



INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

**Caracterização microestrutural e mecânica da liga de alumínio
AA8011 comercial soldada pelos processos TIG e LASER visando o
estudo dos mecanismos envolvidos**

CRISTIANO CARDOSO

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Waldemar Alfredo
Monteiro**

**São Paulo
2021**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

**Caracterização microestrutural e mecânica da liga de alumínio
AA8011 comercial soldada pelos processos TIG e LASER visando o
estudo dos mecanismos envolvidos**

Versão Corrigida

Versão Original disponível no IPEN

CRISTIANO CARDOSO

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Waldemar Alfredo
Monteiro**

**São Paulo
2021**

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

CARDOSO, C. Caracterização microestrutural e mecânica da liga de alumínio AA8011 comercial soldada pelos processos TIG e LASER visando o estudo dos mecanismos envolvidos. 2021. 150 p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN/SP, São Paulo. Disponível em: <www.teses.usp.br> (data de consulta no formato: dd/mm/aaa)

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema de geração automática da Biblioteca IPEN com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

Cardoso, Cristiano

Caracterização microestrutural e mecânica da liga de alumínio AA8011 comercial soldada pelos processos TIG e LASER visando o estudo dos mecanismos envolvidos / Cristiano Cardoso; orientador Waldemar Alfredo Monteiro. -- São Paulo, 2021.

150 f.

Tese (Doutorado) - Programa de Pós-Graduação em Tecnologia Nuclear (Materiais) -- Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2021.

1. soldagem. 2. LASER. 3. TIG. 4. AA8011. 5. tomografia. I. Alfredo Monteiro, Waldemar, orient. II. Título.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha família: à minha esposa Claudia e aos meus filhos Giovanna, Lucas e Matheus obrigado pelo amor, carinho e compreensão.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a DEUS que é autor e fonte de toda a vida e sabedoria.

Ao Prof. Dr. Waldemar Alfredo Monteiro pela paciência, orientação e constante motivação na condução desse trabalho.

Ao Prof. Dr. Arnaldo Homobono Paes de Andrade (*in memoriam*) pela sua amizade, respeito e enorme contribuição a este trabalho.

Ao Departamento Regional SENAI-SP e ao IPEN que firmaram a parceria do programa de pós-graduação, sem o qual não seria possível o desenvolvimento deste trabalho.

À Denise Veiga da ABAL – Associação Brasileira do Alumínio – que intercedeu para a doação das chapas de alumínio pela Empresa Fundaluminio Laminação de Metais Indústria e Comércio Ltda.

Ao Yoshitka Torata da Empresa Torata Indústria e Serviços de Cromagem Ltda. pela colaboração nos testes preliminares da soldagem laser.

Ao Prof. Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima do Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Laser e Óptica (DedALO) do Instituto de Estudos Avançados do Centro de Tecnologia da Aeronáutica (IEAv - CTA) pela troca de experiências e a soldagem das juntas LASER utilizadas neste estudo.

Ao Thiago Silveira do Laboratório de Soldagem da Faculdade SENAI de Tecnologia em Metalurgia pela habilidade técnica na soldagem das juntas TIG, além das boas e divertidas conversas.

Ao Miguel Borodiak, Alexandro Rafael de Andrade e Ednilson da Silva Oliveira da Companhia Brasileira de Alumínio – CBA – pela cordialidade e disponibilidade na condução das análises químicas e microscópicas.

Ao Dr. Aparecido Edison Morelli do Laboratório de Física do Instituto de Criminalística da Secretaria de Segurança Pública do Estado de São Paulo pela amizade e apoio nas análises por microscopia eletrônica de varredura.

Ao Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi do Grupo de Pesquisa em Soldagem e Junção do Departamento de Engenharia de Materiais e Metalurgia da Escola

Politécnica da USP, por disponibilizar a infraestrutura do Laboratório de Soldagem e Junção para a realização do mapa de microdureza das juntas soldadas. Aos técnicos Jefferson e Thiago, obrigado pela amizade e apoio.

À Dra. Isolda Costa por disponibilizar a infraestrutura do Laboratório de Pesquisa Eletroquímica e Revestimentos Protetores do CCTM/IPEN. Aos seus alunos de doutorado Aline e João, que também ajudaram com algumas análises de DSC, muito obrigado pelo suporte e pela amizade.

À Rosângela, à Giovanna e ao Fabiano do Instituto SENAI de Inovação em Materiais Avançados e Nanocompósitos pelo apoio e estrutura para realização dos ensaios de DSC e tração.

À Dra. Vânia A. Blasques da Central Analítica do Instituto de Química da USP, que se disponibilizou em realizar o ensaio de DMTA.

Ao amigo e irmão de orientador Igor, obrigado pelo apoio e ótimas discussões técnicas.

Aos amigos Luca e Marcelo IPEN CCTM, obrigado pela acolhida.

Aos amigos e apoiadores do SENAI Suíço-Brasileira, em especial ao coordenador e aos amigos do Instituto SENAI de Inovação em Manufatura Avançada e Microfabricação.

“Fé e Razão (*Fides et Ratio*) constituem como que as duas
asas pelas quais o espírito humana se eleva para a
contemplação da verdade.”

São João Paulo II

RESUMO

CARDOSO, C. **Caracterização microestrutural e mecânica da liga de alumínio AA8011 comercial soldada pelos processos TIG e LASER visando o estudo dos mecanismos envolvidos.** 2021. 150 p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN/SP, São Paulo.

Chapas de alumínio AA8011 comercial foram soldadas sem metal de adição pelos processos TIG e LASER Nd:YAG com o objetivo de avaliar a microestrutura e as propriedades mecânicas das juntas. Para caracterização química e microestrutural foram realizadas análises por espectrometria de emissão óptica (EEO), microscopia óptica com luz polarizada (MO), microscopia eletrônica de varredura com microanálise por espectroscopia de energia dispersiva, microscopia eletrônica de transmissão (MET-EDS), espectrometria de difração de raio-X e calorimetria exploratória diferencial. Para a avaliação de porosidade, foram realizadas análises de tomografia industrial e para a caracterização mecânica das juntas foram realizados o mapa de microdureza, o ensaio de tração e a análise térmica mecânico-dinâmica (atrito interno). Os resultados das análises químicas permitiram constatar que não houve evaporação dos elementos de liga e a razão Fe:Si na dos cordões teve leve aumento. A partir das análises por MO e mapa de dureza identificou-se a ZTA do cordão LASER. Apenas os cordões LASER apresentaram poros esféricos resultantes do colapso da cavidade formada pelo feixe LASER. Os cordões TIG apresentam grãos equiaxiais com a formação de um macrogrão e a ZTA com grãos lamelares. Enquanto zona fundida dos cordões LASER apresentou grãos equiaxiais e lamelares e a ZTA com refinamento de grãos. No cordão TIG predominam as fases estáveis θ -Al₁₃Fe₄ e β -Al₅FeSi e no cordão LASER a fase estável α -Al₈Fe₂Si e tendo sido identificados traços das fases metaestáveis Al₆Fe e Al₂FeSi. O desempenho à tração das juntas LASER foi similar ao das juntas TIG, pois o rompimento dos corpos de prova ocorreu na ZTA próxima ao metal base.

Palavras-chave: alumínio AA8011; soldagem; LASER; TIG; tomografia, atrito interno.

ABSTRACT

CARDOSO, C. **Microstructural and mechanical characterization of AA8011 commercial aluminum alloy welded by GTAW and LASER processes aiming at the study of the mechanisms.** 2021. 150 p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN/SP, São Paulo.

Commercial AA8011 aluminum sheets were welded without filler metal by GTAW and LBW to evaluate the microstructural and mechanical properties of joints. For chemical and microstructural characterization, analyzes were carried by optical emission spectrometry, optical microscopy with polarized light, scanning electron microscopy with microanalysis by energy dispersive spectroscopy, transmission electron microscopy, X-ray diffraction, and differential scanning calorimetry. Industrial X-ray tomography was conducted for porosity evaluation, and for the mechanical characterization of the welded joints, micro hardness map, tensile test, and dynamic-mechanical analysis (DMA) were performed. Chemical analysis showed that there was an increase Fe:Si ratio on the weld and no have evaporation of the alloy elements. Cross-section analysis and hardness map contribute to identify the thermal effect zone in LBW. Only LBW showed spherical pores these are from keyhole collapse. GTAW had a fused region with equiaxed grains and one macro grain, and HAZ with lamellar grains. While LBW fused region had equiaxed grains and lamellar grains, and HAZ with grain refinement. θ -Al₁₃Fe₄ and β -Al₅FeSi were the main stable phases in GTAW and α -Al₈Fe₂Si in LBW where also has found residual Al₆Fe and Al₂FeSi metastable phases. GTAW and LBW performance was the same in tensile test because the cracks occurred in HAZ near base metal

Keywords: AA8011 aluminum alloy, LBW; GTAW; computed tomography; dynamic-mechanical analysis.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Limite de solubilidade dos elementos da liga AA8011.	28
Tabela 2 - Composição química das ligas AA8011 e AA8011A. (% em massa)...	31
Tabela 3 - Propriedades das ligas AA8011 e AA8011A.	32
Tabela 4 - Especificações de porosidade em função da exigência de qualidade para juntas LASER.	45
Tabela 5 - Parâmetros empregados no processo de soldagem TIG.	52
Tabela 6 - Parâmetros empregados no processo de soldagem a LASER.	53
Tabela 7 - Parâmetros do escaneamento por tomografia computadorizada industrial.	55
Tabela 8 - Condições de obtenção dos mapas de microdureza.	59
Tabela 9 - Estimativa do aporte térmico calculado para os processos TIG e LASER.	64
Tabela 10 - Comparação dos parâmetros dos processos LASER.	81
Tabela 11 - Avaliação da porosidade da junta LASER por tomografia, utilizando as classificações de exigências de uso estabelecidas na norma ISO 13919-2.	83
Tabela 12 - Composição química do metal base e dos cordões TIG e LASER.	85
Tabela 13 - Razão Fe:Si no metal base e nos cordões.	87
Tabela 14 - Razão de aspecto determinada para os cordões.	89
Tabela 15 - Tamanho de grão das regiões dos cordões TIG e LASER (seção transversal).	94
Tabela 16 - Tamanho de grão da seção longitudinal do cordão LASER.	100
Tabela 17 - Temperatura médias dos picos de transformações térmicas identificados nas curvas de DSC do metal base e dos cordões TIG e LASER.	113
Tabela 18 - Identificação das fases indexadas para os padrões de difração de raio-X do metal base e dos cordões TIG e LASER.	117
Tabela 19 - Fases indexadas no padrão de difração de raio-X do metal base.	121
Tabela 20 - Fases indexadas no padrão de difração de raio-X da face do cordão TIG.	121
Tabela 21 - Fases indexadas no padrão de difração de raio-X da face do cordão LASER.	122

Tabela 22 - Dureza média das regiões do metal base (MB), da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) dos cordões TIG e LASER.....	123
Tabela 23 - Parâmetros obtidos a partir das curvas de tensão-deformação.	130
Tabela 24 - Atrito interno e temperatura das variações observadas as regiões P1 e P2 da Figura 75	139

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Parte do diagrama Al-Fe de fases em equilíbrio.	24
Figura 2 - Seção do diagrama Al-Fe-Si rica em alumínio e projetada na temperatura liquidus.	26
Figura 3 - Regiões de uma junta soldada por fusão.	35
Figura 4 - Esquema das regiões afetadas pela temperatura de um cordão de alumínio soldado pelo processo LASER por penetração.	43
Figura 5 - Fluxograma com as etapas de caracterizações e testes realizados neste estudo.	50
Figura 6 - Esquema de posicionamento das chapas submetidas à soldagem.	51
Figura 7 - Tomógrafo industrial utilizado na avaliação dos cordões de solda.	54
Figura 8 - Região de obtenção das limalhas. Zonas fundidas dos cordões (a) TIG e (b) LASER.	58
Figura 9 - Croqui dos corpos de prova de tração (mm).	60
Figura 10 - Representação esquemática da deformação angular resultante no de soldagem TIG.	61
Figura 11 - Registro fotográfico do cordão do cordão TIG. (a) lado superior/face, região esbranquiçada na interface cordão/metal base. (b) lado inferior/raiz, presença de poros.	62
Figura 12 - Registro fotográfico do cordão LASER. (a) Face. (b) Raiz. Ambos os lados do cordão LASER apresentam entalhe no metal base (mordedura).	63
Figura 13 - Imagens da face do cordão TIG (MEV – ERE). (a) Metal base. (b) Região esbranquiçada na interface cordão/metal base. (c) Zona fundida do cordão. (d) detalhe da região esbranquiçada com a indicação dos locais das análises de EDS.	66
Figura 14 - Ponto 1 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS)..	67
Figura 15 - Ponto 2 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS)..	68
Figura 16 - Ponto 3 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS)..	69
Figura 17 - Ponto 4 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS)..	70
Figura 18 - Ponto 5 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS)..	71
Figura 19 - Ponto 6 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS)..	72

Figura 20 - Ponto 7 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS)..	73
Figura 21 - Ponto 8 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS)..	74
Figura 22 - Imagem da superfície da região central da face do cordão TIG como soldado (MEV – ERE). (a) Microestrutura dendrítica. (b) Detalhe da região com precipitação de fases interdendríticas contendo ferro (indicações por setas).....	75
Figura 23 - Superfície superior (face) do cordão LASER (MEV – ERE). Não se observa-se a presença da região esbranquiçada na interface cordão/metal base.	76
Figura 24 - Superfície inferior (raiz) do cordão LASER. Nota-se regiões escuras (óxidos), as quais se formaram devido à proteção gasosa ineficiente.	77
Figura 25 - Interface entre a face do cordão LASER e o metal base (MEV/ERE).....	78
Figura 26 - Centro da face do cordão LASER (MEV/ERE).	78
Figura 27 - Interface entre a raiz do cordão LASER e o metal base (MEV/ERE).	79
Figura 28 - Centro raiz do cordão LASER (MEV/ERE).	79
Figura 29 - Nuvem de pontos 3D do cordão LASER obtida por tomografia industrial. Observa-se a presença de poros em toda extensão do cordão.....	80
Figura 30 - Projeções 2D obtidas por tomografia industrial do cordão LASER. Imagens a cada 0,1 mm de profundidade a partir da face do cordão (Z=0).....	82
Figura 31 - Projeção 2D das seções do cordão LASER nas quais foi analisada a porosidade por tomografia conforme a ISO 13919-2.	84
Figura 32 - Microestrutura granular do metal base com precipitados na forma de placas alongadas na direção de laminação e transversal à laminação. Microscopia óptica sem ataque químico.	88
Figura 33 - Microestrutura do metal base obtida por microscopia óptica com luz polarizada. Ataque eletrolítico. Aumento: 50X.	90
Figura 34 - Microestrutura do metal base obtida por microscopia óptica com luz polarizada. Ataque eletrolítico. Aumento: 200X.	91
Figura 35 - Macrografia da seção transversal do cordão TIG sem ataque químico (a). (b) Detalhe da interface ZTA/ZPF/ZF. ZF – zona fundida, ZPF – zona parcialmente fundida e ZTA – zona termicamente afetada.....	92
Figura 36 - Macrografia da seção transversal do cordão LASER sem ataque químico (a), onde a ZF possui a forma de taça e as setas indicam a presença de poros. (b) Detalhe da interface MB/ZF. MB – metal base e ZF – zona fundida.....	93
Figura 37 - Macrografia da seção transversal do cordão TIG obtida por microscopia óptica com luz polarizada (ataque eletrolítico). Presença de um macrogrão (A) e grãos equiaxiais (B) que se apresentam mais alongado (epitaxiais - C) com a proximidade com ZTA.	95

- Figura 38** - Macrografia da seção transversal do cordão LASER obtida por microscopia óptica com luz polarizada (ataque eletrolítico). Presença de grãos colunares horizontais próximo à raiz (A), inclinados próximo à face (B) e vertical na linha central por onde passou o feixe LASER (C), além de grãos equiaxiais na região central da face do cordão (D). As setas indicam a poros. 95
- Figura 39** - Macrografia da seção longitudinal do cordão TIG obtida por microscopia óptica com luz polarizada (ataque eletrolítico). (a) Seção ~0,5 mm da face. (b) Seção ~0,5 mm da raiz. Velocidade de soldagem: 0,22 m.min⁻¹. DL – direção da laminação. NL – seção normal à laminação. 97
- Figura 40** - Macrografia da seção longitudinal do cordão LASER obtida por microscopia óptica com luz polarizada (ataque eletrolítico) . (a) Seção ~0,5 mm da face e (b) Seção ~0,5 mm da raiz. Velocidade de soldagem: 3 m.min⁻¹. DL – direção da laminação. NL – seção normal à laminação. 99
- Figura 41** - Seção longitudinal do cordão LASER. Regiões onde foram determinados os tamanhos de grãos. (a) Face. (b) Raiz. 100
- Figura 42** - Micrografia da seção transversal do metal base, observa-se a presença da fase θ -Al₁₃Fe₄ na forma de placas. TL – transversal à laminação. MEV – ERE sem ataque. 101
- Figura 43** - Seção transversal do cordão TIG apresentando a interface ZTA/ZPF (MEV – ERE). Na ZTA tem-se precipitados de β -Al₅FeSi e na ZPF verifica-se a estrutura dendrítica grosseira com regiões com estrutura de escrita chinesa característica da fase α -Al₈Fe₂Si. ZTA – zona termicamente afetada. ZPF – zona parcialmente fundida. 102
- Figura 44** - Detalhe da região da fase α -Al₈Fe₂Si com estrutura de escrita chinesa na interface ZTA/ZPF (MEV – ERE). 102
- Figura 45** - Zona fundida do cordão TIG apresentando estrutura dendrítica homogênea e refinada. Seção transversal (MEV – ERE). 103
- Figura 46** - Interface entre o metal base (MB) e a zona fundida (ZF) do cordão LASER. Observa-se as fases θ -Al₁₃Fe₄ e β -Al₅FeSi na região de transição MB/ZF. Seção transversal (MEV–ERE). 104
- Figura 47** - Detalhe da região da zona fundida do cordão LASER com a presença de θ -Al₁₃Fe₄ remanescente do metal base. Seção transversal (MEV – ERE). 104
- Figura 48** - Microestrutura dendrítica grosseira da zona fundida do cordão LASER. Seção transversal (MEV – ERE). 105
- Figura 49** - Região do metal base onde se apresenta as junções de grãos de dimensões elevadas, discordâncias e segundas fases de tamanho reduzido. (a) Junção de três grãos. (b) Junção de dois grãos. Micrografia por MET (campo claro, 200 kV). 106
- Figura 50** - Zona parcialmente fundida do cordão TIG. Observa-se precipitados de segundas fases contendo ferro (regiões escuras) nos espaços interdendríticos da matriz α -Al (regiões claras). Micrografia por MET (campo claro, 200 kV). 107

Figura 51 - Região da ZF do cordão TIG. Em detalhe, fases formadas nos espaçamentos interderdríticos da matriz α -Al. Precipitados contendo ferro. Micrografia por MET (campo claro, 200 kV).....	107
Figura 52 - Precipitado com arranjo de escrita chinesa na zona fundida do cordão TIG. (a) Visão geral da morfologia de escrita chinesa. (b) Detalhe do alinhamento paralelo dos precipitados. Micrografia por MET (campo claro, 200 kV).	108
Figura 53 - Precipitados de fases AlFeSi com geometria circular na zona fundida do cordão TIG (indicações por setas). Micrografia por MET (campo claro, 200 kV).	109
Figura 54 - Micrografia da zona fundida do cordão LASER juntamente com o mapa de distribuição dos elementos químicos. Observa-se a microestrutura dendrítica grosseira, onde há a presença de precipitados de ferro (cor verde) nos espaçamentos interdendríticos da matriz α -Al (cor vermelha).Micrografia e mapa de distribuição por MET/EDS (campo claro, 200 kV).	110
Figura 55 - Curva de DSC do metal base (limalha).....	112
Figura 56 - Curva de DSC da zona fundida do cordão TIG (limalha).	112
Figura 57 - Curva de DSC da zona fundida do cordão LASER (limalha).	113
Figura 58 - Curvas de DSC do metal base e dos cordões TIG e LASER (limalha).....	114
Figura 59 - Padrão de difração de raio-X do metal base.....	118
Figura 60 - Padrão de difração de raio-X da face do cordão TIG.....	119
Figura 61 - Padrão de difração de raio-X da face do cordão LASER.	120
Figura 62 - Mapa de dureza Vickers ($HV_{0,01}$) do cordão TIG, com a respectiva seção transversal analisada por microscopia óptica com luz polarizada. ZF – zona fundida, ZTA – zona termicamente afetada e MB – metal base.....	125
Figura 63 - Mapa de dureza Vickers ($HV_{0,01}$) do cordão LASER, com a respectiva seção transversal analisada por microscopia óptica com luz polarizada. ZF – zona fundida, ZTA – zona termicamente afetada e MB – metal base.....	126
Figura 64 - Curvas de tensão-deformação do metal base. (a) Corpos de prova da direção de laminação (DL) e (b) corpos de prova transversais ao sentido de laminação (TL).	127
Figura 65 - Curvas de tensão-deformação média do metal base nas direções da laminação (MB-DL) e transversal à laminação (MB-TL).	128
Figura 66 - Curvas de tensão-deformação de corpos de prova transversais aos cordões de solda (a) TIG e (b) LASER.	129
Figura 67 - Curvas de tensão-deformação média do metal base (MB-TL) e dos cordões TIG e LASER.....	129
Figura 68 - Superfície da fatura cordão TIG submetido ao ensaio de tração.	131
Figura 69 - Superfície de fatura do cordão LASER submetido ao ensaio de tração.....	131

Figura 70 - Atrito interno e módulos de armazenamento e de perda em função da temperatura para o metal base ($20^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ e 0,1 Hz). (a) triplicata e (b) curva média.....	133
Figura 71 - Atrito interno e módulos de armazenamento e de perda em função da temperatura para o cordão TIG ($20^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ e 0,1 Hz). (a) triplicata e (b) curva média.....	134
Figura 72 - Atrito interno e módulos de armazenamento e de perda em função da temperatura para o cordão LASER ($20^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ e 0,1 Hz). (a) triplicata e (b) curva média.....	135
Figura 73 - Módulo de armazenamento médio em função da temperatura ($20^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ e 0,1 Hz).	136
Figura 74 - Módulo de perda médio em função da temperatura ($20^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ e 0,1 Hz).....	137
Figura 75 - Atrito interno médio (Q^{-1}) em função da temperatura ($20^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ e 0,1 Hz).....	138

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
2	OBJETIVOS	20
2.1	Objetivo geral	20
2.2	Objetivos específicos.....	20
3	REVISÃO DA LITERATURA	21
3.1	Ligas AA8XXX.....	28
3.2	Soldagem do alumínio.....	32
3.2.1	Soldagem TIG	36
3.2.2	Soldagem a LASER.....	38
3.3	Tomografia industrial	43
3.4	Análise térmica dinâmico-mecânica (DTMA).....	45
4	MATERIAIS E MÉTODOS	50
4.1	Obtenção das juntas soldadas	50
4.1.1	Soldagem TIG	51
4.1.2	Soldagem a LASER.....	52
4.2	Avaliação das juntas soldadas	53
4.2.1	Avaliação visual.....	53
4.2.2	Avaliação das superfícies por microscopia eletrônica de varredura	54
4.2.3	Avaliação por tomografia computadorizada industrial	54
4.3	Composição química	55
4.4	Análise microestrutural	55
4.4.1	Por microscopia óptica	56
4.4.2	Por microscopia eletrônica de varredura	56
4.4.3	Por microscopia eletrônica de transmissão	56
4.4.4	Calorimetria diferencial de varredura.....	57
4.4.5	Difratometria de raio-X.....	57
4.5	Avaliações mecânicas	59
4.5.1	Microdureza.....	59
4.5.2	Tração	59
4.5.3	Análise térmica dinâmico-mecânica	60

5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	61
5.1	Avaliação dos cordões de solda	61
5.1.1	Avaliação visual	61
5.1.2	Avaliação das superfícies por microscopia eletrônica de varredura	65
5.1.3	Tomografia computadorizada industrial	80
5.2	Composição química	85
5.3	Análise microestrutural	87
5.3.1	Microscopia óptica	87
5.3.2	Microscopia eletrônica de varredura	101
5.3.3	Microscopia eletrônica de transmissão	105
5.3.4	Calorimetria diferencial de varredura	111
5.3.5	Difratometria de raio-X	117
5.3.6	Microdureza	123
5.3.7	Tração	127
5.3.8	Análise térmica dinâmico-mecânica	132
6	CONCLUSÕES	140
7	REFERÊNCIAS	142

1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos a demanda pela utilização de materiais mais leves em segmentos industriais como o aeroespacial e automobilístico tem crescido consideravelmente, devido à busca de redução de custos de fabricação e de consumo de energia (CASALINO, MORTELLO e PEYRE, 2016, FAYOMI, 2020).

Neste sentido, o alumínio que é o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre e o segundo elemento mais empregado em ligas metálicas desponta como um dos materiais mais versáteis e predominantes na indústria atual (RAHIMI, *et al.*, 2015).

O alumínio e suas ligas encontram aplicações diversificadas em vários segmentos industriais, tais como o naval, aeronáutico, automobilístico, elétrico, químico, construção civil, petróleo e gás, máquinas e equipamentos, bens de consumo e embalagens (NOOR, *et al.*, 2011; UTOMBO e DU TOIT, 2011) por conciliar propriedades mecânicas e resistência à corrosão. No entanto, a quantidade do alumínio utilizada na indústria brasileira ainda é pequena quando comparada a países como os E.U.A. (OTOMAR, 2010; ABAL, 2021b).

A utilização de novas ligas de alumínio é limitada pelo conservadorismo de alguns segmentos industriais em razão do conhecimento limitado das propriedades e dos processos de fabricação. Os novos desenvolvimentos e aplicações estão restritos às séries de ligas bem conhecidas e que já não apresentam grandes desenvolvimentos (VOJTÈCH, 2010). Portanto, o conhecimento da microestrutura e das propriedades mecânicas de ligas da série AA8XXX é de grande importância para o desenvolvimento de novas aplicações e o estudo de ligas comerciais tem auxiliado na expansão das aplicações (LENTZ; LAPTYEVA; ENGLER, 2016).

As ligas de alumínio da série AA8XXX nos últimos anos tiveram grande desenvolvimento, sendo utilizadas na construção civil, na indústria automobilística, na indústria de alimentos e em produtos laminados devido suas propriedades relacionadas à condutividade térmica e elétrica, conformabilidade, resistência mecânica, resistência à corrosão, facilidade de ser obtida por reciclagem e por ser possível controlar a microestrutura por tratamentos térmicos e mecânicos (MALALA e SCIEZOR, 2014; YAKUBU *et al.*, 2016; LENTZ; LAPTYEVA; ENGLER, 2016).

Essas ligas têm mostrado grande potencial para substituição do cobre e outras ligas de alumínio das linhas de transmissão elétrica (PAN *et al.*, 2016).

A compreensão das características microestruturais leva ao entendimento do desempenho mecânico das ligas AA8XXX, neste contexto as fases ricas em ferro diminuem a plasticidade do alumínio, podendo ser iniciadoras de trincas e poros. Porém, algumas fases secundárias contendo ferro resultam no refino de grão e melhoram as propriedades de alongamento. Enquanto o silício reduz a probabilidade de ocorrência de poros nos processos de laminação e reduz o tamanho médio dos grãos (ZHANG *et al.*, 2020).

O alumínio e suas ligas podem ser soldados por diversos processos tais como: MIG, eletrodo revestido, TIG, por fricção, por resistência e a LASER. Porém, a alta condutividade térmica do alumínio dificulta a soldagem a arco elétrico e a alta refletividade pode tornar ineficiente o aporte de calor da soldagem a LASER (ZHANG *et al.*, 2012). A soldagem é um dos processos de fabricação mais importantes para a expansão da utilização das ligas de alumínio. (ASM, 1993).

O interesse pela utilização da soldagem a LASER de ligas de alumínio tem crescido, especialmente na indústria aeroespacial devido ser um processo que apresenta baixa deformação plástica induzida pelo calor. No entanto, o processo de soldagem LASER de alumínio apresenta desafios relacionados principalmente quanto à formação de poros (ALFIERI; CAIAZZO; SERGI, 2015).

Estudar as ligas AA8011 soldadas desperta o interesse para verificar o efeito da taxa de resfriamento sobre a formação das fases ricas em ferro. Nos processos de soldagem, são atingidas temperaturas que ultrapassam o ponto de fusão do alumínio e o resfriamento, em especial na soldagem a LASER, possui taxas elevadas da ordem de $10^3 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ a $10^6 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ (MOREIRA, 2014; LIMA, 2016).

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Caracterização microestrutural e mecânica da liga de alumínio AA8011 comercial soldada pelos processos TIG e LASER.

2.2 Objetivos específicos

- Verificar o efeito do teor de ferro residual sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas da liga de alumínio AA8011 comercial soldada pelos processos TIG e LASER.
- Utilizar a tomografia para avaliação da porosidade das juntas soldadas.
- Identificar o efeito da taxa de resfriamento decorrente dos processos de soldagem TIG e LASER sobre a formação de fases ricas em ferro.
- Utilizar a análise térmica dinâmico-mecânica para a caracterização das propriedades da liga de alumínio, relacionando as fases resultantes dos processos de soldagem TIG e LASER.

3 REVISÃO DA LITERATURA

O alumínio é o terceiro elemento químico mais abundante na crosta terrestre e suas ligas formam o segundo grupo de materiais metálicos mais utilizado. Isso se deve às suas propriedades (ABAL, 2021a), tais como:

- a densidade específica de $2,70 \text{ g.cm}^{-3}$ que proporciona baixo peso relativo, resultando em economia no consumo de combustível em veículos;
- o ponto de fusão ser de aproximadamente 660°C , baixo quando comparado ao ponto de fusão das ligas ferrosas que é da ordem de 1.570°C ;
- a resistência mecânica poder ser melhorada com a adição de elementos de liga;
- a conformabilidade permitir a obtenção de folhas de alumínio com espessura da ordem de $6 \mu\text{m}$;
- a resistividade elétrica de $2,63 \times 10^{-6} \Omega.\text{cm}^{-3}$ e a condutividade elétrica de 62% IACS¹ associadas à baixa densidade específica e ao menor preço em relação ao cobre, tornam o alumínio uma alternativa como condutor de eletricidade;
- a condutibilidade térmica que permite boa transferência de calor tanto no aquecimento quanto no resfriamento;
- a não toxicidade que permite a utilização em utensílios domésticos;
- a refletividade acima de 80% que permite ampla utilização em luminárias;
- o não magnetismo que viabiliza a utilização em sistema de proteção em equipamentos eletrônicos;
- a não produção de faíscas, sendo empregado na estocagem de substâncias inflamáveis ou explosivas;
- a boa resistência à corrosão, pois quando exposto à atmosfera contendo oxigênio forma um filme de óxido de alumínio fino, uniforme, aderente e muito resistente à corrosão (MUTOMBO e DU TOIT, 2011).

A produção primária do alumínio a partir da redução eletrolítica do minério de bauxita consome grande quantidade de energia elétrica o que aumenta o custo

¹ IACS - *International Annealed Copper Standard* - unidade de condutividade elétrica relativa ao cobre eletrolítico.

do processo. Nesse sentido, a reciclagem ou produção secundária se torna uma alternativa sustentável do ponto de vista ambiental, social e econômico, reduzindo cerca de 90% o consumo energético quando comparado à produção primária e diminuindo em aproximadamente 95% o impacto ambiental relacionado ao extrativismo mineral da produção primária (FABRIZI *et al.*, 2015; BASAK; BABU, 2017). No entanto, a reciclagem do alumínio possui desafios tecnológicos do ponto de vista de obtenção de novas ligas, tais como o entendimento do efeito dos teores residuais de elementos como o ferro (LU *et al.*, 2017).

Mesmo em ligas obtidas pelo processo primário, o ferro é encontrado com teor entre 0,07% e 0,10%, sendo as principais fontes (TAYLOR, 2004; FABRIZI *et al.*, 2015):

- o contato do alumínio fundido com os ferramentais e as partes de aço dos fornos;
- a adição de elementos de liga de baixa pureza.

Nas ligas de alumínio obtidas por reciclagem, o teor residual de ferro é proveniente de sucatas. O teor de ferro nessas ligas pode chegar a 1% e o seu controle é um importante fator de controle de qualidade. Então, vários processos são utilizados para controlar e eliminar o ferro, tais como a precipitação, a diluição, a filtração, a centrifugação e os métodos eletromagnéticos de remoção (LU *et al.*, 2017).

Em alguns casos a presença de ferro, mesmo em teores residuais, pode ser benéfico à liga de alumínio. Por exemplo, teores de ferro entre 0,25% e 0,80% favorecem a desmoldagem de peças de alumínio fundidas sob pressão (TAYLOR, 2004; JI *et al.*, 2013; HU, 2013; LUMLEY, 2019). O teor de 0,10% de ferro em componentes de alumínio fundido melhora a resistência mecânica (TAYLOR *et al.*, 2000; FABRIZI *et al.*, 2015). Ligas Al-Cu-Ni com teores residuais de ferro têm as propriedades mecânicas de tração melhoradas em aplicações de alta temperatura (TAYLOR *et al.*, 2000). Em ligas de Al-Mg, o ferro favorece a laminação de chapas finas (YABUKU, 2014).

No entanto para a maioria das ligas de alumínio, o ferro afeta a usinabilidade e as propriedades mecânicas de dureza, ductilidade e resistência à tração (ALVAREZ-ANTOLIN, F. *et al.*, 2020). O teor residual ferro nas ligas de alumínio aumenta a viscosidade do alumínio fundido, aumentando a ocorrência de

porosidade durante a solidificação e acarretando a formação de fases intermetálicas que agem como concentradoras de tensões e iniciadoras de trincas, as quais reduzem a ductilidade e a resistência à tração da liga (TAYLOR *et al.*, 2000; FABRIZI *et al.*, 2015; BASAK; BABU, 2017). Por sua vez, o tipo, o tamanho e a quantidade das fases intermetálicas dependem do teor de ferro, do teor de outros elementos de liga e da taxa de resfriamento na solidificação (JI *et al.*, 2013; YAKUBU *et al.*, 2016, ALVAREZ-ANTOLIN, F. *et al.*, 2020).

Para a compreensão das fases intermetálicas Al-Fe, na Figura 1 está apresentado o diagrama de fases em equilíbrio Al-Fe para teores de ferro até 6%. Neste diagrama, são apresentadas apenas as fases consideradas estáveis que se formam em condições de resfriamento lento.

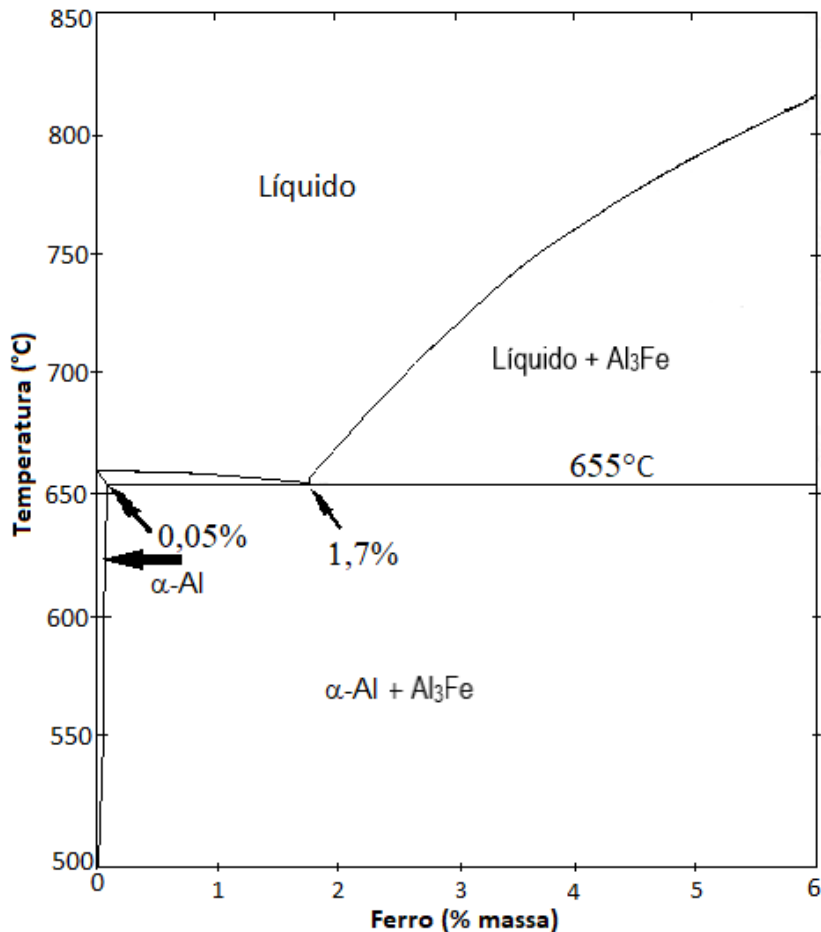
A partir do diagrama da Figura 1, nota-se que a solubilidade máxima do ferro na matriz α -Al é aproximadamente 0,05% à 655°C. Na região com teor de ferro acima de 0,05% e abaixo de 655°C, coexistem as fases α -Al e Al_3Fe ($Al_{13}Fe_4$) (MARKER *et al.*, 2011; ZAMANZADE; BARNOUSH; MOTZ, 2016). Portanto para as ligas de alumínio resfriadas lentamente, o teor de ferro excedente a 0,05% precipita-se como fase intermetálica monoclinica Al_3Fe ($Al_{13}Fe_4$) que possui a forma de agulhas ou placas (YAKUBU, 2014). Porém para altas taxas de resfriamento e em condições metaestáveis, a solubilidade do ferro na matriz α -Al é aumentada (GREMAUD; CARRARD; KURZ, 1990).

Para Goulart (2010) e Malakhov, Panahi Gallerneault (2010), nas ligas hipoeutéticas (teor de ferro abaixo de 1,7%), há a formação de fases estáveis e metaestáveis que dependem da velocidade de crescimento de grãos e da taxa de resfriamento, a saber:

- Al_3Fe ($Al_{13}Fe_4$), fase estável e principal fase a se solidificar nas condições de baixa taxa de resfriamento, ocorre em regiões interdendríticas em condições de velocidade de crescimento de grão inferior a $15 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ e taxa de resfriamento menor que $1^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$;
- Al_6Fe , fase metaestável, que precipita quando a velocidade de crescimento grão está entre $15 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ e $30 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ e a taxa de resfriamento entre $1^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ e $10^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$;
- Al_mFe ($4,0 \leq m \leq 4,4$); Al_9Fe_2 e Al_xFe ($5,0 \leq x \leq 5,8$), fases intermetálicas metaestáveis presentes nas regiões interdendríticas que podem ocorrer em

condições específicas de composição e com taxa de resfriamento acima de $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

Figura 1 - Parte do diagrama Al-Fe de fases em equilíbrio.



FONTE: TAYLOR, 2012 (adaptado).

Durante a solidificação em alta taxa de resfriamento, pode ocorrer a precipitação de fases metaestáveis de diferentes arranjos microestruturais que possuem menor energia de nucleação e maior taxa de crescimento que as fases estáveis. Estudos com ligas Al-9%Fe mostram que a alta taxa de resfriamento favorece a formação do eutético metaestável Al_6Fe e que elevadas taxas de resfriamento, como aquelas obtidas em processos de refusão e soldagem a LASER, resultam em uma solução sólida alumínio-ferro com pequeno espaçamento interdendrítico (GREMAUD; CARRARD; KURZ, 1990).

Na presença de ferro mesmo em tores residuais, outros elementos de liga ou residuais podem formar compostos intermetálicos ternários ou quaternários. Por exemplo, as fases $\alpha\text{-AlFeSi}$ ($\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$) e $\beta\text{-AlFeSi}$ (Al_5FeSi) predominantes nas ligas

que contêm silício e a fase $\pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ quando também se faz presente o magnésio (APELIAN, 2009 *apud* ZHANG *et al.*, 2012). Em ligas onde estão presentes o silício e o manganês, precipita a fase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ que ocorre com maior probabilidade que a fase $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ (TAYLOR, 2012).

Considerando os efeitos dos elementos residuais, estudos mostram que para melhorar as propriedades das ligas de alumínio, tais como a resistência à tração, à fadiga e à corrosão, é necessário que a fase intermetálica $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ que possui morfologia de agulha seja transformada em compostos mais compactos, com formas de esferas, (BASAK; BABU, 2017), de agulhas ou de placas de menor dimensão (TAYLOR, 2012). A formação da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ é favorecida pelo resfriamento lento, enquanto altas taxas de resfriamento favorecem a formação da fase $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, pois a elevada taxa de resfriamento aumenta a concentração crítica para formação da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ (ALVAREZ-ANTOLIN, F. *et al.*, 2020). Na Figura 2 está apresentado o diagrama Al-Fe-Si projetado na temperatura *liquidus* para a região rica em alumínio. Nesse diagrama, além das fases estáveis $\alpha\text{-AlFeSi}$ e $\beta\text{-AlFeSi}$ também estão apresentadas as regiões de ocorrência das fases $\delta\text{-AlFeSi}$ (formada quando o teor de silício é maior que 14%) e $\gamma\text{-AlFeSi}$ (formada quando o teor de ferro é maior que 2% e o teor de silício é elevado). A fase $\alpha\text{-AlFeSi}$ pode ocorrer em dois arranjos espaciais, a fase cúbica metaestável $\alpha_c\text{-AlFeSi}$ e a fase hexagonal estável ($\alpha_h\text{-Al}_{7,1}\text{Fe}_2\text{Si}$) (GRIGER, STEFANIAY; 1996, BECKER *et al.*, 2019).

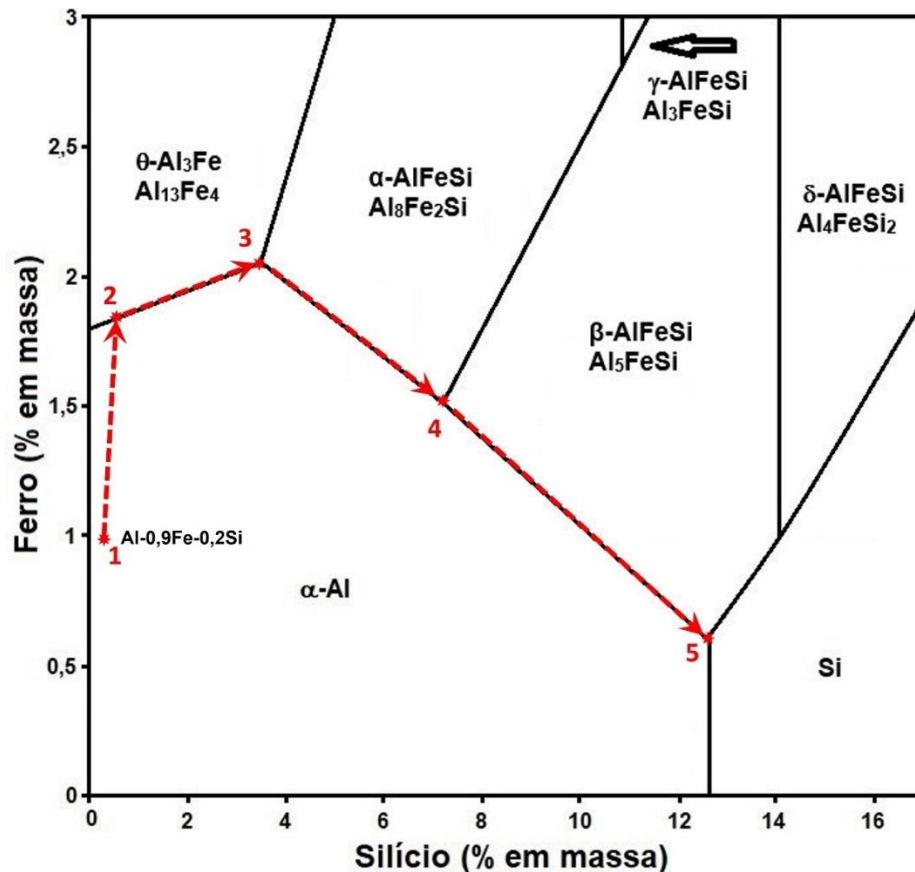
Na Figura 2 também é possível identificar as reações de formação das fases estáveis do sistema AlFeSi, as quais são apresentadas a seguir a partir da composição da liga utilizada neste estudo:

1. solidificação a partir da fase líquida da liga Al-0,9Fe-0,2Si ;
2. reação eutética: fase líquida $\leftrightarrow \alpha\text{-Al} + \theta\text{-Al}_3\text{Fe}$ (eutético);
3. reação peritética binária: fase líquida + $\theta\text{-Al}_3\text{Fe} \leftrightarrow \alpha\text{-Al} + \alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$;
4. reação peritética binária: fase líquida + $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si} \leftrightarrow \alpha\text{-Al} + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$;
5. reação eutética ternária: fase líquida $\leftrightarrow \alpha\text{-Al} + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi} + \text{Si}$.

No entanto é importante destacar que, a partir do modelo teórico proposto para a solidificação da liga Al-0,9Fe-0,2Si , foi considerada a condição ideal de solidificação que não é realizada industrialmente, principalmente nos processos de

soldagem do alumínio por fusão. Outro ponto importante é que devido aos baixos teores de ferro e de silício, e a competição pela formação das fases muitas vezes não são obtidas as fases estáveis, sendo formadas as fases metaestáveis de difícil identificação por ser instáveis e por solidificarem em penas frações.

Figura 2 - Seção do diagrama Al-Fe-Si rica em alumínio e projetada na temperatura liquidus.



FONTE: MIKOLAJCZAK; RATKE, 2015 (adaptado).

Para as ligas AlFeSi, a microestrutura resultante de um resfriamento lento é constituída pelas fases em equilíbrio θ -Al₃Fe, β -Al₅FeSi e Si. No entanto, para os processos de soldagem por fusão, onde o resfriamento é rápido, podem ocorrer as fases estáveis θ -Al₃Fe, α -Al₈Fe₂Si, β -Al₅FeSi, γ -Al₃FeSi₂ e δ -Al₄FeSi₂ e as fases metaestáveis τ_1 -Al₂Fe₂Si, τ_3 -Al₂FeSi e Al₆Fe. A formação das fases estáveis e metaestáveis no sistema com resfriamento rápido depende de fatores como a razão Fe:Si e a taxa de resfriamento/solidificação. Estudos sobre a formação de intermetálicos em ligas AlFeSi solidificadas em elevada taxa de resfriamento afirmam que a presença de silício inibe a formação do eutético θ -Al₃Fe e que a precipitação das fases δ -Al₄FeSi, τ_1 -Al₂Fe₂Si, τ_3 -Al₂FeSi não ocorre devido a

energia de formação destas fases não ser favorável em decorrência da diferença entre a composição química do precipitado e da fração remanescente líquida. Com base no estudo de MALAKHOV, PANAHI GALLERNEAULT (2010), as principais fases encontradas no sistema AlFeSi com alta taxa de resfriamento/solidificação são Al_6Fe , $\alpha-Al_8Fe_2Si$, $\beta-Al_5FeSi$ e $\gamma-Al_3FeSi_2$, além de Si finamente distribuído na matriz $\alpha-Al$.

Na presença de manganês, os efeitos prejudiciais do ferro são minimizados transformando a fase $\beta-Al_5FeSi$ em $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ dendrítica que possui morfologias de escrita chinesa, placas, poliédrica ou de estrela (*star-like*) (YAKUBU, 2014; ALVAREZ-ANTOLIN, F. *et al.*, 2020). Estudos mostram que ligas Al-Si com 0,9% de manganês têm as propriedades mecânicas de tração melhoradas por apresentar a fase $\beta-Al_5FeSi$ na forma de agulhas de menor dimensão e, para teores mais elevados de manganês, a fase predominante é a $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ (TAYLOR, 2012).

Em ligas Al-Cu, a presença de ferro leva à formação da fase $\omega-Al_7Cu_2Fe$ em forma de agulha, a qual prejudica as propriedades mecânicas de tração da liga. Porém, a elevada taxa de resfriamento diminuiu a formação dessa fase prejudicial $\omega-Al_7Cu_2Fe$. O resfriamento rápido das ligas de alumínio resulta na formação de fases ricas em ferro na forma de agulhas ou placas menores, diminuindo os efeitos prejudiciais desta fase (ZHANG *et al.*, 2012).

Em geral, a máxima solubilidade de elementos de liga no alumínio ocorre em temperatura eutética ou peritética. Quando os elementos de liga excedem o limite de solubilidade produzem constituintes microestruturais de segundas fases constituídas do elemento de liga puro ou de fases intermetálicas. Na Tabela 1 está apresentado o limite de solubilidade a partir da reação eutética do sistema binário entre o alumínio e os elementos da liga AA8011.

Tabela 1 - Limite de solubilidade dos elementos da liga AA8011.

Elemento	Temperatura (°C)	% em massa	
		Solução líquida	Solução sólida
Ferro (Fe)	655	1,87	0,05
Silício (Si)	580	12,6	1,65
Cobre (Cu)	550	33,1	5,67
Manganês (Mn)	660	1,95	1,82
Zinco (Zn)	380	95,0	82,8
Magnésio (Mg)	450	35,0	14,9
Cromo (Cr)	660*	0,41	0,77
Titânio (Ti)	664*	0,15	1,00

FONTE: ASM, 1993b (adaptado). (*) Reação peritética.

