n. 3, p. 477–493, 2022.

[208] MUNSI, A. S. M. Y.; WADDELL, A. J.; WALKER, C. A. The effect of vibratory stress on the welding microstructure and residual stress distribution. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part L: Journal of Materials: Design and Applications**, v. 215, n. 2, p. 99–111, 2001.

[209] JANAKI RAM, G. D. et al. Microstructural refinement through inoculation of type 7020 Al-Zn-Mg alloy welds and its effect on hot cracking and tensile properties. **Journal of**

Materials Processing Technology, v. 142, n. 1, p. 174–181, 2003.

[210] BALASUBRAMANIAN, K.; RAGHAVENDRAN, S.; BALUSAMY, V. Studies on the Effect of Mechanical Vibration on the Microstructure of the Weld Metal. v. 2, n. 3, p. 253–256, 2011.

[211] ABDUL-KAREM, W.; AL-RAHEEM, K. Vibration improved the fluidity of aluminum alloys in thin wall investment casting. **International Journal of Engineering, Science and Technology**, v. 3, n. 1, p. 120–135, 2011.

[212] JOSE, M. J.; KUMAR, S. S.; SHARMA, A. Vibration assisted welding processes and their influence on quality of welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 21, n. 4, p. 243–258, 2016.

[213] GAO, H. et al. Experimental and simulation investigation on thermal-vibratory stress relief process for 7075 aluminium alloy. **Materials and Design**, v. 195, p. 108954, 2020.

[214] TAMASGAVABARI, R. et al. Effect of harmonic vibration during gas metal arc welding of AA-5083 aluminum alloy on the formation and distribution of intermetallic compounds. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 49, p. 413–422, jan. 2020.

[215] GUO, Y. et al. Study on the effects of ultrasonic assistance and external heat dissipation on friction stir welded 7075 aluminum alloy joints. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 107, p. 280–293, dez. 2023.

[216] KIM, B. J. et al. Residual stress relief and redistribution of welded metals by vibratory stress relaxation. **Materials Science Forum**, v. 580–582, p. 419–422, 2008.

[217] WATANABE, T. et al. Improvement of mechanical properties of ferritic stainless steel weld metal by ultrasonic vibration. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 12, p. 1646–1651, 2010.

[218] LIU, X. C.; WU, C. S.; PADHY, G. K. Improved weld macrosection, microstructure and mechanical properties of 2024Al-T4 butt joints in ultrasonic vibration enhanced friction stir welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 20, n. 4, p. 345–352, 2015.

[219] GRÄF, S. et al. Enhanced melt pool stirring in welding with dynamic polarised laser beam. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, n. 3, p. 208–212, 2010.

[220] JIN, J. et al. Research on Microstructure and Fatigue Properties of Vibration-Assisted 5052 Aluminum Alloy Laser Welded Joints. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 29, n. 7, p. 4197–4205, 3 jul. 2020.

[221] TAMASGAVABARI, R. et al. Effect of harmonic vibration during gas metal arc welding of AA-5083 aluminum alloy on the formation and distribution of intermetallic

compounds. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 49, p. 413–422, jan. 2020.

[222] SHI, M. et al. Evolution of Precipitates in a Mechanical Vibration-Assisted Metal Inert Gas Welded Joint of 6082-T6 Aluminum Alloy Made with an ER5356 Filler Wire. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 19 ago. 2024.

[223] DADA, M.; POPOOLA, P. **Recent advances in joining technologies of aluminum alloys: a review**. [s.l.] Springer International Publishing, 2024. v. 4

[224] DONG, H. et al. Improving arc joining of Al to steel and Al to stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 534, p. 424–435, 2012.

[225] TEWARI, S. P. Effects of oscillation on impact property of weldments. **ISIJ International**, v. 39, n. 8, p. 809–812, 1999.

[226] TEWARI, S. P. **Influence of Longitudinal Oscillation on Tensile Properties of Medium Carbon Steel Welds of Different Thickness**. **Thammasat Int. J. Sc. Tech**, [s.d.].

[227] TEWARI, S. P.; SHANKER, A.; PROGRAMME, E. Properties of Mild Steel Weldments. v. 207, 1993.