Estudos realizados em ligas de Al-6Si-2Fe, adicionando teores crescentes de cobre foi observada a redução do comprimento das agulhas da fase β -Al₅FeSi e a melhora das propriedades mecânicas de tração devido à formação da fase θ -Al₂Cu. A partir destes resultados, a incorporação de cobre tem sido uma alternativa à adição de manganês para a redução dos efeitos prejudiciais da fase β -Al₅FeSi (PEREIRA *et al.*, 2002; BASAK; BABU, 2017).

3.1 Ligas AA8XXX

Para contextualizar a série de ligas de alumínio AA8XX, a seguir são apresentadas as séries das ligas de alumínio, juntamente com algumas aplicações e características.

- **Série 1XXX (não ligada, mínimo de 99% Al):** ligas não trabalháveis termicamente, utilizadas em estruturas que necessitem de alta resistência à corrosão como os tanques e as tubulações das industriais petroquímicas, e em condutores de eletricidade. Possui excelente resistência à corrosão, elevada condutividade térmica e elétrica, elevada ductilidade e baixa resistência mecânica. Apresenta endurecimento moderado por deformação a frio, devido ao alto teor de pureza. Sua soldabilidade, brasabilidade, usinabilidade e conformabilidade são satisfatórias, apesar da baixa resistência mecânica.
- **Série 2XXX (Al-Cu):** ligas trabalháveis termicamente, são amplamente utilizadas em estruturas. As propriedades mecânicas podem ser melhores que

alguns aços baixo carbono. Possui boa usinabilidade, baixa soldabilidade e baixa resistência à corrosão comparada às demais ligas de alumínio. Por apresentarem baixa soldabilidade, as estruturas que utilizam estas ligas são exclusivamente rebitadas e são destinadas a aplicações aeroespaciais, tais como as ligas AA217 (duralumínio) e AA2024 (superduralumínio).

- **Série 3XXX (Al-Mn):** ligas não trabalháveis termicamente e possuem diversas aplicações como utensílios domésticos, trocadores de calor, placas de trânsito e latas de bebidas. Possuem moderada resistência mecânica quando submetidas à deformação mecânica sem prejuízo da resistência à corrosão.
- **Série 4XXX (Al-Si):** ligas não trabalháveis termicamente, sendo utilizadas principalmente como metais de adição nos processos de soldagem por fusão (arames, varetas e eletrodos), por apresentarem baixas temperaturas de fusão (excelente fluidez) e não apresentarem problemas de formação de trincas.
- **Série 5XXX (Al-Mg):** ligas não trabalháveis termicamente, encontram aplicações em navios, embarcações, tanques criogênicos, latas de bebidas e estruturas de automóveis. Possuem boa soldabilidade e apresentam excelente resistência à corrosão em atmosfera salina. As ligas AlMgMn apresentam a melhor resistência mecânica em comparação às demais ligas de alumínio.
- **Série 6XXX (Al-Si-Mg):** ligas trabalháveis termicamente, sendo utilizadas para fins arquitetônicos, quadros de bicicletas e estruturas soldadas. Possuem elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade e satisfatória usinabilidade. A combinação entre o magnésio e o silício produz o silicato de magnésio que confere à liga boas características para o tratamento térmico. No entanto, a liga pode sofrer perda de dureza na zona termicamente afetada resultante dos processos de soldagem por fusão.
- **Série 7XXX (Al-Zn):** ligas trabalháveis termicamente. Os elementos magnésio, cobre, cromo e zircônio apresentam-se como elementos de liga com menores teores. Essas ligas são utilizadas em aplicações estruturais na indústria aeronáutica (ultraduralumínio). As ligas AlZnMg possuem altíssima resistência mecânica. Porém, as propriedades de resistência à corrosão e soldabilidade são baixas.
- **Série 8XXX (ligado com Li, Fe, Si, Mn, Mg, Cu and Zn (MALALA e SCIEZOR, 2014) e outros elementos):** ligas que possuem como principais elementos de

liga o ferro, o silício, o cobre e o manganês, formando geralmente uma liga ternária como o Al-Fe-Si, por exemplo. Neste sistema, a quantidade de silício pode variar de 0,1% a 2% e a de ferro, de 0,1% a 8,9%. Possuem ótima conformabilidade e boa resistência mecânica. As ligas são normalmente utilizadas em produtos laminados, como chapas, lâminas e, principalmente, folhas ultrafinas. (LIMA, 2002).

Atualmente a indústria necessita de ligas de alumínio que apresentem propriedades e aplicações diferenciadas. Nos últimos anos, as ligas AA8XXX se tornaram uma alternativa às ligas AA1XXX e AA3XXX nas aplicações em engenharia elétrica e civil, na indústria de alimentos e para produtos laminados finos (*double zero aluminum foil*) (MALALA e SCIEZOR, 2014; LAN *et al.*, 2016; ZHANG *et al.*, 2020), devido a sua resistência à corrosão e estabilidade térmica (FAYOMI, 2020).

As ligas AA8XXX apresentam teor de ferro maior que as ligas AA1XXX, resultando em propriedades mecânicas melhores (LENTZ; LAPTYEVA; ENGLER, 2016). As ligas da série AA8XXX são tratáveis termicamente e endurecíveis por precipitação (envelhecimento), possuem boa condutividade térmica e elétrica, apresentam excelente conformabilidade e resistência mecânica, além de serem facilmente obtidas por reciclagem.

Os principais elementos de liga da série AA8XXX são ferro (Fe), silício (Si), manganês (Mn), magnésio (Mg), cobre (Cu), lítio (Li) e zinco (Zn) que permitem a obtenção de diversas ligas com propriedades interessantes. Por exemplo, estudos mostram que o aumento do teor de ferro aumenta o limite de resistência à tração (LAN *et al.*, 2016), o aumento do teor de ferro e silício podem aumentar a dureza das ligas AA8XXX, sem comprometer a conformabilidade (MALALA e SCIEZOR, 2014), e o silício refina o tamanho de grão da fase α -Al (ZHANG *et al.*, 2020).

A liga AA8011, também designada por UNS A98011, possui uma composição química original e outra alterada codificada como AA8011A (ASM 1990; AA, 2015), porém possuem composição química similar e neste estudo será sempre discutido considerando a liga AA8011. Na Tabela 2 estão apresentadas informações da origem e da composição química das ligas AA8011 e AA8011A e na Tabela 3 estão apresentadas algumas propriedades das ligas.

Na liga AA8011, o teor de ferro varia de 0,6% a 1,0% e a solubilidade do ferro em solução sólida é de 0,05% na matriz α -Al. Portanto, o ferro excedente precipita na forma das fases monoclinica estável Al_3Fe (ou $Al_{13}Fe_4$) e a fase ortorrômbica metaestável Al_6Fe (TONEJC, 1971). Porém, a partir de 0,5% a 0,9% de Si, há a formação da fase β - Al_5FeSi . Estudos mostram que o aumento do teor de Fe e Si pode aumentar a dureza das ligas AA8XXX, mas mantendo a conformabilidade (MALALA e SCIEZOR, 2014).

O baixo teor de elementos na liga AA8011 confere boa conformabilidade, permitindo o seu uso na produção de folhas finas, principalmente na indústria farmacêutica e de alimentos (LIMA, 2002; LENTZ; LAPTYEVA; ENGLER, 2016; ZHANG *et al.*, 2020).

Tabela 2 - Composição química das ligas AA8011 e AA8011A. (% em massa).

Designação	AA8011	AA8011A
Origem	1970-EUA	1979-Alemanha
Fe	0,6-1,0	0,5-1,0
Si	0,5-0,9	0,4-0,8
Cu máx.	0,1	0,1
Mn máx.	0,2	0,1
Zn máx.	0,1	0,1
Mg máx.	0,05	0,1
Cr máx.	0,05	0,1
Ti máx.	0,08	0,05
Total de outros elementos residuais	0,15	0,15

FONTE: ASM, 1990; AA, 2015.

Tabela 3 - Propriedades das ligas AA8011 e AA8011A.

Propriedade	AA8011	AA8011A
Densidade [g.cm ⁻³]	2,69	2,72
Temperatura de fusão [°C]	600-605	-
Coeficiente de expansão térmica [μm.(m.K) ⁻¹]	23,7	21,8
Capacidade térmica específica [J.(kg.K) ⁻¹]	-	890
Condutividade térmica [W.(m.K) ⁻¹]	138	-
Módulo de elasticidade [GPa]	70	71
Limite de escoamento [MPa]	-	36-160
Limite de Resistência à tração [MPa]	75-105	110-190
Alongamento de ruptura [%]	4	3-34
Dureza Brinell [HB]	60	-
Resistividade elétrica [μΩ.m]	0,0495	-

FONTE: GHETIYA, PATEL e KAVAR, 2015; MAKEITFROM, 2016.

3.2 Soldagem do alumínio

A soldagem é um dos processos de fabricação mais importantes para a expansão da utilização do alumínio em diversos setores industriais. A soldabilidade do alumínio e suas ligas está associada à facilidade de o metal produzir uniões com boa resistência mecânica (dureza e resistência à tração) e excelente resistência à corrosão (ASM, 1993).

Inicialmente, o alumínio foi considerado como um material de difícil soldagem pois se empregava procedimentos e técnicas desenvolvidas para a união de ligas ferrosas. Porém, atualmente existem vários métodos de soldagem que resultam em excelentes juntas, tais como (ASM, 1993; NOOR, *et al.*, 2011):

- processos de fusão a arco elétrico com proteção gasosa: GMAW – *gas metal arc welding* (MIG/MAG - metal inert gas e metal active gas, respectivamente) e GTAW - *gas-shielded tungsten arc welding* (TIG – *tungsten inert gas*);
- processos de fusão a arco elétrico com eletrodo revestido;
- processos por fusão por feixe LASER (LBW – *laser beam welding*);
- processos por fricção e mistura mecânica (FSW - *friction stir welding*).

Dentre estes, os processos MIG e TIG são os processos atualmente mais utilizados. O processo TIG é empregado na união de componentes com espessuras de até 6 mm e em passes de raiz para espessuras maiores. O processo MIG é

empregado para juntas com espessuras maiores devido à maior produtividade comparada aos outros processos de soldagem por fusão.

Segundo os autores Praveen e Yarlagadda (2005) *apud* Capelari (2006) e BUNAZIV *et al.* (2021) as ligas de alumínio apresentam características físico-químicas que influenciam consideravelmente nos processos de soldagem, por exemplo:

- **formação de óxido na superfície:** principal causador de uniões com baixa qualidade, pois na soldagem das ligas de alumínio por processos de fusão a formação do filme de óxido de alumínio (Al_2O_3) quando em atmosfera contendo oxigênio é muito rápida. O óxido de alumínio possui baixa condutividade elétrica, elevado ponto de fusão (2.038°C), elevada dureza e alta resistência à corrosão. Este óxido é poroso e retem umidade e sujidades que podem contaminar ou fragilizar o cordão de solda. Portanto, antes dos processos de soldagem, é imprescindível a remoção do óxido de alumínio para a obtenção de uma junta de qualidade. A remoção da camada do óxido pode ser realizada por ação mecânica (esmerilhamento ou escovamento), limpeza química (ataques ácidos ou alcalinos aquecidos) ou ataque catódico (alternância da polaridade da corrente elétrica durante o processo de soldagem (ALCAN, 1993). Na limpeza por alternância da polaridade utilizando corrente alternada, o óxido de alumínio é removido pela ação da ignição do arco elétrico toda vez que é modificada a polaridade entre o eletrodo tungstênio e a peça de alumínio a ser soldada. Nos processos de soldagem que utilizam corrente contínua, a junta de alumínio é colocada no polo positivo, auxiliando na remoção do óxido porém, resultando em menor penetração do cordão de solda (ASM, 1993);
- **solubilidade do hidrogênio:** a solubilidade do hidrogênio no alumínio no estado sólido é baixa. No entanto, no estado líquido a solubilidade do hidrogênio é quando o alumínio está fundido, a poça de fusão absorve hidrogênio, gerando bolhas que dificilmente são eliminadas durante o processo de solidificação;
- **condutividade térmica:** devido à alta dissipação de calor das ligas de alumínio, essas quando submetidas à soldagem por fusão necessitam de alto aporte de calor. Por exemplo considerando mesma massa, a energia para aquecer o alumínio é cinco vezes maior do que a energia necessária para aquecer o aço (ALCAN, 1993).

A soldagem a arco elétrico de ligas de alumínio, geralmente resultam em uma grande zona termicamente afetada (ZTA), a qual apresenta perdas de resistência mecânica devido à formação de segundas fases, recristalização ou crescimento de grãos. Além de apresentar porosidade, deformações e tendência à formação de trincas a quente (LEAL e LOUREIRO, 2004).

O processo de soldagem a LASER de ligas de alumínio é bastante atrativo à indústria, não somente devido à alta velocidade de produção e precisão dimensional, mas principalmente pelo alto aporte de calor localizado quando comparado aos processos de soldagem a arco elétrico TIG. A soldagem a LASER resulta em transformações metalúrgicas diferentes daquelas que ocorrem nos processos de fusão a arco elétrico, em menor ZTA e menor deformação (LEAL e LOUREIRO, 2004). Em decorrência do alto gradiente de temperatura entre a poça de fusão (líquida) e o metal base (sólido), há um super resfriamento com taxas da ordem de 10^3°C.s^{-1} e 10^6°C.s^{-1} (NAYAK, 2004; LIMA, 2016) e resolidificação com velocidades de 30 m.s^{-1} (MAJUMDAR, 2003), reduzindo a ocorrência da difusão dos elementos de liga.

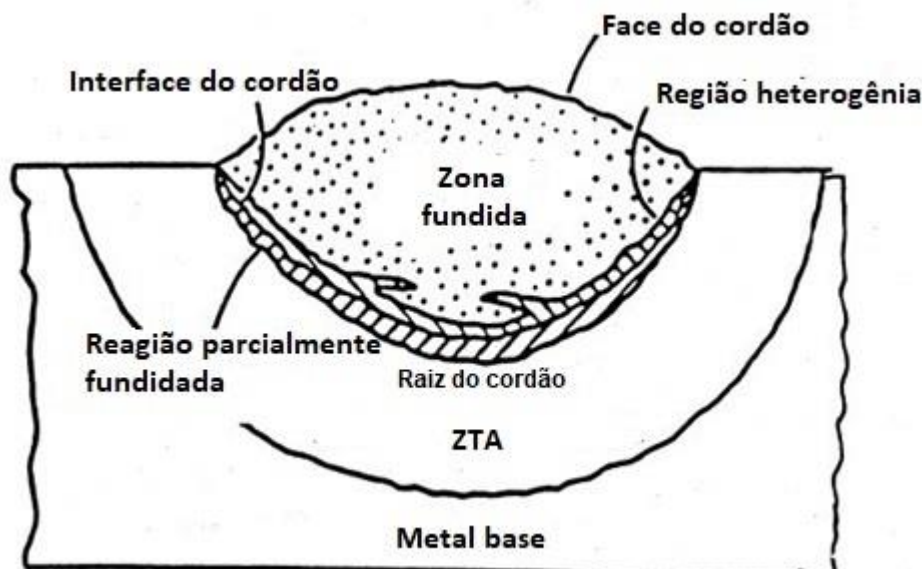
De modo geral, o efeito térmico (aquecimento/resfriamento) que ocorre durante o processo de soldagem por fusão afeta a microestrutura e a composição do cordão de solda e do metal base próximo. Consequentemente, a microestrutura da região soldada pode ser alterada devido à (ASM, 2006):

- microsegregação de constituintes da liga;
- precipitação de fases;
- presença de regiões não fundidas;
- recristalização e crescimento de grãos na ZTA;
- volatilização de elementos de liga na poça de fusão;
- contaminação durante a solidificação da poça de fusão.

Os processos de soldagem causam variações da composição e heterogeneidades microestruturais. Por esse motivo, a junta soldada pode apresentar até cinco regiões com diferentes microestruturas: zona de fusão, “região heterogênea” (*unmixed region*), região parcialmente fundida, zona termicamente afetada (ZTA) e metal base não afetado termicamente (ASM, 2006). Na Figura 3 estão apresentadas as cinco regiões de um cordão de solda. No entanto, a região

heterogênea não ocorre nos processos de soldagem sem metal de adição (soldagem autógena).

Figura 3 - Regiões de uma junta soldada por fusão.



FONTE: ASM, 2006 (adaptado).

Para os processos de soldagem sem metal de adição, a zona fundida é resultante da micro segregação durante a solidificação do metal base. A ZTA é a região da junta soldada que sofre o maior efeito térmico, o qual produz mudanças microestruturais de estado sólido e micro segregações. O metal base que não é afetado termicamente não sofre alterações microestruturais, porém pode apresentar altos valores de tensões residuais (ASM, 2006).

Autores afirmam que os cordões LASER apresentam zonas fundida (ZF), parcialmente fundida (ZPF) e termicamente afetada (ZTA). No entanto, a ZTA formada possui dimensões reduzidas devido à alta densidade de energia do feixe LASER e a rápida taxa de resfriamento. Enquanto a ZPF dificilmente é identificada (ZHAO; WHITE; DEBROY, 1999; FOTOVVATI *et al.*, 2018).

Segundo Branco, Fernandes e Castro (1986), as juntas de ligas de alumínio soldadas por fusão têm a resistência à tração comprometida devido às alterações microestruturais ocorridas na região entre o metal base e a ZTA. Messler (1999) explica que a ZTA apresenta diferenças microestruturais entre as ligas de alumínio endurecidas por tratamento térmico de solubilização/envelhecimento e aquelas endurecidas por trabalho mecânico (ABNT, 2010). Assim, nas ligas tratáveis

termicamente, a redução da resistência mecânica na ZTA é causada pelo recozimento parcial próximo ao cordão e o super envelhecimento em distância mais afastadas do cordão. Para as ligas encruáveis, o estado inicial de elevada resistência mecânica é substituído pela condição dúctil, típica do material recristalizado.

3.2.1 Soldagem TIG

O processo de soldagem TIG (*tungsten inert gas*) ou GTAW (*gas-shielded tungsten arc welding*) consiste na união de peças metálicas pelo aquecimento e fusão através de um arco elétrico estabelecido entre o eletrodo de tungstênio (não consumível) e as peças metálicas a serem unidas. Para a soldagem do alumínio, utiliza-se uma fonte de corrente alternada (TIG-CA) de alta frequência e uma tocha (refrigerada com ar ou com água) que contém o eletrodo de tungstênio e o suprimento do gás de proteção (NOOR, *et al.*, 2011). A soldagem TIG do alumínio pode ser realizada com ou sem metal de adição (MODENESI; MARQUES; QUEIROS, 2005; PEASURA; WATANAPA, 2012).

Os gases de proteção utilizados para evitar a oxidação do alumínio e do eletrodo de tungstênio são o argônio, o hélio ou uma mistura deles (KOU, 2002). Os gases de proteção influenciam na abertura do arco que depende da tocha e do equipamento disponível.

Dentre os principais parâmetros do processo de soldagem TIG, podem ser destacados:

- **a corrente elétrica aplicada:** é o parâmetro de maior influência sobre a penetração do cordão. Quanto maior a corrente, maior a fusão e a penetração. As correntes mais baixas, por outro lado, podem resultar em falta de fusão e baixa penetração, sendo recomendadas para a soldagem de espessuras finas;
- **a velocidade de avanço da tocha:** proporcional à corrente utilizada e, no processo manual, depende da habilidade do operador. Correntes mais altas requer maior velocidade de avanço e podem auxiliar na redução de distorções da junta;
- **a polaridade da corrente elétrica:** afeta a penetração e a distribuição do calor na região a ser soldada (ALCAN, 1993; BUNAZIV *et al.*, 2021):

- TIG-CCEP: corrente contínua com eletrodo positivo ou polaridade inversa (cerca de 30% do calor fica na poça de fusão), resultando em menor penetração (cordão raso e largo), remoção do óxido de alumínio ineficiente, sendo recomendado para chapas com pequena espessura;
- TIG-CCEN: corrente contínua com eletrodo negativo ou polaridade direta (cerca de 70% do calor na poça de fusão), resulta em maior poder de penetração do cordão, sendo a condição com corrente contínua que apresenta melhor remoção do óxido de alumínio da superfície;
- TIG-CA: corrente alternada o processo que concilia o bom poder de penetração e a boa remoção do óxido da superfície devido à alternância de polaridade durante a soldagem. No entanto, a limpeza química do óxido não pode ser negligenciada (NOOR, *et al.*, 2011);
- **o comprimento do arco elétrico:** a distância entre o eletrodo de tungstênio e a superfície a ser soldada deve ser a menor possível. No entanto, sem que haja a contaminação do eletrodo com o metal base. O comprimento inadequado pode resultar em maior dissipação de calor para a peça e permitir a oxidação pelo ar atmosférico;
- **o diâmetro do eletrodo de tungstênio (não consumível):** deve ser proporcional à corrente aplicada. Os maiores diâmetros de eletrodo suportam correntes elétricas maiores. Para correntes contínuas, utiliza-se eletrodos de tungstênio com óxido de tório, lantânio ou cério que formam um ângulo na ponta (quanto mais agudo, maior a penetração do cordão). Para correntes alternadas, utiliza-se eletrodos de tungstênio puro ou com óxido de zircônio, que durante o processo de soldagem formam uma ponta semiesférica;
- **o gás de proteção:** influencia na abertura e na estabilidade do arco elétrico, na geometria do cordão, na proteção da poça de fusão contra a formação de óxidos, na transferência de calor e na velocidade de soldagem;
- **a vazão de gás de proteção:** deve ser adequada, caso contrário resulta em descontinuidades e aumento do custo de soldagem. A vazão laminar depende do tipo de gás de proteção, da geometria do bocal, da distância entre o bocal da tocha e a peça, do tipo de junta, da intensidade de corrente, do comprimento do arco elétrico, do tipo de metal base, da velocidade de soldagem e da posição de soldagem.

3.2.2 Soldagem a LASER

O LASER foi uma das maiores inovações do século XX e tem se desenvolvido como uma tecnologia importante para vários segmentos industriais, pois apresenta inúmeras aplicações por ser uma fonte versátil de energia (MAJUMDAR e MANNA, 2011).

A soldagem a LASER tem encontrado várias aplicações na indústria aeronáutica (ALFIERIA, CAIAZZO e SERGI, 2015), automobilística, micro eletrônica, de refrigeração e em áreas da saúde como a soldagem de próteses odontológicas (BEZERRA, 1999). O LASER pode ser utilizado para soldagem de vários metais como os aços carbono, os aços ligados, aços galvanizados, níquel, cobre, bronze, alumínio, titânio e metais nobres como o ouro. O interesse pela utilização da soldagem a LASER de ligas de alumínio tem crescido devido ser um processo que apresenta baixa deformação plástica induzida pelo calor (ALFIERI; CAIAZZO; SERGI, 2015).

O LASER é uma fonte de luz monocromática, colimada e coerente a qual é produzida por emissão estimulada e que opera nos comprimentos de onda dos espectros infravermelho, visível ou ultravioleta. A soldagem a LASER (*laser beam welding* - LBW) é um processo de união de peças, metálicas e não metálicas, que utiliza a energia fornecida por um feixe de luz concentrado. Atualmente este processo se apresenta como uma das tecnologias avançadas de soldagem e de alta densidade de energia/calor (MAJUNDAR, MANNA, 2011).

As principais fonte de LASER utilizados em soldagem são:

- **fonte gasosa:** que utiliza uma mistura de gases como o hélio, nitrogênio ou dióxido de carbono. Este tipo de fonte utiliza baixa corrente e alta tensão elétrica como fonte de energia para excitar a mistura gasosa, operando de modo pulsado ou contínuo;
- **fonte de estado sólido (Nd:YAG e rubi):** opera com comprimento de onda da ordem de 1 μm , podendo ser pulsado ou contínuo. No modo pulsado, resulta em pontos de solda parecidos aos do processo de soldagem por resistência a ponto, porém com maior penetração. O pulso de energia e tempo deste tipo de fonte pode variar de 1-100 J e de 1-10 ms, respectivamente;
- **fonte de diodo:** fornece uma densidade de energia mais baixa que o LASER de fonte gasosa, mas apresenta maior eficiência térmica (30-50%) que as

fontes gasosas (3-10%) e fontes de estado sólido (1-4%). O LASER de diodo é compacto e fácil de integrar em sistemas robotizados (LEAL e LOUREIRO, 2004).

A soldagem a LASER resulta na fusão e solidificação do metal base devido ao calor fornecido pela aplicação precisa e concentrada de uma luz coerente de alta energia sobre a superfície do metal (10^4 W.cm^{-2} a 10^9 W.cm^{-2}). O processo de soldagem a LASER pode ser descrito de dois tipos (MAJUNDAR, MANNA, 2011; LIMA, 2008; ZOU *et al.*, 2015):

- **soldagem por condução:** a intensidade de energia (contínua ou pulsada) é menor que 10^6 W.cm^{-2} (SÁNCHEZ-AMAYA, *et al.*, 2009). Nesta condição, a energia é absorvida pela superfície e conduzida para o interior do metal, resultando em baixo poder de penetração que pode ser melhorado pelo controle da velocidade de avanço e da potência da soldagem (LIMA, 2008; MAJUNDAR, MANNA, 2011). Este tipo de soldagem a LASER é aplicado na soldagem de chapas com pequenas espessuras, resultando em juntas com baixa porosidade (MAXIMO, 2015);
- **soldagem por penetração:** a intensidade de energia é maior que 10^6 W.cm^{-2} (SÁNCHEZ-AMAYA, *et al.*, 2009). O feixe de LASER é focalizado para produzir elevada densidade de potência que pode vaporizar o metal, surgindo uma cavidade de vapor no interior do metal líquido (*keyhole*) que depende da densidade, da viscosidade e da pressão de vapor do metal. Neste tipo de soldagem a LASER, a penetração do cordão de solda é maior que na soldagem por indução, sendo recomendado para a soldagem de espessuras maiores e de metais como o alumínio que possuem alta condutividade térmica.

O processo de soldagem LASER por penetração, se assemelha a um absorvedor óptico, pois a radiação dentro da cavidade reflete inúmeras vezes nas paredes, aumentando a absorção da energia. A formação da cavidade depende da reflexibilidade de cada metal, sendo que no início do processo somente uma pequena parte da energia é convertida em calor. Para a soldagem do alumínio e suas ligas é necessária alta energia no início do processo e quando o alumínio se funde, sua capacidade de absorver a radiação incidente (absortividade) aumenta de 3% para 98% (LIMA, 2008). Portanto, o controle da intensidade do LASER

durante o processo de soldagem do alumínio é de extrema importância para a obtenção de cordões de qualidade (LIMA, 2008; MAJUNDAR, MANNA, 2011).

A blindagem do feixe LASER é outro fator importante. Durante o processo, o gás de proteção e o vapor do metal (pluma) podem se ionizar (plasma) e absorver o feixe antes de chegar ao metal base, causando irregularidades no cordão devido à variação de energia efetivamente utilizada na fusão do metal (CARVALHO, 2012).

Além da reflexibilidade, da absorvidade e da blindagem do feixe, outros fatores como a intensidade do feixe, a velocidade de avanço da soldagem, o tipo e o fluxo de gás de proteção, o bocal de distribuição do gás de proteção e a distância focal também são importantes para o processo de soldagem a LASER (LIMA, 2008; MAJUNDAR, MANNA, 2011).

A soldagem a LASER está sujeita à formação de trincas e poros, devido ao aprisionamento de gases durante a solidificação. Estes gases podem ser originários (MAXIMO, 2015):

- dos gases retidos no processo de fabricação do alumínio;
- dos gases atmosféricos devido à proteção gasosa ineficiente;
- dos gases gerados a partir de sujidades do metal base;
- da vaporização de elementos do metal base;
- do gás de proteção utilizado.

Na soldagem a LASER por penetração, a estabilidade da cavidade é fundamental para a redução da porosidade. Porém, as paredes do metal líquido podem desmoronar, envolvendo e aprisionando pequenos volumes de gás (WANG *et al.*, 2015). Geralmente, os poros devido à instabilidade das paredes da cavidade são observados próxima à raiz do cordão de solda (CARVALHO, 2012).

Dentre as principais vantagens do processo de soldagem a LASER, se destacam (BEZERRA, 1999; CARVALHO, 2012):

- a qualidade e a ausência de contaminações metálicas;
- a possibilidade de união de chapas com baixa espessura sem metal de adição, garantindo resistência à corrosão similar à do metal base;
- a reprodutibilidade e versatilidade que facilita a automação por robôs;
- a pequena distorção térmica devido ao alto aporte de calor localizado;

- a possibilidade de soldagem de geometrias complexas devido à deflexão do feixe por meio de fibras ópticas;
- a redução do tamanho da zona termicamente afetada;
- a otimização do processo devido à possibilidade de divisão do feixe, obtendo várias estações de trabalho;
- a elevada velocidade de soldagem;
- a possibilidade de soldagem de pequenas e grandes espessuras;
- a ausência de sopro magnético, pois a luz não é desviada por campo magnético como nos processos de soldagem a arco elétrico e feixe de elétrons.

Dentre as desvantagens do processo de soldagem a LASER, destacam-se (BEZERRA, 1999; CARVALHO, 2012):

- o elevado custo do investimento inicial e de manutenção em comparação aos processos de soldagem a arco elétrico. No entanto, os custos da soldagem a LASER são compensados pela alta produtividade e qualidade da solda;
- a dificuldade de soldagem de metais com alta reflexibilidade e alta condutividade térmica, por exemplo, o alumínio;
- a necessidade de posicionamento preciso das juntas, necessitando dispositivos para fixação;
- a baixa eficiência energética do LASER. As maiores eficiências são obtidas utilizando LASER de fibra (20% a 40%) ou laser de diodo direto (30% a 50%) (CASALINO, MORTELLO e PEYRE, 2016);
- a formação de trincas e poros;
- a utilização de equipamentos de proteção individual, pois a alta intensidade do LASER pode causar queimaduras e problemas de visão.

A soldagem a LASER de alumínio apresenta desafios, tais como (ALFIERIA, CAIAZZO e SERGI, 2015):

- a alta refletividade do alumínio reduz a potência útil do feixe. Para a fonte de Nd:YAG, por exemplo, a reflexão pode chegar a 90%;
- a alta condutividade térmica do alumínio ($120\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$) que é cerca de 6 vezes maior que a condutividade do aço;
- a alta fluidez do alumínio, devido ao ponto de fusão ser por volta de 660°C .

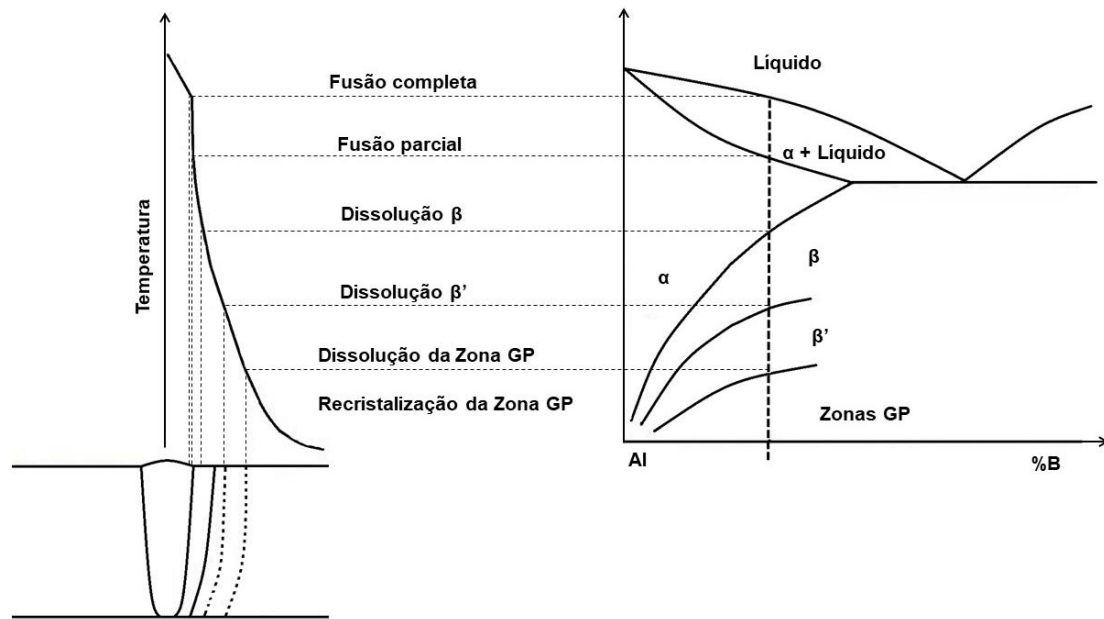
Na soldagem a LASER do alumínio podem ocorrer poros e vaporização de elementos de liga (ALFIERIA, CAIAZZO e SERGI, 2015; MAXIMO, 2015) que comprometem as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão da junta.

Segundo Ion (2005), as juntas das ligas de alumínio soldadas a LASER por penetração apresentam principalmente três regiões: a zona fundida, a zona parcialmente fundida (ZPF) e a zona afetada termicamente (ZTA), nas quais suas extensões dependem da composição química da liga e da temperatura atingida durante o processo de soldagem. Após soldado, o principal mecanismo de endurecimento é por solução sólida que confere baixa resistência mecânica e alta ductilidade.

Na zona fundida, o alumínio é fundido e solidificado rapidamente, formando grãos epitaxiais colunares adjacentes à ZTA e, em alguns casos, há também a formação de grãos equiaxiais na parte central da zona fundida. Na região parcialmente fundida, onde a temperatura atingida fica entre as temperaturas das curvas *liquidus* e *solidus*, há a fusão parcial e localizada, seguida da cristalização e precipitação de fases nos contornos de grãos, resultando em tensões que podem levar à formação de trincas. Na ZTA, devido ao ciclo térmico, ocorrem reações de estado sólido como a dissolução e recristalização (CAO *et al.*, 2003; ION, 2005).

Na Figura 4 está apresentado um esquema das regiões afetadas pela temperatura de um cordão de alumínio soldado pelo processo LASER por penetração, estas regiões estão relacionadas com as transformações térmicas de um diagrama binário de fases em equilíbrio. Nas regiões de alta temperatura predomina a dissolução de fases e nas regiões de baixas temperaturas a recristalização. As transformações ocorridas próximas à zona fundida adjacentes à zona parcialmente fundida podem comprometer as propriedades mecânicas, principalmente das ligas de alumínio endurecidas por precipitação devido à formação de trincas de solidificação (ION, 2005). Na ZTA, a temperatura máxima atingida é a do eutético e, portanto, não há fusão durante a soldagem, porém a região se torna dúctil (CAO *et al.*, 2003).

Figura 4 - Esquema das regiões afetadas pela temperatura de um cordão de alumínio soldado pelo processo LASER por penetração.



FONTE: Ion (2005), adaptado.

3.3 Tomografia industrial

A tomografia industrial possibilita a obtenção de informações internas e externas de peça metálicas ou não de forma não destrutiva a partir da energia do raio-X atenuada e transmitida que resulta numa série de imagens radiográficas bidimensionais (2D) obtidas em várias direções. A partir das radiografias 2D, um algoritmo de reconstrução organiza as imagens gerando um volume (nuvem 3D) que representa a peça escaneada. Digitalmente, a nuvem 3D pode ser seccionada em qualquer direção ou tornada transparente, facilitando o dimensionamento de parte internas e a avaliação de falhas e poros (WITHERS *et al.*, 2021).

O contraste das imagens 2D são dadas em escala de cinza, estando relacionado com a atenuação da energia do feixe de raio-X ao atravessar a amostra. A atenuação da energia é proporcional à espessura de material a ser transpassada e exponencialmente relacionada com as características físicas do material (coeficiente de atenuação - μ), sendo descrita pela Lei de Lambert-Beer apresentada na equação 1 (WITHERS *et al.*, 2021).

$$I = I_0 \cdot e^{-\mu x} \quad (\text{Eq. 1})$$

Onde:

- I é a intensidade de energia de raio-X atenuada, após transpassar a amostra;
- I_0 é a intensidade de energia do raio-X incidente na amostra;
- μ é o coeficiente de atenuação linear característico de cada material;
- x é a espessura da amostra transpassada pelo feixe de raio-X.

O sistema de tomografia industrial em geral é constituído por uma cabine blindada, onde internamente são colocados os seguintes componentes;

- uma fonte emissora constituída por um filamento de tungstênio encapsulado em vácuo que, por efeito termiônico, emite o feixe de raio-X;
- uma mesa coordenada e giratória para o posicionamento e a movimentação da amostra durante o escaneamento;
- um detector da energia de raio-X transmitida, o qual é constituído por cristais cintiladores de iodeto de cézio (CsI) ou oxissulfeto de gadolínio ($\text{Gd}_2\text{O}_2\text{S}$) acoplado em fotodiodos feitos em silício amorfo (NARDELLI, 2012).

As aplicações da tomografia industrial são diversivas (MASCHIO, 1997; DE CHIFFRE *et al.*, 2014), tais como a inspeção de montagem e medição tridimensional de peças e conjunto de peças (SILVA; BALDO, 2013), avaliação de sensores e componentes eletrônicos, avaliação de porosidade em peças fundidas e obtidas por manufatura aditiva (KIM *et al.*, 2021), avaliação de orientação de fibra em compósitos poliméricos reforçados, validação de moldes de injeção plástica por comparação da nuvem 3D com modelo matemático CAD.

Para a avaliação de juntas de alumínio soldada a LASER, a norma ISO 13919-2 estabelece critérios, recomendações de qualidade e limites de porosidade em juntas com espessura a partir de 0,5 mm (ISO, 2021). Na Tabela 4 estão apresentadas as especificações de porosidade para cada exigência de qualidade estabelecida na norma.

Tabela 4 - Especificações de porosidade em função da exigência de qualidade para juntas LASER.

Especificação de porosidade	Exigência de qualidade		
	Moderada D	Intermediária C	Rigorosa B
Maior poro individual (d).	$d \leq 0,6.s$ (1,2 mm)	$d \leq 0,5.s$ (1 mm)	$d \leq 0,4.s$ (0,8 mm)
Máxima porcentagem da área de poros em relação à área analisada (f). Projeções de área perpendicular ao eixo de soldagem.	$f \leq 15\%$	$f \leq 10\%$	$f \leq 5\%$
Porosidade combinada - mínima distância entre poros individuais (ΔL)	$\Delta L \leq 0,25.s$ (0,5 mm)	$\Delta L \leq 0,5.s$ (1 mm)	$\Delta L \leq 0,5.s$ (1 mm)
A porosidade combinada é permitida, desde que o comprimento de solda afetado (L_c) seja menor que	$L_c \leq 4.s$ (8 mm)	$L_c \leq 3.s$ (6 mm)	$L_c \leq 2.s$ (4 mm)

Onde:

- **s** é a penetração da solda. Neste estudo, a penetração da solda foi 2 mm.
- nas condições apresentadas, deve ser considerada a menor dimensão e distância para **d** e ΔL .
- para a determinação da área dos poros, deve ser considerado o plano perpendicular ao eixo de soldagem.
- para as juntas LASER deste estudo, os limites de **d**, ΔL e L_c estão apresentados entre parênteses.

FONTE: ISO, 2021. Adaptado.

3.4 Análise térmica dinâmico-mecânica (DTMA)

A análise dinâmico-mecânica² (*dynamic mechanical analysis* - DMA) é uma técnica muito utilizada na caracterização de polímeros e quando associada com a temperatura, que pode ser constante ou com taxas de aquecimento ou resfriamento, recebe o nome de análise térmica dinâmico-mecânica (*dynamic mechanical thermal analysis* - DMTA).

Dentre as propriedades poliméricas que se pode obter por esta técnica de análise destacam-se as propriedades físicas (coeficiente de expansão e módulo de Young), as transições físicas (temperaturas de fusão, recristalização e transição vítrea) e as propriedades químicas (entalpia e cinética de reações, energias de ligações cruzadas e vulcanização) (Mettler-Toledo, 2016).

² A análise dinâmico-mecânica pode ser encontrada na literatura em Inglês como *internal friction*, *loss factor*, *mechanical damping*, *dynamic-mechanical analysis* (DMA), espectroscopia de relaxação mecânica, Q^{-1} , $\tan \Delta$ e $\tan \delta$.

A DMTA também pode ser utilizada para a caracterização de materiais metálicos, contribuindo com outras técnicas de análise para a compreensão dos mecanismos de interação entre defeitos (punctiformes, discordâncias, contornos de macla e de grão) e a matriz metálica, além de fornecer informações de transição de fases e da presença de segundas fases (GRANDINI, *et al.*, 2008; MUCCILLO, 1993). Dependendo dos parâmetros de frequência e taxa de aquecimento, a DTMA de pode ser uma técnica de estudo da influência da microestrutura e da cinética de transformação de fases sobre as propriedades viscoelásticas dos metais (BLANTER *et al.*, 2007; ROJAS, 2011).

Em geral, o estudo da termoelasticidade de ligas metálicas deve levar em consideração o arranjo cristalino (CS, CCC, CFC ou HC) e o atrito interno é a dissipação de energia devido ao amortecimento da tensão oscilante em função do tempo e/ou temperatura. Em ligas metálicas submetidas à análise de DMTA, os defeitos pontuais causam um comportamento inelástico durante o processo de relaxação (reorientação induzida por tensão ou movimentação intersticial). Quando submetidas à ação de uma tensão externa estática ocorre uma mudança da configuração de equilíbrio dos defeitos pontuais e, quando a tensão externa é retirada, se reestabelece a condição de equilíbrio. No entanto, quando aplicada uma tensão externa oscilante de baixa frequência, ocorre uma diferença de fase entre as tensões aplicadas e a deformações sofridas pelo metal, resultando numa perda de energia por ciclo de oscilação (amortecimento, atrito interno, *damping*). (BLANTER *et al.*, 2007; MENARD, 1999; GRANDINI, *et al.*, 2008).

A DMA permite a obtenção de várias informações sobre os materiais. Porém, os resultados são complexos, razão pela qual muitas vezes a técnica não é empregada no estudo de ligas metálicas. Os espectros obtidos contêm informações microscópicas relacionada aos defeitos existentes nos metais e à microestrutura (BLAZEK; PALCEK, 2011).

Por exemplo, átomos de impurezas intersticiais alteram as propriedades mecânicas destes materiais. Estes elementos intersticiais localizam-se em regiões específicas do arranjo cristalino e na presença de uma tensão mecânica externa se redistribuem em diferentes regiões, causando perda da energia elástica e se difundem na matriz metálica por meio de saltos entre regiões energeticamente equivalentes (NOGUEIRA, 2003). Em metais com átomos de impurezas

intersticiais, são observados picos no espectro de atrito interno (Tan Delta). Cada tipo de átomo de soluto intersticial dá origem a um ponto de máximo no espectro da perda da energia elástica. Os princípios da natureza elástica desse fenômeno foram estabelecidos por Snoek (1941) que postulou que estes átomos se reorientam sob a ação de uma tensão externa aplicada (NOGUEIRA, 2003).

Em ligas com baixa concentração de elementos intersticiais, o pico de Snoek (em estruturas CCC) pode ser descrito pelas equações de Debye, onde a largura à meia altura do pico de Snoek descreve a reorientação termicamente ativada de átomos isolados do soluto. Quando há agrupamentos de dois ou mais átomos intersticiais estes interagem entre si, causando o alargamento da estrutura de relaxação que é representado pela superposição de picos (NOGUEIRA, 2003). Embora as ligas metálicas não apresentem comportamento viscoelástico em baixas temperaturas, a DMA pode contribuir para o entendimento das propriedades mecânicas em altas temperaturas, especialmente quando as ligas metálicas forem submetidas a esforços dinâmicos.

Pesquisas para caracterização das propriedades mecânicas de novos materiais não têm levado em consideração o comportamento viscoelástico dos metais, consequência do atrito interno. O conhecimento do atrito interno é importante para os materiais estruturais, que são geralmente soldados, e para os estudos de aplicações de metais submetidos a cargas cíclicas. A análise dinâmico-mecânica é sensível às transformações de fase, por isso pode ser usada para reunir informações sobre a formação e dissolução precipitados (ROJAS, 2011). A análise dinâmico-mecânica pode auxiliar nos estudos de estabilidade térmica, de comportamento de recristalização e de resistência à fluência de ligas metálicas de alumínio, magnésio, titânio, ferro e cobre, tendo a vantagem de ser um ensaio de alta repetibilidade e reprodutibilidade (WANG *et al.*, 2021).

Na literatura são encontrados trabalhos que utilizaram a análise dinâmico-mecânica no estudo de ligas metálicas. Dentre os trabalhos, tem-se os estudos de caracterização mecânica de ligas AlSi10Mg obtidas por fusão seletiva a laser (SANTOS, 2014), de soldagem a ponto entre chapas de alumínio AA6063 e aço inoxidável AISI304 (RAZAK, 2017), de espumas de alumínio A356 reforçadas com carvão de silício (COX, 2014), de caracterização microestrutural e viscoelástica de ligas AlZnMg e AlCuMg (ROJAS, 2011), de estampagem a quente de aços 22MnB5

(CASTRO, 2017), de ligas de alumínio de elevada resistência mecânica e condutividade elétrica (WANG *et al.*, 2021), do comportamento das transformações martensíticas induzidas por deformação em aços inoxidáveis ABNT 304 (SIMÕES, CASTRO e ANDRADE, 2010), de desempenho de ligas Sn-Ag-Cu e Sn-Pb utilizadas na soldagem por brasagem (CHANG e WU, 2010), no estudo comparativo das propriedades mecânicas de NiTi com memória de forma (SILVA *et al.*, 2011), no estudo de componente estrutural de aço AISI H13 obtido por manufatura aditiva (CANNELLA *et al.*, 2018) e na comparação de ligas Fe-Al como fundida e austêmpera (ADEBAYO; OYETUNJI; ALANEME, 2021).

A análise térmica dinâmico-mecânica poder ser realizada por três métodos considerando a intensidade de frequência da carga cíclica aplicada (MUCCILLO, 1993):

- método do pêndulo de torção: baixa frequência (Hz);
- método da barra ressonante: média frequência (10^3 Hz);
- método do pulso ultrassônico: altas frequências (10^6 Hz).

Considerando os dispositivos de fixação dos corpos de prova retangulares e o modo de aplicação das cargas, a análise dinâmico-mecânica possui os modos de dobramento com três pontos de apoio (*3-point bending*), engastado em dois (*dual cantilever*), engastamento num único apoio (*single cantilever*), torção, tração e compressão (Mettler-Toledo, 2016).

Na análise dinâmico-mecânica o corpo de prova é submetido a condições controladas de tensões cíclicas senoidais de pequena magnitude e a deformação sofrida é relacionada à rigidez do material. Durante o ensaio, a amplitude da deformação sofrida é registrada, medindo-se o pico de deformação e o ângulo de defasagem entre os picos de deformação devido à tensão cíclica, os quais permitem a determinação do módulo de armazenamento de energia (E'), do módulo de perda de energia (E'') e do fator amortecimento do material (atrito interno – $\tan \delta$), sendo o fator de amortecimento dado pela razão entre o módulo de armazenamento e o módulo de perda (E''/E'). O atrito interno (Q^{-1}) é dado pela equação 2 seguir:

$$Q^{-1} \cdot \pi = \delta = \ln(A_n/A_{n+1}) \quad (\text{Eq. 2})$$

Onde:

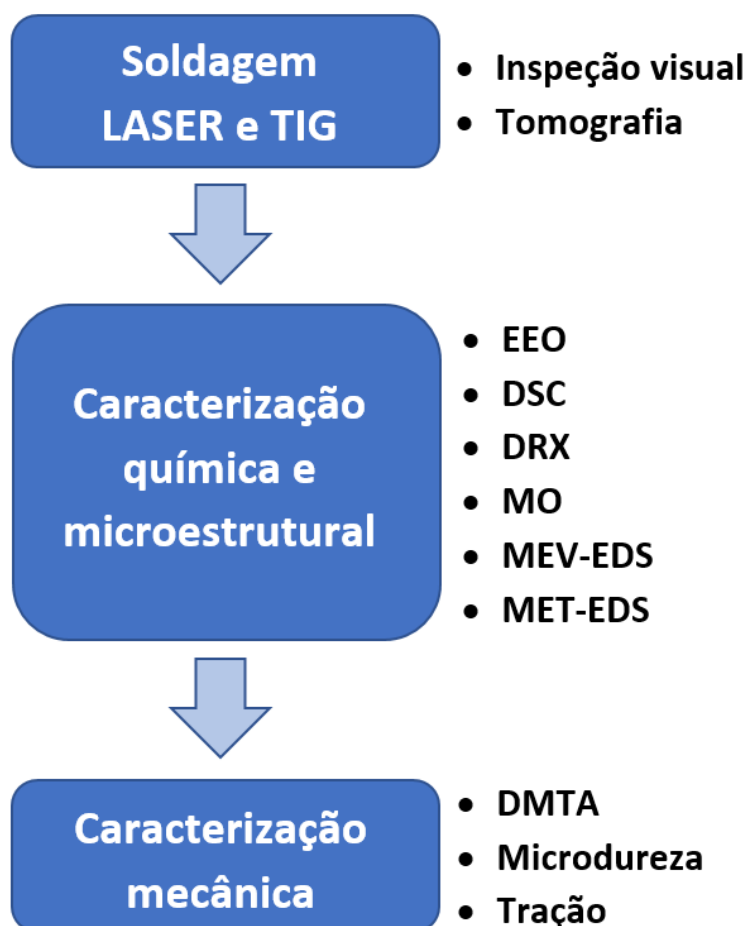
A_n = amplitude da vibração do ciclo;

A_{n+1} = amplitude da vibração do ciclo seguinte.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Na Figura 5 está apresentado o fluxograma com as etapas, caracterizações e testes das juntas de alumínio AA8011 soldadas pelos processos LASER e TIG. Sempre que possível, as análises também foram realizadas no metal base.

Figura 5 - Fluxograma com as etapas de caracterizações e testes realizados neste estudo.

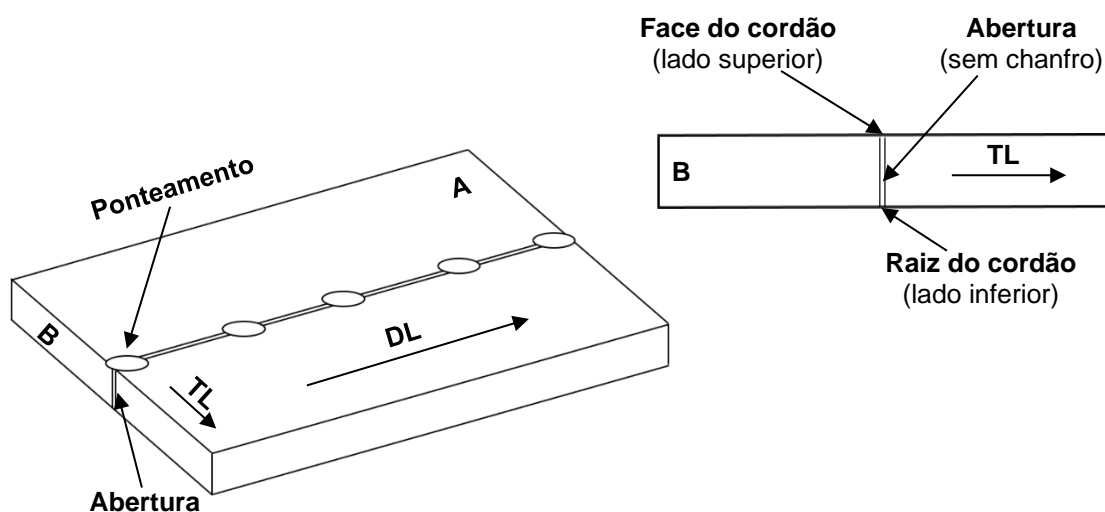


FONTE: o autor.

4.1 Obtenção das juntas soldadas

As juntas soldadas foram obtidas posicionando duas chapas de alumínio (300 mm x 150 mm x 2 mm) na posição plana de topo sem chanfro (paralelas). Anterior à soldagem, as faces das chapas foram limadas e limpas com acetona. Na Figura 6 está apresentado o esquema do posicionamento das chapas submetidas à soldagem e o sistema de referenciamento das seções utilizadas nas análises.

Figura 6 - Esquema de posicionamento das chapas submetidas à soldagem.



FONTE: o autor.

- **Abertura (afastamento entre as chapas):** TIG = 1 mm e LASER = 0 mm.
- **Ponteamento:** pontos de solda (sem metal de adição) para fixação e alinhamento das chapas (processo TIG). No processo de soldagem LASER, as chapas foram fixadas à mesa por grampos.
- **DL:** direção da laminação da chapa do metal base (sentido longitudinal do cordão).
- **TL:** direção transversal à laminação do metal base.
- **A:** superfície do metal base.
- **B:** seção transversal ao cordão de solda.
- **Face do cordão:** lado por onde foi realizada a soldagem, lado superior do cordão;
- **Raiz do cordão:** lado oposto ao lado à face do cordão, lado inferior.

4.1.1 Soldagem TIG

Para a obtenção das juntas TIG, foi utilizada uma fonte manual de soldagem Aspect 375 da Lincoln Electric com tocha refrigerada com água (Cool Arc 47). Os parâmetros empregados no processo de soldagem TIG estão apresentados na Tabela 5 .

Tabela 5 - Parâmetros empregados no processo de soldagem TIG.

Material	Alumínio AA8011
Espessura da chapa	2 mm
Tipo de junta	Topo (sem chanfro)
Abertura entre as chapas	1 mm
Ponteamento	5 (equidistantes)
Cor/diâmetro do eletrodo	Azul / $\phi=2,4$ mm
Tipo de eletrodo	tungstênio-lantânio EWLAZ
Ângulo da ponta do eletrodo	30°
Metal de adição	Processo autógeno (sem metal de adição)
Polaridade	CA (50/50)
Frequência de pulso	10 Hz
Corrente elétrica	85 A
Tensão elétrica	15 V
Ângulo de soldagem em relação ao plano da chapa	75-105°
Vazão do gás de proteção argônio	80 L.min ⁻¹
Pré-vazão de gás de proteção	2 s
Pós-vazão de gás de proteção	4 s
Operação	manual
Velocidade média de avanço da soldagem	$3,6 \times 10^{-3} \text{ m.s}^{-1}$ # 0,22 m.min ⁻¹

FONTE: o autor.

4.1.2 Soldagem a LASER

Na soldagem a LASER foi utilizada uma fonte LASER de estado sólido, contínuo e de alta potência constituída por uma fibra dopada com itérbio (LASER Yb - *fiber* LASER da IPG modelo YLR-2000) automatizada por comando numérico computadorizado (CNC). Na Tabela 6 estão apresentados os parâmetros empregados no processo de soldagem.

Tabela 6 - Parâmetros empregados no processo de soldagem a LASER.

Material	Alumínio AA8011
Espessura da chapa	2 mm
Tipo de junta	Topo (sem chanfro)
Abertura	Sem abertura
Ponteamento	Sem ponteamento (fixação por grampos)
Metal de adição	Processo autógeno (sem metal de adição)
Ângulo de soldagem em relação ao plano da chapa	90°C
Potência	1,8 kW
Diâmetro do spot	0,1 mm
Densidade de energia	$23 \times 10^6 \text{ W.cm}^{-2}$
Tempo de interação	2,0 ms
Aporte de calor	36 J.mm^{-1}
Vazão do gás de proteção argônio	40 L.min ⁻¹
Pré-vazão de gás de proteção	5 s
Pós-vazão de gás de proteção	5 s
Operação	CNC
Velocidade média de avanço da soldagem	$0,05 \text{ m.s}^{-1}$ # 3 m.min^{-1}

FONTE: o autor.

4.2 Avaliação das juntas soldadas

4.2.1 Avaliação visual

As superfícies dos cordões de solda foram avaliadas visualmente a olho nu e registradas fotograficamente com o objetivo de verificar a presença de falhas e descontinuidades.

4.2.2 Avaliação das superfícies por microscopia eletrônica de varredura

As superfícies dos cordões sem ataque químico foram avaliadas com o auxílio de um MEV Tabletop TM3000 Hitachi, sendo registradas imagens por elétrons retroespalhados (ERE) e realizadas análises por espectrometria dispersiva de energia (EDS) utilizando o detector Bruker Quantax 70.

4.2.3 Avaliação por tomografia computadorizada industrial

Para verificar a presença de poros, 3 segmentos de 40 mm X 20 mm x 2 mm das juntas soldadas foram submetidos ao escaneamento por tomografia computadorizada industrial utilizando um tomógrafo Zeiss Metrotom 800 (Figura 7). Os parâmetros utilizados no escaneamento estão apresentados na Tabela 7 .

Figura 7 - Tomógrafo industrial utilizado na avaliação dos cordões de solda.



FONTE: o autor.

Tabela 7 - Parâmetros do escaneamento por tomografia computadorizada industrial.

Tensão: 105 kV	Corrente: 150 μ A
Spot: 20 μ m	Resolução (Voxel): 20 μ m
Detetor: (1456 x 1840) pixel	Número de projeções: 1.200
Tempo de integração # Ganho: 0,8 s # 2,5x	Filtro: não utilizado

FONTE: o autor.

As projeções obtidas a partir da rotação total (360°) durante o escaneamento dos segmentos das juntas foram reconstruídas, gerando a nuvem de pontos 3D a partir do *software* Metrotom O.S. 2.3 e as análises de porosidade foram realizadas com o auxílio do *software* VG Studio Max 2.2.

Os mesmos parâmetros e metodologia de escaneamento foram realizados para os corpos de prova do ensaio de tração com o cordão de solda transversal ao sentido de tração.

4.3 Composição química

Segmentos do metal base e das juntas TIG e LASER foram submetidos à determinação da composição química por espectrometria de emissão óptica (EEO) utilizando o espectrômetro ARL 3460 série 2557 da Thermo Scientific. Para as juntas TIG e LASER foram analisados o lado superior (face) e o lado inferior (raiz) dos cordões.

4.4 Análise microestrutural

Para a análise microestrutural, seções do metal base e das juntas TIG e LASER foram cortadas utilizando um *cutoff* Buehler Isomet 5000 (disco de diamantado refrigerado com água) e preparadas metalograficamente conforme o procedimento a seguir:

- embutimento a quente (160°C) em resina sintética baquelite;
- lixamento com sequência de lixas d'água de carbetto de silício #400; #600; #800 e #1.200;
- polimento com pasta automotiva nº 2 e/ou pasta diamantada (2 μ m e 1 μ m);
- polimento em suspensão de sílica coloidal por 12 min.

4.4.1 Microscopia óptica

Com o auxílio do microscópio óptico Olympus BX51M, as seções da superfície, da direção transversal à laminação e da direção de laminação do metal base foram examinadas sem ataque químico (reflexão de luz direta) e com ataque eletrolítico³ (luz polarizada). Para os cordões TIG e LASER foram analisadas:

- sem ataque químico, a seção transversal dos cordões;
- com ataque químico e luz polarizada, a seção transversal e a seção longitudinal do lado superior do cordão (face) e do lado inferior do cordão (raiz).

O tamanho de grão médio (ABNT, 2016) foi determinado a partir das imagens obtidas com o ataque eletrolítico e luz polarizada utilizando o *software* de análise de imagens Stream Essentials da Olympus.

4.4.2 Microscopia eletrônica de varredura

Seções da superfície, da direção transversal à laminação e da direção de laminação do metal base e seções transversais e longitudinais dos cordões TIG e LASER, sem e com ataque químico, foram submetidas à análise por microscopia eletrônica de varredura e microanálise por energia dispersiva de raio-X.

As análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram realizadas em diferentes equipamentos conforme a disponibilidade dos seguintes modelos:

- MEV Tabletop TM 3000 da Hitachi com espectrômetro de energia dispersiva de raio-X (EDS) Quantax 70 da Brucker;
- MEV Evo HD15 da Zeiss com EDS XAct da Oxford;
- MEV-FEG Auriga 40 da Zeiss com EDS Apolo X da EDAX.

4.4.3 Microscopia eletrônica de transmissão

Segmentos do metal base e dos cordões TIG e LASER retirados a partir da superfície foram lixados com lixas d'água (#220, #400 e #600) até a espessura de 250 μm . Em seguida, discos de 3 mm de diâmetro foram estampados e submetidos ao eletropolimento com duplo jato de solução 80% álcool etílico e 20% ácido nítrico à -10°C para reduzir a espessura até 150 μm .

³ Ataque eletrolítico em solução 18 mL de ácido fluorobórico 4% em 1 L de água deionizada (20V por 3 min).

As amostras foram analisadas no microscópio de transmissão eletrônica (MET) JEM-2100, marca Jeol, com detector EDS Thermo-Noran acoplado.

4.4.4 Calorimetria diferencial de varredura

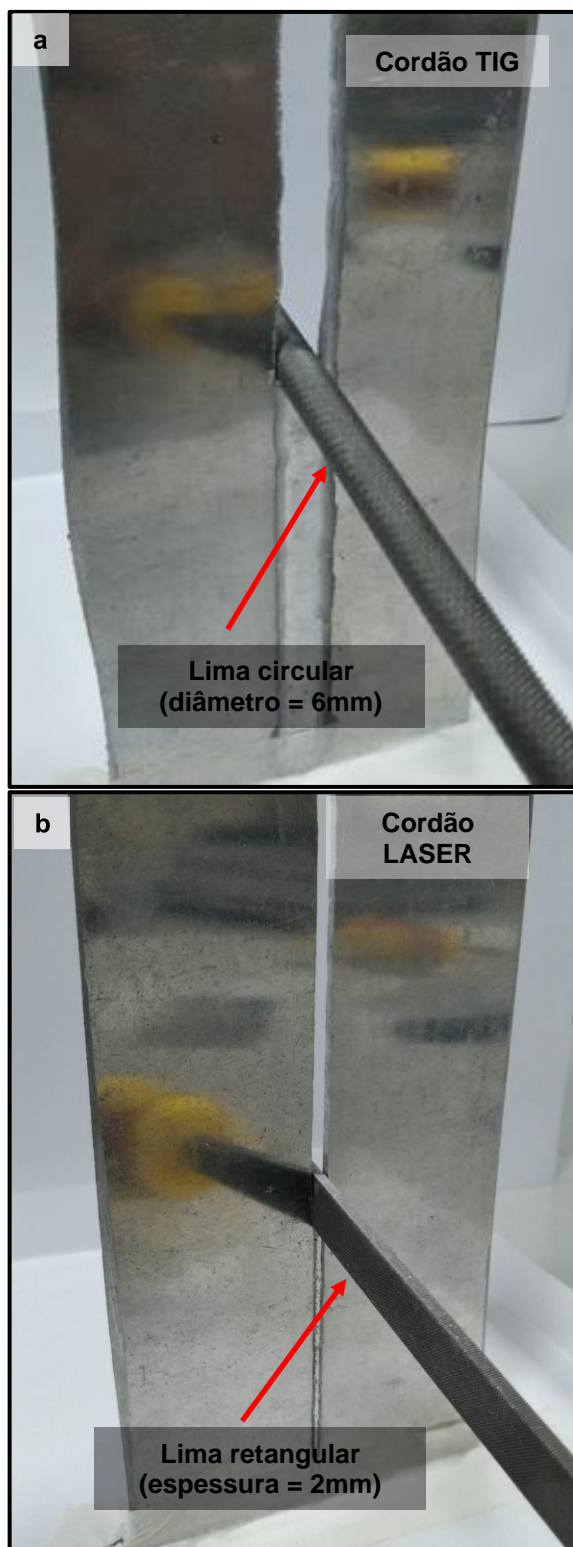
A análise por calorimetria diferencial de varredura (DSC) foi realizada em triplicata em um calorímetro TA Instruments modelo Q20 no intervalo de 50°C a 550°C, utilizando cadinho de alumínio vazio como referência e fluxo de nitrogênio gasoso (50 mL.min⁻¹). A análise de DSC foi realizada com limalhas (~6 mg) do metal base e das zonas fundidas dos cordões TIG e LASER com taxa de aquecimento de 20°C.min⁻¹. Na Figura 8 estão apresentadas as regiões dos cordões onde foram retiradas as limalhas com o auxílio de limas manuais.

4.4.5 Difratometria de raio-X

A análise por difratometria de raio-X foi realizada no metal base e na face cordões TIG e LASER, utilizando um difratômetro Rigaku Multiflex Tensa, 40 kV, 20 mA, $\lambda=1,5406 \text{ \AA}$ (Cu-K α), faixa de medição (2θ) de 10° a 80° e passo de 0,04°.s⁻¹. Os padrões de difração obtidos foram indexados com o auxílio do programa Crystallographica Search-Match Version 2.1.1.1, considerando:

- apenas os picos com nível de confiança $\geq 80\%$;
- cartas cristalográficas com padrões de difração com qualidade mínima calculada e sistema multifases;
- restrição dos elementos Al, Fe e Si;
- restrição das fases AlFe e AlFeSi;
- os demais elementos não foram considerados na indexação.

Figura 8 - Região de obtenção das limalhas. Zonas fundidas dos cordões (a) TIG e (b) LASER.



FONTE: o autor.

4.5 Avaliações mecânicas

4.5.1 Microdureza

As medições de microdureza foram realizadas em seções transversais dos cordões TIG e LASER submetidas à preparação metalográfica até o polimento com o auxílio de um microdurômetro automático da EMCO-TEST modelo DuraScan 70 G5, utilizando objetiva de 60X, carga de 10 g e tempo de penetração de 10 s. Na Tabela 8 estão apresentadas as condições de obtenção das medições que resultaram em um mapa de microdureza da seção transversal dos cordões.

Tabela 8 - Condições de obtenção dos mapas de microdureza.

Junta	TIG	LASER
Comprimentos XY de medição (mm)	13 x 2	7 x 2
Distância entre medições (X/Y mm)	0,1/0,1	0,05/0,05
Número de pontos de medição	~5.400	~5.700

FONTE: o autor.

4.5.2 Tração

Para a realização do ensaio de tração, corpos de prova foram confeccionados (ASTM, 2021) a partir:

- do metal base, no sentido da direção de laminação (DL) e transversal à laminação (TL);
- das juntas TIG e LASER, no sentido transversal ao cordão de solda.

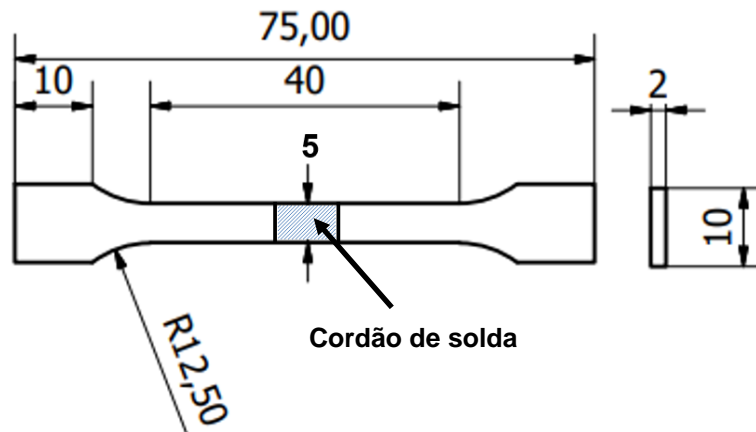
Para confecção dos corpos de prova, foi utilizada uma máquina de eletroerosão a fio (W-EDM) FANUC Robocut α -OiD com comando CNC. Na Figura 9 está apresentado o croqui com as dimensões dos corpos de prova submetidos ao ensaio de tração.

A região do cordão de solda dos corpos de prova de tração, antes de serem ensaiados, foi submetida à inspeção por tomografia industrial computadorizada conforme o procedimento apresentado anteriormente no item 4.2.3.

Os ensaios de tração foram realizados à $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$ e $(50 \pm 5)\%$ UR, utilizando um sistema servo-hidráulico Kratos CC7 modelo IKCL3-USB com capacidade de

2.000 kgf, velocidade de deslocamento de 1 mm.mim^{-1} e extensômetro digital acoplado ao corpo de prova (ASTM, 2021).

Figura 9 - Croqui dos corpos de prova de tração (mm).



FONTE: o autor.

As superfícies das fraturas dos corpos de prova submetidos ao ensaio de tração foram avaliadas por microscopia eletrônica de varredura e analisadas por espectrometria de energia dispersiva (MEV-EDS).

4.5.3 Análise térmica dinâmico-mecânica

A análise térmica dinâmico-mecânico (DMTA) foi realizada em triplicata em um analisador DMA Q800 da TA Instruments, utilizando o método de 3 pontos de apoio (*3-point bending clamp*), pré-carga estática de 0,1 N, frequência de 0,1 Hz, taxa de aquecimento de $20^{\circ}\text{C.min}^{-1}$ e atmosfera de nitrogênio.

Os corpos de prova utilizados possuíam as dimensões de 35,5 mm x 4 mm x 0,8 mm e foram preparados por eletroerosão a fio (W-EDM FANUC Robocut α -OiD com comando CNC). As amostras do metal base foram retiradas do sentido de laminação e as amostras das juntas do sentido longitudinal dos cordões.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

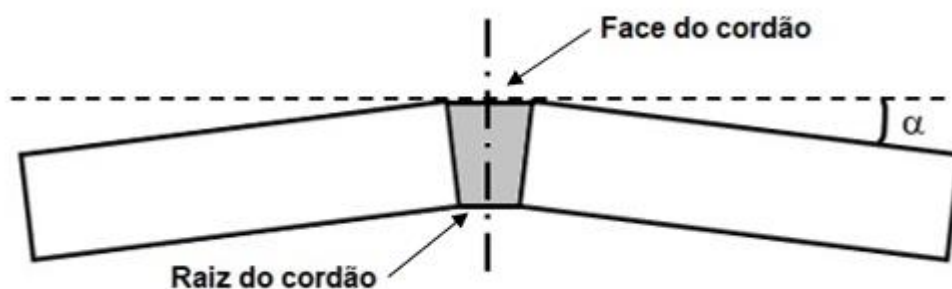
Todas as análises e caracterizações das juntas e dos cordões de solda TIG e LASER foram realizadas sem tratamento térmico de recuperação ou recristalização, ou seja, o estudo foi conduzido a partir da condição das juntas como soldadas.

5.1 Avaliação dos cordões de solda

5.1.1 Avaliação visual

As juntas LASER não sofreram deformação, pois o processo resulta em baixa deformação plástica induzida pelo calor (ALFIERI; CAIAZZO; SERGI, 2015). No entanto, as juntas TIG apresentaram deformação angular (α) de 6° a 8° em relação ao plano horizontal⁴, conforme representado na Figura 10. A deformação é consequência da alta expansão térmica do alumínio quando fundido (BUNAZIV et. al., 2021). O ciclo térmico do processo TIG acarreta maior expansão nas regiões próximas à face do cordão por possuir temperatura mais elevada que as regiões próximas à raiz do cordão (OWEN *et al.*, 2003 *apud* FRAGA 2009).

Figura 10 - Representação esquemática da deformação angular resultante no de soldagem TIG.



FONTE: o autor.

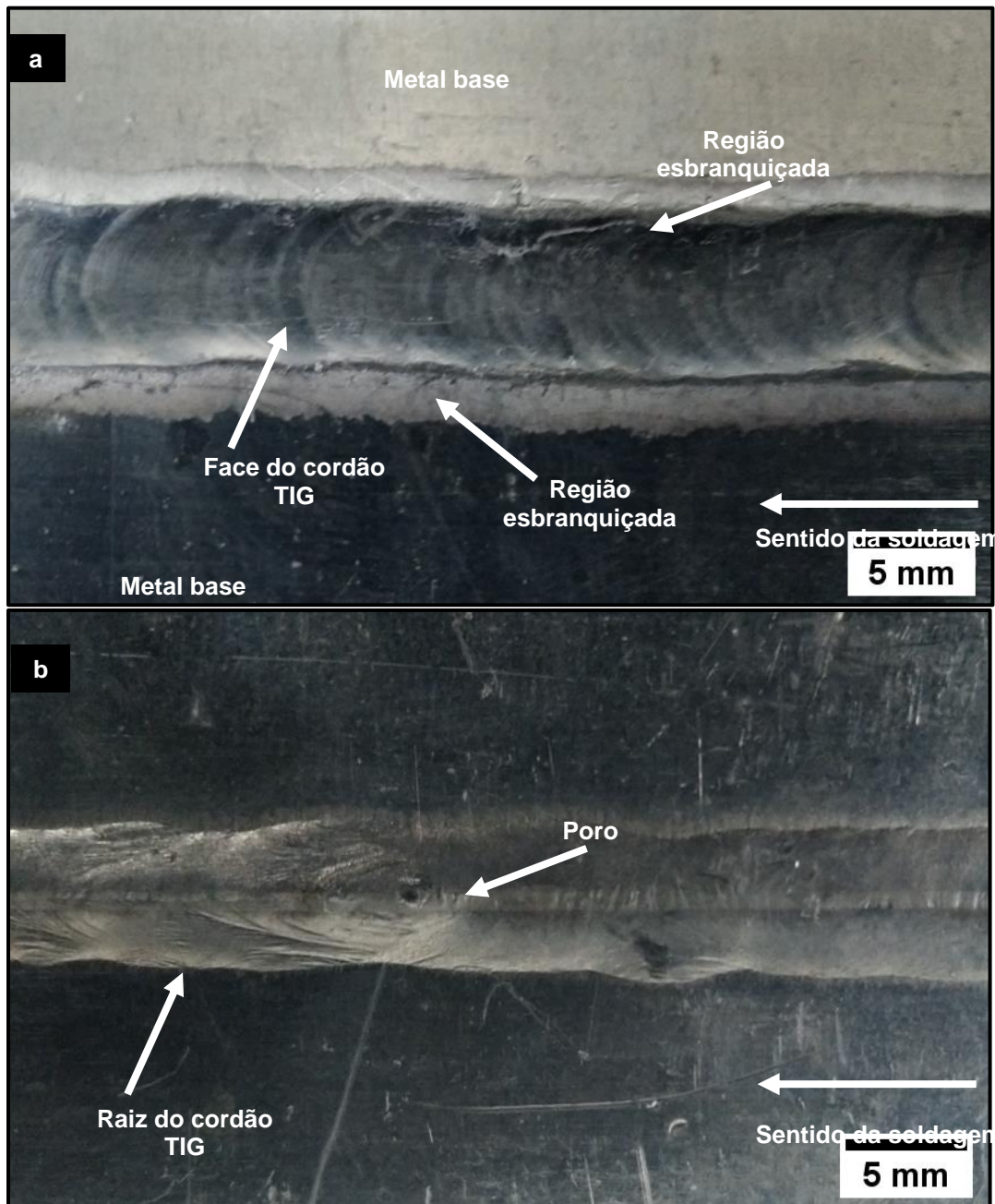
Nas Figuras 11 e 12 estão apresentados os registros fotográficos das superfícies dos cordões TIG e LASER, respectivamente. A partir destas figuras, se observa que:

- na face do cordão TIG (Figura 11 a) não há poros, trincas ou falta de fusão;

⁴ Medição realizada com o auxílio de um goniômetro analógico.

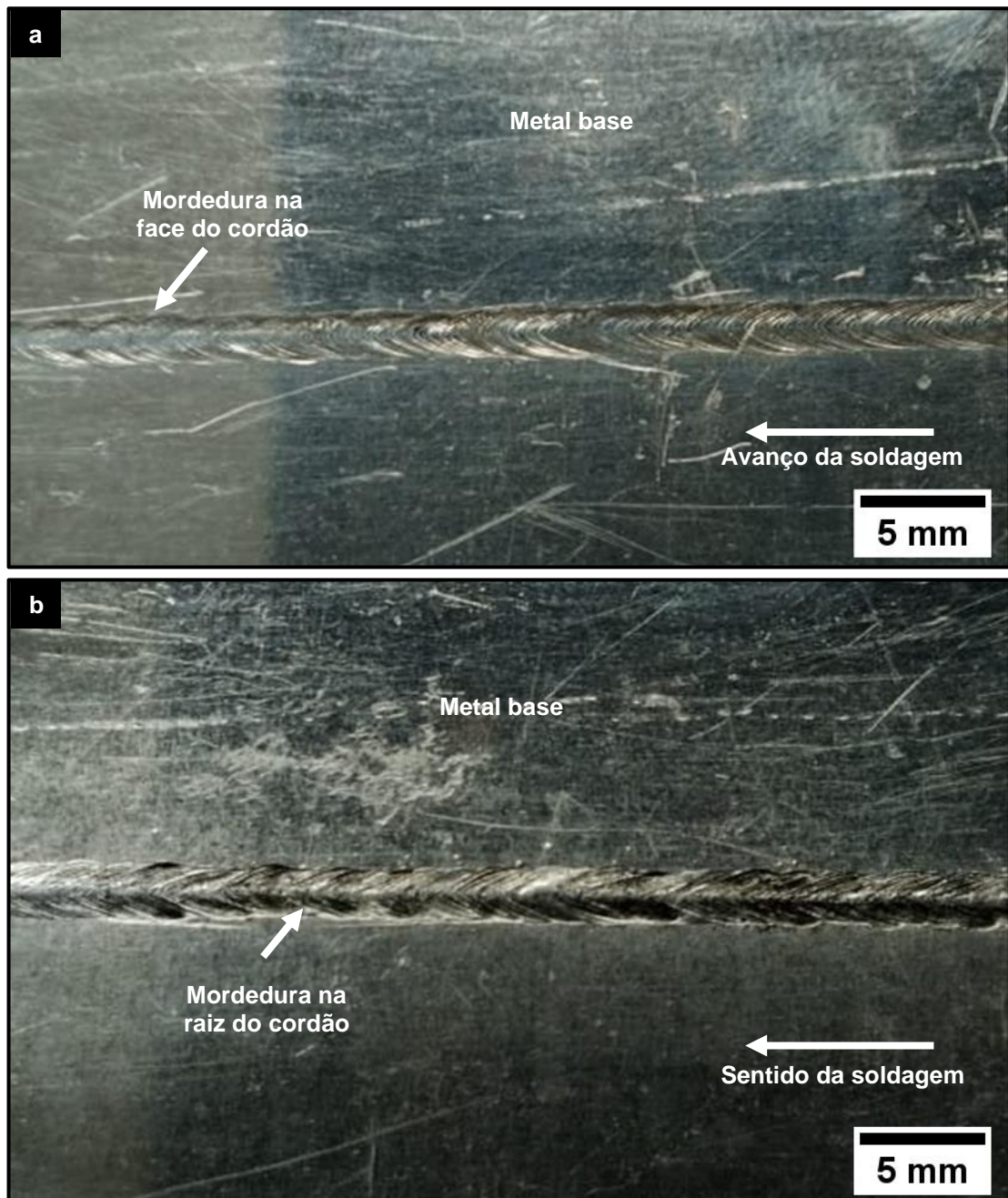
- na face do cordão TIG (Figura 11 a), há uma região esbranquiçada em toda a extensão da interface cordão/metal base, a qual é característica em ligas de alumínio soldadas pelo processo TIG com corrente alternada;
- na raiz do cordão TIG observa-se a presença de poros (Figura 11 b) devido a ineficiência da proteção gasosa com o gás inerte;

Figura 11 - Registro fotográfico do cordão do cordão TIG. (a) lado superior/face, região esbranquiçada na interface cordão/metal base. (b) lado inferior/raiz, presença de poros.



FONTE: o autor.

Figura 12 - Registro fotográfico do cordão LASER. (a) Face. (b) Raiz. Ambos os lados do cordão LASER apresentam entalhe no metal base (mordedura).



FONTE: o autor.

- na face e na raiz dos cordões LASER (Figura 12) não há poros, trincas ou falta de fusão;
- ao longo da interface cordão/metal base, tanto na face quanto na raiz, houve a ocorrência de mordedura (entalhe no metal base). A formação de mordedura é resultante do processo de soldagem LASER sem metal de adição, pois o metal

base fundido não foi suficiente para preencher o volume entre as chapas da junta. A utilização do gás argônio como atmosfera protetora também contribuiu para a formação de mordeduras (ION, 2005);

- em ambos os processos de soldagem houve penetração total do cordão, evidenciando que a energia térmica fornecida e a velocidade de avanço dos processos de soldagem foram adequados para haver o preenchimento do espaço entre as chapas da juntas com metal fundido.

Uma estimativa do aporte térmico das juntas TIG e LASER pode ser calculada empregando a equação 3, considerando os parâmetros apresentados anteriormente e as eficiências térmicas (η) do processo TIG igual a 0,50 devido à corrente ser alternada (CA) com 50% do tempo em cada polaridade (MODENESI; MARQUES; QUEIROS, 2005) e do processo LASER igual 0,70 (DEBROY *et al.*, 1985). Os valores calculados do aporte térmico estão apresentados na Tabela 9 .

$$AT = \eta \cdot \frac{U \cdot I}{v} = \eta \cdot \frac{P}{v} \quad (\text{Eq. 3})$$

Onde:

AT = aporte térmico ($\text{J} \cdot \text{m}^{-1}$)

η = eficiência térmica do processo de soldagem

U = tensão elétrica (V)

I = corrente elétrica (A)

P = potência elétrica (W)

v = velocidade de soldagem ($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$)

Tabela 9 - Estimativa do aporte térmico calculado para os processos TIG e LASER.

Junta	Potência (W)	Densidade de potência ($\text{W} \cdot \text{cm}^{-2}$)	Velocidade de avanço ($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$)	Aporte térmico ($\text{kJ} \cdot \text{m}^{-1}$)
TIG	1.275	-	0,0036	354
LASER	1.800	$2,3 \times 10^7$	0,05	36

FONTE: o autor.

O aporte de térmico estimado para o processo LASER foi cerca de 10 vezes menor que o do processo TIG. No entanto, a densidade de potência do processo

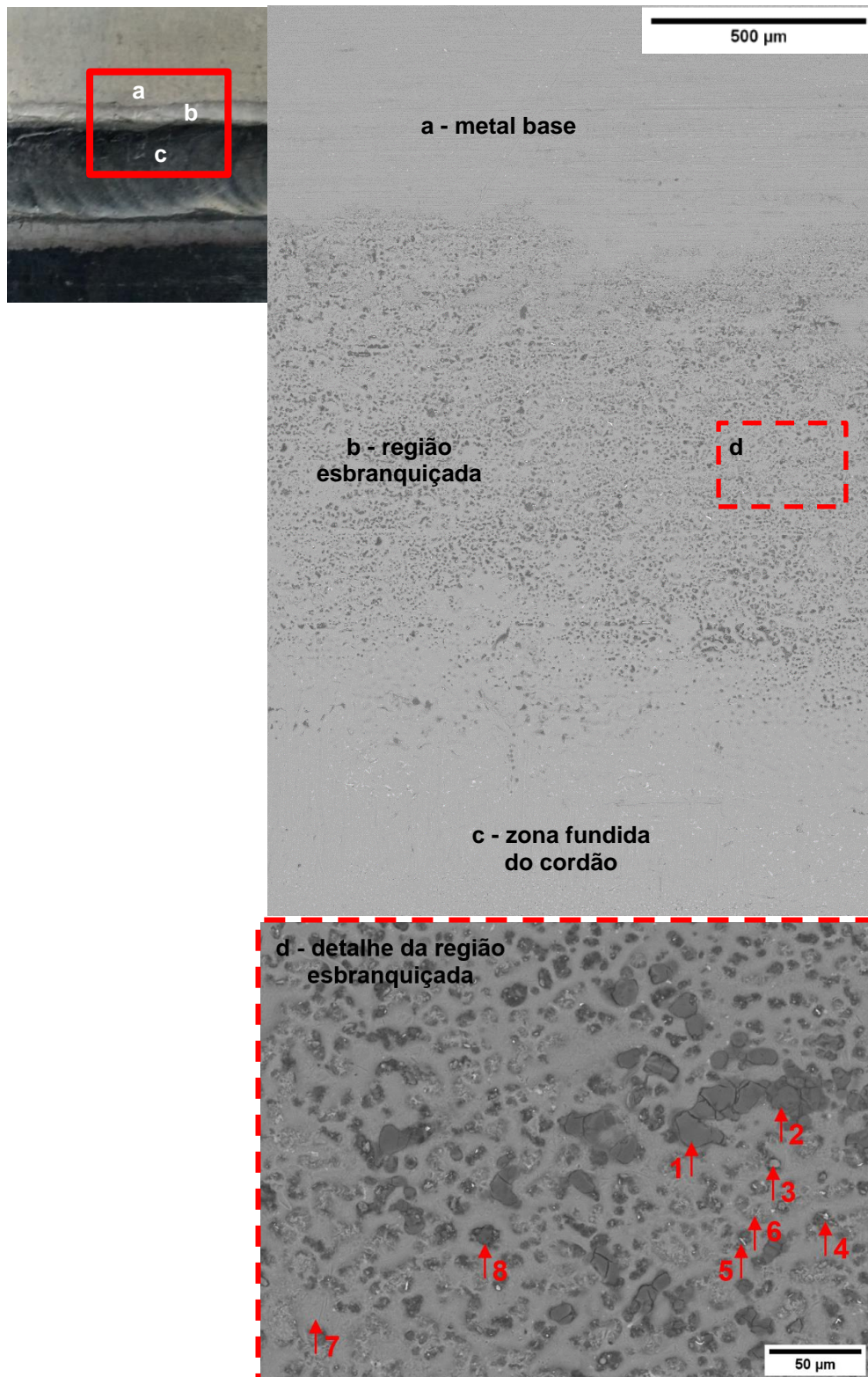
LASER é muito maior que a do processo TIG⁵. Segundo Ready (1997), os metais com elevado coeficiente de absorção luminosa e térmica, como o alumínio, são fundidos em densidades de potência entre 10^6 W.cm^{-2} e 10^8 W.cm^{-2} , sendo vaporizados somente com intensidades acima de 10^9 W.cm^{-2} .

5.1.2 Avaliação das superfícies por microscopia eletrônica de varredura

Na Figura 13 estão apresentadas imagens de elétrons retroespalhados (MEV – ERE) das regiões do metal base, da região esbranquiçada e da zona fundida do cordão TIG como soldado. A partir destas imagens, observa-se que a região esbranquiçada apresenta tons de cinza mais escuro que as regiões do metal base e da zona fundida, devido à segregação de óxido de alumínio preexistente na superfície do alumínio e outros constituintes de menor densidade que são deslocados para a periferia da poça de fusão. Nas Figuras 14 a 21 estão apresentados imagens e espectros de energia dispersiva das regiões indicadas por setas no detalhe da região esbranquiçada (Figura 13).

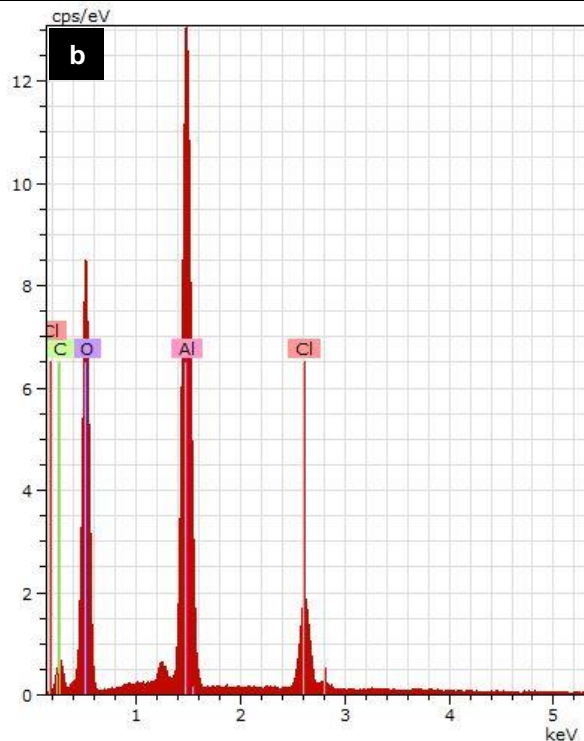
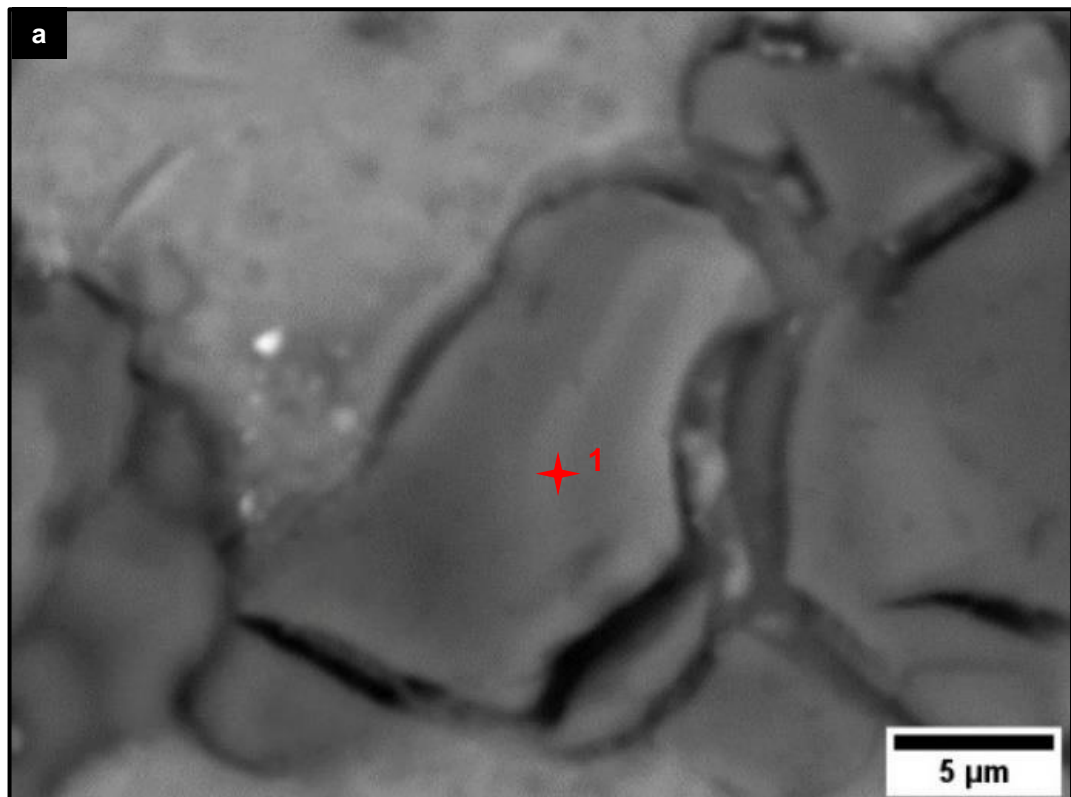
⁵ Não foi possível determinar a densidade de potência do processo TIG por não se ter a área de fusão do arco elétrico.

Figura 13 - Imagens da face do cordão TIG (MEV – ERE). (a) Metal base. (b) Região esbranquiçada na interface cordão/metal base. (c) Zona fundida do cordão. (d) detalhe da região esbranquiçada com a indicação dos locais das análises de EDS.



FONTE: o autor.

Figura 14 - Ponto 1 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS).



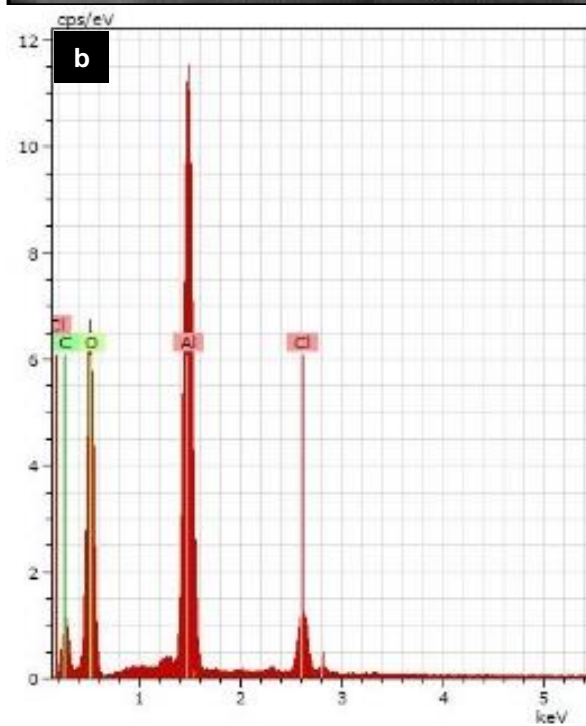
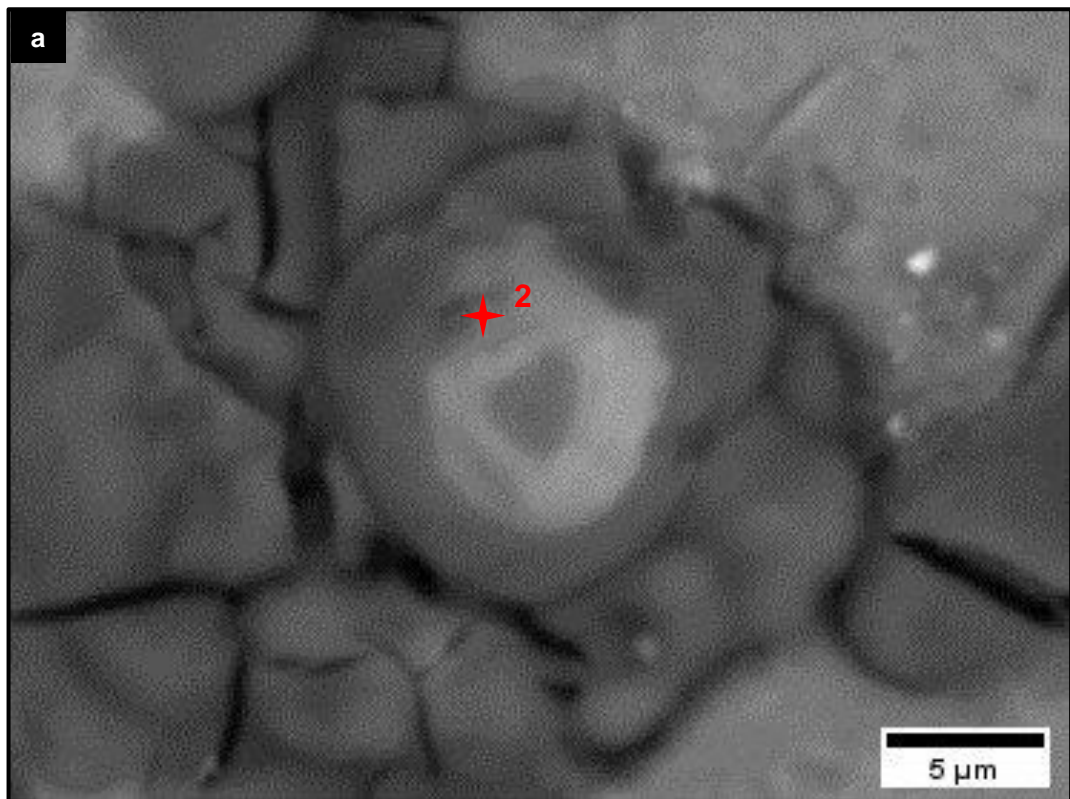
Na região esbranquiçada dos cordões TIG houve a segregação de óxidos de alumínio (Al_2O_3) preexistentes na superfície do metal base. Estes óxidos possuem elevado ponto de fusão e sobrenadam o alumínio fundido durante a soldagem, sendo deslocados para a periferia do cordão TIG.

Na raiz do cordão TIG não houve a formação da região esbranquiçada, devido ao óxido de alumínio ser menos denso que o alumínio fundido.

A presença de cloro se deve a contaminações durante a manipulação da amostra.

FONTE: o autor.

Figura 15 - Ponto 2 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS).

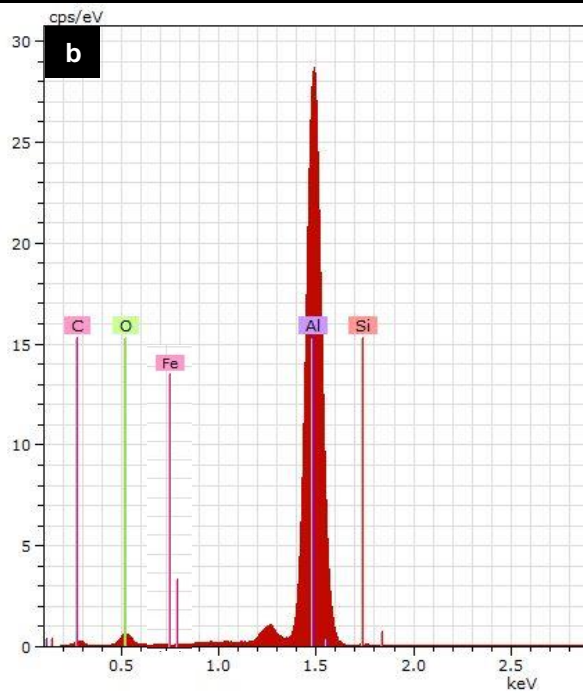
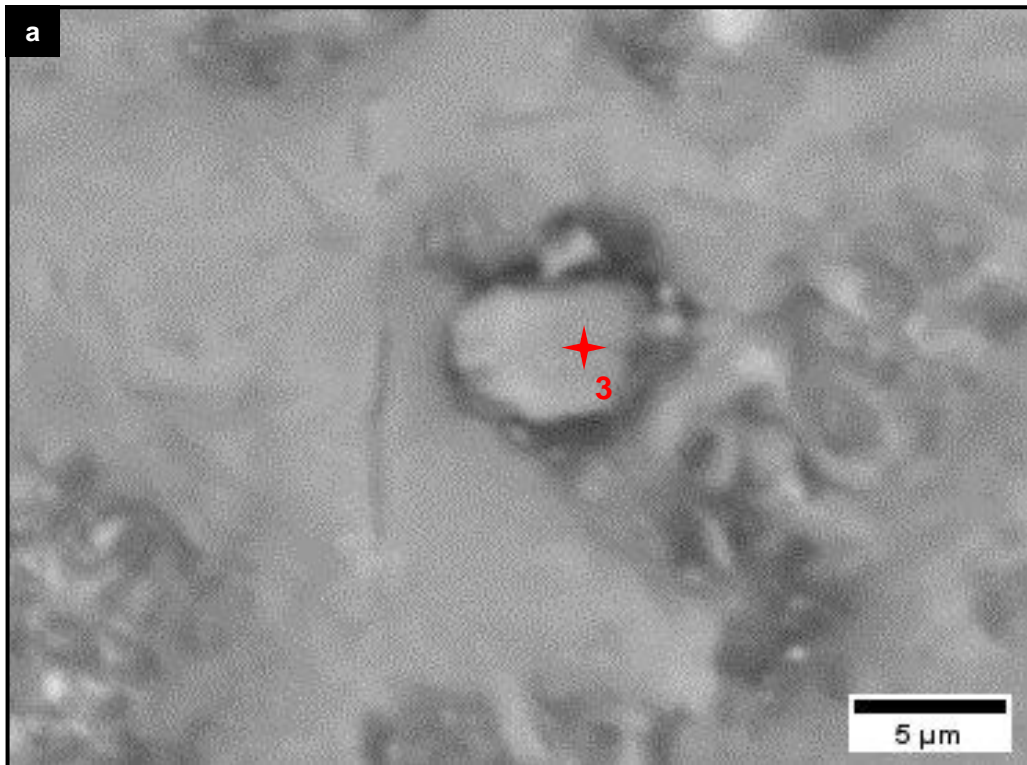


Segregação de óxidos de alumínio (Al_2O_3) na periferia do cordão TIG.