[228] TEWARI, S. P.; SHANKER, A. Effects of Longitudinal Vibration on Hardness of the Weldments. **Isij International**, v. 33, n. 12, p. 1265–1269, 1994.

[229] YE, Y. et al. Effects of electropulsing assisted ultrasonic impact treatment on welded components. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 31, n. 13a, p. 1583–1588, 2015.

[230] MUNSI, A. S. M. Y.; WADDELL, A. J.; WALKER, C. A. Modification of welding stresses by flexural vibration during welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 6, n. 3, p. 133–138, 2001.

[231] AOKI, S.; NISHIMURA, T.; HIROI, T. Reduction method for residual stress of welded joint using random vibration. **Nuclear Engineering and Design**, v. 235, n. 14, p. 1441–1445, 2005.

[232] MATSUI, H.; SHIONOYA, S. Reduction of blowholes by vibration of the molten pool in arc welding of galvanised carbon steel sheet. **Welding International**, v. 12, n. 12, p. 959–965, 1998.

[233] AOKI, S. et al. Reduction of Residual Stress of Welded Joint Using Local Plasticity Caused by Ultrasonic Vibration. **Key Engineering Materials**, v. 340–341, p. 1455–1460, 2007.

[234] GAO, H. et al. Stress relaxation due to ultrasonic impact treatment on multi-pass welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 19, n. 6, p. 505–513, 2014.

[235] MUNSI, A. S. M. Y.; WADDELL, A. J.; WALKER, C. A. Vibratory weld conditioning - the effect of rigid body motion vibration during welding. **Strain**, v. 35, n. 4, p. 139–143, 1999.

[236] LEE, C. H. et al. Effect of Vibration during Welding on the Fatigue Strength of Structural Steel Weldments. **Solid State Phenomena**, v. 124–126, p. 1329–1332, 2007.

[237] METHONG, T.; POOPAT, B. The effect of ultrasonic vibration on properties of weld metal. **Key Engineering Materials**, v. 545, p. 177–181, 2013.

[238] WU, W. Influence of vibration frequency on solidification of weldments. **Scripta Materialia**, v. 42, n. 7, p. 661–665, 2000.

[239] **Mechanical behavior of polytetrafluoroethylene.pdf**. , [s.d.].

[240] DEHMOLAEI, R.; SHAMANIAN, M.; KERMANPUR, A. Effect of electromagnetic vibration on the unmixed zone formation in 25Cr-35Ni heat resistant steel/Alloy 800 dissimilar welds. **Materials Characterization**, v. 59, n. 12, p. 1814–1817, 2008.

[241] XU, C. et al. Reinforcement of Mg/Ti joints using ultrasonic assisted tungsten inert gas welding–brazing technology. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 19, n. 8, p. 703–707, 2014.

[242] CHEN, S. L.; HSU, L. L. In-process vibration-assisted high power Nd:YAG pulsed laser ceramic-metal composite cladding on Al-alloys. **Optics and Laser Technology**, v. 30, n. 5, p. 263–273, 1998.

[243] CUI, Y.; XU, C.; HAN, Q. Microstructure improvement in weld metal using ultrasonic vibrations. **Advanced Engineering Materials**, v. 9, n. 3, p. 161–163, 2007.

[244] CUI, Y.; XU, C. L.; HAN, Q. Effect of ultrasonic vibration on unmixed zone formation. **Scripta Materialia**, v. 55, n. 11, p. 975–978, 2006.

[245] TEWARI, S. P.; SHANKER, A. Effects of longitudinal vibration on tensile properties of weldments. **Welding Journal (Miami, Fla)**, v. 73, n. 11, p. 2725–2765, 1994.

[246] PUČKO, B. Effect of vibratory weld conditioning on weld impact toughness. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 24, n. 7–8, p. 766–771, 2009.

[247] PUČKO, B.; GLIHA, V. Effect of Vibration on weld metal hardness and toughness. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 10, n. 3, p. 335–338, 2005.

[248] ZHU, Z. Q.; CHEN, L. G.; RAO, D. L. Relieving Welding Residual Stress by Applying Vibratory Weld Conditioning. **Materials Science Forum**, v. 490–491, p. 475–480, 2005.