A presença de cloro se deve a contaminações durante a manipulação da amostra.

FONTE: o autor.

Figura 16 - Ponto 3 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS)..

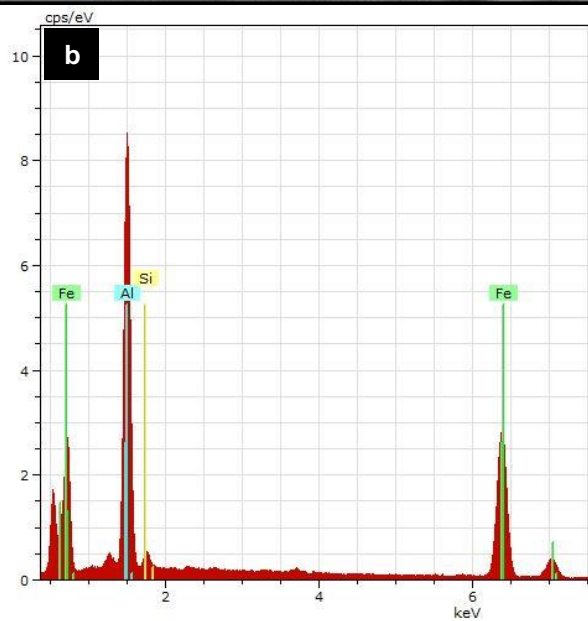
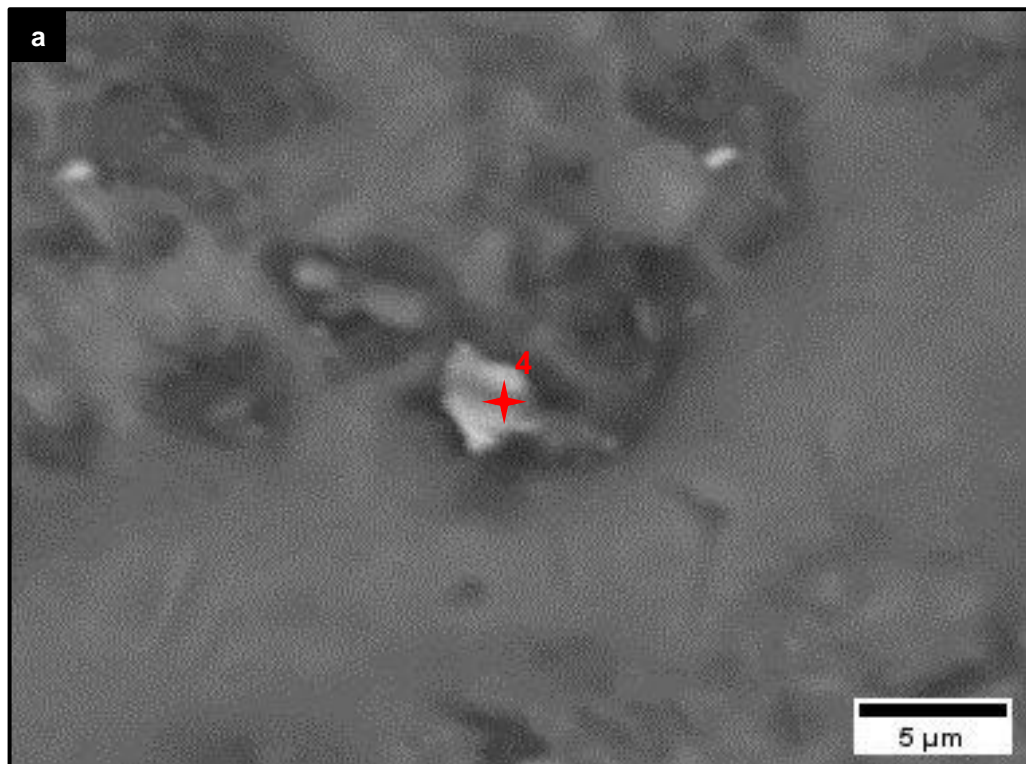


Elemento	% atômica
Alumínio	84
Oxigênio	13
Ferro	2
Silício	1

Fase constituída de matriz de alumínio e óxido de alumínio com precipitação de ferro e silício em quantidade insuficiente para formar fases AlFe e AlFeSi.

FONTE: o autor.

Figura 17 - Ponto 4 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS).

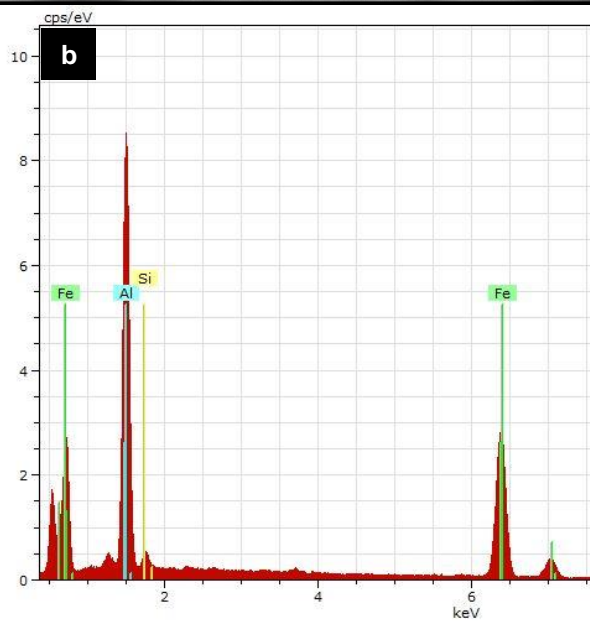


Elemento	% atômica
Alumínio	48
Ferro	50
Silício	2

A partir da % atômica dos elementos, a região analisada é uma fase AlFe com segregação de silício em teor insuficiente para formar a fase AlFeSi.

FONTE: o autor.

Figura 18 - Ponto 5 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS).

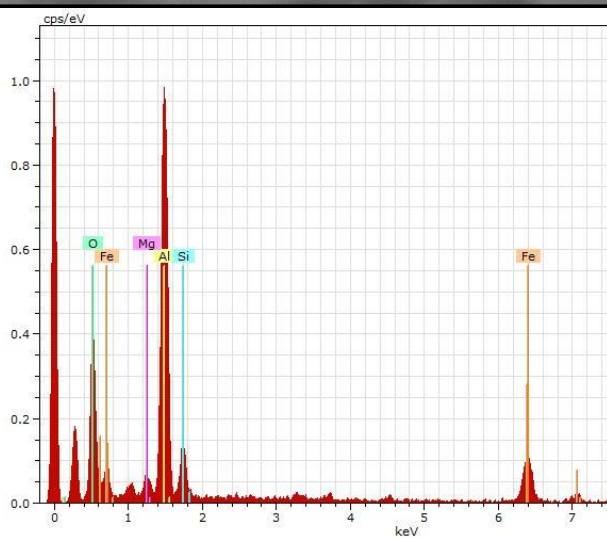
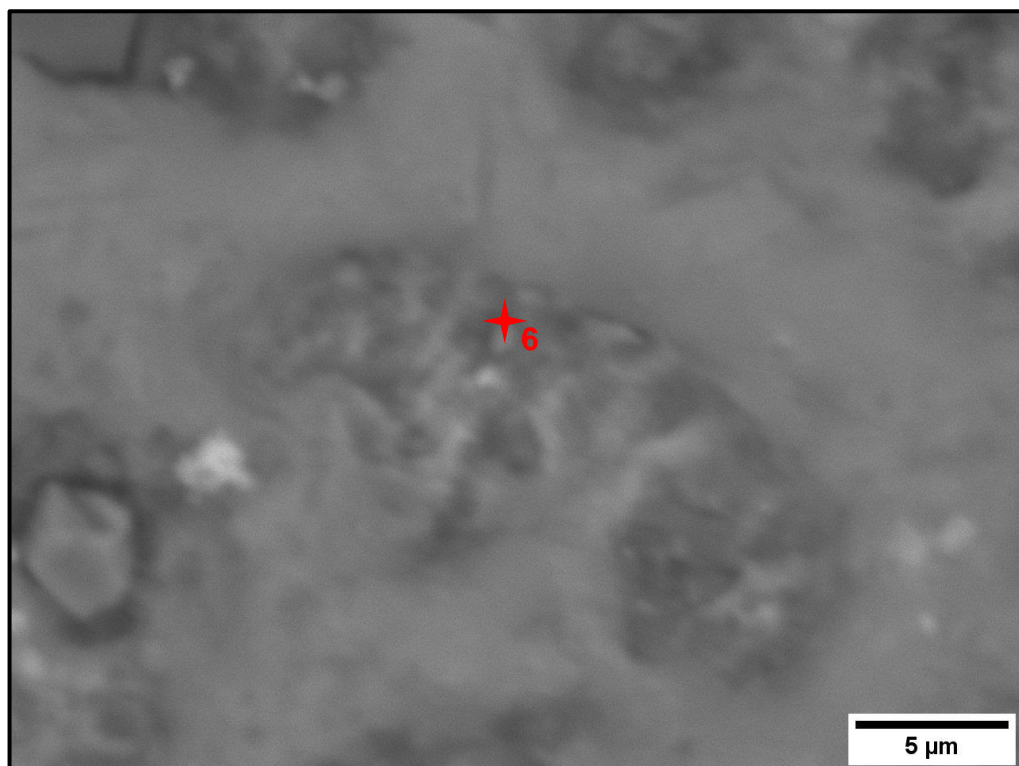


Elemento	% atômica
Alumínio	26
Ferro	73
Silício	1

No diagrama de fases em equilíbrio Al-Fe no canto rico em alumínio ocorre a fase Al_3Fe . O Fe tem baixa solubilidade no Al líquido, formando uma fase imiscível no Al líquido.

FONTE: o autor.

Figura 19 - Ponto 6 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS).

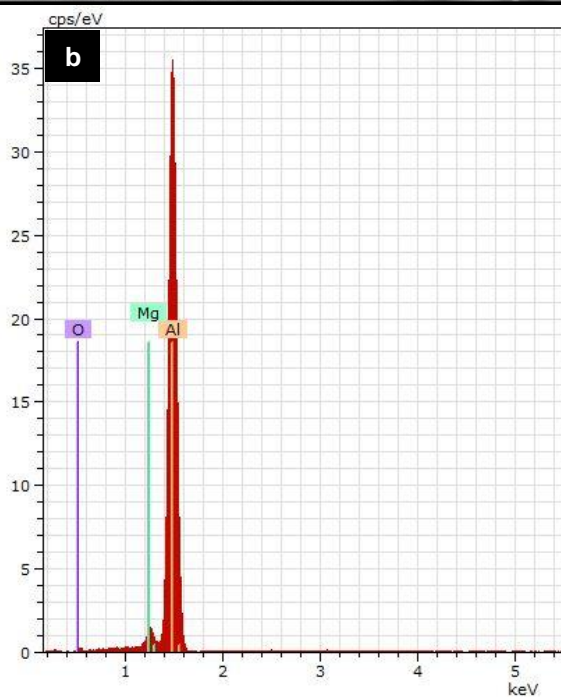


Elemento	% atômica
Al	64
Fe	25
Si	11

A partir das proporções da % atômica, a região analisada é uma fase estável β -AlFeSi (Al_5FeSi).

FONTE: o autor.

Figura 20 - Ponto 7 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS).

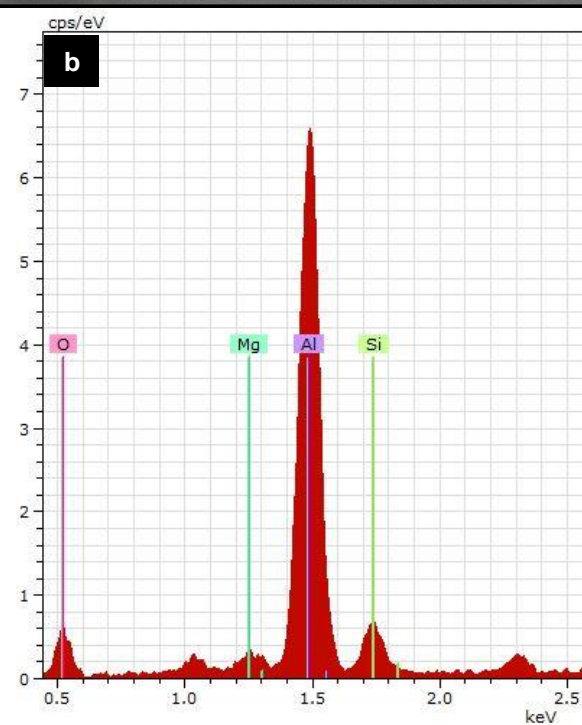


Elemento	% atômica
Al	93
Mg	3
O	4

Matriz de alumínio com traços de magnésio e oxigênio.

FONTE: o autor.

Figura 21 - Ponto 8 da região esbranquiçada. (a) Imagem de elétrons retroespalhados (MEV – ERE). (b) Espectro de energia dispersiva (MEV-EDS).



Elemento	% atômica
Al	84
Si	13
Mg	3

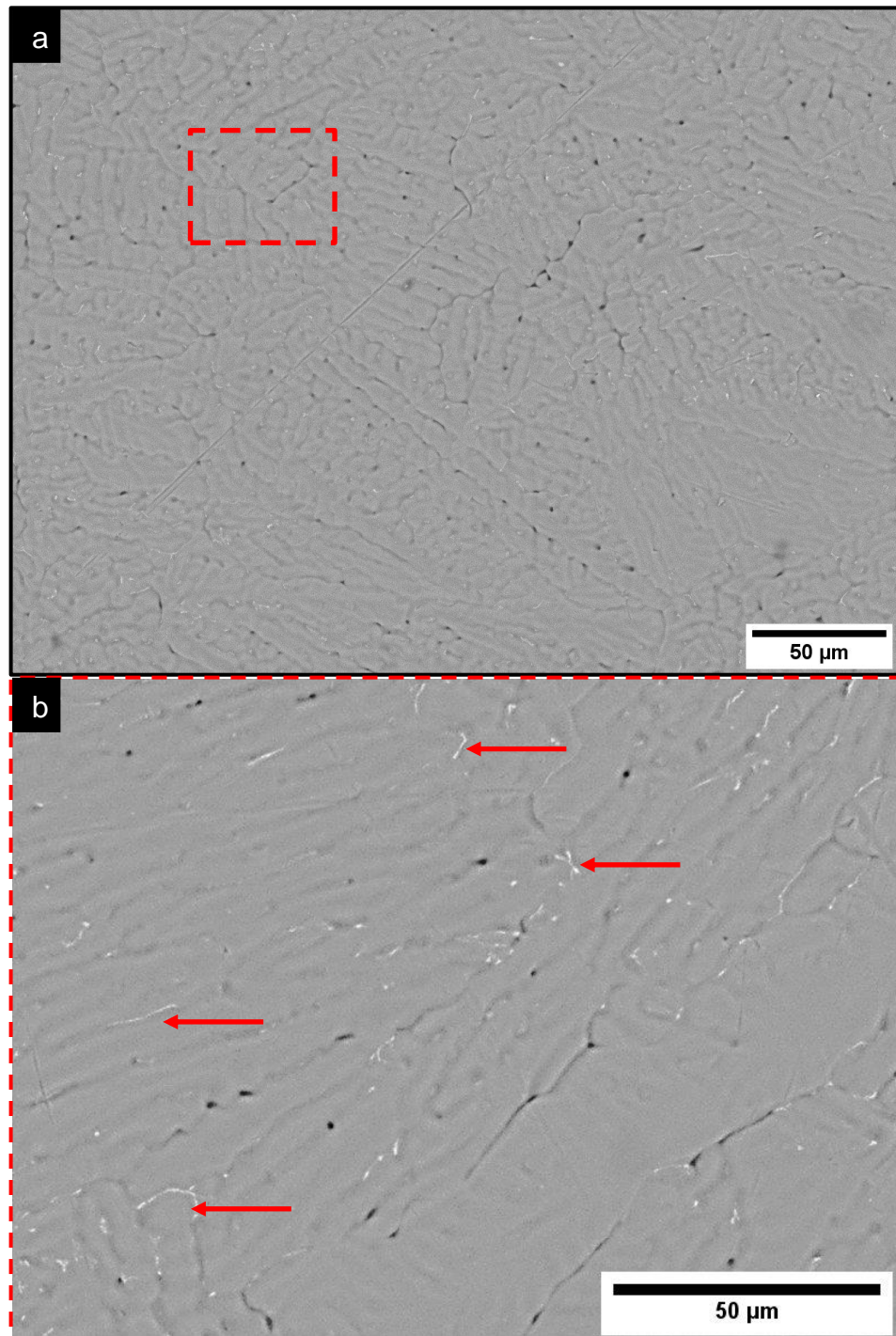
Matriz de alumínio com segregação de silício e traços de magnésio.

FONTE: o autor.

Na Figura 22 estão apresentadas imagens da superfície da zona fundida do cordão TIG como soldado (região central da face). Nesta figura é possível observar

a microestrutura dendrítica com os espaços interdendríticos preenchidos com fases contendo ferro, as quais estão indicadas por setas na Figura 22 b.

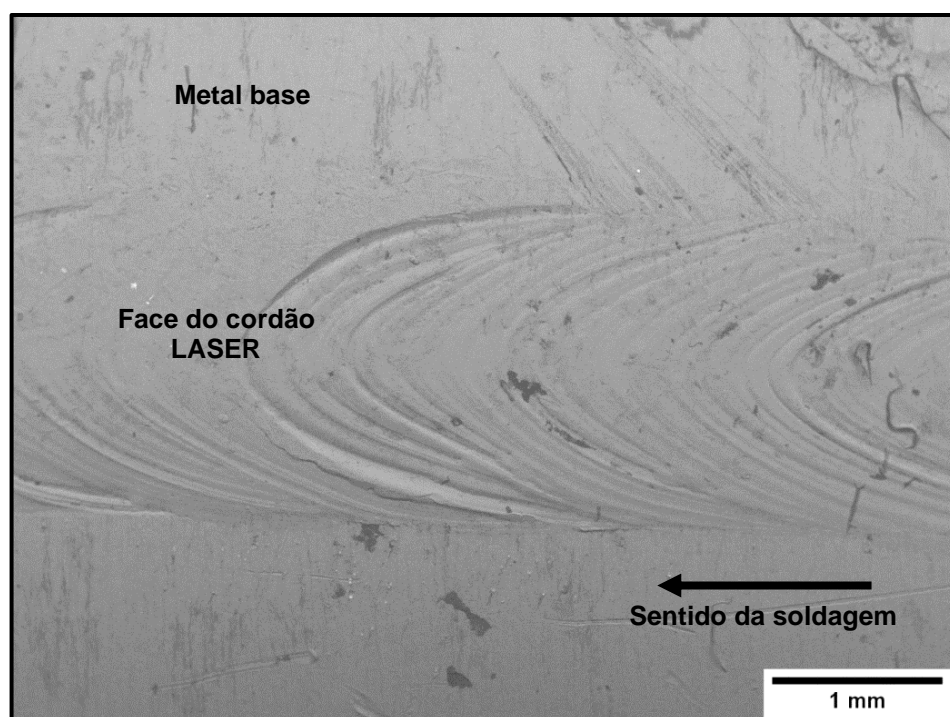
Figura 22 - Imagem da superfície da região central da face do cordão TIG como soldado (MEV – ERE). (a) Microestrutura dendrítica. (b) Detalhe da região com precipitação de fases interdendríticas contendo ferro (indicações por setas).



FONTE: o autor.

Nas Figuras 23 e 24 estão apresentadas imagens da superfície da face e da raiz do cordão LASER, respectivamente. Na Figura 23 não se observa diferença de escala de cinza entre o metal base e o cordão LASER, que é identificado pelas ondulações. Portanto, não há segregação na superfície do cordão ou na interface cordão/metal base que se diferencie do metal base, por exemplo, a região esbranquiçada de óxido de alumínio do cordão TIG. Na Figura 24 nota-se regiões escuras na raiz do cordão LASER, as quais foram identificadas como óxidos devido à proteção gasoso ineficiente da raiz.

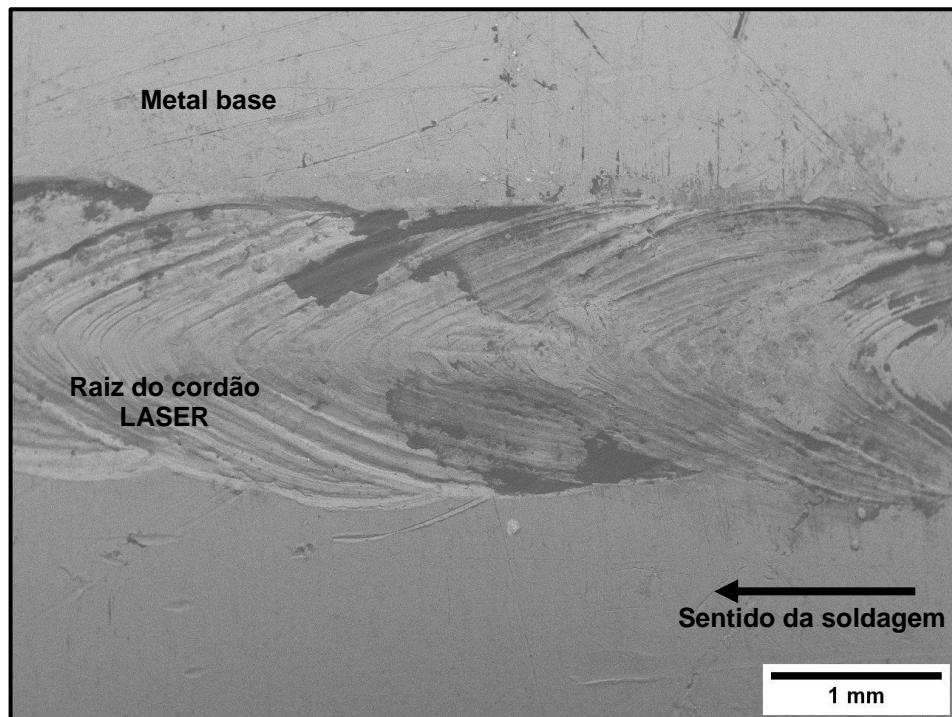
Figura 23 - Superfície superior (face) do cordão LASER (MEV – ERE). Não se observa-se a presença da região esbranquiçada na interface cordão/metal base.



FONTE: o autor.

Nas Figuras 25 e 26 estão as imagens da face do cordão LASER, sendo a interface cordão/metal base e o centro da face do cordão, respectivamente. Na interface cordão LASER/metal base não se observa a segregação de óxidos. No centro do cordão LASER, zona fundida, não houve a formação de microestrutura dendrítica como no cordão TIG. Isto se deve à soldagem LASER ter resultado numa taxa de resfriamento que não permitiu a formação deste tipo de microestrutura na superfície da face do cordão.

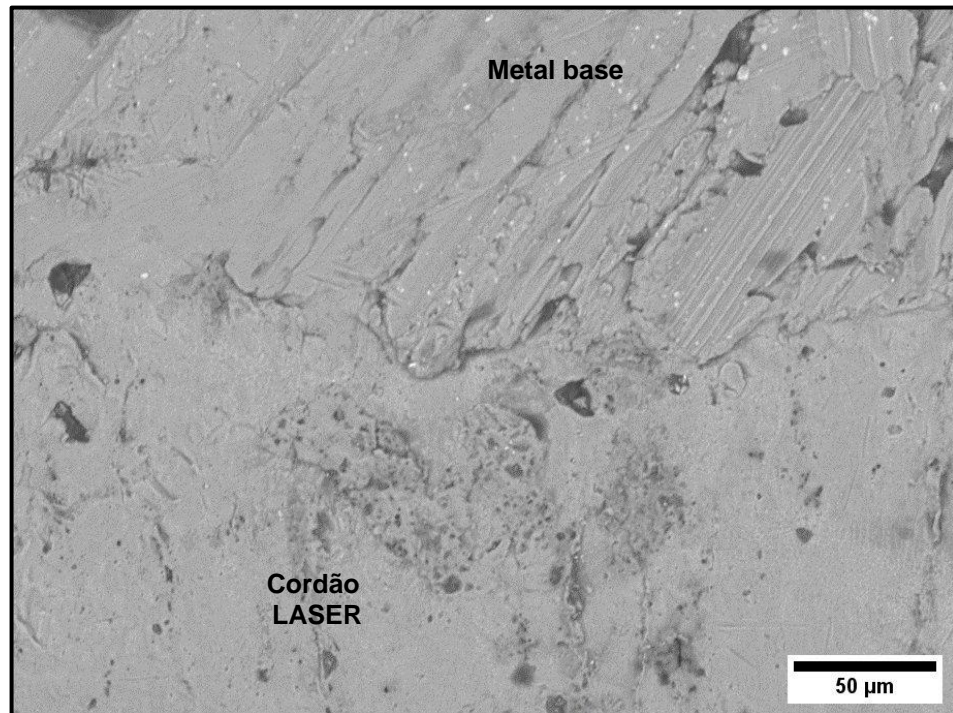
Figura 24 - Superfície inferior (raiz) do cordão LASER. Nota-se regiões escuras (óxidos), as quais se formaram devido à proteção gasosa ineficiente.



FONTE: o autor.

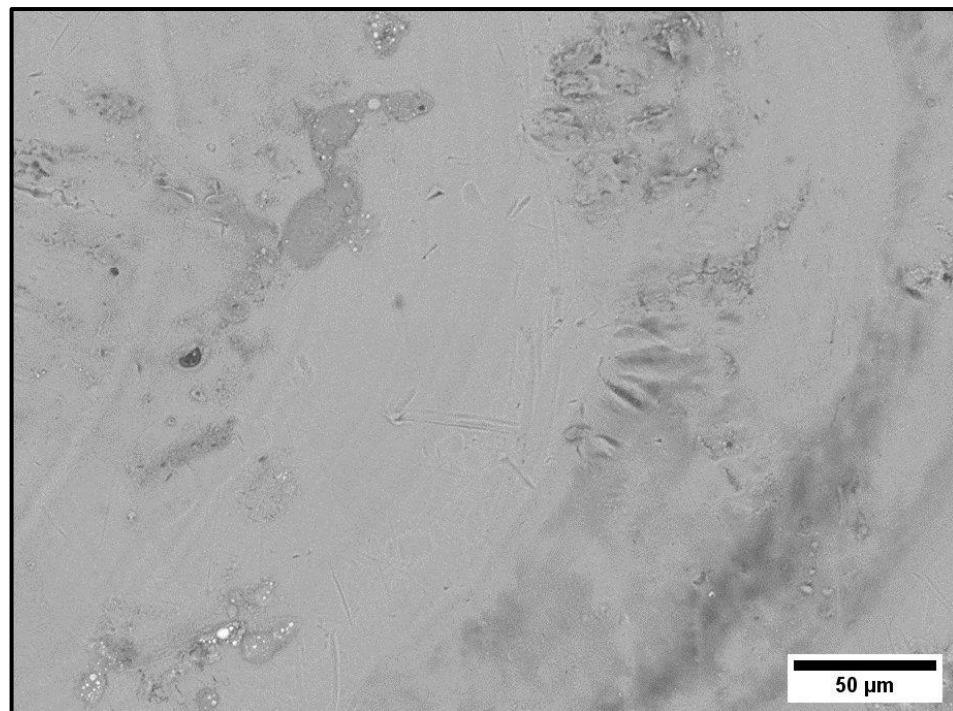
Nas Figuras 27 e 28 estão as imagens da raiz do cordão LASER, sendo a interface cordão/metal base e centro da raiz do cordão, respectivamente. Diferente do cordão TIG, no cordão LASER os óxidos ficaram distribuídos na zona fundida da raiz. A permanência dos óxidos na raiz do cordão LASER pode estar associada às correntes de condução e convecção do alumínio fundido na cavidade formada pelo feixe LASER que força a movimentação do metal líquido para raiz e para a interface com o metal base, ou seja, regiões de maior velocidade de solidificação (ZHAO; WHITE; DEBROY, 1999; FOTOVVATI *et al.*, 2018). Desta forma, os óxidos ficam aprisionados na raiz e no interior da zona fundida. A presença dos elementos ferro e silício nas ligas de alumínio dificultam o retorno dos óxidos para a face do cordão LASER devido estes elementos aumentarem a tensão superficial do alumínio líquido.

Figura 25 - Interface entre a face do cordão LASER e o metal base (MEV/ERE).



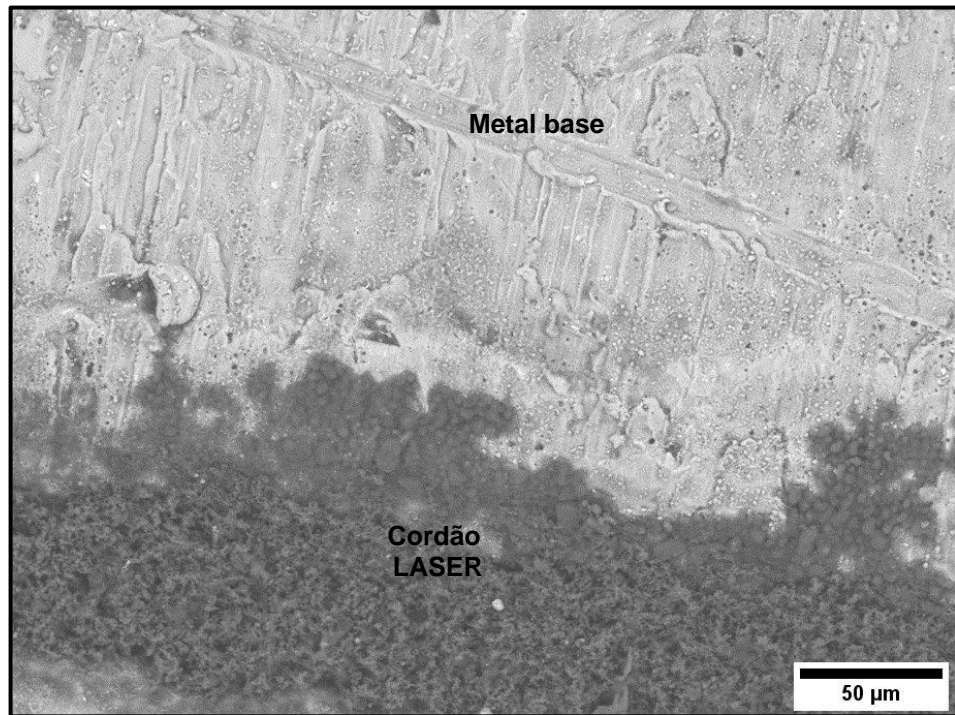
FONTE: o autor.

Figura 26 - Centro da face do cordão LASER (MEV/ERE).



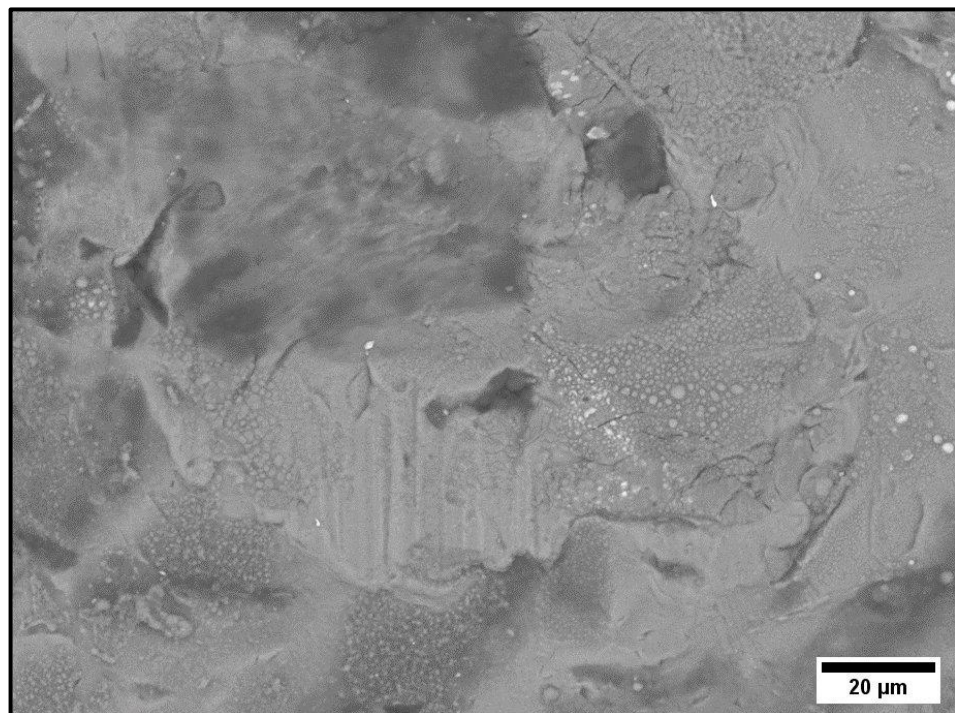
FONTE: o autor.

Figura 27 - Interface entre a raiz do cordão LASER e o metal base (MEV/ERE).



FONTE: o autor.

Figura 28 - Centro raiz do cordão LASER (MEV/ERE).



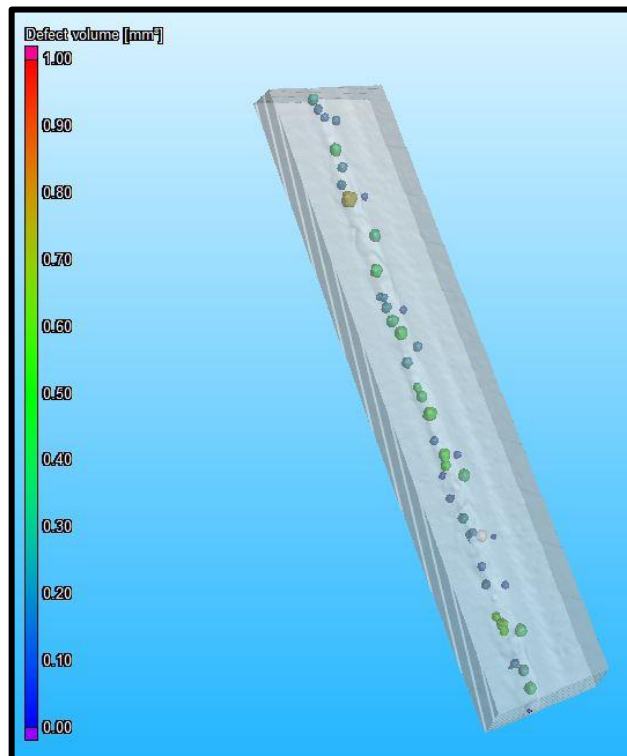
FONTE: o autor.

5.1.3 Tomografia computadorizada industrial

A partir das análises por tomografias com resolução de 20 µm não foi possível identificar trincas e poros no interior das juntas TIG. Enquanto em toda a extensão da zona fundida dos cordões LASER foi evidenciada a presença de poros, no entanto, não se observou a presença de trincas. A obtenção de juntas de alumínio soldadas por LASER isentas de poros é ainda um grande desafio que tem limitado a utilização deste processo de soldagem (WENCHAO *et al.*, 2021).

Na Figura 29 está apresentada a nuvem de pontos 3D do cordão LASER obtida por tomografia industrial. Nesta figura foi utilizado o recurso de detecção/determinação da superfície de poros por limiar da intensidade de escala de cinza, sendo apresentado com transparência para melhorar a visualização/apresentação dos poros identificados por cores.

Figura 29 - Nuvem de pontos 3D do cordão LASER obtida por tomografia industrial. Observa-se a presença de poros em toda extensão do cordão.



FONTE: o autor.

A vazão do gás de proteção, o avanço da soldagem e a taxa de resfriamento são alguns dos parâmetros que devem ser otimizados para evitar a formação de poros na soldagem LASER do alumínio. Para comparação entre os processos, na

Tabela 10 estão apresentados estes parâmetros para os processos TIG e LASER. A vazão do gás de proteção no processo LASER foi a metade da vazão utilizada no processo TIG, a velocidade de avanço da soldagem LASER foi 13 vezes maior e a taxa de resfriamento cerca de 1.000 vezes maior que no processo TIG.

Tabela 10 - Comparação dos parâmetros dos processos TIG e LASER.

Processo	Vazão do gás de proteção (L.min ⁻¹)	Avanço da soldagem (m.min ⁻¹)	Taxa de resfriamento (°C.s ⁻¹)
TIG	80	0,22	10 a 10 ³
LASER	40	3,0	~10 ⁶

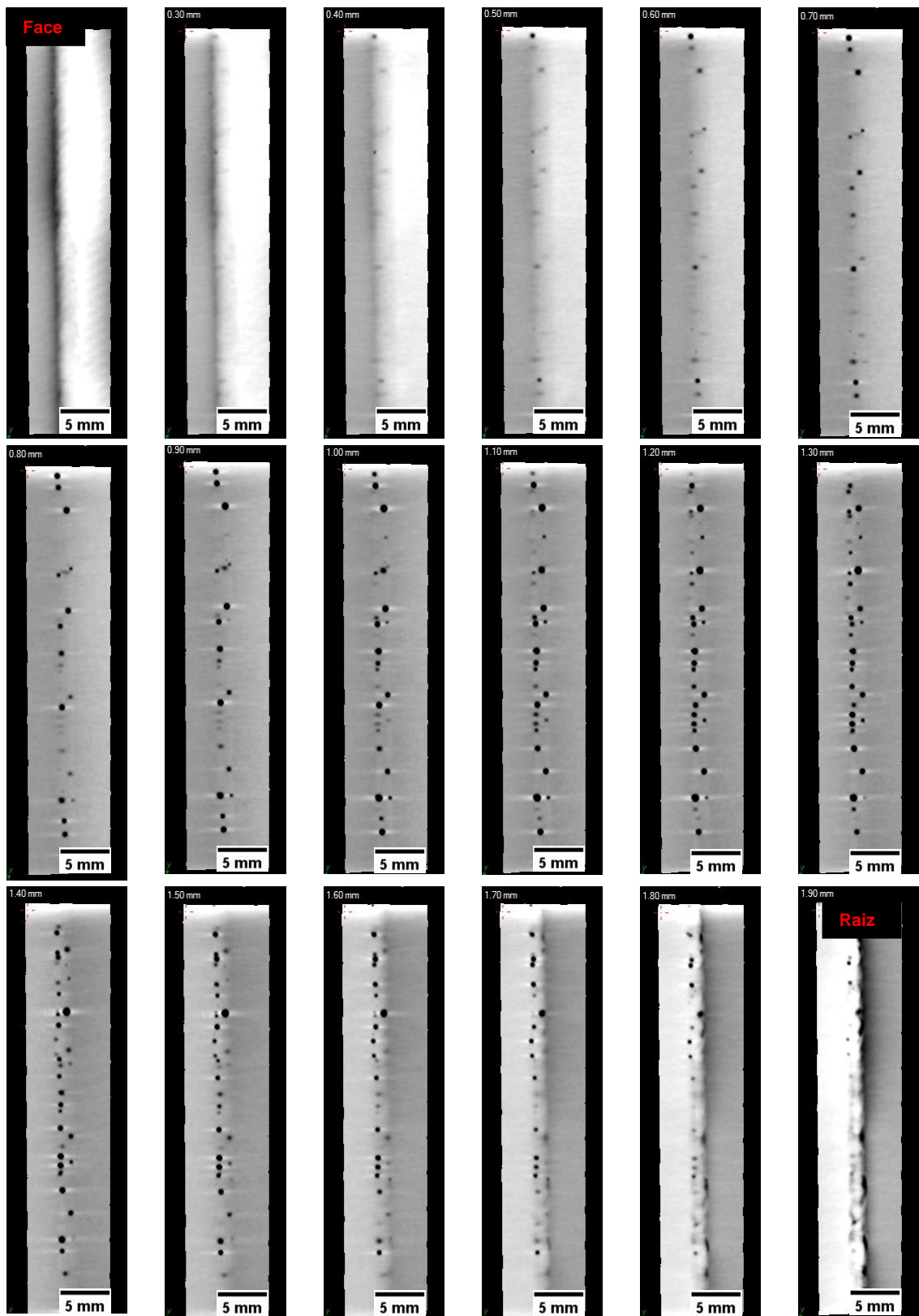
FONTE: o autor.

Os poros dos cordões LASER são decorrência do colapso das paredes da cavidade da soldagem por penetração. Devido ao rápido avanço de soldagem e de solidificação do processo LASER, levando ao aprisionamento de gases e vapores metálicos (WENCHAO *et al.*, 2021). O diâmetro médio encontrado para os poros do cordão LASER foi (0,40±0,22) mm e a esfericidade 0,70±0,02⁶. Os poros identificados não são devido ao gás hidrogênio, pois as juntas foram devidamente limpas, embora a resolução utilizada na tomografia não permitiria a detecção de microporos formados pelo aprisionamento de hidrogênio.

Na Figura 30 estão as projeções 2D do cordão LASER obtidas pelo “fatiamento” digital no plano XY da nuvem de pontos 3D (plano perpendicular ao eixo de soldagem). Este recurso permite visualizar os poros em relação à profundidade do cordão, tendo a face do cordão como a origem (profundidade Z=0). A partir destas projeções constata-se a presença de poros a partir da profundidade de 0,5 mm. Os poros ocorrem principalmente próximos às interfaces cordão/metal base, fato característico da formação de poros por colapso das paredes da cavidade de fusão do processo LASER.

⁶ Esfericidade: valor adimensional que quanto mais próximo de 1, mais o elemento analisado se assemelha de uma esfera.

Figura 30 - Projeções 2D obtidas por tomografia industrial do cordão LASER. Imagens a cada 0,1 mm de profundidade a partir da face do cordão (Z=0).



FONTE: o autor.

A estabilidade da cavidade decorrente do feixe LASER e consequente redução da porosidade é conseguida pelo aumento de densidade de energia do feixe LASER, pela utilização de metal de adição, pelo ajuste adequado da distância focal do feixe e emprego de sistemas LASER multifocal (CAO *et al*, 2003).

Agitação do metal líquido da poça de fusão também contribui na formação de poros na região da face do cordão devido ao aprisionamento de óxidos e gases de proteção ou atmosférico. No entanto, este não foi o mecanismo de formação de poros nos cordões LASER pois os poros ocorreram principalmente a partir de 0,5 mm de profundidade. Poros mais próximos à face do cordão ocorrem principalmente nos processos de soldagem LASER por condução. Outro mecanismo de formação de poros em juntas de alumínio soldadas a LASER é devido à contração do metal líquido durante a solidificação. Porém, estes poros tipicamente não são esféricos e são acompanhados de trincas em ligas tratáveis termicamente.

A partir das projeções obtidas por tomografia foram medidos o diâmetro do maior poro (**d**), a porcentagem relativa da área total de poros (**f**) e distância mínima entre poros (**ΔL**) conforme a ISO 13919-2 (ISO, 2021). Os resultados estão apresentados na Tabela 11 e na Figura 31 estão apresentadas as seções nas quais foi analisada a porosidade.

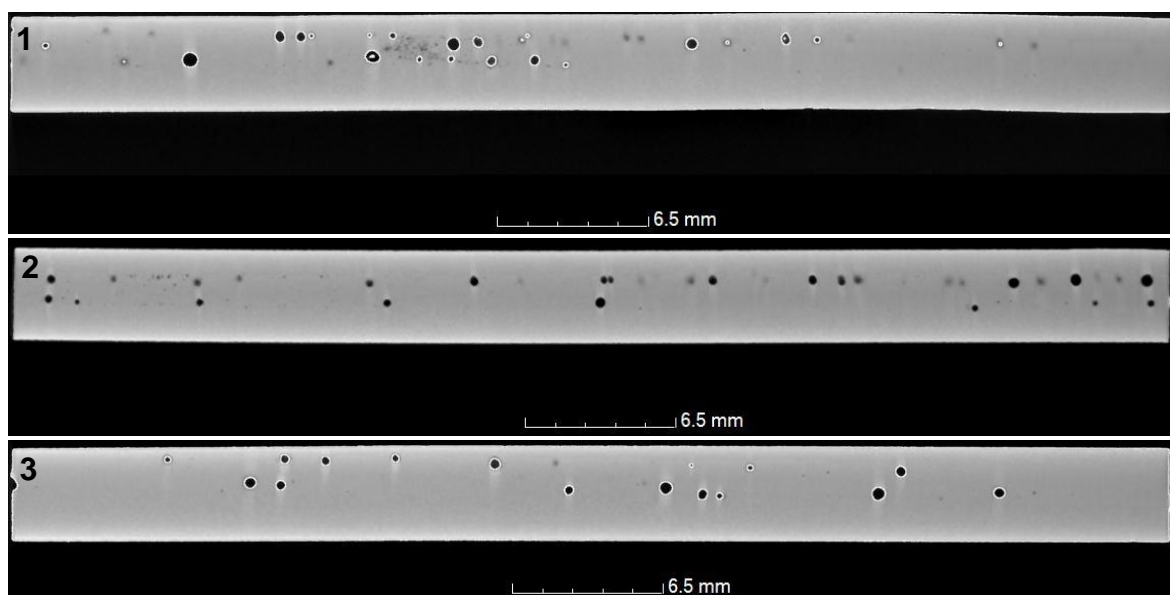
Tabela 11 - Avaliação da porosidade da junta LASER por tomografia, utilizando as classificações de exigências de uso estabelecidas na norma ISO 13919-2.

Especificação de porosidade	Exigência de uso			Valores medidos		
	D	C	B	1	2	3
Maior poro individual (d - mm)	1,2	1	0,8	0,7	0,6	0,7
Máxima porcentagem relativa da área total de poros em relação à área analisada (f - %)	≤ 15	≤ 10	≤ 5	1,5	1,0	1,3
Mínima distância entre poros individuais (ΔL - mm)	0,5	1	1	0,2	0,1	0,1

Exigência de uso: D – moderada, C – intermediária e B – rigorosa.

FONTE: o autor.

Figura 31 - Projeção 2D das seções do cordão LASER nas quais foi analisada a porosidade por tomografia conforme a ISO 13919-2.



FONTE: o autor.

A avaliação das juntas LASER por tomografia utilizando os critérios de avaliação de porosidade da norma ISO 13919-2 permitiria recomendar as juntas deste estudo para uso em condições rigorosas, isto levando em consideração apenas o maior tamanho de poro (0,6-0,7 mm) e porcentagem relativa de porosidade (1,0-1,5%). Alguns poros são próximos um do outro, tendo de serem considerados como um único poro conforme estabelece a norma. Porém, ainda assim as juntas LASER poderiam, pelo menos, serem classificadas para exigência de uso moderado, pois a porosidade combinada (L_c) não ultrapassaria 8 mm. Contudo, a norma ISO 13919-2 estabelece outros critérios além da porosidade para a aprovação de uso de uma junta soldada.

5.2 Composição química

Na Tabela 12 está apresentada a composição química do metal base AA8011 comercial, juntamente com a sua composição química nominal (original e modificada). Nesta tabela também está apresentada a composição da face e da raiz dos cordões TIG e LASER.

Tabela 12 - Composição química do metal base e dos cordões TIG e LASER.

Liga/Cordão	Composição química (% em massa)								
	Fe	Si	Cu	Mn	Zn	Mg	Cr	Ti	
Nominal	AA8011 ⁷ original	0,6-1,0	0,5-0,9	0,1 máx	0,2 máx	0,1 máx	0,05máx	0,05máx	0,08máx
	AA8011A ⁸ modificada	0,5-1,0	0,4-0,8	0,1máx	0,1máx	0,1máx	0,1máx	0,1máx	0,05máx
Metal base	AA8011 comercial	0,93	0,20	0,10	0,08	0,09	0,02	0,03	0,01
Cordão TIG	Face lado superior	1,10	0,21	0,12	0,09	0,09	0,01	0,03	0,01
	Raiz lado inferior	1,00	0,21	0,11	0,08	0,09	0,02	0,03	0,01
Cordão LASER	Face lado superior	1,00	0,20	0,11	0,08	0,09	0,02	0,03	0,01
	Raiz lado inferior	1,00	0,21	0,11	0,08	0,09	0,02	0,03	0,01

Observação: as análises foram realizadas em triplicata, sendo obtido os seguintes desvios padrão: 0,02% para o ferro; 0,002% para o silício e 0,001% para os demais elementos.

FONTE: o autor.

⁷ AA8011 – composição original da liga AA8011, desenvolvida nos EUA em 1970 (ASM, 1990).

⁸ AA8011A – composição da liga AA8011 modificada, desenvolvida na Alemanha em 1979 (ASM, 1990).

A liga AA8011 comercial estudada apresentou o teor de ferro (0,93%) dentro da faixa nominal para a liga AA8011 original (0,6%-1,0%) e para a liga AA8011 modificada (0,5%-1,0%). No entanto, o teor de silício (0,20%) se apresentou abaixo dos teores das ligas AA8011 original (0,5%-0,9%) e AA8011 modificada (0,4%-0,8%). Ainda assim, o metal base utilizado neste estudo será considerado como liga AA8011, pois as principais ligas comerciais Al-Fe-Si para obtenção de folhas finas possuem variação da composição química, tendo o teor de ferro, por exemplo, entre 0,25% e 1,75% e o teor de silício entre 0,05% e 0,65% (DELIJIC, ASANOVIC e RADONJIC, 2006).

A partir dos resultados apresentados na Tabela 12 , observa-se que:

- a composição química dos cordões TIG e LASER são similares à do metal base, confirmando a baixa probabilidade de evaporação do ferro e do silício (KOU, 2002). Segundo Ready (1997), a densidade de potência do feixe LASER na soldagem não atinge 10^9 W.cm^{-2} necessária para a vaporização de alumínio. Se não houver energia suficiente para a vaporização do alumínio que possui, à 1.800°C e 1 atm, a pressão de vapor da ordem de 10^1 mmHg , o ferro (10^{-1} mmHg) e o silício (10^{-2} mmHg) que possuem pressão de vapor menor que a do alumínio dificilmente sofrerão vaporização durante a soldagem a LASER (ZHAO; WHITE; DEBROY, 1999);
- o teor de ferro na face dos cordões TIG e LASER apresentou-se cerca de 0,2% maior que o teor do metal base. Isto devido à baixa solubilidade do ferro no alumínio e a face do cordão ser a região que por último se solidifica, havendo assim o aumento da concentração de ferro;
- o teor dos demais elementos químicos na face e na raiz dos cordões são similares, constatando que:
 - a homogeneidade química nos cordões e a ausência de gradientes de concentração, são consequência da alta velocidade de agitação dentro da poça de fusão do cordão TIG (1 m.s^{-1}) e dentro da cavidade do cordão LASER (3 m.s^{-1}) (ZHAO; WHITE; DEBROY, 1999);
 - a ausência de contaminantes metálicos do eletrodo de tungstênio no cordão TIG;

- mesmo com velocidade de resfriamento diferente, os processos TIG e LASER resultaram em cordões com superfícies quimicamente similares, mas com diferenças microestruturais.

Na Tabela 13 está apresentada a razão entre os teores de Fe:Si no metal base e nos cordões. A partir desses resultados, constata-se que não houve a vaporização do ferro e do silício nos cordões de solda e que a razão Fe:Si na face dos cordões TIG e LASER é maior do que a razão no metal base em decorrência da baixa solubilidade do ferro, que durante o resfriamento, é segregado para as regiões do centro da face dos cordões que se solidifica tardiamente.

Tabela 13 - Razão Fe:Si no metal base e nos cordões.

Metal base/Cordão		Razão Fe:Si
Metal base		4,7
TIG	Face	5,2
	Raiz	4,8
LASER	Face	5,0
	Raiz	4,8

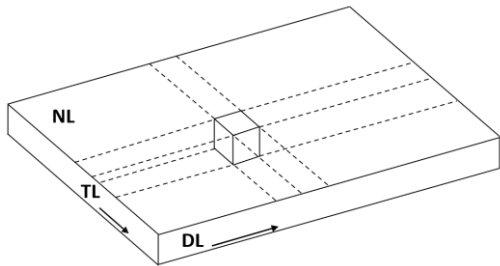
FONTE: o autor.

5.3 Análise microestrutural

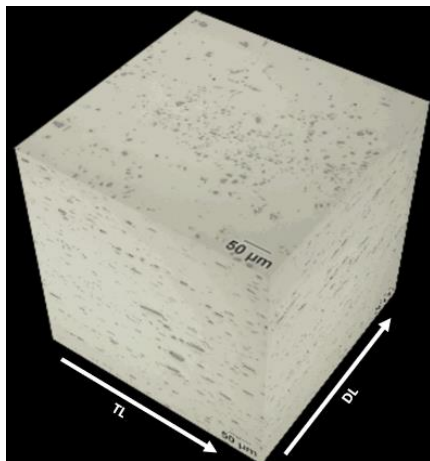
5.3.1 Microscopia óptica

Na Figura 32 estão apresentadas as imagens da microestrutura do metal base. Nestas imagens, observa-se a microestrutura granular com precipitados na forma de placas que representam $(3,4 \pm 0,4)\%$ da área relativa. Estas placas, típicas da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, são alongadas na direção transversal à laminação (TL) e na direção de laminação (DL).

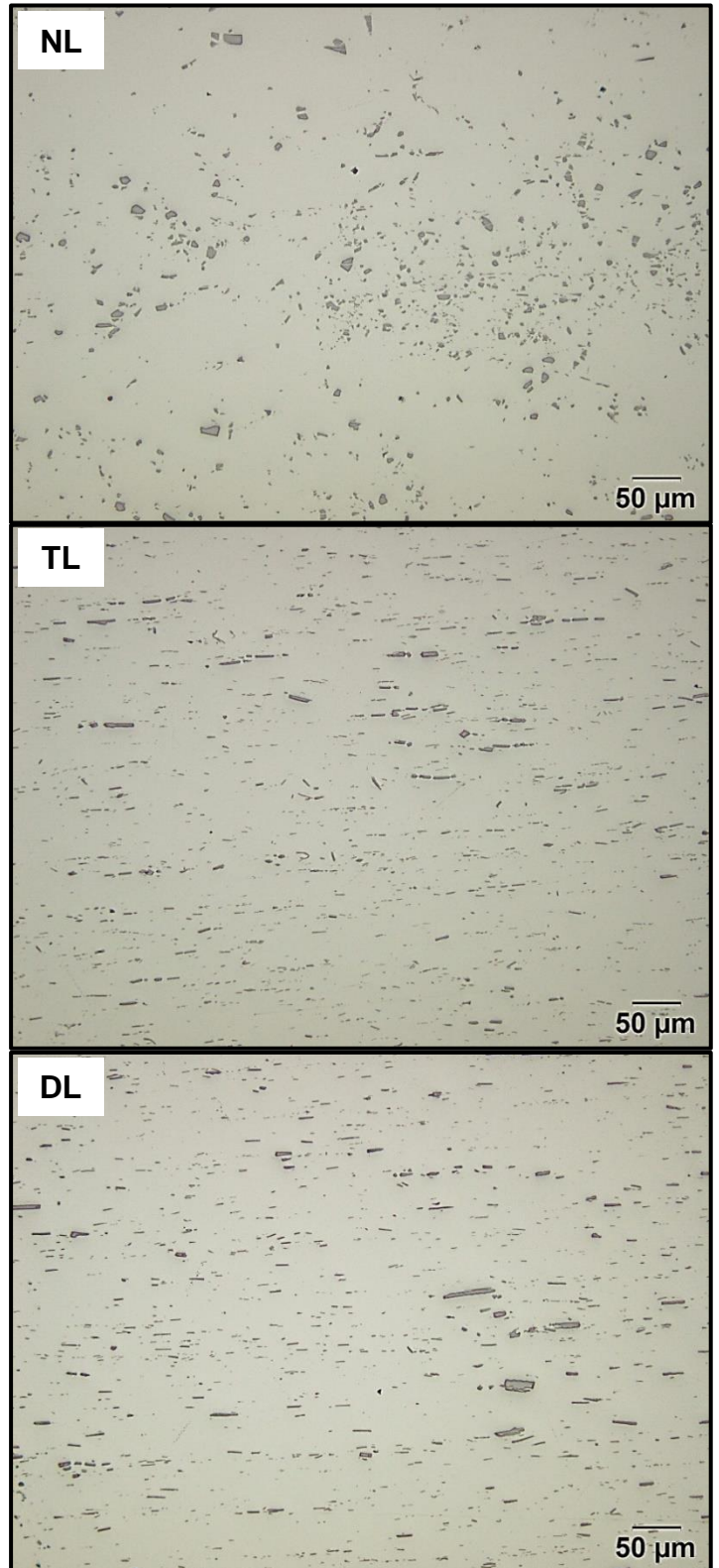
Figura 32 - Microestrutura granular do metal base com precipitados na forma de placas alongadas na direção de laminação e transversal à laminação. Microscopia óptica sem ataque químico.



Representação do local de retirada da amostra.



NL – Superfície normal à laminação.
TL – Transversal à laminação.
DL – Direção de laminação.



FONTE: o autor.

Nas Figuras 33 e 34 estão apresentadas as imagens da microestrutura do metal base obtidas por microscopia óptica com luz polarizada com aumentos de 50X e 200X, respectivamente. Os precipitados, nestas imagens, estão indicados por setas. Nas imagens das seções normais à laminação (NL), os grãos são equiaxiais e possui tamanho médio de (68 ± 9) μm e nas imagens das seções transversais à laminação (TL) na direção da laminação (DL) os grãos são alongados.

Nas Figuras 35 e 36 estão apresentadas as macrografias da seção transversal dos cordões TIG e LASER, respectivamente. Na Figura 35, observa-se que a largura da zona fundida (ZF) do cordão TIG possui largura média de $(5,9\pm 0,2)$ mm. A ZF do cordão LASER (Figura 36) possui forma de taça com largura média de $(2,3\pm 0,1)$ mm na parte mais larga e $(1,6\pm 0,1)$ mm na parte estreita. Esta forma de taça é característica do processo devido à distribuição de energia do feixe LASER. A largura do cordão TIG é cerca de 3 vezes maior que a largura do cordão LASER, esta diferença está associada ao processo LASER possuir maior densidade de energia, maior velocidade de avanço e maior taxa de resfriamento que o processo TIG.

Na Tabela 14 está apresentada a razão de aspecto⁹ determinada para os cordões TIG e LASER. A razão de aspecto do cordão TIG é três vezes maior que a razão do cordão LASER, evidenciando a alta densidade de energia e menor região de fusão do processo LASER.

Tabela 14 - Razão de aspecto determinada para os cordões.

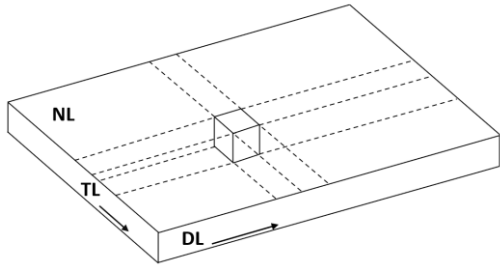
Cordão	Largura (mm)	Profundidade (mm)	Razão de aspecto
TIG	5,9	2,0	2,95
LASER	1,9 ¹⁰	2,0	0,98

FONTE: o autor.

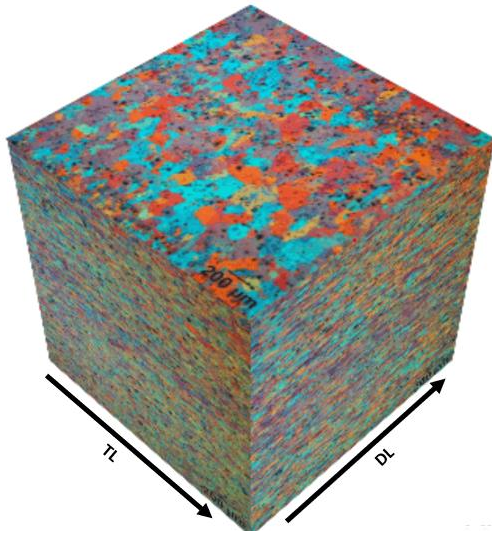
⁹ Razão de aspecto é dada pela razão entre a largura e a profundidade do cordão de solda.

¹⁰ Média ponderada calculada a partir da largura em função profundidade do cordão LASER.

Figura 33 - Microestrutura do metal base obtida por microscopia óptica com luz polarizada. Ataque eletrolítico. Aumento: 50X.



Representação do local de retirada da amostra.



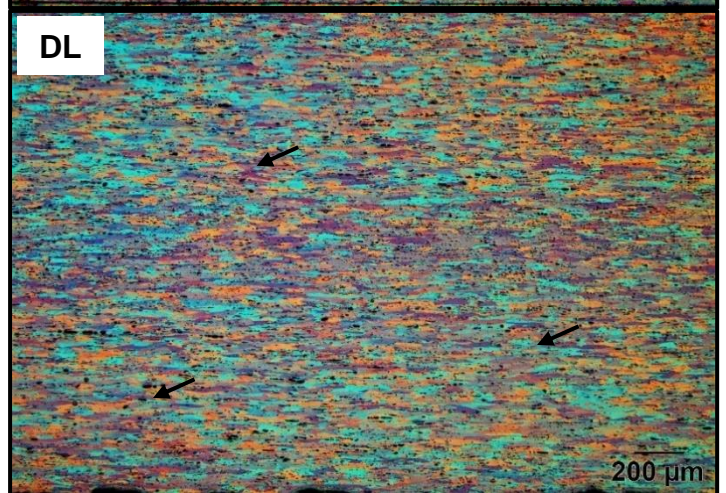
NL – Superfície normal à laminação.

TL – Transversal à laminação.

DL – Direção de laminação.

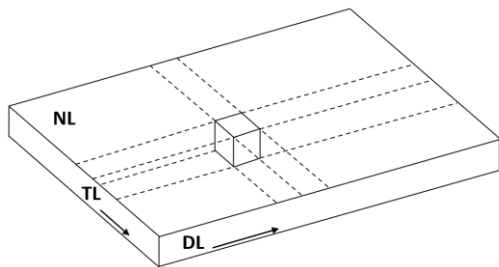
As setas indicam a região dos precipitados.

As regiões coloridas indicam os grãos da matriz de alumínio (α -Al).

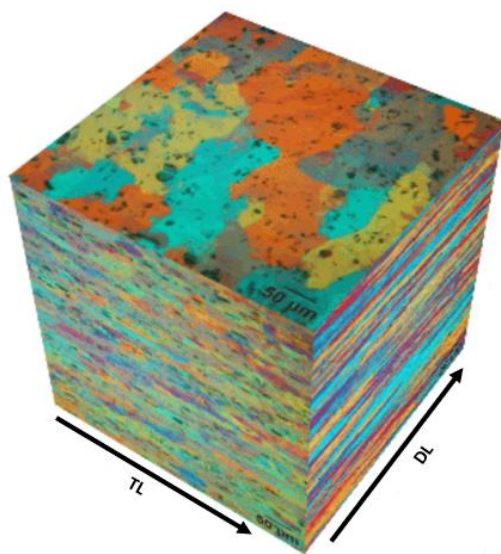


FONTE: o autor.

Figura 34 - Microestrutura do metal base obtida por microscopia óptica com luz polarizada. Ataque eletrolítico. Aumento: 200X.



Representação do local de retirada da amostra.



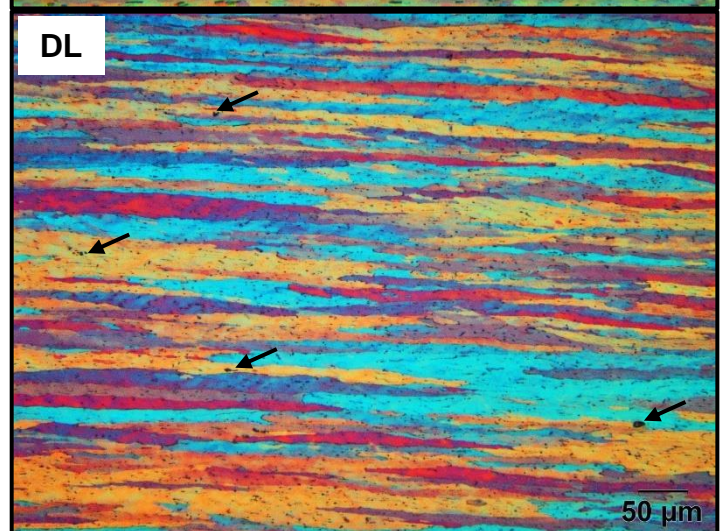
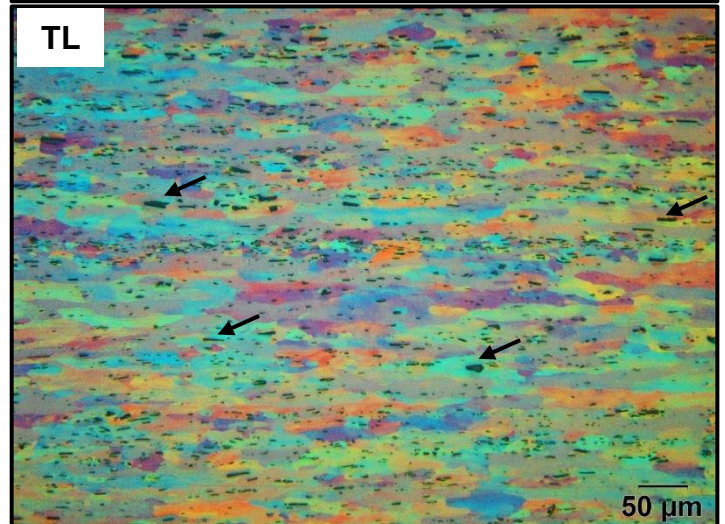
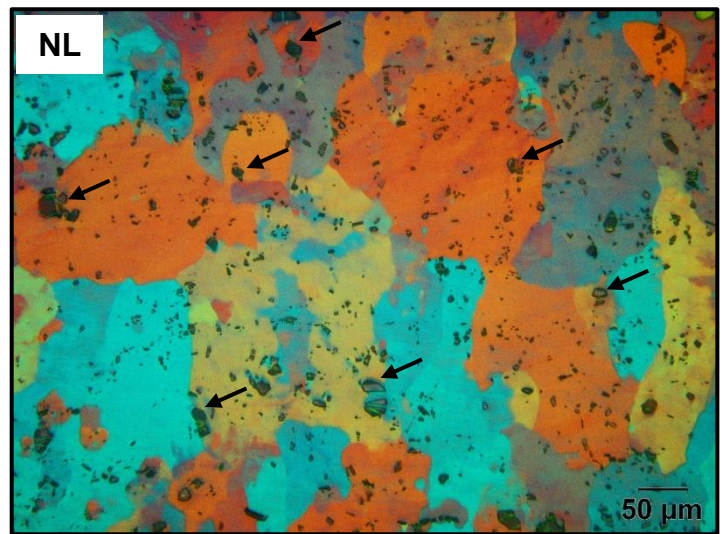
NL – Superfície normal à laminação.

TL – Transversal à laminação.

DL – Direção de laminação.

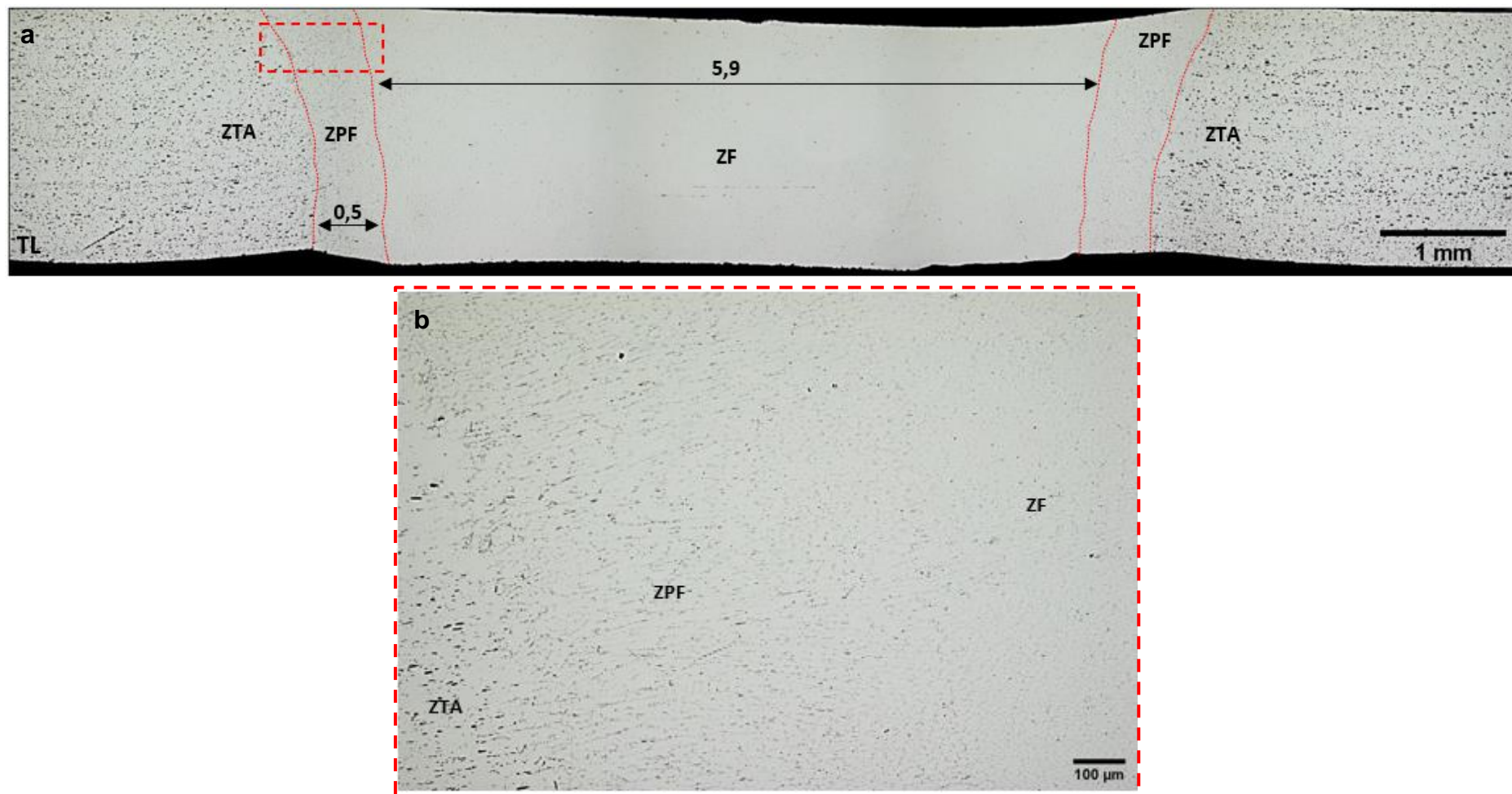
As setas indicam a região dos precipitados.

As regiões coloridas indicam os grãos da matriz de alumínio.



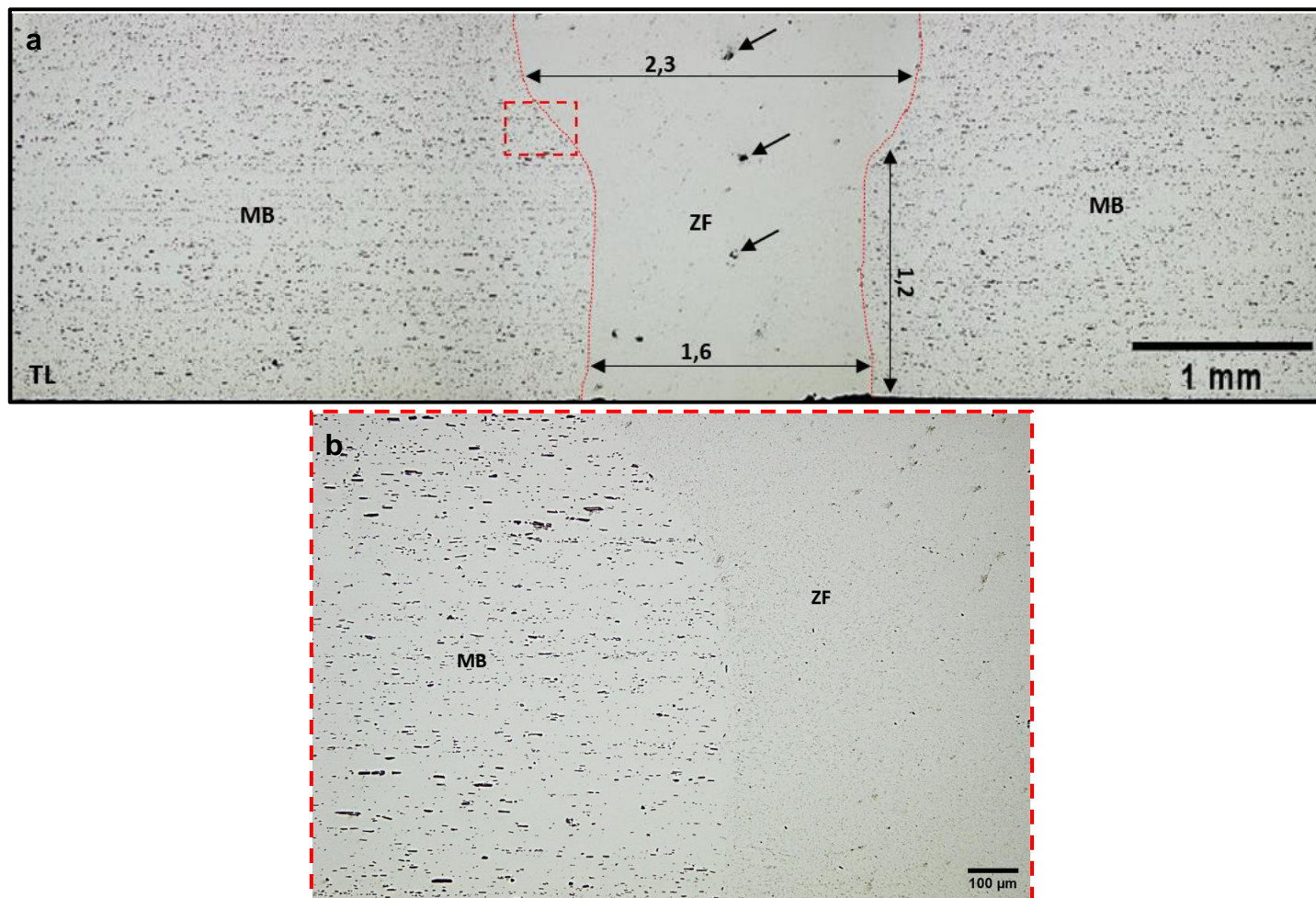
FONTE: o autor

Figura 35 - Macrografia da seção transversal do cordão TIG sem ataque químico (a). (b) Detalhe da interface ZTA/ZPF/ZF. ZF – zona fundida, ZPF – zona parcialmente fundida e ZTA – zona termicamente afetada.



FONTE: o autor.

Figura 36 - Macrografia da seção transversal do cordão LASER sem ataque químico (a), onde a ZF possui a forma de taça e as setas indicam a presença de poros. (b) Detalhe da interface MB/ZF. MB – metal base e ZF – zona fundida.



FONTE: o autor.

Na Figura 35 pode ser identificada a zona parcialmente fundida (ZPF) do cordão TIG com largura de $(0,5\pm 0,1)$ mm. Nas imagens da Figura 36 não é possível identificar a presença da ZTA e da ZPF do cordão LASER (ZHAO; WHITE; DEBROY, 1999).

Nos cordões TIG (Figura 35) e LASER (Figura 36) não foram observadas trincas por liquação ou por solidificação. Essas trincas normalmente ocorrem em ligas tratáveis termicamente quando soldadas a LASER e são pouco comuns em ligas de alumínio trabalháveis como a liga AA8011.

Nas Figuras 37 e 38 estão apresentadas as macrografias obtidas por microscopia óptica com luz polarizada das seções transversais¹¹ das juntas TIG e LASER, respectivamente. A partir destas figuras, nota-se que o tamanho dos grãos do cordão TIG são maiores que os do cordão LASER devido à taxa de resfriamento ser menor que a do processo LASER, permitindo o crescimento dos grãos a ponto de formar um macrogrão (A). O crescimento deste macrogrão é justificado pela menor taxa de resfriamento e pela maior taxa de crescimento de grão que ocorre em torno da linha central dos cordões TIG (KOU, 2002). As taxas de resfriamento e crescimento de grão podem ser consideradas constantes em toda a espessura da junta TIG, pois a largura do macrogrão é similar em toda sua extensão. Na Tabela 15 está sumariado o tamanho médio dos grãos das regiões indicadas nas Figuras 37 e 38.

Tabela 15 - Tamanho de grão das regiões dos cordões TIG e LASER (seção transversal).

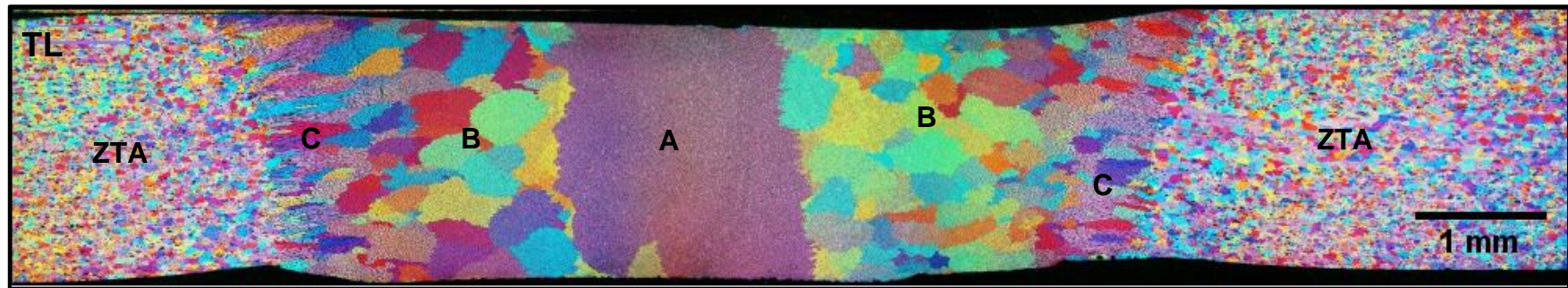
Cordão	A - Macrogrão (μm)	B - Zona fundida (μm)	C - ZTA (μm)	Metal base (μm)
TIG	1.800 \pm 100	600 \pm 200	43 \pm 3	10 \pm 1
LASER	-	90 \pm 30	-	10 \pm 1

FONTE: o autor.

Na Figura 37, a zona fundida do cordão TIG apresenta grãos colunares equiaxiais (B) e grãos colunares que tiveram crescimento epitaxial na direção preferencial de maior gradiente de resfriamento próxima à ZTA.

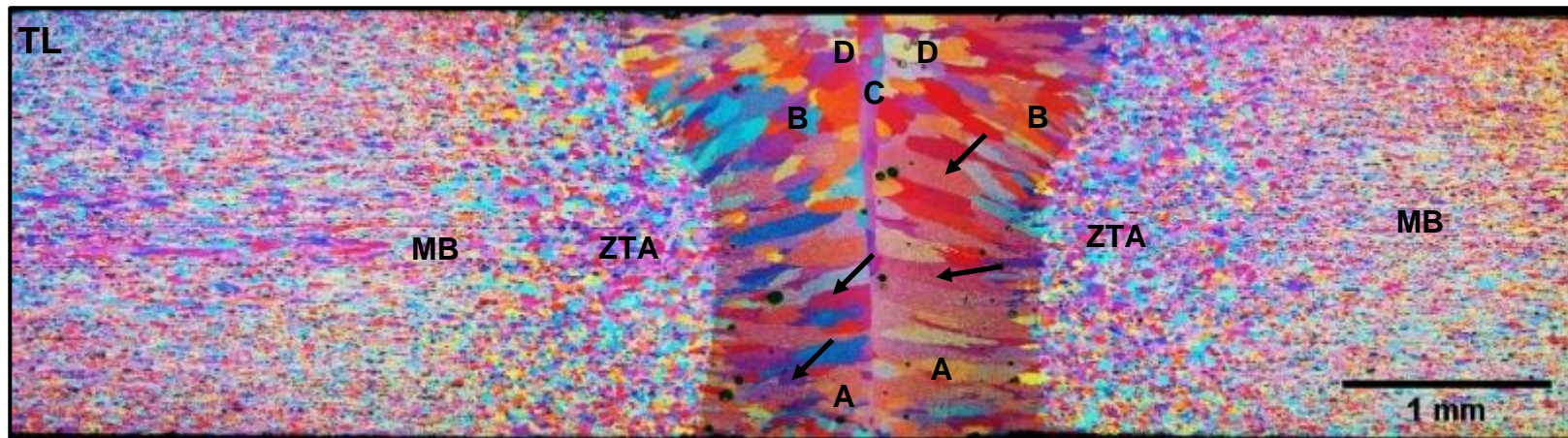
¹¹ As mesmas seções transversais das Figura 35 apresentadas anteriormente.

Figura 37 - Macrografia da seção transversal do cordão TIG obtida por microscopia óptica com luz polarizada (ataque eletrolítico). Presença de um macrogrão (A) e grãos equiaxiais (B) que se apresentam mais alongado (epitaxiais - C) com a proximidade com ZTA.



FONTE: o autor.

Figura 38 - Macrografia da seção transversal do cordão LASER obtida por microscopia óptica com luz polarizada (ataque eletrolítico). Presença de grãos colunares horizontais próximo à raiz (A), inclinados próximo à face (B) e vertical na linha central por onde passou o feixe LASER (C), além de grãos equiaxiais na região central da face do cordão (D). As setas indicam a poros.



FONTE: o autor.

Na zona fundida do cordão LASER (Figura 38) há grãos epitaxiais a partir da linha central de fusão, resultando em grãos colunares dendríticos (A e B) orientados com o fluxo de calor com gradientes diferentes entre a face e a raiz do cordão, pois os grãos colunares apresentarem orientações diferentes. Ion (2005) afirma que a soldagem LASER com velocidade de avanço elevada¹² resulta na mudança abrupta de orientação dos grãos colunares tornando esta região susceptível à formação de trincas de solidificação e, quanto maior a velocidade de soldagem, os grãos epitaxiais ficam mais próximos da perpendicularidade com a linha central do cordão (CAO *et al.*, 2003). Nesse estudo, a velocidade da soldagem LASER ($0,05 \text{ m.s}^{-1}$ # 3 m.min^{-1}) resultou em taxas de resfriamento que permitiram a nucleação heterogênea que é constatada pela presença de grãos colunares com inclinações diferentes em relação à linha central do cordão. Por exemplo, próximo à raiz os grãos são perpendiculares (A); os próximos à face, possuem inclinação negativa (B) e, na linha central, os grãos verticais¹³ (C). A junta LASER apresenta ainda grãos equiaxiais (D) no centro da ZF próximo à face do cordão.

A elevada velocidade de soldagem LASER não resultou na formação de trinca a quente, porém não evitou a formação de poros. Segundo a literatura, as trincas a quente são formadas nas regiões próximas à linha central da zona fundida e os grãos epitaxiais, pois nestas regiões há a segregação de fases eutéticas (ION, 2005). Na raiz do cordão LASER, os grãos epitaxiais são menores e se assemelham a grãos equiaxiais. A ausência de trincas de solidificação também se deve a este fato, pois a suscetibilidade à formação de trincas é menor nas regiões com grãos equiaxiais. Desta forma, os grãos equiaxiais ou colunares de menor tamanho nos cordões LASER podem ser formados quando a velocidade de solidificação, a velocidade de soldagem e/ou o gradiente de temperatura são reduzidos e o tamanho da poça de fusão, a concentração inicial de soluto e/ou o número de locais de nucleação são maiores (CAO *et al.*, 2003).

Nas Figuras 39 e 40 estão apresentadas as macrografias obtidas por microscopia óptica com luz polarizada das seções longitudinais¹⁴ próximas da face

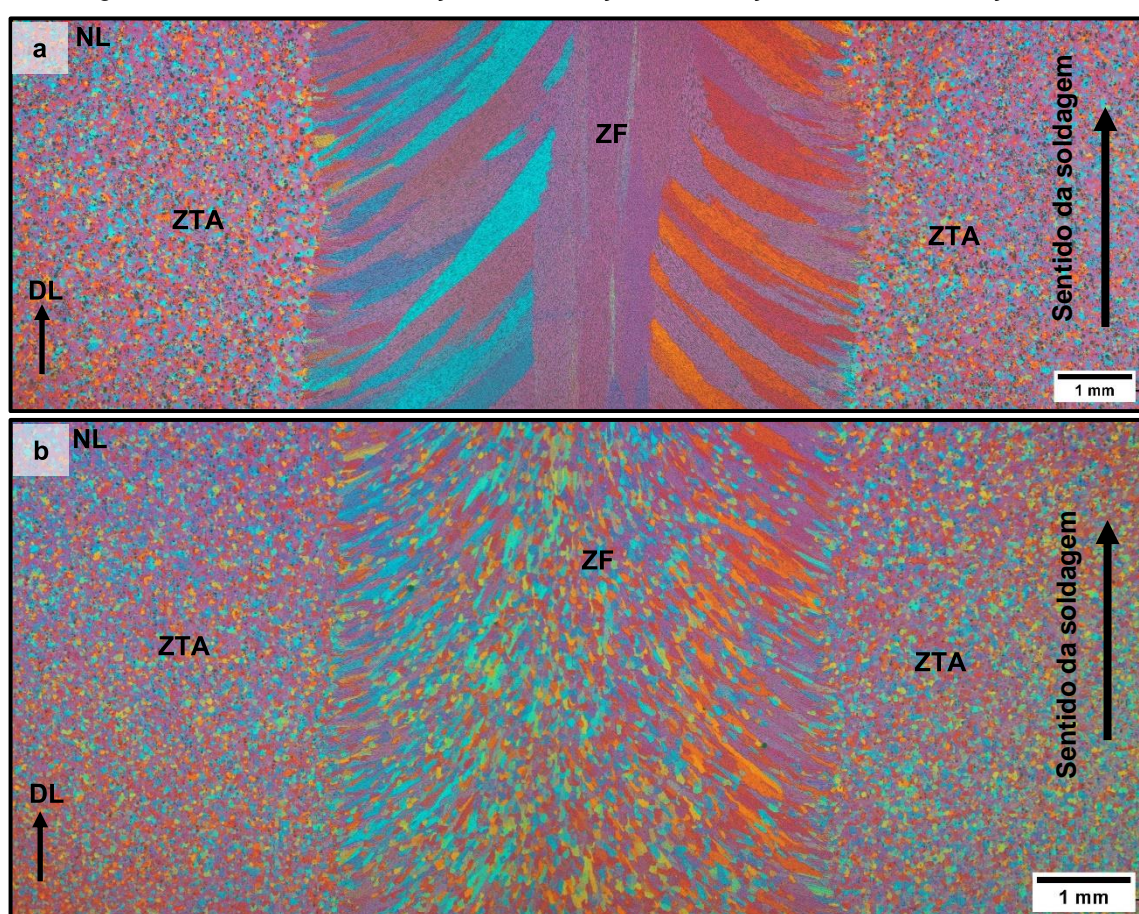
¹² Ion (2005) não apresenta o valor da velocidade de soldagem considerada elevada.

¹³ Região da interface do posicionamento das chapas e por onde passou o feixe LASER.

¹⁴ Seção normal à laminação (NL).

e da raiz das juntas TIG e LASER, respectivamente. A orientação dos grãos apresentada nestas figuras está de acordo com aquela apresentada por Kou (2002) para ligas de alumínio 99,96%, onde os grãos colunares do cordão TIG são curvos e os do cordão LASER são retos. Em ambos os processos, os grãos são orientados/inclinados para o sentido do avanço da soldagem, pois a taxa de resfriamento e crescimento de grão é maior nas laterais da zona fundida (interface com o MB) e na região posterior da poça de fusão.

Figura 39 - Macrografia da seção longitudinal do cordão TIG obtida por microscopia óptica com luz polarizada (ataque eletrolítico). (a) Seção ~0,5 mm da face. (b) Seção ~0,5 mm da raiz. Velocidade de soldagem: 0,22 m.min⁻¹. DL – direção da laminação. NL – seção normal à laminação.



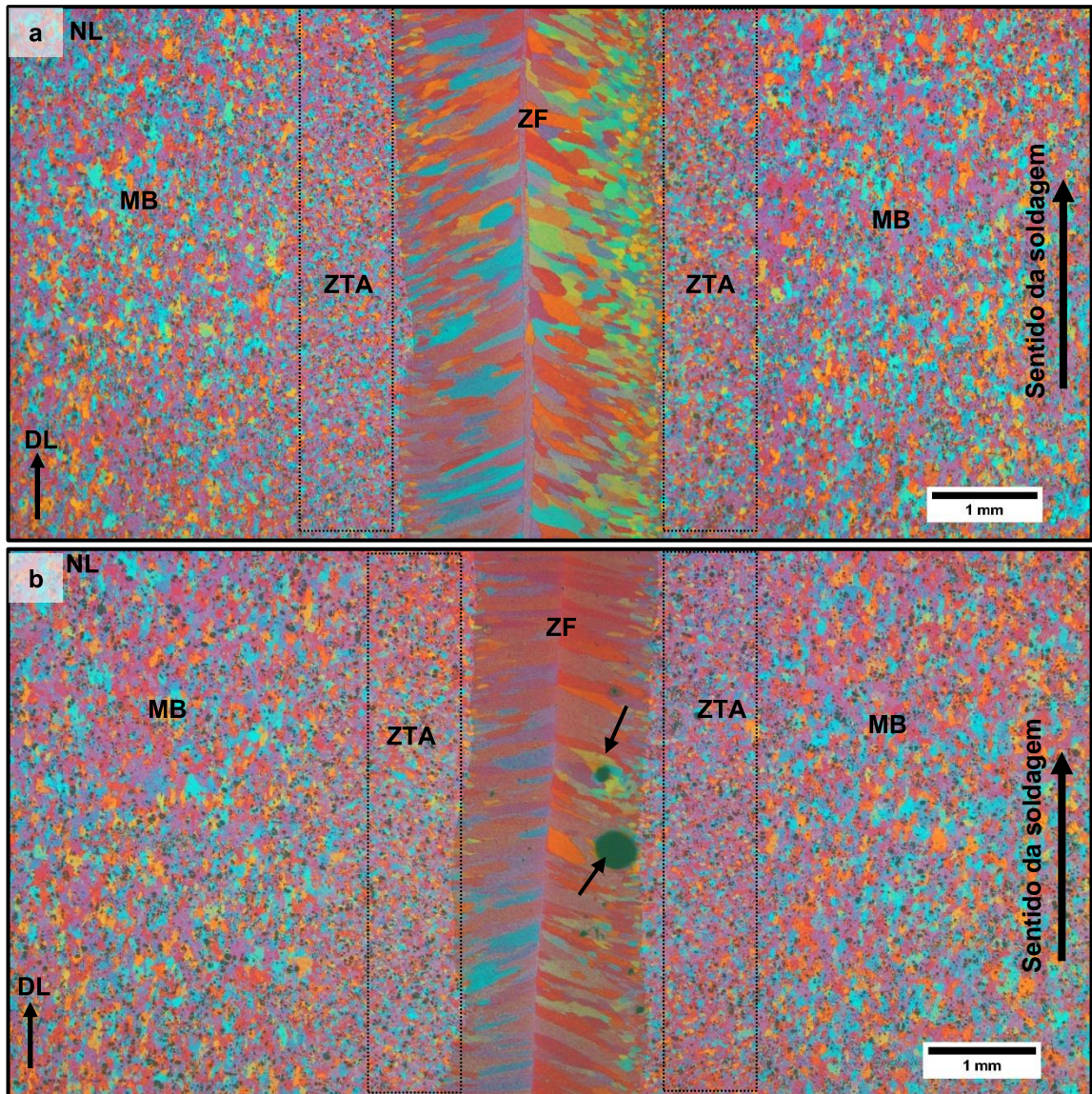
FONTE: o autor.

Na face do cordão TIG (Figura 39 a) observa-se que os grãos são colunares e maiores que os grãos da raiz (Figura 39 b). Na região central da face do cordão (Figura 39 a), há grãos verticalizados que nesta vista representam o macrogrão visto anteriormente na Figura 37 . Analisando separadamente as Figuras 39a e 39b, pode-se imaginar que são de processos TIG com velocidades de soldagem

diferentes, onde o cordão da Figura 39 a foi soldado com maior velocidade ou com maior frequência da corrente alternada que no cordão da Figura 39 b (KOU, 2002). Porém, as imagens são de um mesmo cordão, a Figura 39 a é da face e a Figura 39 b da raiz. A diferença de tamanho e forma entre estes grãos é causada pela diferença do gradiente de temperatura. A taxa de resfriamento na raiz é maior que na face do cordão.

Na Figura 40 , a face e a raiz do cordão LASER apresentam grãos colunares, exceto na lateral direita da face do cordão onde os grãos apresentam morfologia equiaxial devido ao desalinhamento das chapas das juntas. Na raiz do cordão LASER (Figura 40 b), observa-se a presença de dois poros circulares (diâmetros de 0,25 mm e 0,10 mm). Nas imagens da Figura 40 é possível distinguir uma região entre a zona fundida (ZF) e o metal base (MB). Estas regiões estão indicadas pelos retângulos pontilhados e apresentam grãos equiaxiais de menor tamanho que os grãos do MB. Portanto, estas poderiam ser classificadas como a ZTA por apresentarem redução do tamanho de grão (LAH *et al.*, 2009) pois as ligas de alumínio não tratáveis termicamente têm a recristalização iniciada quando grãos grosseiros são substituídos por grãos refinados (BUNAZIV *et al.*, 2021).

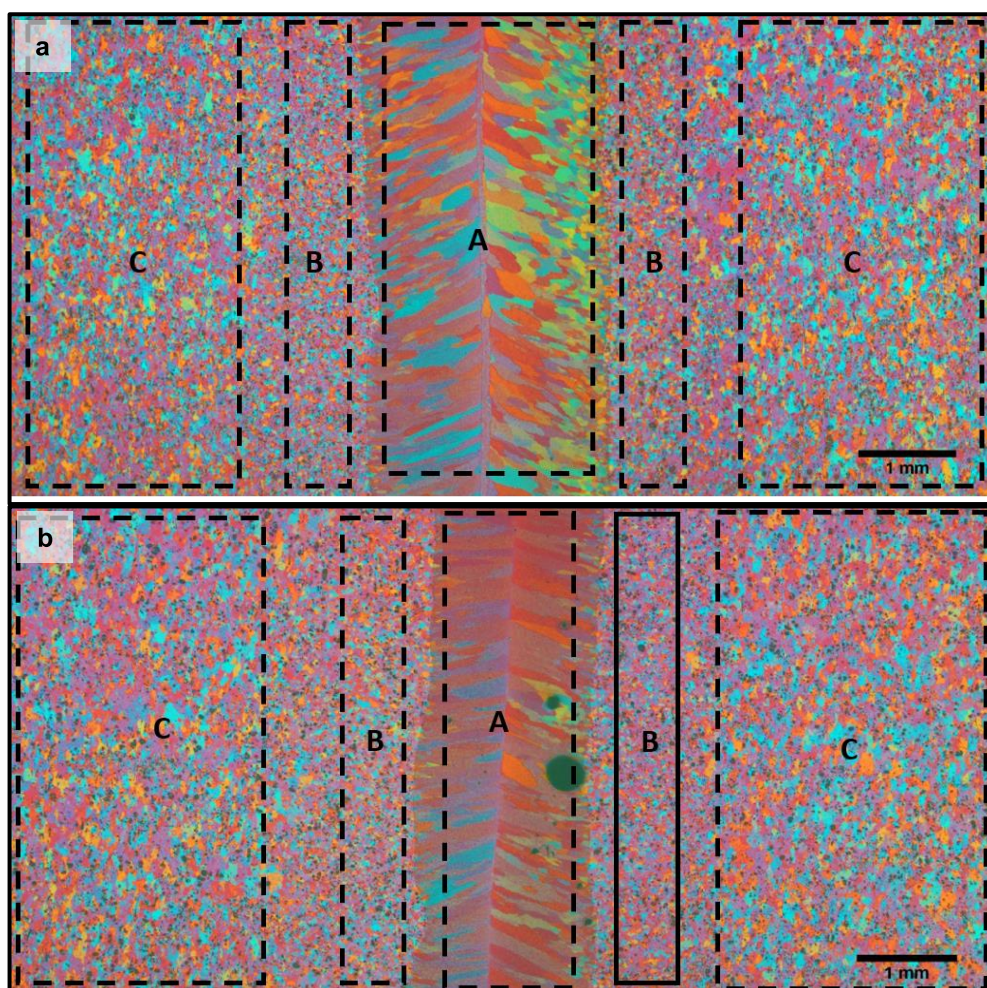
Figura 40 - Macrografia da seção longitudinal do cordão LASER obtida por microscopia óptica com luz polarizada (ataque eletrolítico) . (a) Seção ~0,5 mm da face e (b) Seção ~0,5 mm da raiz. Velocidade de soldagem: 3 m.min⁻¹. DL – direção da laminação. NL – seção normal à laminação.



FONTE: o autor.

Na Figura 41 estão identificadas, por retângulos pontilhados, a zona fundida (A), a zona termicamente afetada (B) e o metal base (C) da seção longitudinal do cordão LASER. Nestas regiões foram determinados os tamanhos de grãos que estão sumarizados na Tabela 16 .