[249] CHEN, K. K.; ZHANG, Y. S. Numerical analysis of temperature distribution during ultrasonic welding process for dissimilar automotive alloys. **Science and Technology of**

Welding and Joining, v. 20, n. 6, p. 522–531, 2015.

[250] 近藤光. Osaka University Knowledge Archive :機械的手法による粒子複合化とその材料開発への応用. **大阪大学**, n. Report I, 1999.

[251] ANDERSEN, K.; COOK, G. E. Synchronous weld pool oscillation for monitoring and control. **IEEE Transactions on Industry Applications**, v. 33, n. 2, p. 464–471, 1997.

[252] SORENSEN, C. D.; EAGAR, T. W. Measurement of oscillations in partially penetrated weld pools through spectral analysis. **Journal of Dynamic Systems, Measurement and Control, Transactions of the ASME**, v. 112, n. 3, p. 463–468, 1990.

[253] YAMAMOTO, H. et al. Beneficial effect of low frequency pulsed mig welding on grain refinement of weld metal and improvement of solidification crack susceptibility for aluminium alloy. **Welding International**, v. 7, n. 8, p. 593–598, 1993.

[254] XIAO, Y.; DEN OUDEN, G. Weld pool oscillation during GTA welding of mild steel. **Welding journal**, v. 72, n. 8, p. 428, 1993.

[255] WANG, J. J.; HONG, X. O. Research on twin-arc TIG welding with ultrasonic excitation and its effect to weld. **Key Engineering Materials**, v. 450, p. 300–303, 2011.

[256] KISHORE BABU, N.; CROSS, C. E. Grain refinement of AZ31 magnesium alloy weldments by AC pulsing technique. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 43, n. 11, p. 4145–4154, 2012.

[257] MATSUI, H.; CHIBA, T.; YAMAZAKI, K. Detection and amplification of the molten pool natural oscillation in consumable electrode arc welding. **Welding International**, v. 28, n. 1, p. 5–12, 2014.

[258] LIU, A.; TANG, X.; LU, F. Arc profile characteristics of Al alloy in double-pulsed GMAW. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 65, n. 1–4, p. 1–7, 2013.

[259] SINGH, J.; KUMAR, G.; GARG, N. Influence of Vibrations in Arc Welding Over Mechanical Properties and Microstructure of Butt-Welded-Joints. **Www.Ijst.Co.in**, v. 2, n. 1, p. 1–6, 2012.

[260] YUDODIBROTO, B. Y. B. et al. Pendant droplet oscillation during GMAW. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 11, n. 3, p. 308–314, 2006.

[261] WU, C. S.; CHEN, M. A.; LI, S. K. Analysis of excited droplet oscillation and detachment in active control of metal transfer. **Computational Materials Science**, v. 31, n. 1–2, p. 147–154, 2004.

[262] HIRATA, Y. et al. Modeling of Molten Drop Oscillation in Gas Shielded Metal Arc

Welding. **Materials Science Forum**, v. 539–543, p. 3973–3978, 2007.

[263] WANG, J. et al. A swing arc system for narrow gap GMA welding. **ISIJ International**, v. 52, n. 1, p. 110–114, 2012.

[264] ZHANG, S. S.; ZOU, Z. DA. Effects of applied magnetic field on twin-wire indirect arc shapes. **Frontiers of Materials Science in China**, v. 4, n. 3, p. 321–324, 2010.

[265] WANG, J. et al. Effect of pulsed ultrasonic on arc acoustic binding in pulsed ultrasonic wave-assisted pulsed gas tungsten arc welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 22, n. 6, p. 465–471, 2017.

[266] MAHAJAN, S. et al. Effect of mechanical arc oscillation on the grain structure of mild steel weld metal. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 65, n. 2, p. 171–177, 2012.

[267] GRILL, A. Effect of arc oscillations on the temperature distribution and microstructure in GTA tantalum welds. **Metallurgical Transactions B**, v. 12, n. 4, p. 667–674, 1981.

[268] KOU, S.; LE, Y. Grain structure and solidification cracking in oscillated arc welds of 5052 aluminum alloy. **Metallurgical Transactions A**, v. 16, n. 7, p. 1345–1352, 1985.

[269] STARLING, C. M. D.; MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. Statistical modelling of narrow-gap GTA welding with magnetic arc oscillation. **Journal of Materials Processing Tech.**, v. 51, n. 1–4, p. 37–49, 1995.

[270] SUNDARESAN, S.; JANAKI RAM, G. D. Use of magnetic arc oscillation for grain refinement of gas tungsten arc welds in α-β titanium alloys. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 4, n. 3, p. 151–160, 1999.

[271] RAO, S. R. K. et al. Grain refinement through arc manipulation techniques in Al-Cu alloy GTA welds. **Materials Science and Engineering A**, v. 404, n. 1–2, p. 227–234, 2005.

[272] KUO, C. W. et al. Preferred orientation of inconel 690 after vibration arc oscillation welding. **Materials Transactions**, v. 49, n. 3, p. 688–690, 2008.

[273] LIM, Y. C. et al. Effect of magnetic stirring on grain structure refinement: Part 2 - Nickel alloy weld overlays. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, n. 5, p. 400–406, 2010.

[274] BIRADAR, N. S.; RAMAN, R. Investigation of hot cracking behavior in transverse mechanically arc oscillated autogenous AA2014 T6 TIG welds. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 43, n. 9, p. 3179–3191, 2012.

[275] BIRADAR, N. S.; RAMAN, R. Grain refinement in Al-Mg-Si alloy TIG welds using

transverse mechanical arc oscillation. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 21, n. 11, p. 2495–2502, 2012.

[276] FAN, Y. et al. Ultrasonic Wave Assisted GMAW. **Welding journal**, v. 91, n. 3, p. 91S-99S, 2012.

[277] JONES, L. A; EAGAR, T. W.; LANG, J. H. Investigations of Drop Detachment Control in Gas Metal Arc Welding. **Proceedings of the 3rd International conference on trends in welding Science and Technology**, p. 1009–1013, 1992.

[278] BADE, V. S.; SRINIVASA RAO, P.; GOVINDA RAO, P. Experimental investigation on influence of electrode vibrations on hardness and microstructure of 1018 mild steel weldments. **World Journal of Engineering**, v. 17, n. 4, p. 509–517, 2020.

[279] WANG, T. et al. Ultrasonic spot welding of dissimilar Al 6022 and Al 7075 alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 278, n. October 2019, p. 116460, 2020.

[280] LI, J. FENG et al. Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy with various aging treatments. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 18, n. 4, p. 755–762, 2008.

[281] **AWS A5.10/A5.10M**. 12. ed. Miami: American Welding Society, Inc. (AWS), 2021.

[282] CONIGLIO, N. et al. Phase formation in 6060/4043 aluminum weld solidification. **Materials Science and Engineering A**, v. 517, n. 1–2, p. 321–327, 2009.

[283] MVOLA, B.; KAH, P. **Effects of shielding gas control: welded joint properties in GMAW process optimization**. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**Springer London, , 1 fev. 2017.

[284] ZHU, C. et al. Molten pool behaviors and their influences on welding defects in narrow gap GMAW of 5083 Al-alloy. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 126, p. 1206–1221, 2018.

[285] SHOUZHENG, W. et al. Microstructure and joining mechanism of Ti/Al dissimilar joint by pulsed gas metal arc welding. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 70, n. 5–8, p. 1137–1142, 2014.

[286] HU, B.; RICHARDSON, I. M. Hybrid laser/gma welding aluminium alloy 7075. **Welding in the World**, v. 50, n. 7–8, p. 51–57, 2006.

[287] WEI, S. et al. Influence of welding heat input on microstructure of Ti/Al joint during pulsed gas metal arc welding. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 29, n. 8, p. 954–960, 2014.

[288] DJOUDI, W.; AISSANI-BENISSAD, F.; BOUROUINA-BACHA, S. Optimization of

copper cementation process by iron using central composite design experiments. **Chemical Engineering Journal**, v. 133, n. 1–3, p. 1–6, 2007.

[289] ALANAZI, K. et al. Central composite designs with three missing observations. **Applied Numerical Mathematics**, v. 208, p. 2–21, fev. 2025.

[290] ZHANG, B. et al. Research on the microstructure, mechanical and fatigue performance of 7075/6061 dissimilar aluminum alloy fusion welding joint treated by nanoparticle and post-weld heat treatment. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 311, p. 110550, nov. 2024.