Figura 41 - Seção longitudinal do cordão LASER. Regiões onde foram determinados os tamanhos de grãos. (a) Face. (b) Raiz.



FONTE: o autor.

Tabela 16 - Tamanho de grão da seção longitudinal do cordão LASER.

Cordão		A - Zona fundida (μm)	B - ZTA (μm)	C - Metal base (μm)
LASER	Face	84 \pm 21	44 \pm 10	68 \pm 9
	Raiz	124 \pm 42	39 \pm 3	

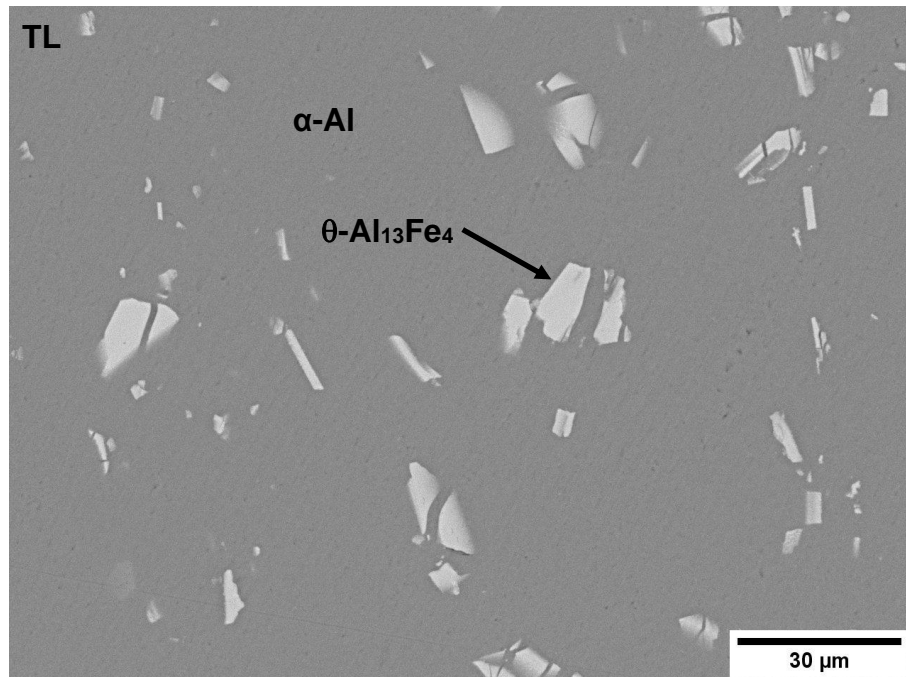
FONTE: o autor.

A partir dos tamanhos de grãos da Tabela 16, pode-se concluir que houve a formação de uma região afetada pelo calor nas juntas LASER, evidenciada pela redução do tamanho de grão do metal base, pois os grãos das regiões B apresentam tamanho médio de grão menor que do metal base.

5.3.2 Microscopia eletrônica de varredura

Na Figura 42 está apresentada a micrografia da seção transversal do metal base. Nesta figura, a fase $\theta\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ ocorre na forma de placas (regiões mais claras) e na matriz $\alpha\text{-Al}$ (regiões escuras).

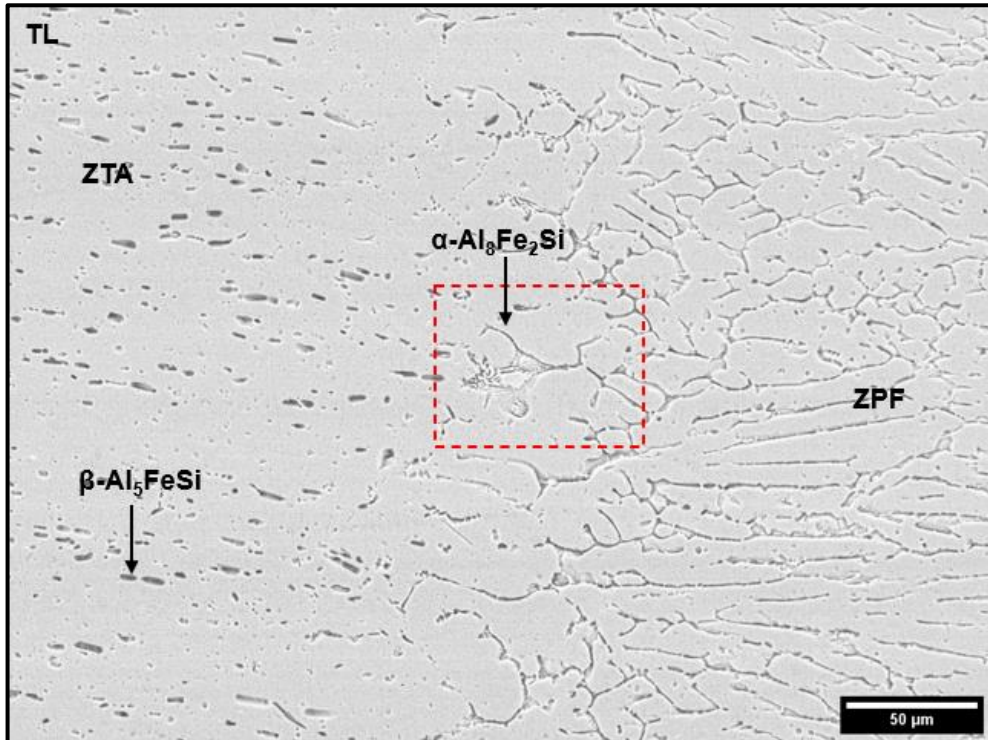
Figura 42 - Micrografia da seção transversal do metal base, observa-se a presença da fase $\theta\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ na forma de placas. TL – transversal à laminação. MEV – ERE sem ataque.



FONTE: o autor.

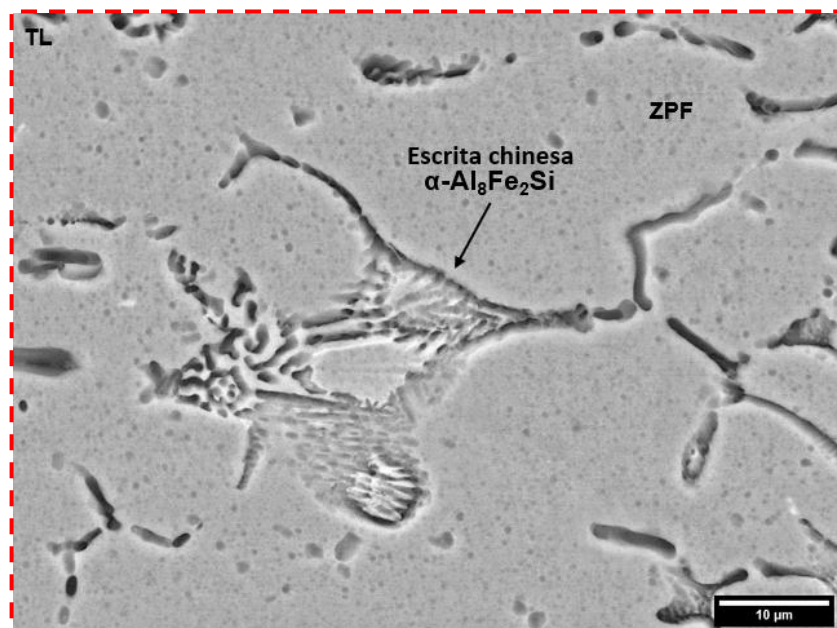
Na Figura 43 está apresentada a micrografia da interface ZTA/ZPF da seção transversal do cordão TIG. A ZTA é formada pela matriz $\alpha\text{-Al}$ com precipitados de $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ na forma de pequenas agulhas. A ZPF apresenta estrutura dendrítica grosseira e na interface com a ZTA apresenta regiões com estrutura de escrita chinesa característica da fase $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, a qual está apresentada em detalhe na Figura 44 .

Figura 43 - Seção transversal do cordão TIG apresentando a interface ZTA/ZPF (MEV – ERE). Na ZTA tem-se precipitados de $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ e na ZPF verifica-se a estrutura dendrítica grosseira com regiões com estrutura de escrita chinesa característica da fase $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$. ZTA – zona termicamente afetada. ZPF – zona parcialmente fundida.



FONTE: o autor.

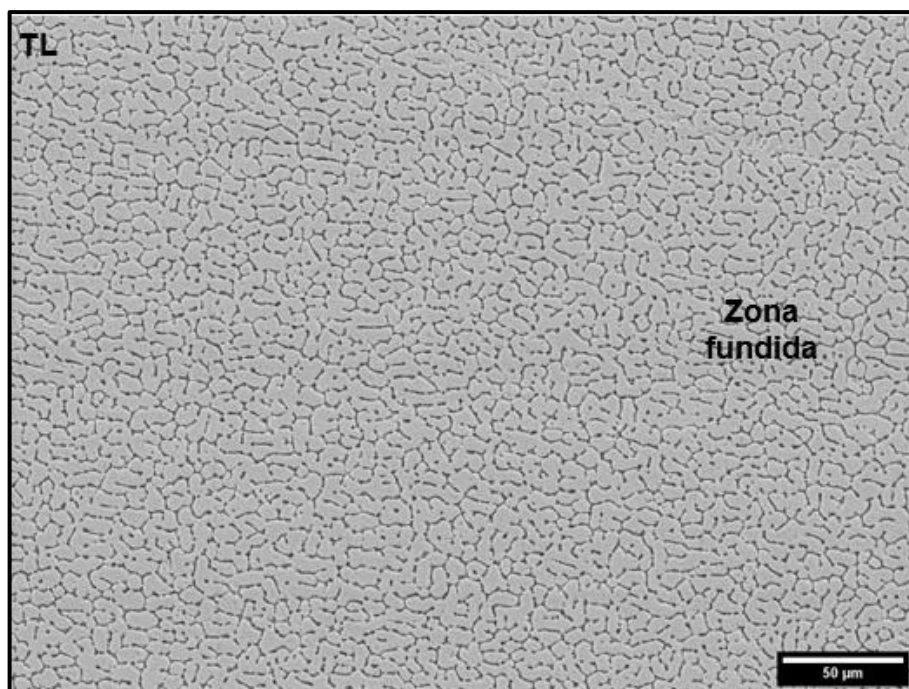
Figura 44 - Detalhe da região da fase $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ com estrutura de escrita chinesa na interface ZTA/ZPF (MEV – ERE).



FONTE: o autor.

Na Figura 45 está apresentada a microestrutura dendrítica refinada e homogênea típica das zonas fundidas de alumínio (DORTA-ALMENARA; CAPACE, 2016). As regiões claras é a matriz α -Al e as regiões escuras são fases interdendríticas ricas em ferro.

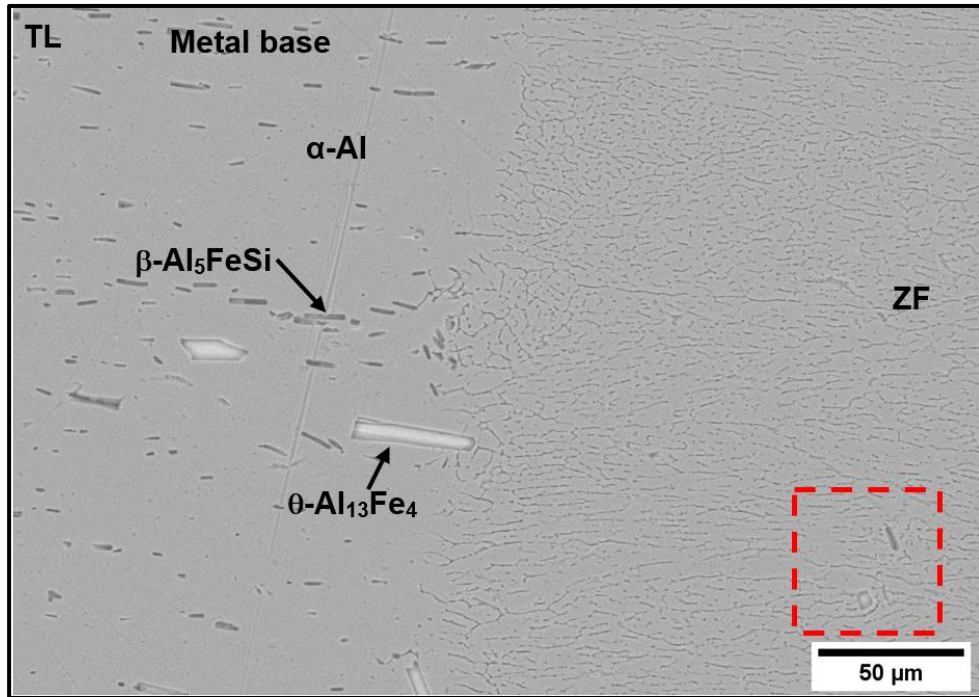
Figura 45 - Zona fundida do cordão TIG apresentando estrutura dendrítica homogênea e refinada. Seção transversal (MEV – ERE).



FONTE: o autor.

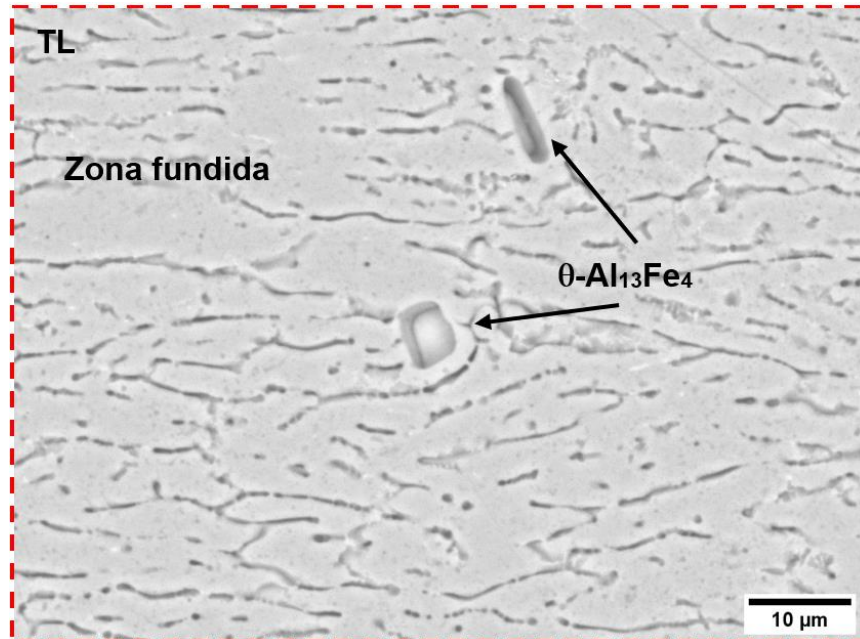
Na micrografia da Figura 46 está a interface entre o MB e a ZF do cordão LASER, na qual é possível identificar a região de transição com estruturas parcialmente fundidas (ZPF) com a presença das fases θ - $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ e β - Al_5FeSi . Na ZF do cordão LASER foram encontrados precipitados de θ - $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ (região destacada), com formatos alongado e acicular, os quais estão apresentados na Figura 47. A fase remanescente θ - $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ na zona fundida é devido à elevada velocidade de avanço e rápido resfriamento da soldagem LASER que, apesar de elevada concentração de calor, não garantiu tempo suficiente para a fusão completa das regiões onde a fase θ - $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ possuía dimensões maiores.

Figura 46 - Interface entre o metal base (MB) e a zona fundida (ZF) do cordão LASER. Observa-se as fases $\theta\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ e $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ na região de transição MB/ZF. Seção transversal (MEV-ERE).



FONTE: o autor.

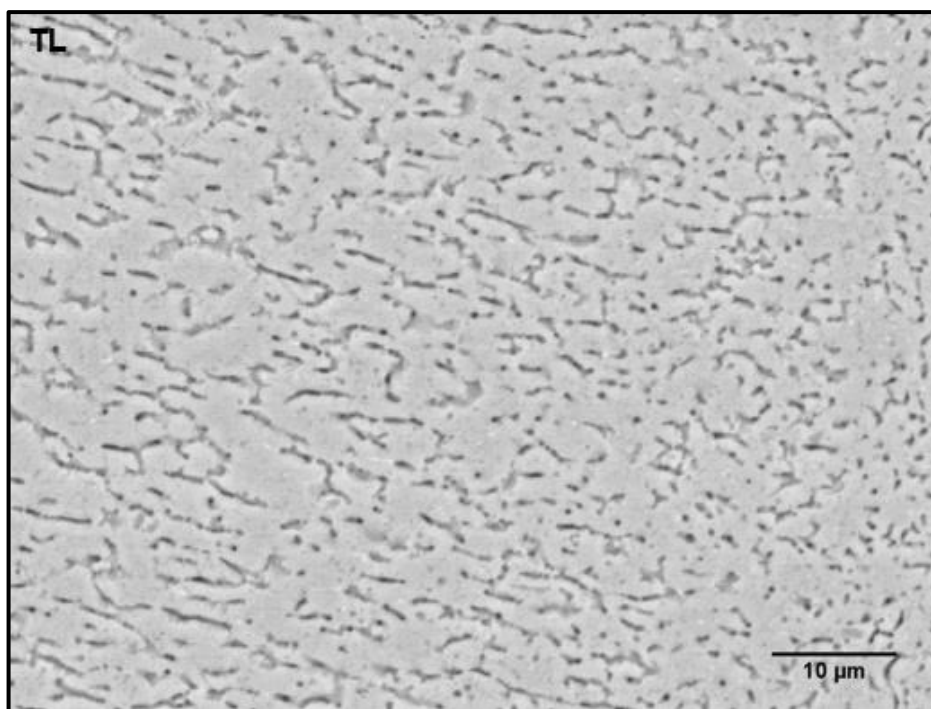
Figura 47 - Detalhe da região da zona fundida do cordão LASER com a presença de $\theta\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ remanescente do metal base. Seção transversal (MEV - ERE).



FONTE: o autor.

Na micrografia apresentada na Figura 48 está a zona fundida do cordão LASER, onde a microestrutura dendrítica é grosseira devido à alta taxa de resfriamento nesta região. Diferente da estrutura homogênea e refinada do cordão TIG que permitiu o crescimento ordenado dos ramos dendríticos.

Figura 48 - Microestrutura dendrítica grosseira da zona fundida do cordão LASER. Seção transversal (MEV – ERE).



FONTE: o autor.

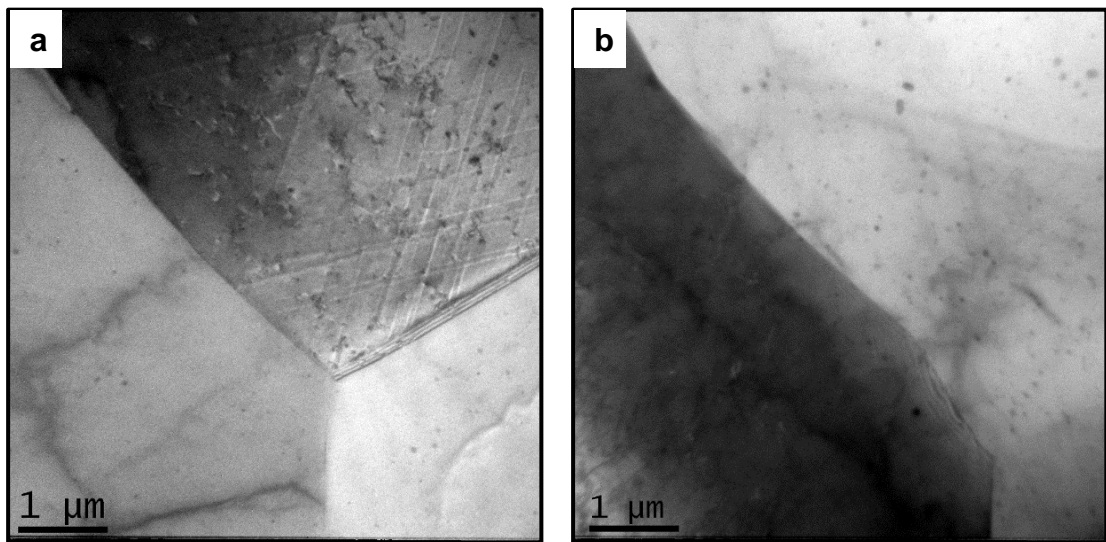
5.3.3 Microscopia eletrônica de transmissão

Nas observações por microscopia óptica com luz polarizada (imagens coloridas) apresentadas anteriormente nas Figuras 33 e 34 (metal base), Figuras 37 e 39 (cordão TIG) e Figuras 38 e 40 (cordão LASER) constou-se que o metal base, a ZTA, a ZPF e ZF das juntas TIG e LASER apresentaram tamanhos de grãos de dimensões elevadas que inviabilizaram a obtenção de regiões de análise por microscopia eletrônica de transmissão (MET) em um campo de visualização com vários grãos presentes, mesmo utilizando os menores aumentos disponíveis. Desta forma, as identificações de fases por difração de elétrons com transformadas de Fourier, normalmente empregadas para identificação de fases em MET, tornaram-se inviáveis. Portanto, serão apresentadas microestruturas

dentro de um único grão, sendo detalhados defeitos cristalinos e segundas fases presentes.

Na Figura 49 estão apresentadas regiões do metal base com junções de grãos, discordâncias e segundas fases de tamanho reduzidos. Na Figura 49 está uma junção tripla de grãos e na Figura 49 b uma junção de dois grãos. A partir da análise dessas regiões, comprova-se a existência de grãos de dimensões elevadas. Em ambas as regiões analisadas identifica-se a presença de discordâncias e segundas fases.

Figura 49 - Região do metal base onde se apresenta as junções de grãos de dimensões elevadas, discordâncias e segundas fases de tamanho reduzido. (a) Junção de três grãos. (b) Junção de dois grãos. Micrografia por MET (campo claro, 200 kV).

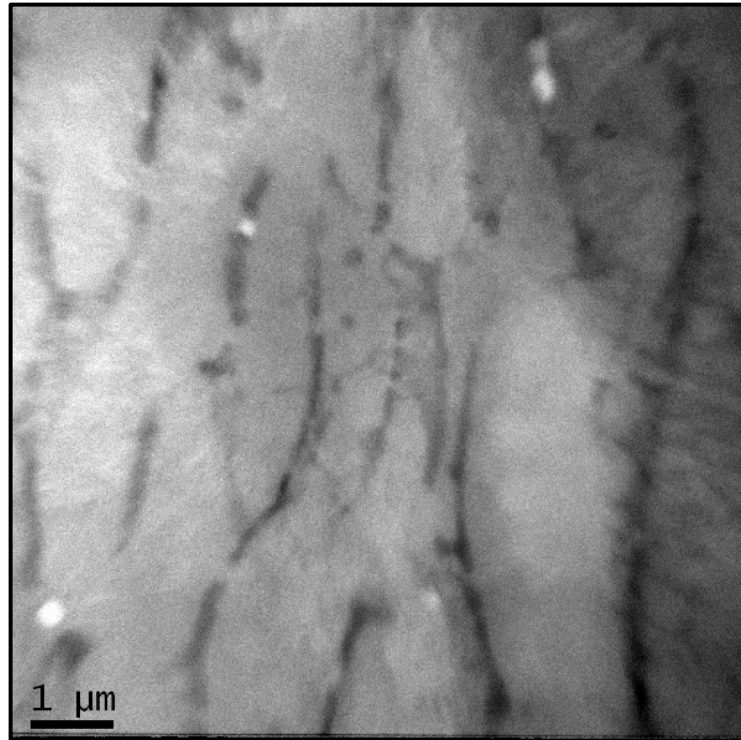


FONTE: o autor.

Na Figura 50 está apresentada a micrografia da região da zona fundida do cordão TIG próxima ao metal base, onde estão presentes segundas fases contendo ferro nos espaços interdendríticos da matriz α -Al.

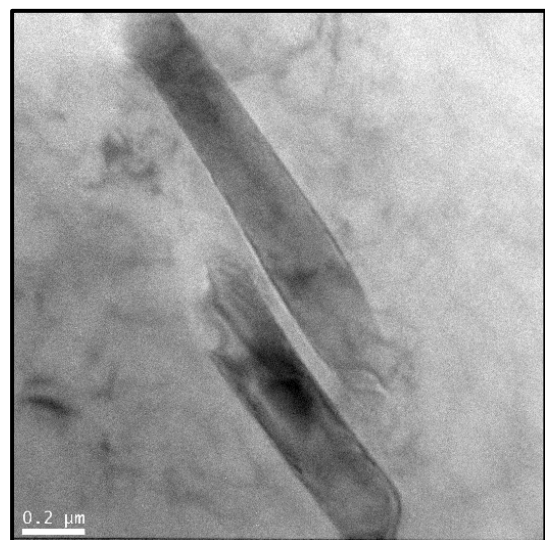
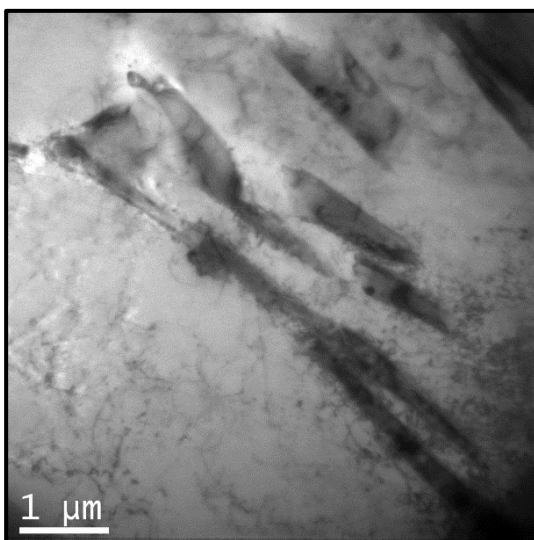
As micrografias apresentadas na Figura 51 mostram os precipitados de segundas fases encontrados nos espaçamentos interdendríticos da matriz α -Al na zona fundida do cordão TIG. Os precipitados são alongados e alinhados entre si, tendo largura e comprimento da ordem de 0,2 μ m e 1 μ m, respectivamente. Estes precipitados possuem menor tamanho devido à taxa de resfriamento ser menor no centro do cordão do que na interface com o metal base.

Figura 50 - Zona parcialmente fundida do cordão TIG. Observa-se precipitados de segundas fases contendo ferro (regiões escuras) nos espaços interdendríticos da matriz α -Al (regiões claras). Micrografia por MET (campo claro, 200 kV).



FONTE: o autor.

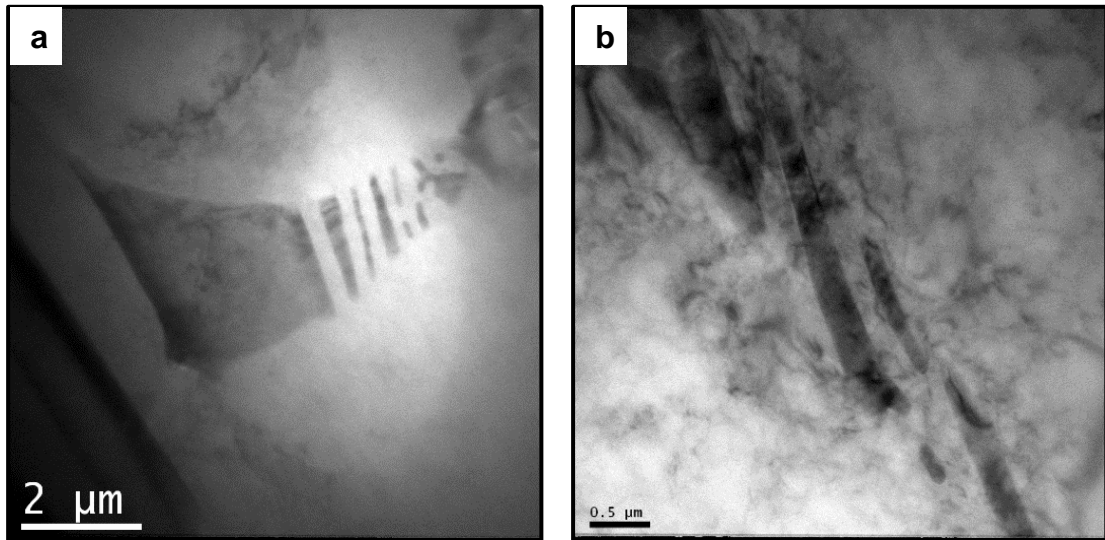
Figura 51 - Região da ZF do cordão TIG. Em detalhe, fases formadas nos espaçamentos interdendríticos da matriz α -Al. Precipitados contendo ferro. Micrografia por MET (campo claro, 200 kV).



FONTE: o autor.

Nas micrografias da Figura 52 estão apresentados os precipitados com morfologia de escrita chinesa encontrados matriz α -Al da zona fundida do cordão TIG. Na Figura 52 a observa-se o arranjo de escrita chinesa e na Figura 52 b o detalhe da organização paralela dos precipitados nesta região.

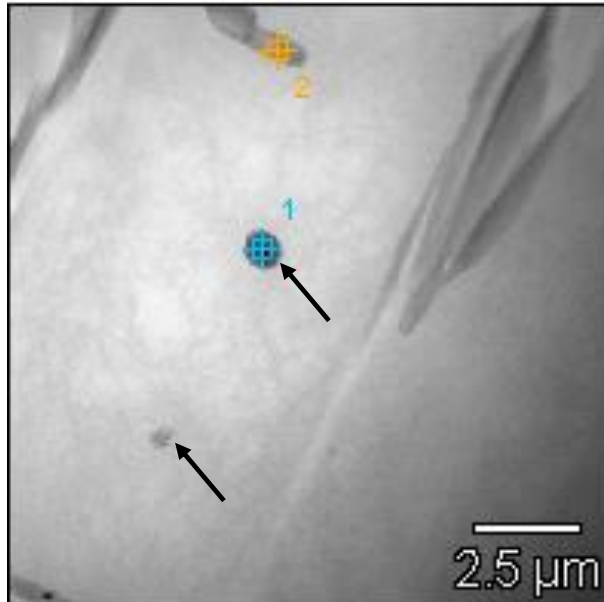
Figura 52 - Precipitado com arranjo de escrita chinesa na zona fundida do cordão TIG. (a) Visão geral da morfologia de escrita chinesa. (b) Detalhe do alinhamento paralelo dos precipitados. Micrografia por MET (campo claro, 200 kV).



FONTE: o autor.

Na zona fundida do cordão TIG também foram identificados precipitados intergranulares da fase AlFeSi com geometria circulares que podem ser observados na micrografia apresentada na Figura 53 (precipitados indicados por setas).

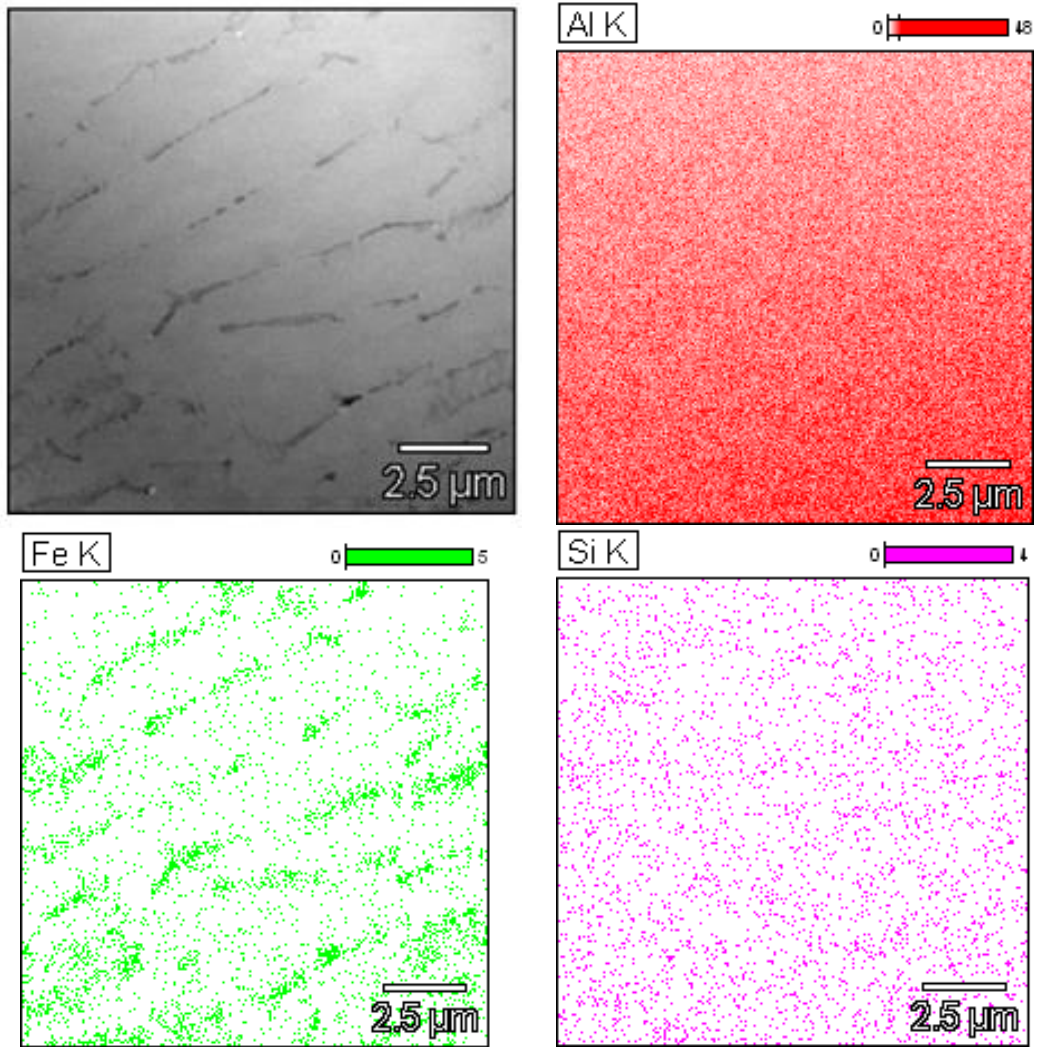
Figura 53 - Precipitados de fases AlFeSi com geometria circular na zona fundida do cordão TIG (indicações por setas). Micrografia por MET (campo claro, 200 kV).



FONTE: o autor.

Na Figura 54 está apresentada a micrografia da zona fundida do cordão LASER juntamente com o mapa de distribuição dos elementos químicos alumínio, ferro e silício obtido por energia dispersiva de raio-X. A imagem em escala de cinza mostra a microestrutura dendrítica grosseira da zona fundida do cordão LASER. Nas imagens de distribuição dos elementos químicos, confirma-se a presença de precipitados interdendríticos de ferro (cor verde) na matriz $\alpha\text{-Al}$ (cor vermelha), tendo o silício homogeneamente distribuído em toda a região analisada (cor magenta).

Figura 54 - Micrografia da zona fundida do cordão LASER juntamente com o mapa de distribuição dos elementos químicos. Observa-se a microestrutura dendrítica grosseira, onde há a presença de precipitados de ferro (cor verde) nos espaçamentos interdendríticos da matriz α -Al (cor vermelha). Micrografia e mapa de distribuição por MET/EDS (campo claro, 200 kV).



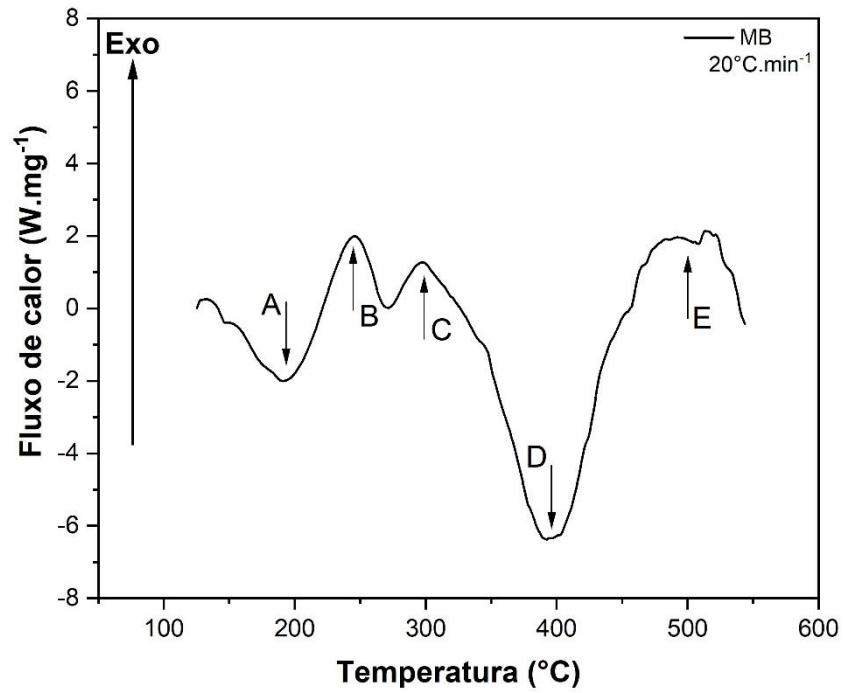
FONTE: o autor.

5.3.4 Calorimetria diferencial de varredura

Antes de serem realizadas as análises de DSC com amostras na forma de limalhas, foram realizadas análises com a amostra na forma de pastilhas cilíndricas (diâmetro de 4 mm, altura de 2 mm e massa entre 60-65 mg) cortadas por eletroerosão a fio em regiões do metal base e das zonas fundidas dos cordões TIG e LASER. No entanto, não foram obtidos resultados que apresentassem variação significativa da energia térmica. Para estas amostras, foram testadas as taxas de aquecimento de $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$, $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ e $30^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. Os ensaios com a taxa de $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ apresentaram melhores sinais de variação de energia que as demais taxas testadas. Os resultados com as amostras na forma de pastilhas não apresentaram bons sinais por possuírem massa elevada para o ensaio e a geometria da amostra não favoreceu a troca térmica com o sistema do calorímetro.

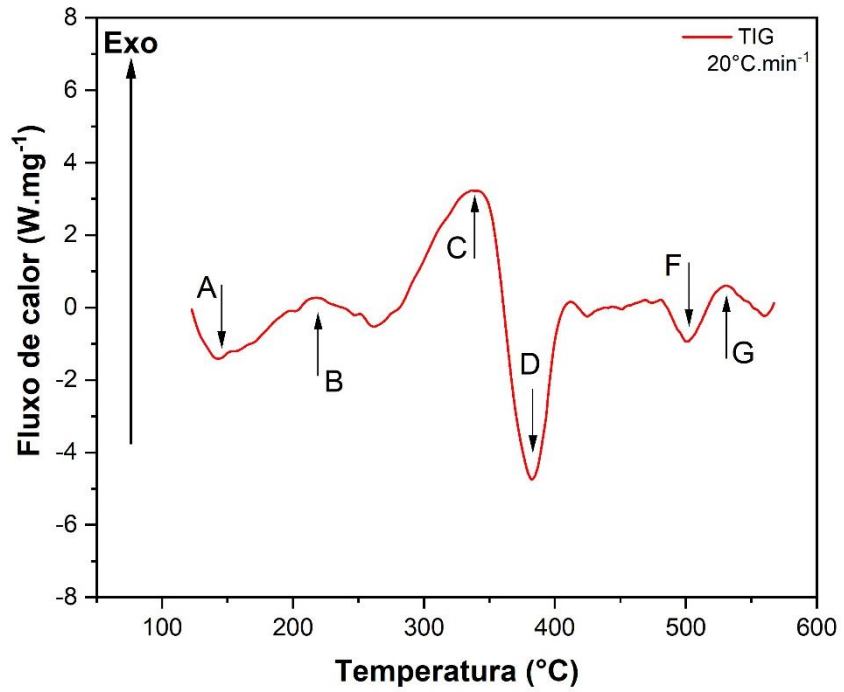
Para melhorar os sinais de variação térmica, a análise de DSC foi então conduzida utilizando amostras na forma limalhas e taxa de aquecimento de $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. Nas Figuras 55 a 57 estão apresentadas as curvas normalizadas da análise de DSC das limalhas do metal base e da zona fundida dos cordões TIG e LASER, respectivamente. Estas curvas representam a média das triplicatas realizadas.

Figura 55 - Curva de DSC do metal base (limalha).



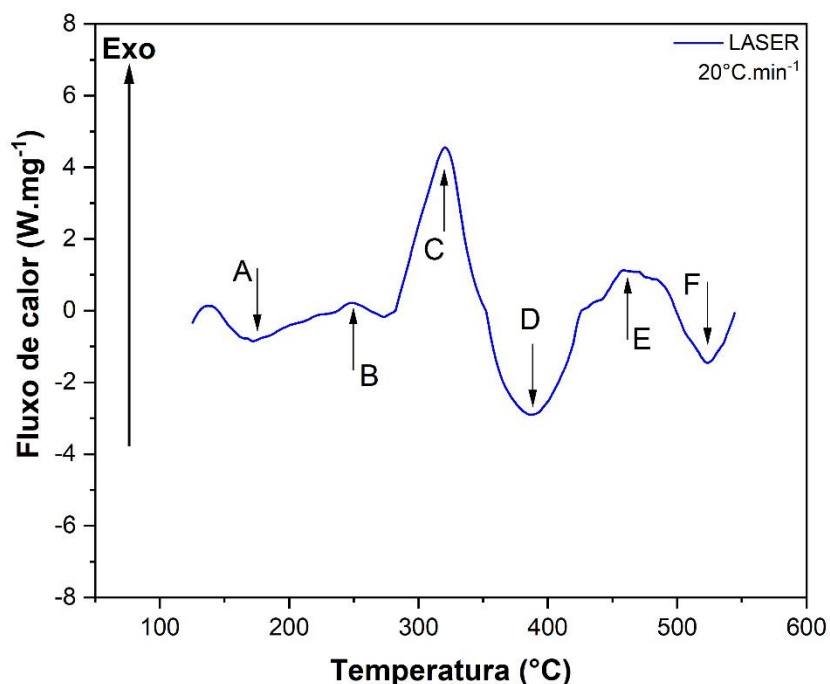
FONTE: o autor.

Figura 56 - Curva de DSC da zona fundida do cordão TIG (limalha).



FONTE: o autor.

Figura 57 - Curva de DSC da zona fundida do cordão LASER (limalha).



FONTE: o autor.

Na Tabela 17 estão apresentadas as médias das temperaturas dos picos de transformação térmica identificados nas curvas de DSC do metal base e dos cordões TIG e LASER.

Tabela 17 - Temperatura médias dos picos de transformações térmicas identificados nas curvas de DSC do metal base e dos cordões TIG e LASER.

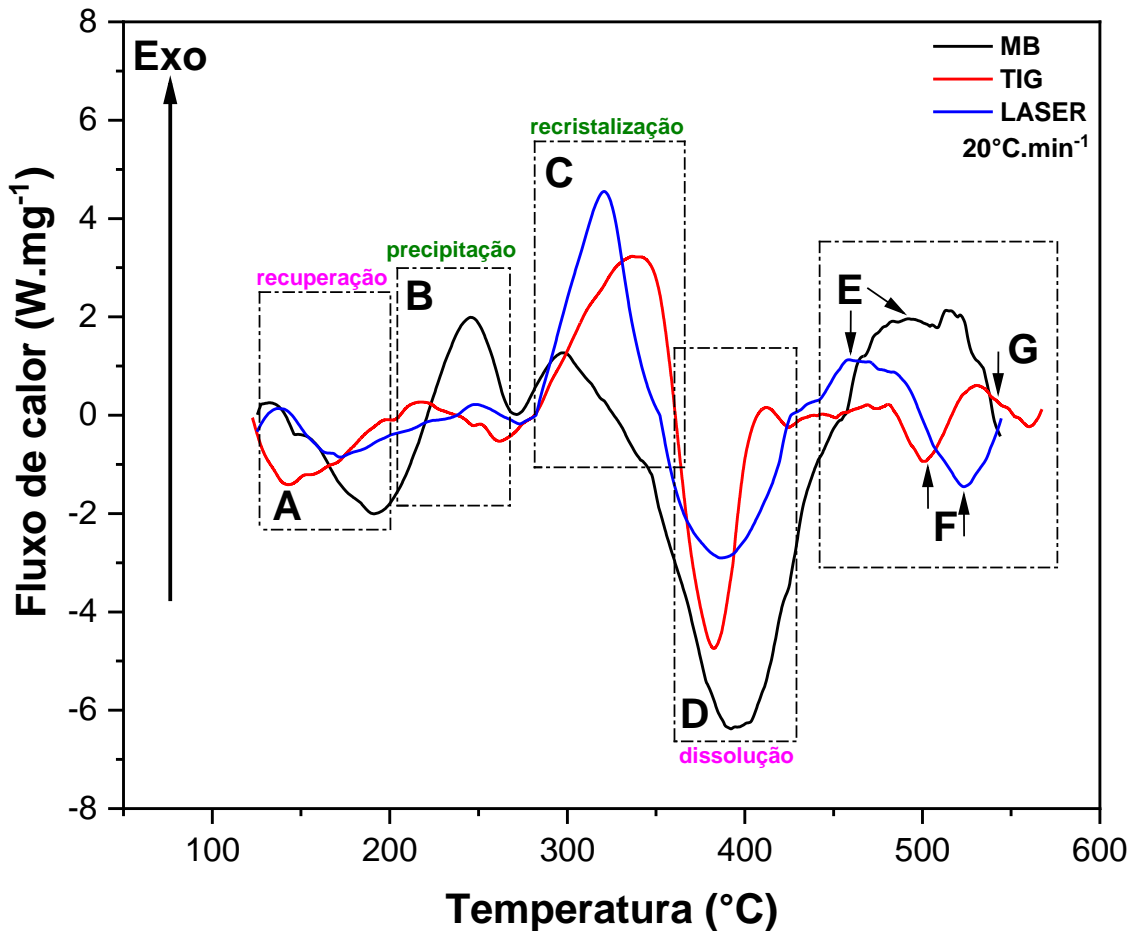
Temperatura (°C)	Picos						
	A	B	C	D	E	F	G
	Zona GP	Precipitação/recuperação	Recristalização	Dissolução	-	-	-
Metal base	Endo 192±14	Exo 246±2	Exo 298±7	Endo 395±6	Exo 503±8	-	-
TIG	Endo 144±5	Exo 219±14	Exo 338±2	Endo 382±3	-	Endo 501±2	Exo 531±10
LASER	Endo 172±10	Exo 249±8	Exo 321±2	Endo 387±10	Exo 460±12	Endo 524±5	-

Endo: transformação endotérmica. Exo: transformação exotérmica.

FONTE: o autor.

Para comparação das curvas de DSC dos cordões TIG e LASER com a curva do metal base, na Figura 58 estão apresentadas todas as curvas em um mesmo gráfico. Nesta figura os Picos A, B, C e D estão destacados por retângulos pontilhados por serem transformações comuns entre as amostras e os Picos E, F e G por não serem comuns entre as três curvas, estão indicados por setas.

Figura 58 - Curvas de DSC do metal base e dos cordões TIG e LASER (limalha).



FONTE: o autor.

Os picos endotérmicos A destacados na Figura 58 correspondem à dissolução da zona Guinier-Preston (zona GP). Para o metal base, este pico possui a maior intensidade em energia e maior amplitude em temperatura (de 150°C a 220°) que os dos cordões de solda. A zona GP pode ser associada às tensões internas remanescentes da laminação do metal base. Nos cordões de solda, a zona GP está relacionada às tensões residuais causadas pelas transformações térmicas, em especial às da ZTA. Por esta razão, a intensidade de energia do Pico A do cordão TIG é maior que a do cordão LASER, confirmando que no cordão TIG houve

maior efeito térmico sem haver fusão do metal base que no cordão LASER. A presença do Pico A para o cordão LASER confirma a existência de uma ZTA que geralmente possui pequena extensão e é de difícil identificação. As transformações térmicas do Pico A são principalmente relacionadas à recuperação da matriz α -Al, onde entre as temperaturas de 132°C e 198°C (entre 20% e 30% da temperatura absoluta de fusão do alumínio) ocorre principalmente a aniquilação de discordâncias de sinais opostos e o rearranjo destas, dando origem a grãos de baixo ângulo (FRAGA, 2009). O metal base por estar no estado laminado apresenta maior energia de recuperação que os cordões que sofreram efeitos térmicos e por esta razão a recuperação do cordão TIG é maior que a do cordão LASER.

Os Picos B e C exotérmicos da Figura 58 correspondem aos processos de precipitação e recristalização, respectivamente. As transformações térmicas destes picos estão relacionadas principalmente com a fase β -Al₅FeSi, porém estudos de modelamento matemático¹⁵ de curvas de DSC mostram que estes picos podem ser resultantes de alguns processos simultâneos (AGREDA, 2015; AGREDA, 2019) e podem explicar a formação de fases estáveis e metaestáveis nos cordões de solda. Para Alvarez-Antolin e colaboradores (2020) os Picos B e C são fases metaestáveis β'' -AlFeSi e β' -AlFeSi, respectivamente. Esta teoria é condizente para o metal base onde a principal fase é β -Al₅FeSi devido ao processo industrial envolver tratamentos que favorecem a formação desta fase.

Os Picos B e C dos cordões de solda apresentam comportamento oposto ao do metal base. Para os cordões de solda, o Pico C possui maior intensidade que o Pico B, indicando a redução da quantidade de precipitados da fase β -Al₅FeSi em decorrência da precipitação preferencial da fase α -Al₈Fe₂Si que é favorecida pela maior taxa de resfriamento/solidificação.