[291] PU, J. et al. Analysis of microstructure and wear resistance of friction stir welded joints of 7075-T6 aluminum alloy. **Ferroelectrics**, v. 608, n. 1, p. 109–123, 19 maio 2023.

[292] KABA, L. et al. Dissimilar welding of aluminum alloys 2024 T3 and 7075 T6 by TIG process with double tungsten electrodes. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 118, n. 3–4, p. 937–948, 10 jan. 2022.

[293] MEHRI, A. et al. The effects of friction stir welding on microstructure and formability of 7075-T6 sheet. **Results in Engineering**, v. 18, p. 101041, jun. 2023.

[294] JAJU, S. B.; CHARKHA, P. G.; KALE, M. Gas metal arc welding process parameter optimization for AA7075 T6. **Journal of Physics: Conference Series**, v. 1913, n. 1, p. 012122, 1 maio 2021.

[295] SHUKLA, P. et al. The influence of GMAW correction parameters on stabilizing the deposition characteristics for wire arc additive manufacturing. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 90, p. 54–68, mar. 2023.

[296] THAKUR, S.; GOGA, G.; SINGH, A. Influence of Welding Parameter on Bead Geometry of Weld Metal in Submerged Arc Welding. **SSRN Electronic Journal**, 2020.

[297] AESH, M. A. OPTIMIZATION OF WELD BEAD DIMENSIONS IN GTAW OF ALUMINUM–MAGNESIUM ALLOY. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 16, n. 5, p. 725–736, 30 set. 2001.

[298] GARG, J. et al. The effects of flux particle size and column height on the bead geometry in submerged arc welding. **Sādhanā**, v. 47, n. 4, p. 199, 5 out. 2022.

[299] MOUSAVI, M. G. et al. Controlling weld metal dilution for optimised weld performance in aluminium. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 2, n. 6, p. 275–278, 1 dez. 1997.

[300] SINGH, I. J.; MURTAZA, Q.; KUMAR, P. Effect of Welding Speed on Metallurgical Characterization of CMT Welding of Dissimilar Aluminium Alloys of AA6061 and AA8011. **Silicon**, v. 16, n. 9, p. 3891–3903, 5 jun. 2024.

[301] KUMAR, R. et al. Welding of thin sheet of Al alloy (6082) by using Vario wire DC P-GMAW. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 42, n. 1–2, p. 102–117, 9 maio 2009.

[302] YE, Z. et al. Fabricate high-strength 7075 aluminum alloy joint through double pulse MIG welding process. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 125, p. 512–522, set. 2024.

[303] ZHOU, C.; LI, X.; HUA, G. Research on the Weldability and Service Performance of 7075 Aluminum Alloy Welding Wire Prepared by Spray Forming–Extrusion–Drawing. **Metals**, v. 14, n. 12, p. 1443, 17 dez. 2024.

[304] TOUMI, O. et al. Assessment of the Thermomechanical Behavior and Microstructure of AA 7075-T6 Aluminum Alloy Lap Joints at Optimal Predicted FSW Process Parameters. **Metals**, v. 14, n. 8, p. 839, 23 jul. 2024.

[305] WANG, Z. et al. Microstructure evolution and deformation behavior of TIG welded 7075-T6 aluminum alloy followed by partial hot rolling. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 94, p. 524–538, maio 2023.

[306] QIN, Q. et al. Microstructures and mechanical properties of TIG welded Al-Mg2Si alloy joints. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 56, p. 941–949, ago. 2020.

[307] MOHARAMI, A. et al. Role of Mg 2 Si particles on mechanical, wear, and corrosion behaviors of friction stir welding of AA6061-T6 and Al-Mg 2 Si composite. **Journal of Composite Materials**, v. 54, n. 26, p. 4035–4057, 19 nov. 2020.

[308] BAGHDADI, A. H. et al. Effect of post-weld heat treatment on the mechanical behavior and dislocation density of friction stir welded Al6061. **Materials Science and Engineering: A**, v. 754, p. 728–734, abr. 2019.

[309] QIN, Q. D. et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welds on unmodified and P-modified Al-Mg 2 Si-Si alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 250, p. 320–329, dez. 2017.

[310] XU, D. et al. Microstructures and Tensile Fracture Behavior of 2219 Wrought Al–Cu Alloys with Different Impurity of Fe. **Metals**, v. 11, n. 1, p. 174, 19 jan. 2021.

[311] FENG, W. et al. Microstructural characterization of an Al–Cu–Mg alloy containing Fe and Ni. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 487, n. 1–2, p. 445–449, nov. 2009.

[312] ZHU, Y. et al. Micro- and nano-scale intermetallic phases in AA2070-T8 and their corrosion behavior. **Electrochimica Acta**, v. 319, p. 634–648, out. 2019.

[313] TAUB, A. I.; LUO, A. A. Advanced lightweight materials and manufacturing processes for automotive applications. **MRS Bulletin**, v. 40, n. 12, p. 1045–1053, 2015.

[314] FANG, C. et al. Crystal Chemistry and Physical Properties of A Quaternary Intermetallic Compound, θ-(Al0.8718Cu0.0256Si0.1026)13Fe4. **Metals**, v. 12, n. 12, p. 2112, 8 dez. 2022.

[315] FANG, C. et al. Crystal Chemistry and Electronic Properties of the Al-Rich Compounds, Al2Cu, ω-Al7Cu2Fe and θ-Al13Fe4 with Cu Solution. **Metals**, v. 12, n. 2, p. 329, 13 fev. 2022.

[316] ZHANG, P.-X. et al. Effect of T6 Heat Treatment on Microstructure and Hardness of Nanosized Al2O3 Reinforced 7075 Aluminum Matrix Composites. **Metals**, v. 9, n. 1, p. 44, 5 jan. 2019.

[317] PIRJAMADI, A. et al. Liquation-induced loss of ductility in AA7075 aluminium alloy fusion welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 28, n. 6, p. 488–494, 1 ago. 2023.

[318] LI, N. et al. Crack initiation mechanism of laser powder bed fusion additive manufactured Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Materials Characterization**, v. 195, p. 112415, jan. 2023.

[319] ALKHABBAT, M. et al. Effect of Laser Welding Parameters with Different Fillers on Solidification Cracking and Mechanical Properties of AA7075. **Metals**, v. 13, n. 10, p. 1704, 7 out. 2023.

[320] LI, K. et al. Characterization and evaluation of stable localized corrosion in a 7075-T6 aluminum alloy FSW joint before and after anodizing treatment. **Materials Research Express**, v. 9, n. 11, p. 116518, 1 nov. 2022.

[321] XIAO, L. et al. Investigation of 7075 aluminum alloy TIG welding joint using 7075 aluminum alloy wire before and after heat treatment. **Materials Research Express**, v. 10, n. 4, 2023.

[322] CHEN, F. et al. Effect of different homogenization times on the mechanical properties of 7075 aluminum alloy. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 31, p. 2582–2592, jul. 2024.

[323] ZOU, X.; YAN, H.; CHEN, X. Evolution of second phases and mechanical properties of 7075 Al alloy processed by solution heat treatment. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 27, n. 10, p. 2146–2155, out. 2017.

[324] YANG, H. BIN et al. Effects of alloying elements on the amounts of MgZn 2 and S-Al 2 CuMg phase in 7075 aluminum alloy. **Journal of Micromechanics and Molecular Physics**, v. 05, n. 02, p. 2050003, 29 jun. 2020.

[325] YIN, H. et al. Effect of Zn/Mg ratio on the microstructure and mechanical properties of

as-cast Al–Zn–Mg–Cu alloys and the phase transformation during homogenization. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 26, p. 3646–3660, set. 2023.

[326] KABA, L. et al. **Dissimilar welding of aluminum alloys 2024 T3 and 7075 T6 by TIG process with double tungsten electrodes**. , 15 abr. 2021. Disponível em: <https://www.researchsquare.com/article/rs-408163/v1>

[327] CHAMBRIN, N. et al. Influence of Heat Treatments on Microstructure and Hardness of a High-Strength Al-Zn-Mg-Cu-Zr Alloy Processed by Laser Powder Bed Fusion. **Metals**, v. 13, n. 7, p. 1173, 24 jun. 2023.