O Pico B do cordão TIG ocorre em temperatura abaixo daquela do metal base, isto se deve ao mecanismo de precipitação ocorrer em temperaturas mais baixas quando o alumínio sofre recozimento. Este fenômeno não foi observado no cordão LASER devido ao fato do processo possuir elevada taxa de resfriamento

¹⁵ Deconvolução por modelos de distribuição simétrica de Gauss e distribuição assimétrica de Weibull.

que não permitiu o recozimento do material na mesma magnitude que o processo TIG (FRAGA, 2009).

O Pico C dos cordões está associado à recristalização, para o cordão TIG a temperatura do pico é um pouco maior que a do cordão LASER porque o principal mecanismo envolvido é o crescimento de grão (formação do macrogrão observado anteriormente na Figura 37).

De acordo com pesquisas realizadas por Lima (2012) em ligas AlFeSi, o pico exotérmico próximo a 300°C (Pico C) é deslocado para temperaturas mais elevadas com o aumento do teor de silício. Os cordões TIG e LASER apresentaram maior temperatura do Pico C que o metal base. Porém, os resultados da composição química apresentados no Item 5.2 mostraram que o teor de silício nos cordões permaneceu constante e igual ao do metal base.

O Pico D é endotérmico corresponde à dissolução da fase estável β -Al₅FeSi tanto no metal base quanto nos cordões de solda, podendo ainda ocorrer simultaneamente a dissolução de fases metaestáveis como a Al₆Fe (MALAKHOV, PANAHI GALLERNEAULT, 2010).

A região da Figura 58 onde estão os Picos E, F e G é complexa e de difícil identificação dos picos. Em geral, estes picos estão relacionados à dissolução de fases, como θ -Al₃Fe eutética e α -Al. O Pico F endotérmico dos cordões TIG e LASER pode ser relacionado com a dissolução da fase α -Al₈Fe₂Si que ocorre em temperaturas por volta de 500°C, ou seja, em temperaturas mais elevadas que a dissolução da fase β -Al₅FeSi (MALAKHOV, PANAHI GALLERNEAULT, 2010).

5.3.5 Difratometria de raio-X

Na Tabela 18 estão apresentadas as identificações das fases indexadas para os padrões de difração de raio-X das amostras do metal base e dos cordões TIG e LASER. Nesta tabela, encontram-se os códigos de identificação PDF (*Powder Diffraction File*) e ICSD (*Inorganic Crystal Structure Database*).

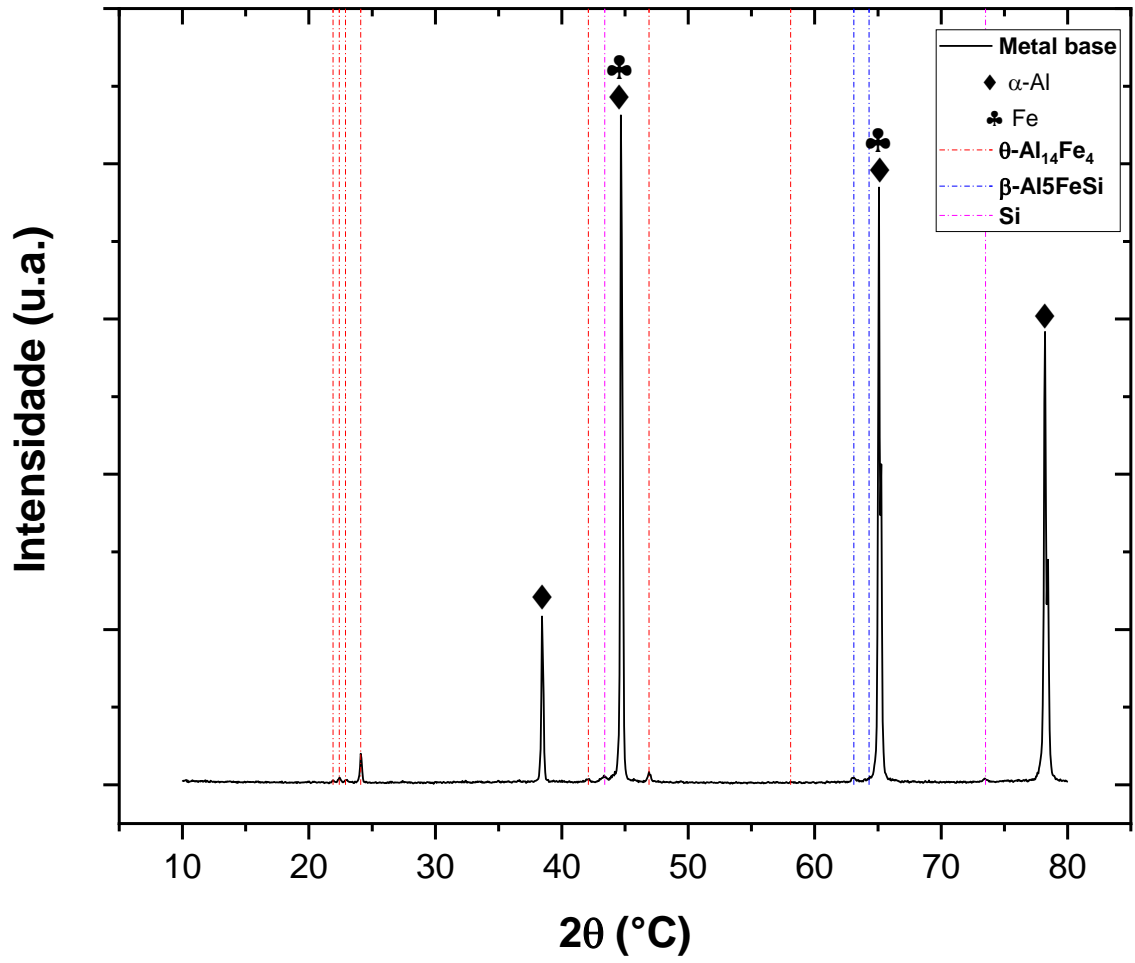
Tabela 18 - Identificação das fases indexadas para os padrões de difração de raio-X do metal base e dos cordões TIG e LASER.

Fase	PDF	ICSD	Grupo espacial
Al	4-787	64700	Fm-3m
Fe	6-696	64795	Im-3m
Si	89-9055	89415	Cmca
Al ₁₃ Fe ₄	65-1257	151129	C2/m
α -Al ₈ Fe ₂ Si (Al _{167,8} Fe _{44,9} Si _{23,9})	71-238	001293	P63/mmc
β -Al ₅ FeSi (Al _{4,5} FeSi)	87-330	054050	A2/a
Al ₂ FeSi	89-6901	40317	Cmma
Al ₆ Fe	47-1433	não localizado	Cmcm

FONTE: o autor.

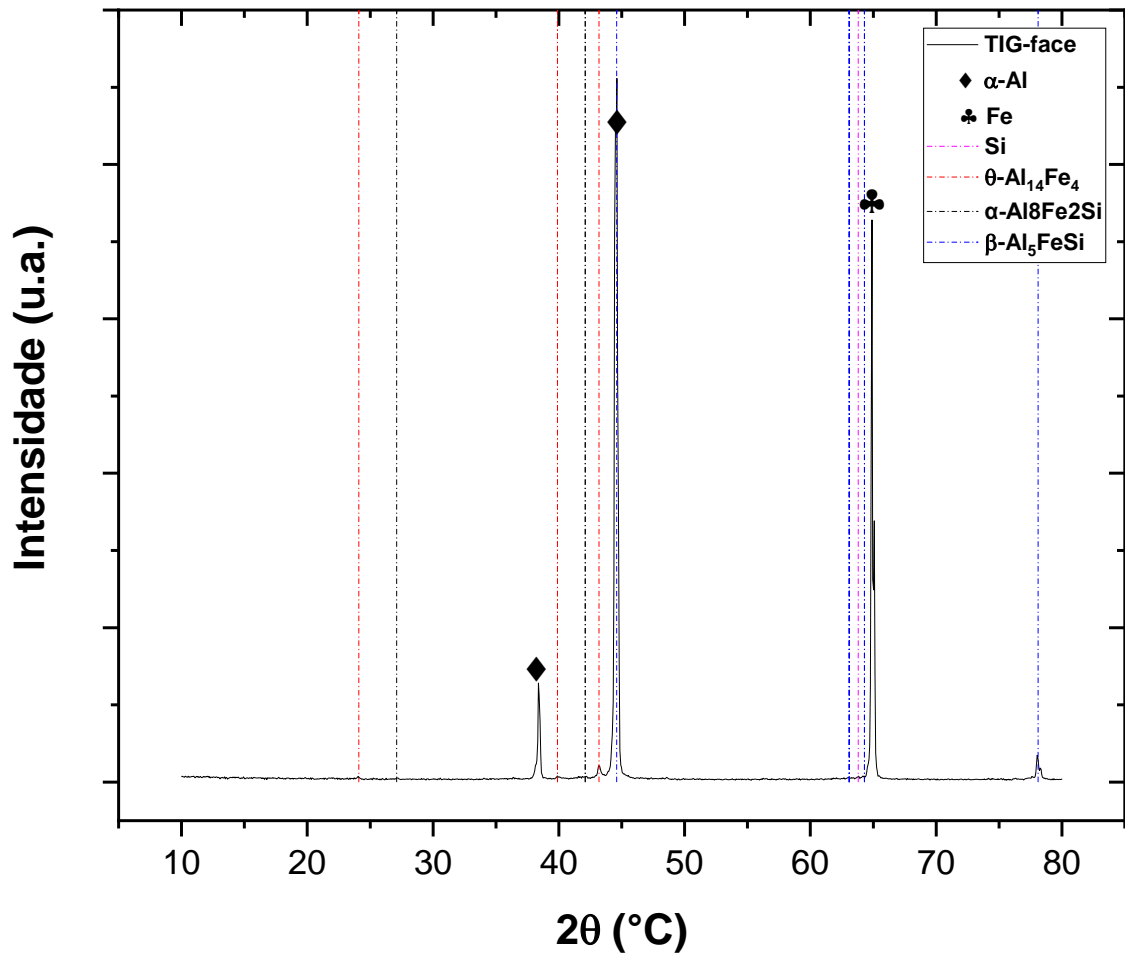
Nas Figuras 59 a 61 estão apresentados os padrões de difração de raio-X do metal base e dos cordões TIG e LASER, respectivamente. Nas Tabelas 19 a 21 estão sumarizadas as fases indexadas.

Figura 59 - Padrão de difração de raio-X do metal base.



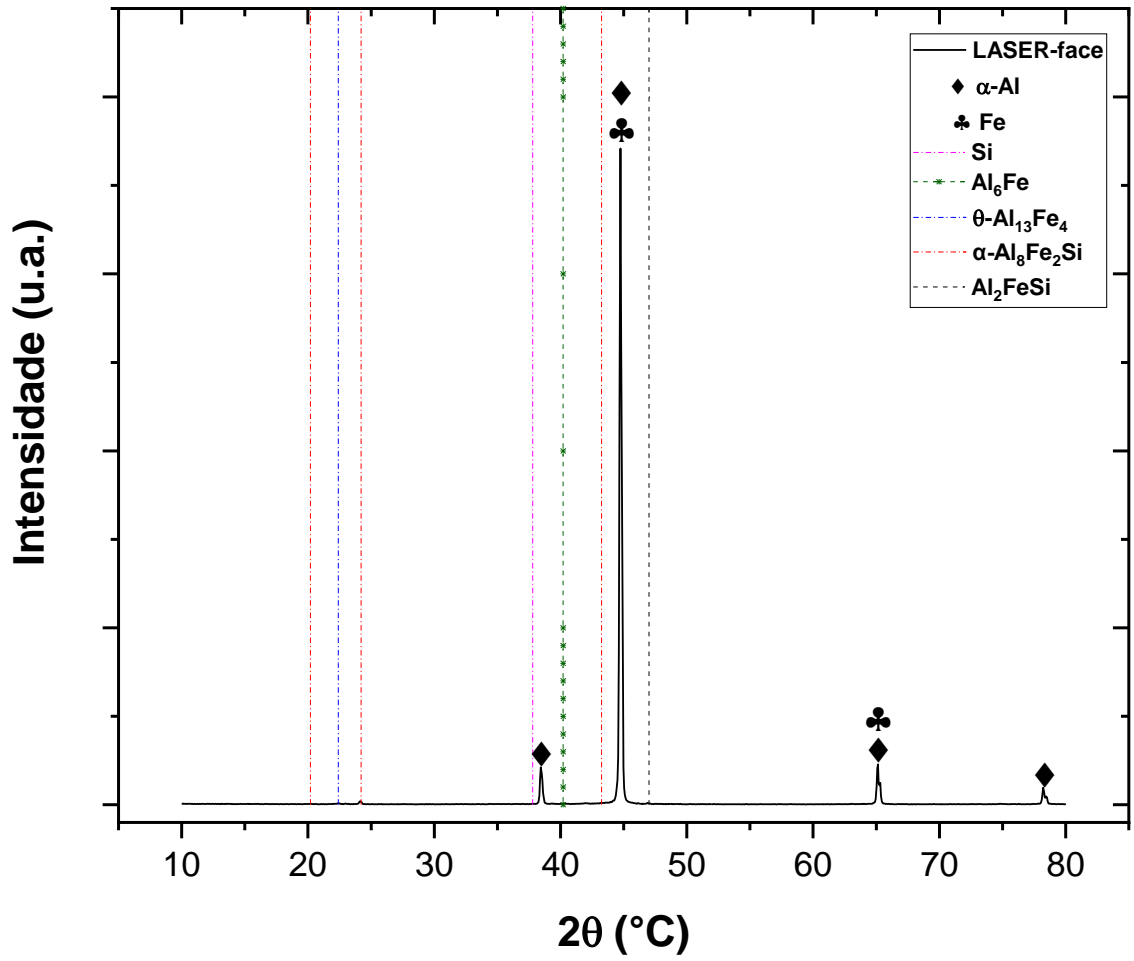
FONTE: o autor.

Figura 60 - Padrão de difração de raio-X da face do cordão TIG.



FONTE: o autor.

Figura 61 - Padrão de difração de raio-X da face do cordão LASER.



FONTE: o autor.

Tabela 19 - Fases indexadas no padrão de difração de raio-X do metal base.

2θ	Intensidade	Confiança (%)	Fases
21,9	20	98	θ-Al ₁₃ Fe ₄
22,4	45	100	θ-Al ₁₃ Fe ₄
22,9	22	99	θ-Al ₁₃ Fe ₄
24,1	219	100	θ-Al ₁₃ Fe ₄
38,5	1145	100	α-Al
42,1	18	94	θ-Al ₁₃ Fe ₄
43,4	20	88	Si
44,7	4735	100	α-Al
46,9	76	100	θ-Al ₁₃ Fe ₄
58,1	11	86	θ-Al ₁₃ Fe ₄
58,8	10	83	β-Al ₅ FeSi
61,0	13	89	Al ₂ FeSi
63,1	32	100	β-Al ₅ FeSi
64,3	37	94	β-Al ₅ FeSi
65,1	3882	100	α-Al
73,5	15	84	Si
78,2	2815	100	α-Al

FONTE: o autor.

Tabela 20 - Fases indexadas no padrão de difração de raio-X da face do cordão TIG.

2θ	Intensidade	Confiança (%)	Fases
24,1	21	99	θ-Al ₁₃ Fe ₄
27,1	11	90	α-Al ₈ Fe ₂ Si
38,4	583	100	α-Al
39,9	21	99	θ-Al ₁₃ Fe ₄
42,1	12	81	α-Al ₈ Fe ₂ Si
43,2	114	100	θ-Al ₁₃ Fe ₄
44,6	5.537	100	β-Al ₅ FeSi
63,8	15	88	Si
64,9	2.892	100	Fe
78,1	166	100	β-Al ₅ FeSi

FONTE: o autor.

Tabela 21 - Fases indexadas no padrão de difração de raio-X da face do cordão LASER.

2θ	Intensidade	Confiança (%)	Fases
20,2	11	79	α -Al ₈ Fe ₂ Si
22,4	27	99	θ -Al ₁₃ Fe ₄
24,2	125	100	α -Al ₈ Fe ₂ Si
37,8	18	90	Si
38,5	1256	100	α -Al
40,2	16	88	Al ₆ Fe
43,2	20	82	α -Al ₈ Fe ₂ Si
44,7	2008	100	Fe
47,0	28	99	Al ₂ FeSi
65,2	1246	100	α -Al
78,3	415	100	α -Al

FONTE: o autor.

No metal base foram identificadas as fases α -Al, Fe, Si e θ -Al₁₃Fe₄, com presentes traços das fases β -Al₅FeSi, α -Al₈Fe₂Si e Al₂FeSi. No cordão TIG foram identificadas as fases presentes no metal base, porém, verificou-se a redução da presença da fase θ -Al₁₃Fe₄ e aumento da presença da fase β -Al₅FeSi, com traços da fase Al₂FeSi.

No cordão LASER, a fase α -Al₈Fe₂Si é predominante juntamente com a matriz α -Al, Fe e Si. Este resultado está de acordo com aqueles obtidos por Griger e Stefaniay (1996) no estudo de ligas AlFeSi com razão Fe/Si de 6,4 e taxa de resfriamento entre 10³°C.s⁻¹ e 10⁵°C.s⁻¹, no qual a estrutura α -AlFeSi foi predominante. No cordão LASER, foram identificados traços das fases Al₂FeSi e Al₆Fe. A fase metaestável Al₆Fe foi identificada somente no cordão LASER pois nesta condição a maior taxa de resfriamento/solidificação aumenta a probabilidade de sua formação (MALAKHOV, PANAHI GALLERNEAULT, 2010).

5.3.6 Microdureza

Nas Figuras 62 e 63 estão apresentados o mapa de microdureza Vickers das juntas TIG e LASER, respectivamente. As medições de dureza destes mapas foram realizadas nas mesmas seções transversais das Figuras 37 e 38 apresentadas anteriormente. Portanto, para facilitar a compreensão, as imagens coloridas das seções transversais dos cordões TIG e LASER estão apresentadas novamente nas Figuras 62 e 63.

A partir dos resultados de dureza, foi possível calcular a dureza média das regiões do metal base, da zona fundida e da zona termicamente afetada dos cordões e os resultados estão sumarizados na Tabela 22.

Tabela 22 - Dureza média das regiões do metal base (MB), da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) dos cordões TIG e LASER.

Cordão	Dureza	Região			
		MB	ZF	ZTA	
				E	D
TIG	HV _{0,01}	-	42±2	35±3	36±3
	MPa		222±11	185±16	190±16
LASER	HV _{0,01}	40±4	45±3	-	43±4
	MPa	212±21	238±16		227±21

FONTE: o autor.

Na Figura 62 é possível identificar a zona fundida (ZF) ao centro do cordão TIG. Nesta figura, observa-se a cor mais clara (amarelada) ao centro indicando que a ZF possui maior dureza que a ZTA (regiões escuras). Comparando o mapa de dureza com a seção transversal colorida da Figura 62, nota-se que não há diferença de dureza no interior da ZF em consequência do macrogrão e que a dureza da ZF e da ZTA são homogêneas, apresentando baixa dispersão (desvio padrão menor que 10% da média). No entanto, as regiões centrais da ZTA do cordão TIG apresentam-se mais escuras que as demais regiões, indicando possuir menor dureza.

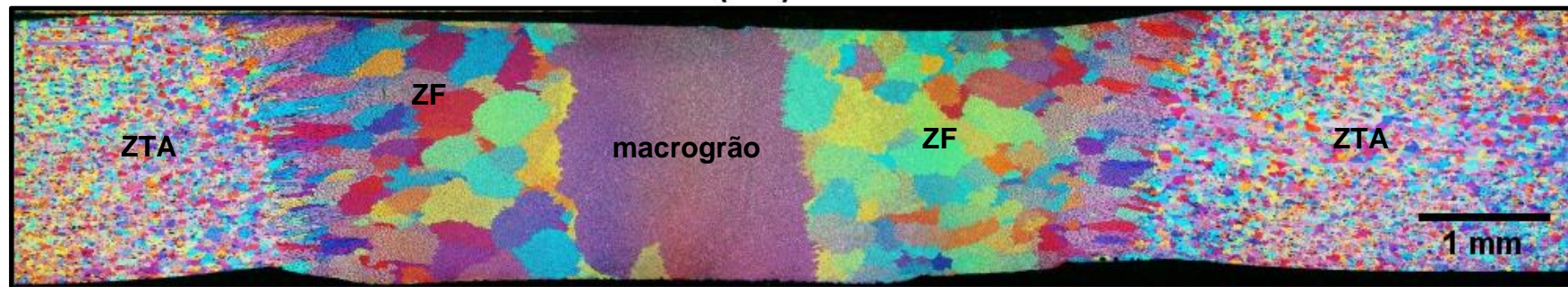
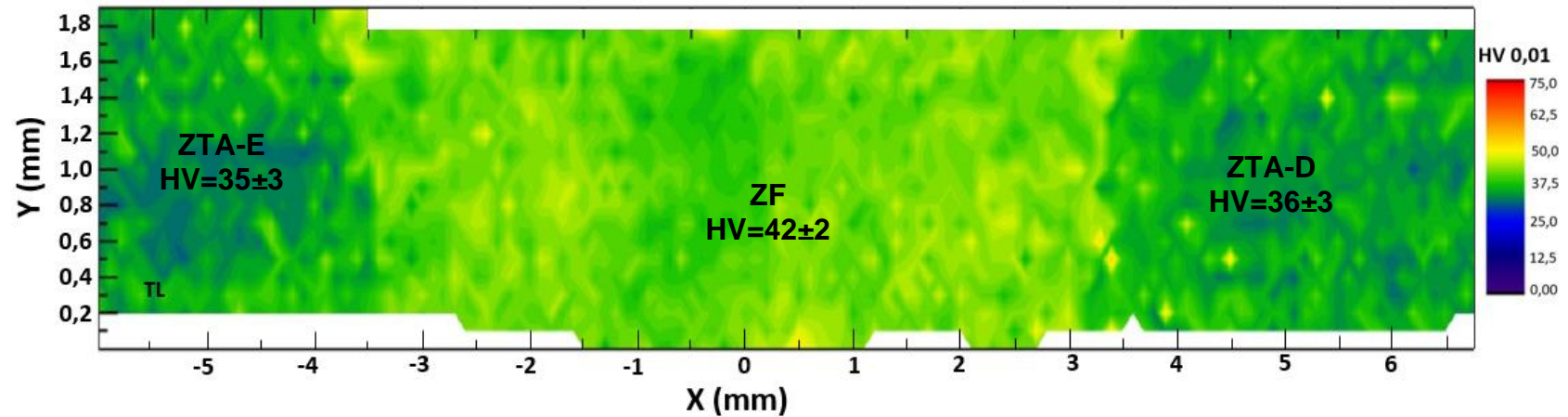
A partir do mapa de dureza apresentado na Figura 63, é possível observar a forma de taça da ZF do cordão LASER e distinguir a ZTA, conforme observado anteriormente nas seções transversal e longitudinal do cordão LASER. Analisando em conjunto o mapa de dureza e a imagem colorida apresentados na Figura 63,

não é possível notar diferenças de dureza relacionadas à orientação dos grãos da ZF, tais como durezas diferenciadas dos grãos verticalizados presentes na linha central do cordão ou dos grãos equiaxiais da região central próxima à face do cordão. No entanto, a raiz do cordão LASER apresentou coloração mais amarelada, indicando maior dureza na região.

O mapa de dureza do cordão LASER mostra que as regiões que tiveram a dureza aumentada em relação ao metal base são aquelas que mais sofreram transformações térmicas e que tiveram as maiores taxas de resfriamento e solidificação. A menor taxa de resfriamento justifica a ZF e a ZTA do cordão TIG terem apresentado menor dureza que as respectivas regiões do cordão LASER.

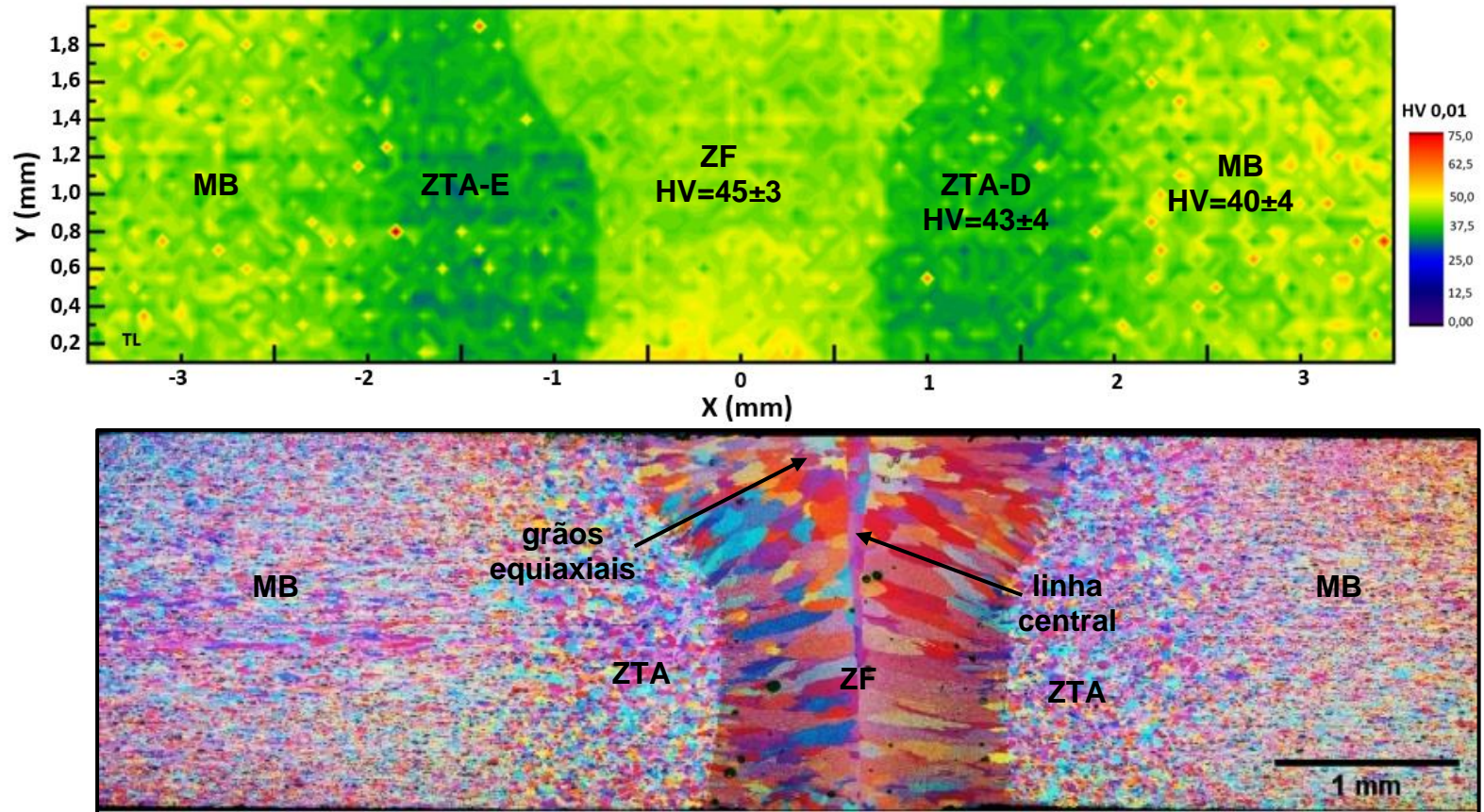
A dureza da ZF do cordão TIG é menor que a ZF do cordão LASER por causa do considerável crescimento de grão ocorrido (CAO *et al.*, 2003). Porém, este aumento de dureza em decorrência do aumento do tamanho de grão possui limite, pois não se observou diferenças de dureza na ZF do cordão TIG devido ao macrogrão.

Figura 62 - Mapa de dureza Vickers ($HV_{0,01}$) do cordão TIG, com a respectiva seção transversal analisada por microscopia óptica com luz polarizada. ZF – zona fundida, ZTA – zona termicamente afetada e MB – metal base.



FONTE: o autor.

Figura 63 - Mapa de dureza Vickers ($HV_{0,01}$) do cordão LASER, com a respectiva seção transversal analisada por microscopia óptica com luz polarizada. ZF – zona fundida, ZTA – zona termicamente afetada e MB – metal base.

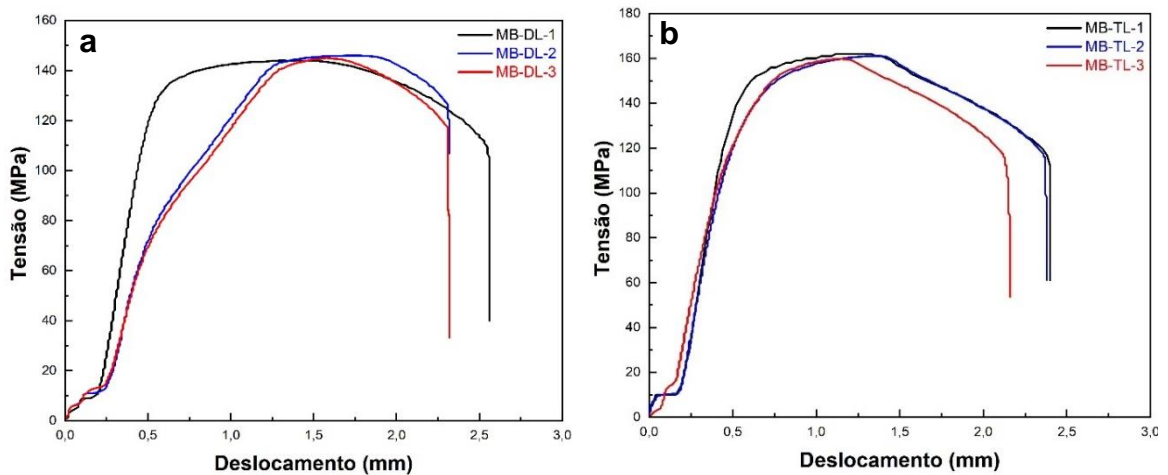


FONTE: o autor.

5.3.7 Tração

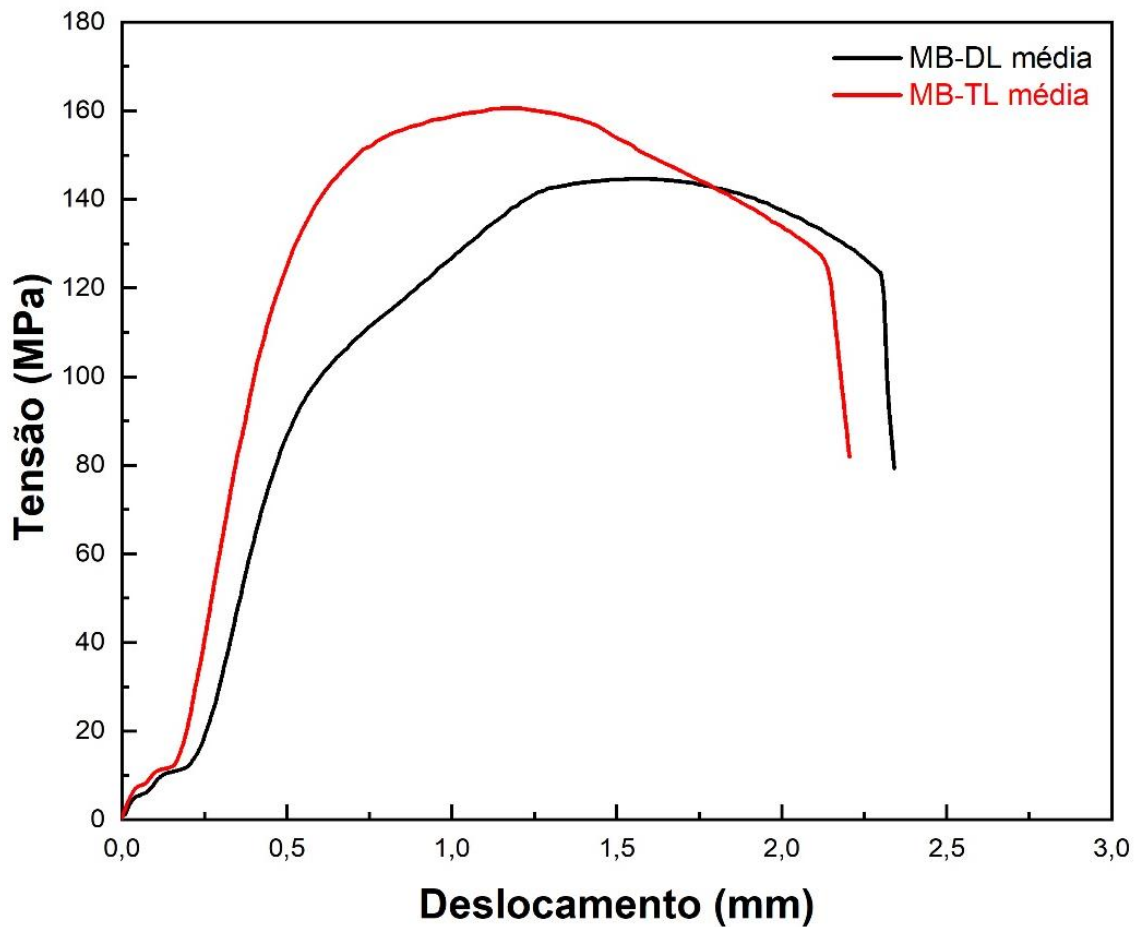
Na Figura 64 estão apresentadas as curvas de tensão-deformação do metal base a partir de corpos de prova obtidos no sentido da direção da laminação (DL) e transversais à laminação (TL). Nestas curvas observa-se que o metal base apresenta pequena diferença entre os limites de resistência no sentido da direção de laminação (DL ~140 MPa) e transversal à laminação (TL ~160 MPa). A direção transversal à laminação apresenta maior resistência devido aos precipitados no formato de placas, alinhados no sentido de laminação, os quais conferem maior resistência ao deslocamento de discordâncias quando o metal base é solicitado mecanicamente na direção perpendicular à laminação. O alongamento total das condições DL e TL também foi próximo, 2,0 mm e 2,5 mm. Para melhor visualização do comportamento do metal base submetido ao ensaio de tração, na Figura 65 estão apresentadas as curvas de tensão-deformação média nas direções da laminação e transversal à laminação.

Figura 64 - Curvas de tensão-deformação do metal base. (a) Corpos de prova da direção de laminação (DL) e (b) corpos de prova transversais ao sentido de laminação (TL).



FONTE: o autor.

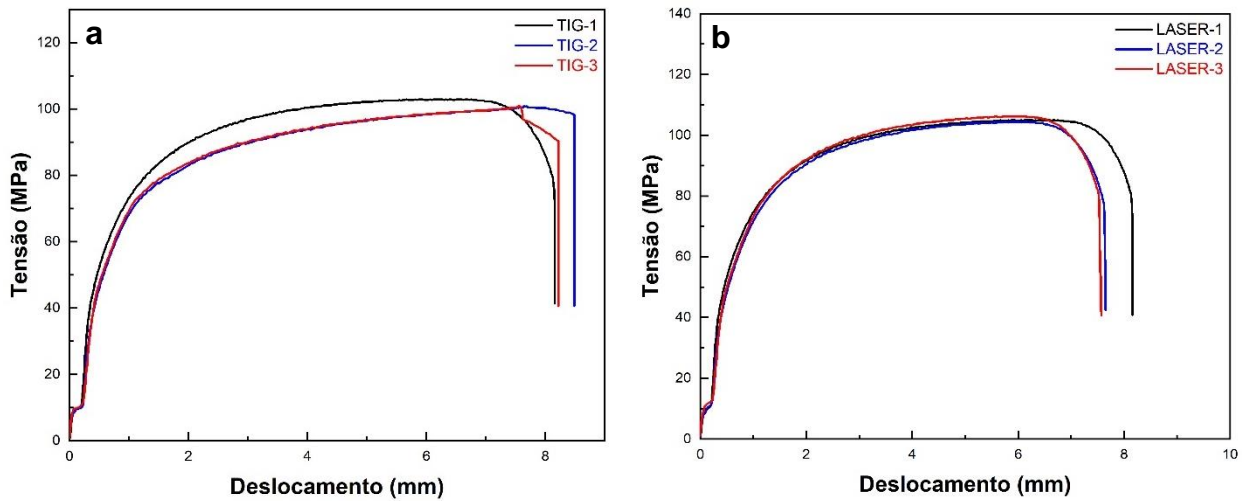
Figura 65 - Curvas de tensão-deformação média do metal base nas direções da laminação (MB-DL) e transversal à laminação (MB-TL).



FONTE: o autor.

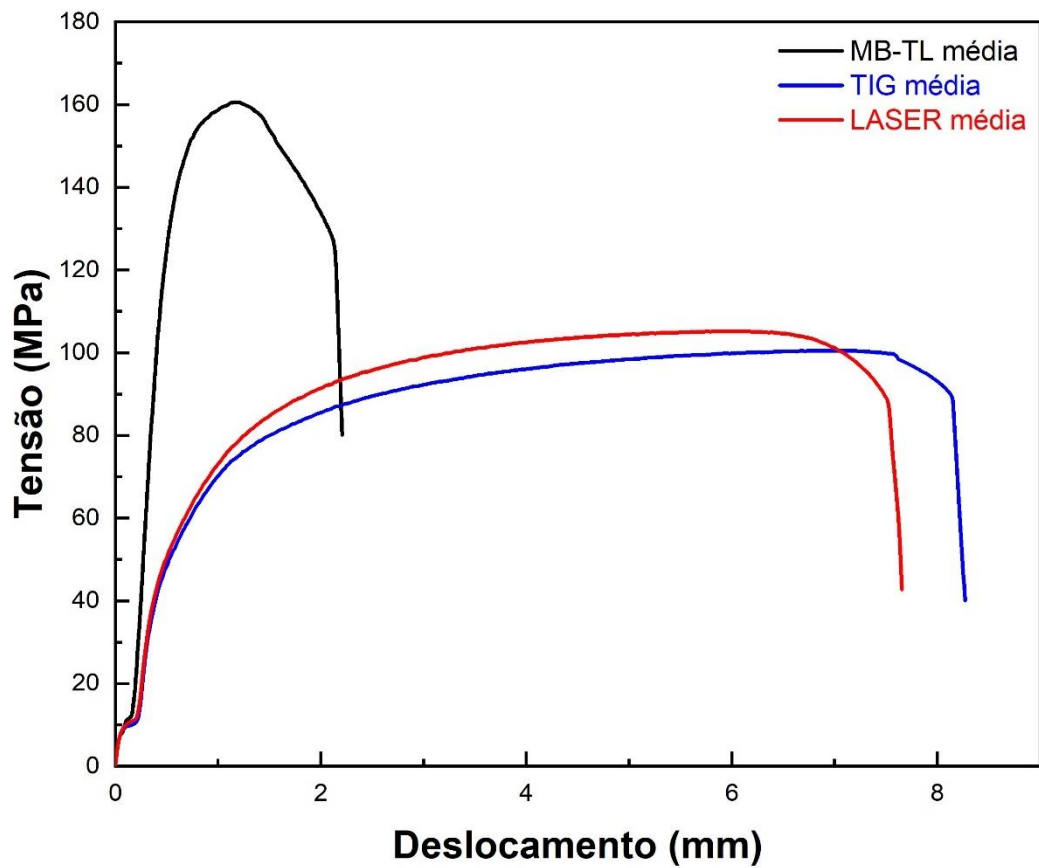
Na Figura 66 estão apresentadas as curvas de tensão-deformação dos corpos de prova transversais aos cordões de solda TIG e LASER e na Figura 67 estão apresentadas as curvas de tensão-deformação média do metal base e dos cordões TIG e LASER. Nesta figura foi apresentada a curva do MB-TL pois as juntas foram preparadas de modo que os cordões de solda ficaram paralelos ao sentido de laminação das chapas.

Figura 66 - Curvas de tensão-deformação de corpos de prova transversais aos cordões de solda (a) TIG e (b) LASER.



FONTE: o autor.

Figura 67 - Curvas de tensão-deformação média do metal base (MB-TL) e dos cordões TIG e LASER.



FONTE: o autor.

A partir da Figura 67 nota-se que o desempenho ao ensaio de tração das juntas TIG e LASER foram parecidos, onde a junta TIG apresentou alongamento percentual três maior que o do cordão LASER. Importante destacar que a porosidade dos cordões LASER não prejudicaram o desempenho da junta, já que o desempenho foi similar aos das juntas TIG que não apresentavam poros.

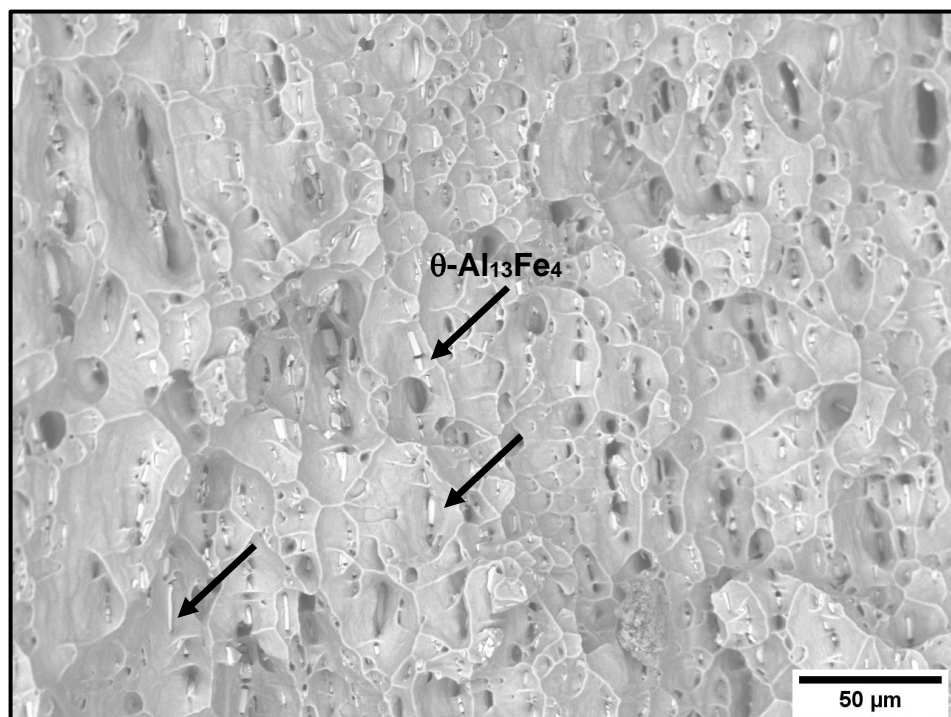
Em relação ao metal base, as juntas soldadas tiveram redução de 35% do limite de resistência. O alongamento do cordão LASER foi similar ao do metal base, enquanto o alongamento do cordão TIG foi três vezes maior. Na Tabela 23 estão os valores médios dos parâmetros obtidos a partir das curvas de tensão-deformação do metal base e dos cordões TIG e LASER.

Tabela 23 - Parâmetros obtidos a partir das curvas de tensão-deformação.

Material/Junta	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento total (%)
MB-TL	10±0,1	158±8	6,2±0,2
TIG	9±0,1	103±8	21±1
LASER	11±0,2	103±2	7±1

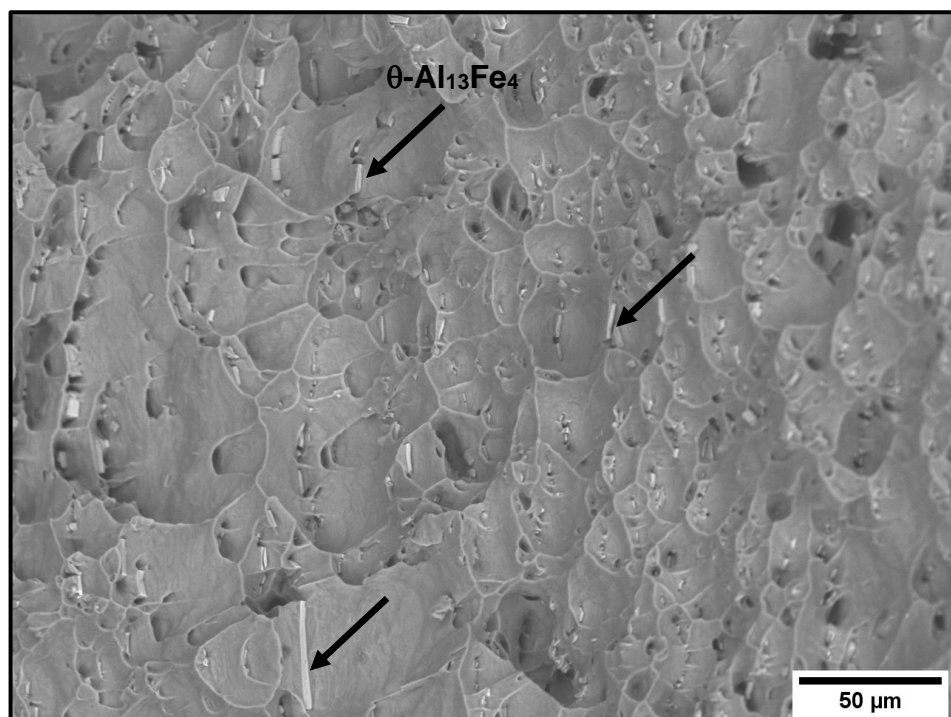
De modo geral, os processos com alta velocidade de resfriamento/solidificação como a soldagem TIG e LASER, resultam em dendritas com espaçamentos primários menores, melhorando as propriedades mecânicas das ligas de alumínio. Com relação aos resultados de tração obtidos não foi possível verificar esta afirmação, pois os limites de resistência dos cordões foram menores que do metal base. Contudo, esta hipótese não pode ser rejeitada pelos resultados deste estudo, pois a superfície de fratura dos corpos de prova soldados submetidos ao ensaio de tração revelaram que os rompimentos ocorram na ZTA próxima à zona fundida. Nas Figuras 68 e 69 estão apresentadas as superfícies de fratura das juntas TIG e LASER, respectivamente.

Figura 68 - Superfície da fatura cordão TIG submetido ao ensaio de tração.



FONTE: o autor.

Figura 69 - Superfície de fatura do cordão LASER submetido ao ensaio de tração.



FONTE: o autor.

As superfícies da fratura das juntas TIG e LASER são muito semelhantes devido à fratura ter ocorrido da ZTA próxima ao metal base. Essa região é similar aos dois tipos de juntas por ser uma região que teve o menor efeito da temperatura. As setas nas Figuras 68 e 69 indicam precipitados em forma de placas alongadas de coloração mais clara. Essas regiões são constituídas pela fase θ -Al₁₃Fe₄ que foi reconhecida pela sua forma e confirmada pela análise por MEV-EDS. A quantidade da fase θ -Al₁₃Fe₄ na superfície de fratura evidencia que a fratura ocorreu na ZTA próxima ao metal base. As superfícies apresentam alvéolos típicos de fratura dúctil (alvéolos e *dimples*), não apresentando regiões com indícios de marcas de praia características de fratura frágil.

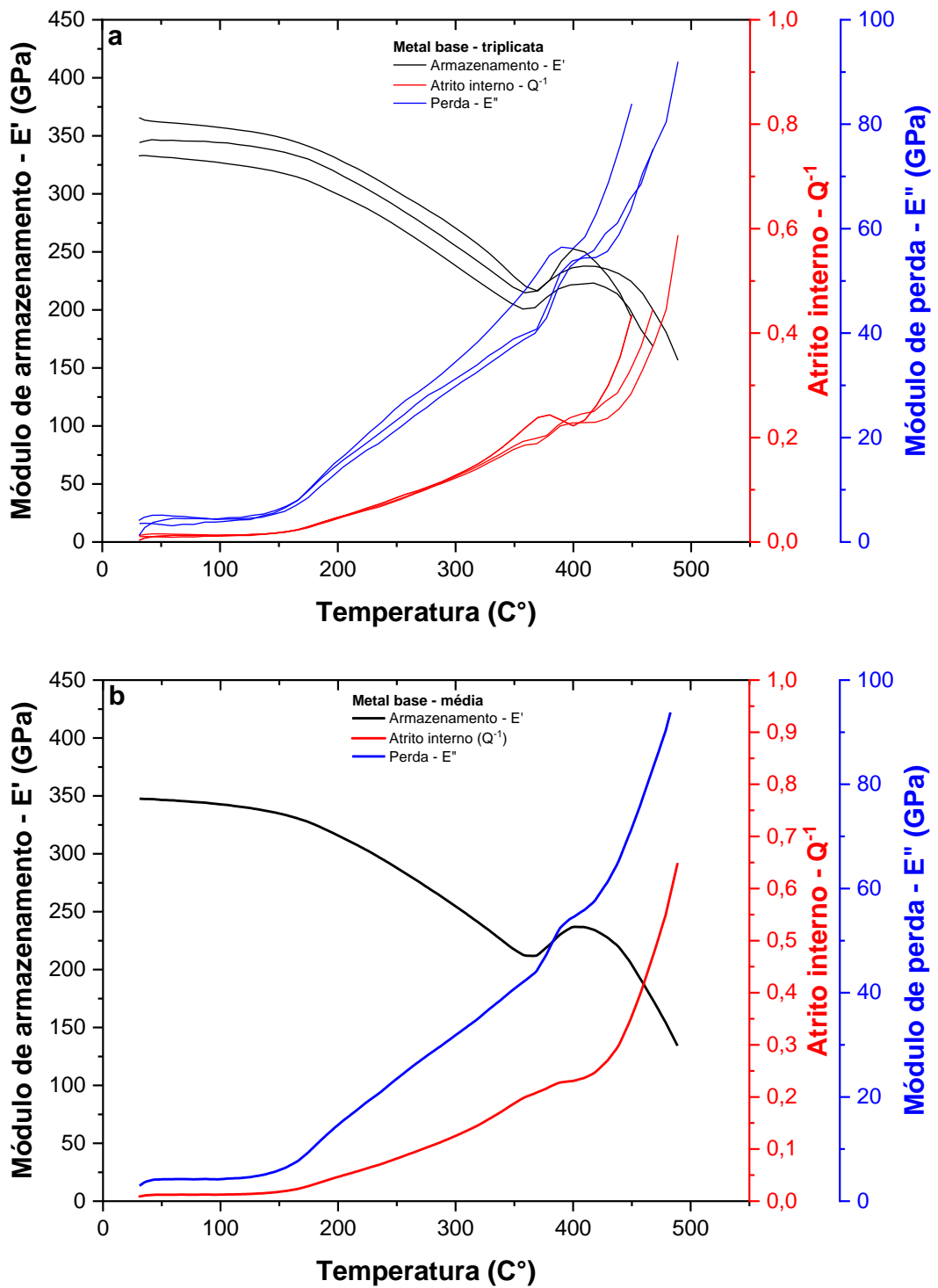
5.3.8 Análise térmica dinâmico-mecânica

A discussão dos resultados da análise térmica dinâmico-mecânica será primeiramente realizada para cada condição estudada, e posteriormente, a discussão será conduzida comparando os resultados entre as condições (metal base e cordões TIG e LASER).