[328] LI, S. et al. Microstructural and mechanical properties of wire-arc additively manufactured Al–Zn–Mg aluminum alloy: The comparison of as-deposited and heat-treated samples. **Vacuum**, v. 184, p. 109860, fev. 2021.

[329] VLACH, M. et al. Role of Small Addition of Sc and Zr in Clustering and Precipitation Phenomena Induced in AA7075. **Metals**, v. 11, n. 1, p. 8, 23 dez. 2020.

[330] HWANG, R. Y.; CHOU, C. P. The study on microstructural and mechanical properties of weld heat affected zone of 7075-T651 aluminum alloy. **Scripta Materialia**, v. 38, n. 2, p. 215–221, dez. 1997.

[331] ZHU, H. et al. Study on the Precipitation Behavior of Precipitates of 7075 Aluminum Alloy Friction Stir Welding Joint. **Materials Science Forum**, v. 1003, p. 37–46, jul. 2020.

[332] QIN, Y. et al. Enhancing strength performance of laser welded 7075 aluminum alloy joints with TiC nanoparticle-mixed filler powder. **Materials Science and Engineering: A**, v. 915, p. 147285, nov. 2024.

[333] WANG, Z. et al. Simultaneously increased strength and plasticity of TIG-welded 7075-T6 aluminum alloy joints via a novel post-weld composite treatment process. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 26, p. 542–555, set. 2023.

[334] SUI, C. et al. Effect of Ultrasonic Vibration on Grain Size and Precipitated Phase Distribution of 6061 Aluminum Alloy Welded Joint. **Crystals**, v. 12, n. 2, p. 240, 10 fev. 2022.

[335] HE, M. et al. Effects of ultrasonic vibration on residual stress distribution and local mechanical properties of AA6061/Ti6Al4V dissimilar joints by resistance spot welding. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 33, p. 1322–1333, nov. 2024.

[336] İPEKOĞLU, G.; ÇAM, G. Formation of weld defects in cold metal transfer arc welded 7075-T6 plates and its effect on joint performance. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 629, n. 1, p. 012007, 1 set. 2019.

[337] LIU, T. et al. Sinusoidal oscillating laser welding of 7075 aluminum alloy: Hydrodynamics, porosity formation and optimization. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 140, p. 346–358, set. 2019.

[338] VÖLKERS, S. et al. On the influence of in situ sound wave superposition on the microstructure of laser welded 7000 aluminum alloys. **Journal of Advanced Joining Processes**, v. 1, n. February, 2020.

[339] RANGASAMY, G. R. et al. Optimal Tungsten Inert Gas Welding Parameters of Dissimilar Aluminum Alloys Al 7075 and Al 6061 Using Ultrasonic Vibration and Nanocomposite Filler (Al 5356/ZrB2) to Alleviate Hot Cracking Phenomenon. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 147, n. 2, 1 abr. 2025.

[340] DA SILVA, E. P.; CASTRO, C. A. C.; CORREA, E. O. Joining of Ti6Al4V/Al7075-T6 alloys without forming an intermediate layer by the GMAW process. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 136, n. 11–12, p. 5083–5102, 7 fev. 2025.

[341] ZHANG, Z.; YU, J.; HE, D. Effects of contact body temperature and holding time on the microstructure and mechanical properties of 7075 aluminum alloy in contact solid solution treatment. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 823, p. 153919, maio 2020.

[342] WANG, Y. et al. Wire arc additive manufacturing of 7075/5356 aluminum alloy laminated composite: Microstructure, mechanical properties and fracture mechanism. **Welding in the World**, 25 mar. 2025.

[343] WANG, Z. et al. Microstructure evolution and deformation behavior of TIG welded 7075-T6 aluminum alloy followed by partial hot rolling. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 94, n. April, p. 524–538, 2023.

[344] ZHOU, J. LIANG et al. Microstructure and mechanical properties of heat affected zone in multi-pass GMA welded Al–Zn–Mg–Cu alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 29, n. 11, p. 2273–2280, 2019.

[345] TAMASGAVABARI, R.; EBRAHIMI, A. R.; M., S. The influence of the applied mechanical vibration during welding on the residual stress and the fatigue crack growth rate of AA-5083 aluminum alloy. **Metallic Materials**, v. 58, n. 04, p. 233–245, 2020.