Nas Figuras 70 a 72 estão apresentadas as curvas do atrito interno (Q^{-1}) e dos módulos de armazenamento (E') e de perda (E'') em função da temperatura para a condição de aquecimento de 20°C.min⁻¹ e frequência de 0,1 Hz para o metal base e para os cordões TIG e LASER, respectivamente. Importante destacar que os gráficos apresentados nestas figuras estão nas mesmas escalas para facilitar as discussões.

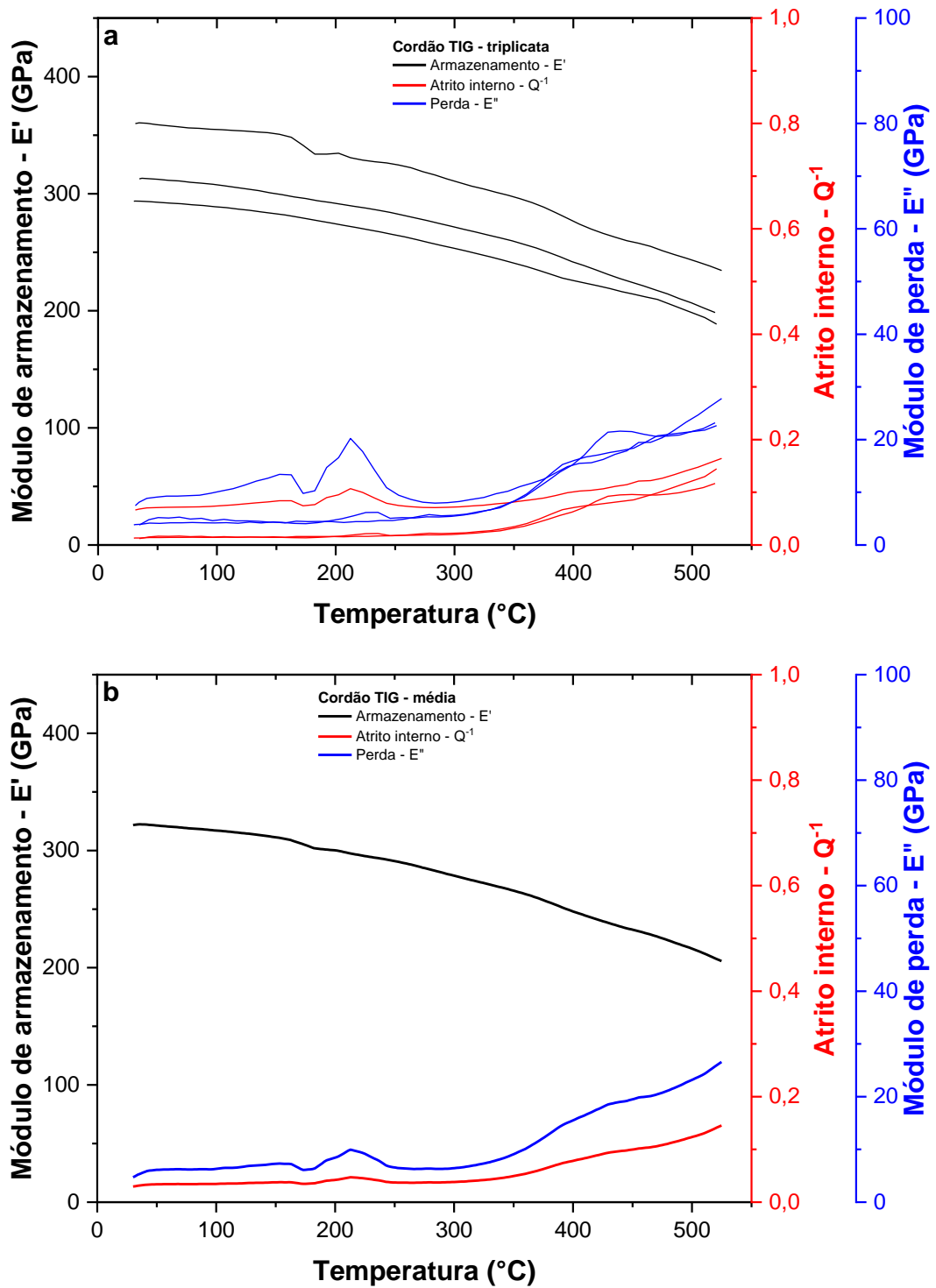
De modo geral para as condições estudadas, o aumento da temperatura aumenta o fator de amortecimento (Q^{-1}) e o módulo de perda (E''), diminuindo o módulo de armazenamento (E'). Para as temperaturas até 150°C, o metal base e os cordões TIG e LASER não sofrem amortecimento (atrito interno constante e próximo de zero), somente acima desta temperatura se observam variações do atrito interno (Q^{-1}) e dos módulos de armazenamento (E') e de perda (E'').

Figura 70 - Atrito interno e módulos de armazenamento e de perda em função da temperatura para o metal base (20°C.min⁻¹ e 0,1 Hz). (a) triplicata e (b) curva média.



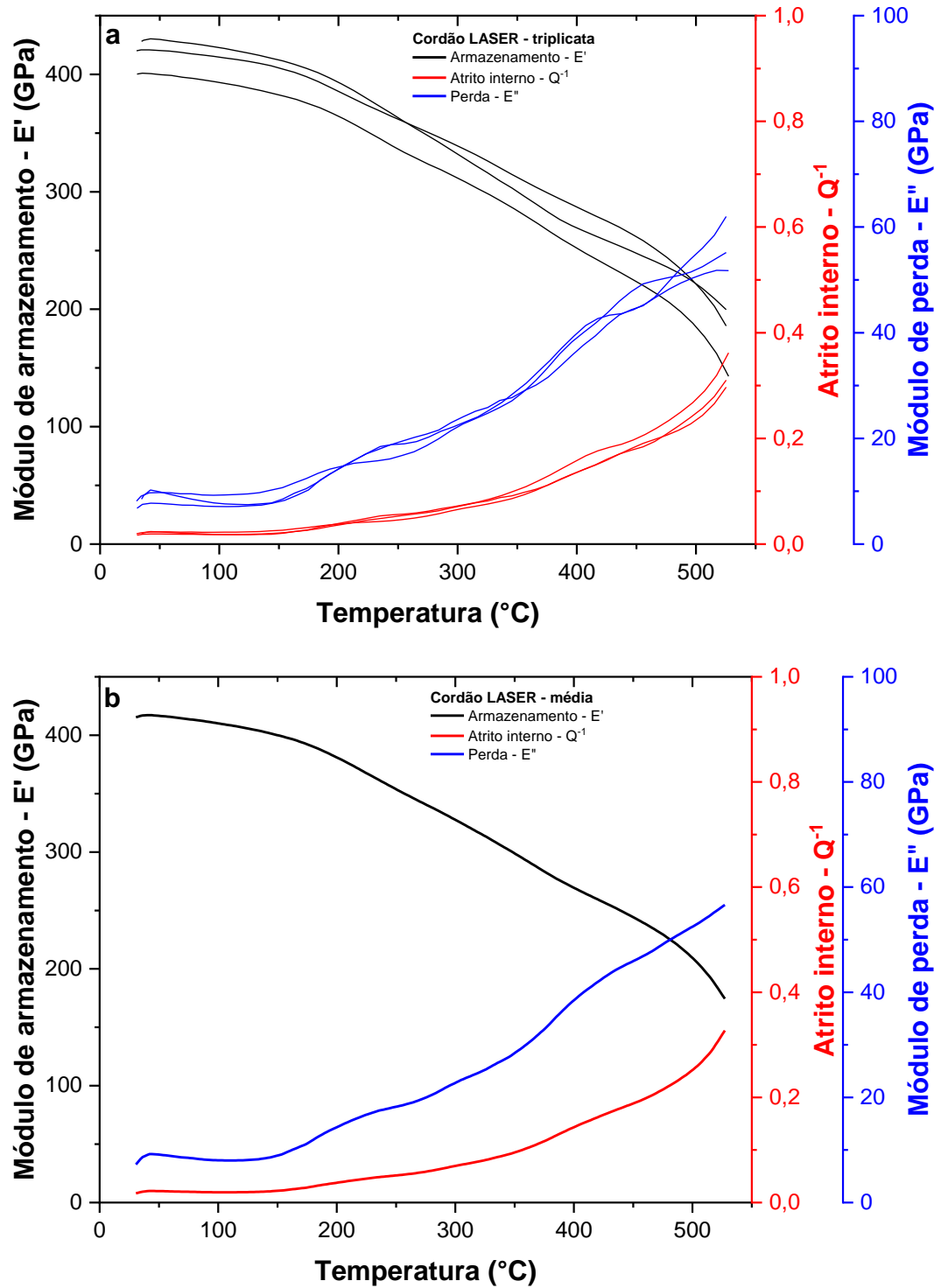
FONTE: o autor.

Figura 71 - Atrito interno e módulos de armazenamento e de perda em função da temperatura para o cordão TIG (20°C.min⁻¹ e 0,1 Hz). (a) triplicata e (b) curva média.



FONTE: o autor.

Figura 72 - Atrito interno e módulos de armazenamento e de perda em função da temperatura para o cordão LASER (20°C.min⁻¹ e 0,1 Hz). (a) triplicata e (b) curva média.

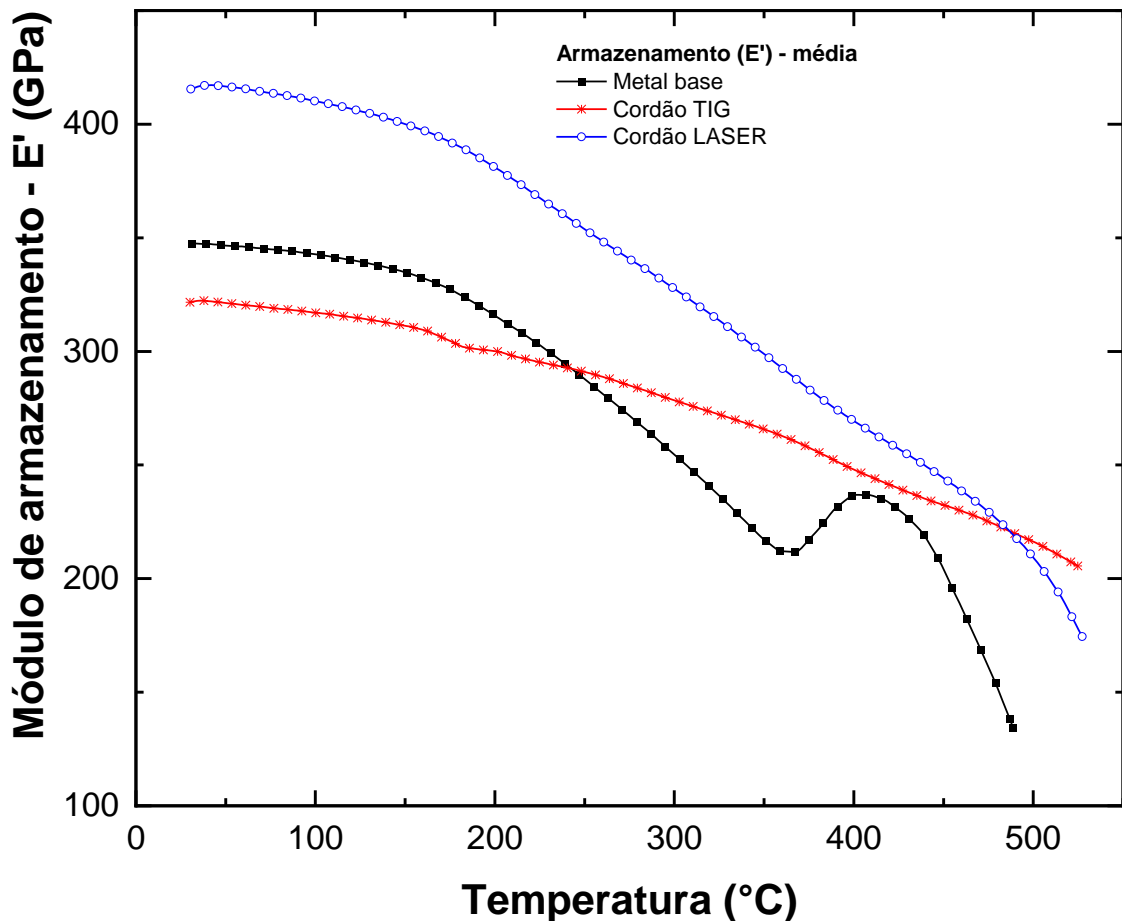


FONTE: o autor.

Nas curvas para o metal base (Figura 70) observam-se variações do E' , E'' e Q^{-1} na faixa de temperatura entre 350°C e 450°C. Nas curvas dos cordões TIG e LASER (Figuras 71 e 72) são notadas variações na faixa de temperatura entre 350°C e 450°C, além das variações também na faixa de temperatura entre 175°C e 250°C. Observando as curvas médias de atrito interno (Q^{-1}) das Figuras 70b, 71b e 72b é possível notar que a amplitude da variação (ΔQ^{-1}) para o metal base é maior que para os cordões TIG e LASER ($\Delta Q^{-1}_{MB} > \Delta Q^{-1}_{TIG} > \Delta Q^{-1}_{LASER}$).

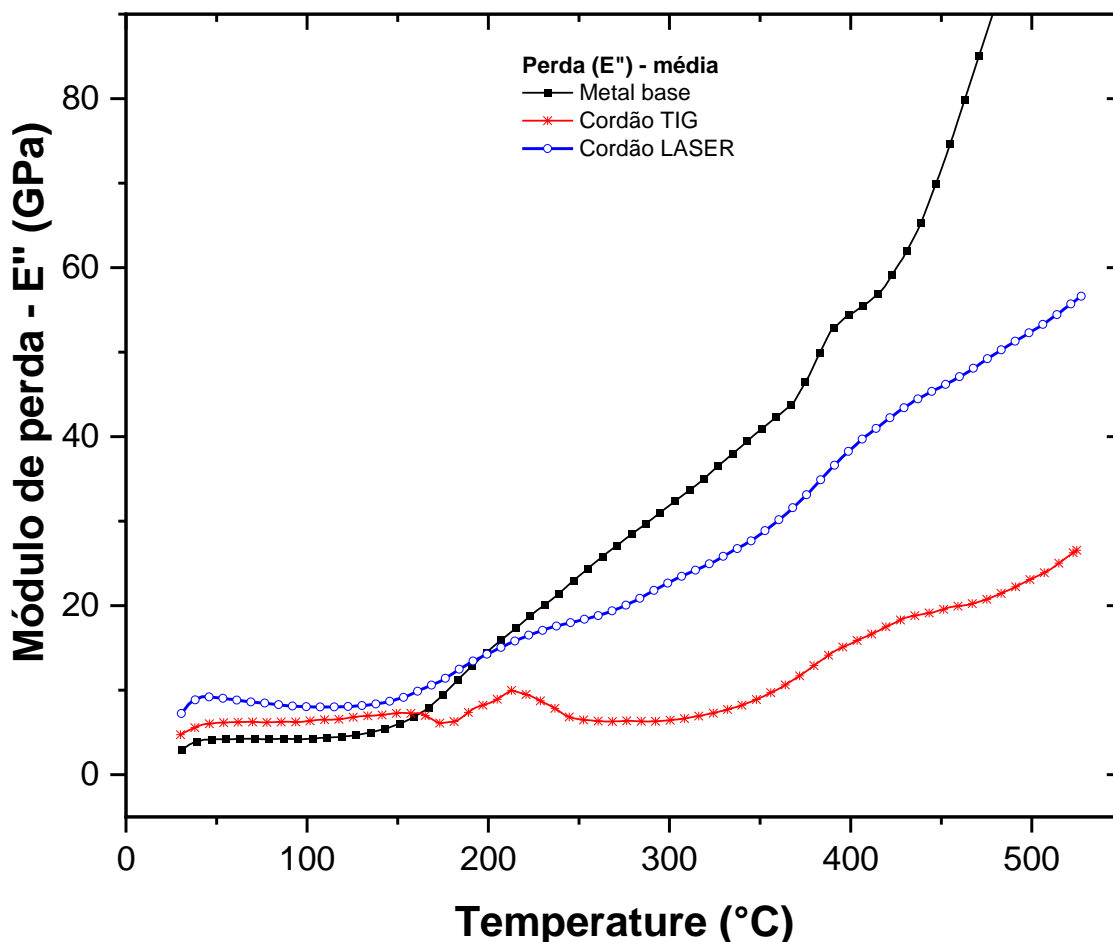
Nas Figuras 73 e 74 estão apresentadas, respectivamente, as curvas médias dos módulos de armazenamento e de perda em função da temperatura para o metal base e os cordões TIG e LASER.

Figura 73 - Módulo de armazenamento médio em função da temperatura (20°C.min⁻¹ e 0,1 Hz).



FONTE: o autor.

Figura 74 - Módulo de perda médio em função da temperatura ($20^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ e $0,1\text{ Hz}$).

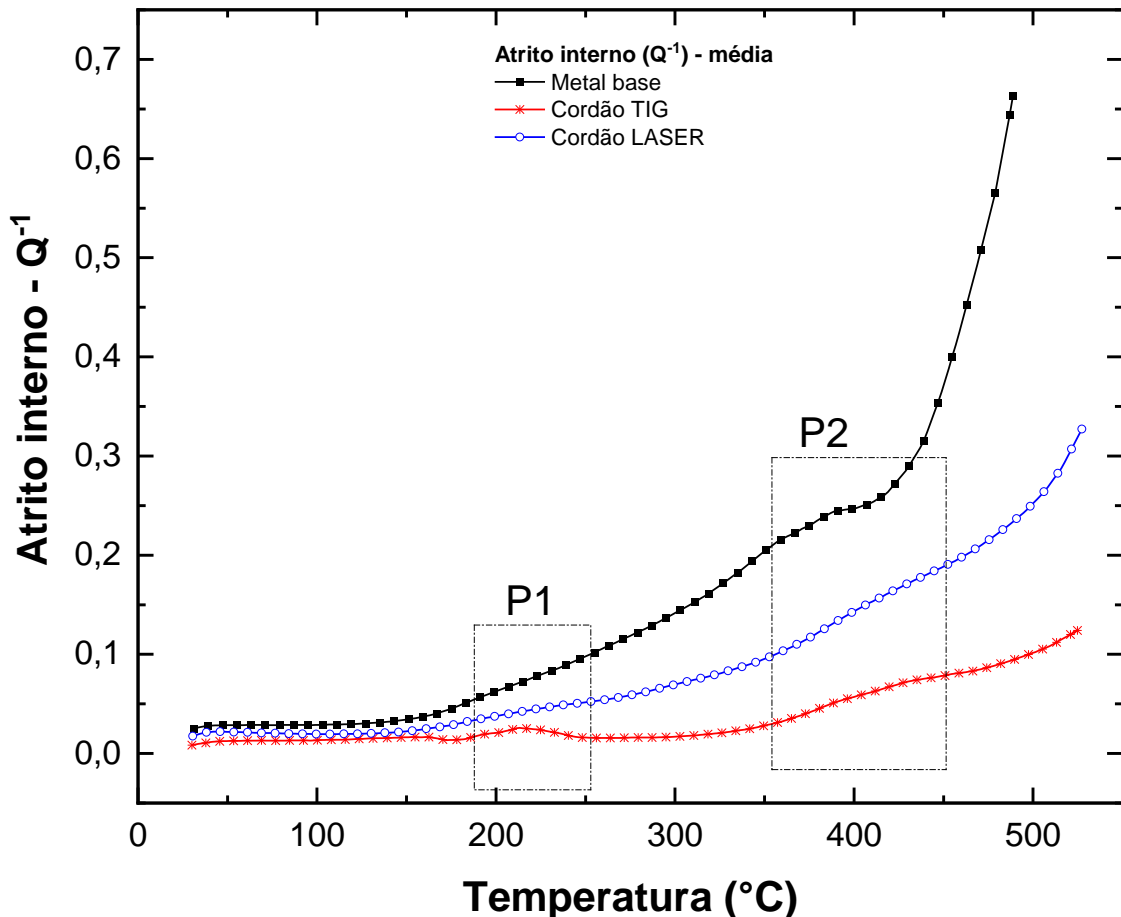


FONTE: o autor.

A partir das curvas da Figura 73 observa-se que o módulo de armazenamento inicial do cordão LASER é aproximadamente 70 GPa maior que o do metal base e permanece maior em toda faixa de temperatura. Enquanto o módulo de armazenamento inicial do cordão TIG é aproximadamente 25 GPa menor que o do metal base. Porém por volta de 250°C , o módulo de armazenamento do metal base passa a ser menor que o do cordão TIG. Pela inclinação das curvas no intervalo de temperatura entre 200°C e 350°C , observa-se que o metal base apresenta redução mais acentuada do módulo de armazenamento que os cordões LASER e TIG (redução do módulo de armazenamento: $E'_{\text{MB}} > E'_{\text{LASER}} > E'_{\text{TIG}}$). O metal base apresenta um aumento do módulo de armazenamento (aproximadamente 25 GPa) entre 350°C e 400°C (recuperação do módulo de armazenamento) e após isso o E' volta a reduzir, porém com inclinação negativa maior.

Na Figura 74 , nota-se que a partir da inclinação das curvas do módulo de perda do metal base é maior que para os cordões TIG e LASER ($E''_{MB} > E''_{TIG} > E''_{LASER}$). Nota-se ainda, para as três curvas, a variação por volta de 400°C (sendo mais acentuada para o metal base) e, para as curvas dos cordões, a variação por volta de 200°C (sendo mais acentuada para o cordão TIG).

Figura 75 - Atrito interno médio (Q^{-1}) em função da temperatura ($20^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ e 0,1 Hz).



FONTE: o autor.

Na Figura 75 estão apresentadas as curvas médias do atrito interno (Q^{-1}) em função da temperatura para o metal base e os cordões TIG e LASER. As regiões indicadas por P1 e P2 são aquelas onde foram observadas alterações do atrito interno, levando em consideração também as variações das curvas dos módulos de armazenamento e de perda. Na Tabela 24 estão apresentados os valores médios do atrito interno e da temperatura referentes às variações das regiões P1 e P2.

Tabela 24 - Atrito interno e temperatura das variações observadas as regiões P1 e P2 da Figura 75 .

Amostra	P1		P2	
	Atrito interno Q^{-1}	Temperatura (°C)	Atrito interno Q^{-1}	Temperatura (°C)
MB	-	-	0,24±0,02	388±7
TIG	0,14±0,05	238±35	0,09±0,02	405±21
LASER	0,05±0,01	223±9	0,17±0,02	426±7

FONTE: o autor.

6 CONCLUSÕES

- A região esbranquiçada às margens dos cordões TIG, característica da soldagem de alumínio, é constituída por óxidos de alumínio não fundidos que sobrenadam no metal líquido durante a soldagem e são direcionados para a periferia da poça de fusão próxima ao metal base.
- A tomografia computadorizada industrial é uma importante tecnologia para a avaliação da integridade de juntas soldadas, em especial, as de alumínio para a avaliação da presença de trincas e poros. Por meio desta tecnologia, constatou-se que os cordões TIG não apresentaram porosidade. No entanto, os cordões LASER apresentaram poros em toda sua extensão. Esses porosos possuíam geometria esférica e se formaram devido ao colapso das paredes da cavidade da soldagem por penetração.
- Utilizando as análises de tomografia e de microscopia, não foram identificadas trincas a quente decorrente de liquação nos cordões TIG e LASER.
- O processo de soldagem LASER de ligas de alumínio precisa ser otimizado para a obtenção de juntas sem poros, principalmente os parâmetros de potência do LASER e velocidade de soldagem em função da espessura da junta a ser soldada.
- Os poros existentes no cordão LASER não influenciaram negativamente os resultados de resistência à tração. A zona fundida que apresenta porosidade possui maior resistência mecânica que as regiões afetadas pelo calor. Por esta razão, as fraturas ocorreram entre a ZTA e o metal base.
- De acordo com os critérios mecânicos da norma ISO 13919-2 e considerando os critérios de porosidade dessa norma, as juntas LASER poderiam ser qualificadas, pelo menos, para atender a condição moderada de exigência.
- Os processos de soldagem TIG e LASER não causaram a evaporação dos elementos de liga do metal base AA8011.
- No metal base predomina a fase θ - $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ na forma de placas distribuídas na matriz α -Al.

- Nos cordões TIG, a zona fundida apresenta microestrutura dendrítica homogênea e refinada. Nas regiões interdendríticas predominam as fases estáveis β -Al₅FeSi e θ -Al₁₃Fe₄.
- Nos cordões LASER, a zona fundida possui microestrutura dendrítica grosseira onde predomina a fase estável α -Al₈Fe₂Si, sendo também identificadas as fases metaestáveis Al₆Fe e Al₂FeSi.
- A formação das fases metaestáveis é resultante da elevada taxa de resfriamento do processo LASER.
- A menor velocidade de resfriamento do processo TIG em relação ao processo LASER pode ser evidenciado pela maior extensão da ZTA e pelo tamanho de grão formado na zona fundida, onde no cordão TIG foi observado a formação de um macrogrão.
- As juntas soldadas apresentaram menor resistência mecânica que o metal base devido às transformações térmicas que resultaram em mudança de microestrutura. Como não houve adição de metal, as juntas TIG e LASER podem ter as propriedades mecânicas homogeneizadas entre a zona fundida, ZTA e metal base se forem submetidas a tratamento térmico.
- Os resultados de microscopia óptica com luz polarizada associados ao mapa de dureza da seção transversal contribuíram para a identificação da ZTA do cordão LASER.
- Não foi identificada diferença de dureza devido ao macrogrão do cordão TIG.
- Com a análise térmica dinâmico-mecânica é possível distinguir o desempenho mecânico das juntas TIG e LASER.

7 TRABALHOS FUTUROS

- Otimizar os parâmetros de soldagem LASER de chapas AA8011 com a finalidade de eliminar ou reduzir a quantidade de poros, monitorando o aporte térmico.
- Avaliar a integridade das juntas com o auxílio da tomografia de luz cíclotron, melhorando a resolução para identificação de possíveis microtrincas.
- Avaliar o comportamento das propriedades viscoelásticas da liga AA8011 por análise térmico-mecânica (DMA) em temperatura constante e com faixas de frequência da ordem de mHz, kHz e MHz, avaliando as interações microestruturais decorrentes de defeitos pontuais e discordâncias, comparando com as transformações térmicas observadas por análise por calorimetria diferencial de varredura (DSC).

8 REFERÊNCIAS

- AA - **The Aluminum Association**. International alloy designations and chemical composition limits for wrought aluminum and wrought aluminum alloys. Arlington, 2015.
- ABAL - **Associação Brasileira do Alumínio**, 2021a. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/>>. Acesso em: 09 Mar. 2021.
- ABAL - **Associação Brasileira do Alumínio**, 2021b. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/estatisticas/nacionais/perfil-da-industria/>>. Acesso em: 08 nov. 2021.
- ABNT – **ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS**. 2010. **NBR ISO 209**: Alumínio e suas ligas – Composição química. Rio de Janeiro. 4p. 2010.
- ABNT – **ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS**. 2016. **NBR 11568**: Materiais metálicos - Determinação do tamanho de grão. Rio de Janeiro. 30p. 2016.
- ADEBAYO, A. O.; OYETUNJI, A.; ALANEME, K. Mechanical Damping Characteristics of As-Cast and Austempered Aluminium-Alloyed Ductile Irons Produced With Rotary Melting Furnace Processing. Transactions of the Indian Institute of Metals, p. 1-9, 2021. DOI: [10.1007/s12666-021-02358-8](https://doi.org/10.1007/s12666-021-02358-8)
- AGREDA, N. J. L. Kinetic characterization of an AA8011 alloy non-isothermally annealed above 400°C. **La Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, RLMM**, v. 39, n. 1, 2019.
- ALCAN – **ALUMÍNIO DO BRASIL**. Manual de soldagem. São Paulo, 1993.
- ALFIERIA, V.; CAIAZZO, F.; SERGI, V. Autogenous LASER Welding of AA 2024 Aluminium Alloy: Process Issues and Bead Features. **9th Procedia CIRP**, v. 33, p. 407-412, 2015.
- ALVAREZ-ANTOLIN, F. *et al.* Analysis of Different Solution Treatments in the Transformation of β -AlFeSi Particles into α -(FeMn) Si and Their Influence on Different Ageing Treatments in Al–Mg–Si Alloys. **Metals**, v. 10, n. 5, p. 620, 2020.
- APELIAN, D. Aluminum cast alloys: enabling tools for improved performance. **North American Die Casting Association - NADCA**, Arlington Heights, 2009. 9p.
- **ASM - AMERICAN SOCIETY FOR METALS**. ASM Handbook. ASM Internacional, v. 6 - Welding, Brazing and Soldering, Ohio, 1993.
- **ASM - AMERICAN SOCIETY FOR METALS**. ASM Specialty Handbook: aluminum and aluminum alloys. ASM Internacional. 1st ed. Ohio, 1993b. 784p. ISBN: 978-0-87170-496-2.

- **ASM - AMERICAN SOCIETY FOR METALS.** Basic understanding of weld corrosion - Corrosion of Weldments. Internacional, Ohio, 2006.
- **ASM - AMERICAN SOCIETY FOR METALS.** Metals Handbook: properties and Selection – Nonferrous alloy and Special-Purpose Materials. ASM International. 10th ed. v. 2. Metals Park, Ohio, 1990.
- **ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS.** (2021). **E8/E8M:** standard test methods of compression testing of metallic materials at room temperature. Philadelphia. 9 p.
- BASAK, C. B.; BABU, N. Hari. Influence of Cu on modifying the beta phase and enhancing the mechanical properties of recycled Al-Si-Fe cast alloys. **Scientific Reports**, v. 7, n. 1, p. 5779, 2017.
- BECKER, H. *et al.* Effect of Mn and cooling rates on α -, β -and δ -Al-Fe-Si intermetallic phase formation in a secondary Al-Si alloy. **Materialia**, v. 5, p. 100198, 2019.
- BLANTER, M. S. *et al.* Internal friction in metallic materials: a handbook. **Springer Series in Materials Science**, v. 90, p. 1-535, 2007. ISBN-13 978-3-540-68757-3.
- BLAZEK, D.; PALCEK, P. Internal friction use in monitoring the degradation processes in a material. **Materials Engineering**, v. 18, n. 4, p. 145-150, 2011.
- BUNAZIV, I.; *et al.* Laser Beam and Laser-Arc Hybrid Welding of Aluminium Alloys. **Metals**, v. 11, n. 8, p. 1150, 2021. DOI: [10.3390/met11081150](https://doi.org/10.3390/met11081150).
- CANNELLA, F. *et al.* Dynamic mechanical analysis and thermoelasticity for investigating composite structural elements made with additive manufacturing. **Composite Structures**, v. 185, p. 466-473, 2018. DOI: [10.1016/j.compstruct.2017.11.029](https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.11.029).
- CAO, X. *et al.* Research and progress in laser welding of wrought aluminum alloys. I. Laser welding processes. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 18, n. 1, p. 1-22, 2003. DOI: [10.1081/AMP-120017587](https://doi.org/10.1081/AMP-120017587).
- CAPELARI, T. V. Avaliação da geometria de ferramenta e parâmetros do processo FSW na soldagem da liga de alumínio AA 5052. Dissertação (**Mestrado em Engenharia Mecânica**). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2006.
- CARVALHO, S. M. Estudo da soldabilidade a LASER e a TIG do titânio comercialmente puro grau 2 empregado em sistemas pneumáticos de aeronaves. **Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais)**. Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo. São Paulo/SP. 2012.
- CASALINO, G.; MORTELLO, M.; PEYRE, P. FEM Analysis of Fiber LASER Welding of Titanium and Aluminum. **Procedia 48th CIRP**, v. 41, p. 992-997, 2016.
- CASTRO, M. R. O efeito bake hardening na estampagem a quente e a estrutura veicular. **Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear - Materiais)**. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. São Paulo. 2017.

- CHANG, S. H.; WU, S. K. Damping characteristics of Sn–3Ag–0.5 Cu and Sn–37Pb solders studied by dynamic mechanical analysis. **Scripta Materialia**, v. 63, n. 10, p. 957-960, 2010. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2010.07.004](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.07.004).
- COX, J. *et al.* Dynamic and thermal properties of aluminum alloy A356/silicon carbide hollow particle syntactic foams. **Metals**, v. 4, n. 4, p. 530-548, 2014. DOI: [doi:10.3390/met4040530](https://doi.org/10.3390/met4040530).
- DE CHIFFRE, L. *et al.* Industrial applications of computed tomography. **CIRP annals**, v. 63, n. 2, p. 655-677, 2014. DOI: [10.1016/j.cirp.2014.05.011](https://doi.org/10.1016/j.cirp.2014.05.011)
- DELIJIC, K; ASANOVIC, V; RADONJIC, D. Mechanical behavior and corrosion properties of AA8079 sheets. **Journal of the Mechanical Behavior of Materials**, v. 17, n. 1, p. 1-16, 2006.
- DORTA-ALMENARA, M.; CAPACE, M. C. Microstructure and mechanical properties of GTAW welded joints of AA6105 aluminum alloy. **Revista Facultad de Ingeniería**, v. 25, n. 43, p. 7-19, 2016.
- FABRIZI, Alberto *et al.* Evolution of Fe-rich compounds in a secondary Al–Si–Cu alloy: influence of cooling rate. **International Journal of Materials Research**, v. 106, n. 7, p. 719-724, 2015.
- FAYOMI, J. *et al.* Understanding the microstructural evolution, mechanical properties, and tribological behavior of AA8011-reinforced nano-Si 3 N 4 for automobile application. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 111, n. 1, p. 53-62, 2020.
- FOTOVVATI, Behzad *et al.* A review on melt-pool characteristics in laser welding of metals. **Advances in Materials Science and Engineering**, v. 2018, 2018. DOI: [10.1155/2018/4920718](https://doi.org/10.1155/2018/4920718)
- FRAGA, F. E. N. Proposta de modelo para caracterizar susceptibilidade à distorção devido à soldagem em chapas de alumínio. Tese (**Doutorado em Engenharia Mecânica**). Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas. Campinas. 2009.
- GRANDINI, C. G., *et al.* Caracterização mecânica de metais por intermédio de espectroscopia mecânica (atrito interno). **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, v. 12, n. 1-2, p. 26-31, 2008.
- GREMAUD, M.; CARRARD, M.; KURZ, W. The microstructure of rapidly solidified Al-Fe alloys subjected to laser surface treatment, **Acta Metallurgica et Materialia**, v.38, n.12, p.2587-2599, 1990.
- GRIGER, A.; STEFANIAY, V. Equilibrium and non-equilibrium intermetallic phases in Al-Fe and Al-Fe-Si alloys. **Journal of materials science**, v. 31, n. 24, p. 6645-6652, 1996. DOI: doi.org/10.1007/BF00356274.
- HU, Z. *et al.* Microstructure and mechanical properties of high strength die-casting Al–Mg–Si–Mn alloy. **Materials & Design**, v. 46, p. 451-456, 2013.
- IMAGEJ. **Programa de análise de imagem ImageJ versão 1.53a** (domínio público). Disponível em <https://imagej.nih.gov/ij/index.html>. Acesso em: 10 Abr. 2021.

- ION, J. C. Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application. Elsevier, 2005. ISBN 978-0-7506-6079-2.
- ISO – **INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION**. 2021. **ISO 13919-2**: Electron and laser-beam welded joints. Requirements and recommendations on quality levels for imperfections. Part 2: Aluminium, magnesium and their alloys and pure copper. Geneva. 15p. 2021.
- JI, S. *et al.* Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al–Mg–Si–Mn and Al–Mg–Si diecast alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 564, p. 130-139, 2013.
- KIM, F. H. *et al.* Merging experiments and computer simulations in X-ray Computed Tomography probability of detection analysis of additive manufacturing flaws. **NDT & E International**, v. 119, p. 102416, 2021. DOI: [10.1016/j.ndteint.2021.102416](https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2021.102416)
- KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2nd edition. A John Wiley & Sons, Inc., Publication: New Jersey, 2002. ISBN: 0-471-43491-4.
- LAH, N. A. C.; ALI, A.; ISMAIL, N. Characterization of fusion welded joints: A review. **Pertanika Journal of Science and Technology**, v. 17, n. 2, p. 201-210, 2009. ISSN: 0128-7680.
- LEAL, R. M.; LOUREIRO, A. Soldadura de ligas de alumínio com laser de díodos. **Revista Iberoamericana de Ingeniería MKecánica**, v. 8, n. 2, p. 91-102, 2004.
- LENTZ, M.; LAPTYEVA, G.; ENGLER, O. Characterization of second-phase particles in two aluminium foil alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 660, p. 276-288, 2016.
- LIMA, E. P. R. Estudo da cinética de recristalização da liga de alumínio AA8011 na condição H18. **Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)**. Universidade Federal de Pernambuco. Recife, 2002.
- LIMA, M. S. F. LASERs in material processing. In: **LASERs in Chemistry: Influencing Matte**. Weinheim: Edited by Maximilian Laker, 2008. P. 1195-1209.
- LIMA, M. S. F. Phase transformations during laser processing of aerospace metallic materials. In: **Advanced Materials Research**. Trans Tech Publications Ltd, p.179-201, 2016.
- LUMLEY, R. The Development of High Strength and Ductility in High-Pressure Die-Cast Al-Si-Mg Alloys from Secondary Sources. **The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society - JOM**, v. 71, n. 1, p. 382-390, 2019.
- MAJUMDAR, J. D.; *et al.* Effect of laser surface melting on corrosion and wear resistance of a commercial magnesium alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 361, n. 1-2, p. 119-129, 2003.
- MAJUMDAR, J. D.; MANNA, I. Laser material processing. **International Materials Reviews**, v. 56, n. 5-6, p. 341-388, 2011.
- MALAKHOV, D. V.; PANAHI, D.; GALLERNEAULT, M. On the formation of intermetallics in rapidly solidifying Al–Fe–Si alloys. **Calphad**, v. 34, n. 2, p. 159-166, 2010. DOI:[10.1016/j.calphad.2010.01.006](https://doi.org/10.1016/j.calphad.2010.01.006)

- MALALA, A.; SCIEZOR, W. Evaluation of the effect of selected alloying elements on the mechanical and electrical aluminium properties. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 59, n. 1, p. 413-417, 2014.
- MARKER, M. *et al.* Phase equilibria and structural investigations in the system Al-Fe-Si. **Intermetallics**, v. 19, n. 12, p. 1919-1929, 2011.
- MASCHIO, C. Tomografia Computadorizada de Raio-X como técnica de ensaios não destrutivos de materiais. **Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)**. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas – Unicamp. Campinas/SP, 1997. 95 p.
- MAXIMO, A. Comparação entre soldagem de chapas finas de tântalo e Monel 400 com laser pulsado e Nd:YAg e com laser contínuo de fibra. **Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear - Materiais)**. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN. São Paulo/SP, 2015. 96 p.
- MENARD, K. P. **Dynamic mechanical analysis: A practical introduction**. CRC Press: Florida, 1999.
- METTLER-TOLEDO. *Thermal analysis in practice - Tips and hints* - 1 ed., Vol. 2. Mettler-Toledo GmbH, Ed. Schwerzenbach, Switzerland: Mettler-Toledo GmbH, Analytical. 2016. Disponível em <https://www.mt.com/ta-handbooks>. Acesso em: 11 de Mar. 2021,
- MIKOLAJCZAK, P; RATKE, L. Interplay between melt flow and the 3D distribution and morphology of Fe-rich phases in AlSi alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 46, n. 3, p. 1312-1327, 2015.
- MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; QUEIROS, A. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 3a Edição atualizada. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005.
- MOREIRA, T. A. S. Caracterização microestrutural e textural, por difração de elétrons retroespalhados (EBSD), da Solda a LASER em liga de Alumínio AA5052. **Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais)**. Escola de Minas – Rede Temática de Engenharia de Materiais. Universidade de Ouro Preto. Ouro Preto/MG. 2014.
- MUCCILLO, E. N. S. Espectroscopia de impedância e atrito interno de eletrólitos sólidos de ZrO₂:MgO. **Tese (Doutorado em Ciências)**. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – Autarquia Associada à Universidade de São Paulo (IPEN/USP). São Paulo. 1993.
- MUTOMBO, K.; DU TOIT, M. Corrosion fatigue behaviour of aluminium 5083-H11 welded using gas metal arc welding method. In: SUDNIK, W. **Arc Welding**. 1a. ed. Rijeka: InTech, v. 1, 2011. Cap. 9, p. 177-218.
- NARDELLI, V. C. Melhoria do desempenho metrológico da tomografia computadorizada por Raio-X por meio da seleção sistemática dos parâmetros de configuração. **Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica)**. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis. 2012. 145p.
- NAYAK, S. Laser Induced Surface Modification of Aluminium Alloys. **PhD Tesis (Doutorado em Ciência dos Materiais)**. Materials Science and Engineering Commons Dep. - University of Tennessee. Knoxville. 2004. 170p.

- NOGUEIRA, R. A., *et al.* Espectroscopia anelástica em ligas de Nb-16% p. Ti. **Materials Research**, v. 6, n. 4, p. 519-522, 2003.
- NOOR, C. W. M. *et al.* The effect of arc voltage and welding current on mechanical and microstructure properties of 5083-aluminium alloy joint used in marine applications. **10th UMT International Symposium**. Terengganu: University Malaysia Terengganu. 2011. p. 169-178.
- OTOMAR, H. P. Estudo comparativo da estampabilidade da liga de alumínio AA1050 partindo de placas obtidas por vazamento direto e bobinas obtidas por vazamento contínuo. **Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais)**. Universidade de São Paulo. São Paulo, 2010.
- OWEN, R.A.; PRESTON, R.V.; WITHERS, P.J.; SHERCLIFF, H.R.; WEBSTER, P.J. Neutron and synchrotron measurements of residual strain in TIG welded aluminium alloy 2024. **Materials Science and Engineering**. v. A346, p. 159-167, 2003.
- PAN, Lei *et al.* Effect of Fe on microstructure and properties of 8xxx aluminum conductor alloys. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 25, n. 12, p. 5201-5208, 2016.
- PEASURA, P.; WATANAPA, A. Influence of shielding gas on aluminum alloy 5083 in gas tungsten arc welding. **Procedia Engineering**, v. 29, p. 2465-2469, 2012.
- PEREIRA, G.S.; BOLFARINI, C.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA FILHO, W. J. A influência da composição química e da taxa de resfriamento na microestrutura da liga Al-Si A380. In: **XV CBECIMAT**, 2002, Natal (RN). Anais CD. NATAL: CBECIMAT- UFRN, 2002. p. 2920-2925.
- PRAVEEN, P.; YARLAGADDA, P. K. D. V. Meeting challenges in welding of aluminum alloys through pulse gas metal arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 164, p. 1106-1112, 2005.
- RAHIMI, M. *et al.* Aluminium alloy 8011: Surface characteristics. In: Applied Mechanics and Materials. **Trans Tech Publications**, 2015. p. 29-37.
- RAZAK, A. S. Tensile shear strength and dynamic mechanical analysis of 6063 aluminium alloy and 304 stainless steel by spot welding. **Engineering Engrxiv Archive**, 2017. p. 9. DOI: [10.31224/osf.io/kghqu](https://doi.org/10.31224/osf.io/kghqu).
- READY, J. F. Industrial Applications of Lasers. 2 ed. San Diego: Academic Press, 1997. 599p. DOI: [10.1016/B978-0-12-583961-7.X5000-5](https://doi.org/10.1016/B978-0-12-583961-7.X5000-5)
- ROJAS, J. I. Microstructural Characterization & Viscoelastic Properties of AlZnMg & AlCuMg Alloys. 2011. **Tese (Doutorado em Ciência e Tecnologia Aeroespacial)**. Universidade Politécnica de Catalunya. Barcelona. 2011.
- SÁNCHEZ-AMAYA, J. M. *et al.* Laser welding of AA 5083 samples by high power diode laser. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 1, p. 78-86, 2009. DOI: [10.1179/136217108X347629](https://doi.org/10.1179/136217108X347629).
- SANTOS, D. M. Caracterização mecânica da liga AlSi10Mg obtida por SLM para aplicação em componentes automóveis. 2014. **Dissertação (Mestrado em**

Engenharia Automóvel). Instituto Politécnico de Leiria – Escola Superior de tecnologia e Gestão. Leiria. 2014.

- SILVA, D. C. B.; DALDO, C. R. **Análise de materiais e dimensionamento de peças metálicas utilizando tomografia computadorizada de Raio-X.** Congresso da qualidade em metrologia, Enqualab, São Paulo – SP, 2013. 10p.
- SILVA, N. J. *et al.* Estudo comparativo das propriedades dinâmicas de uma liga NiTi com memória de forma e materiais estruturais clássicos. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 16, p. 830-835, 2011. DOI: [10.1590/S1517-70762011000400004](https://doi.org/10.1590/S1517-70762011000400004).
- SIMÕES, M. S.; CASTRO, A. L. R.; ANDRADE, M. S. Atrito interno em aços inoxidáveis austeníticos contendo cobre. **REM: Revista Escola de Minas**, v. 63, p. 51-55, 2010. DOI: [10.1590/S0370-44672010000100009](https://doi.org/10.1590/S0370-44672010000100009).
- SNOEK, J. L. Effect of small quantities of carbon and nitrogen on the elastic and plastic properties of iron. **Physica**, v. 8, p. 711-733, 1941.
- TAYLOR, J. A. *et al.* An empirical analysis of trends in mechanical properties of T6 heat treated Al-Si-Mg casting alloys. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 12, n. 6, p. 419-430, 2000.
- TAYLOR, J. A. The effect of iron in Al-Si casting alloys. In: **35th Australian foundry institute national conference**, Adelaide, South Australia. 2004. p. 148-157.
- TAYLOR, J. Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys. **Procedia Materials Science**, v. 1, p. 19-33, 2012.
- TONEJC, A. X-ray study of the decomposition of metastable Al-rich Al-Fe solid solutions. **Metallurgical Transactions**, v. 2, n. 2, p. 437-440, 1971.
- WANG, J. *et al.* Mechanisms of the porosity formation during the fiber laser lap welding of aluminium alloy. **Metalurgija**, v. 54, n. 4, p. 683-686, 2015.
- WANG, W. *et al.* Internal friction and heat resistance of Al, Al-Ce, Al-Ce-Zr and Al-Ce-(Sc)-(Y) aluminum alloys with high strength and high electrical conductivity. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 14, p. 1255-1274, 2021. DOI: [10.1016/j.jmrt.2021.07.054](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.07.054)
- WENCHAO, K.E. *et al.* Modeling and numerical study of keyhole-induced porosity formation in laser beam oscillating welding of 5A06 aluminum alloy. **Optics & Laser Technology**, v. 133, p. 106540, 2021.
- WITHERS, P. J. *et al.* X-ray computed tomography. **Nature Reviews Methods Primers**, v. 1, n. 1, p. 1-21, 2021. DOI: [10.1038/s43586-021-00015-4](https://doi.org/10.1038/s43586-021-00015-4)
- YAKUBU, O. H. *et al.* Influence of iron content and plastic deformation on the mechanical properties of 8011-type Al-Fe-Si alloy. **Nigerian Journal of Technology**, v. 35, n. 1, p. 122-128, 2016.
- YAKUBU, O. H. Investigation of edge cracking propensity in cold-rolled Commercial aluminium alloy 8011 under mixed oil Lubrication condition. **Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais)**. Faculdade de Engenharia. Universidade de Ahmadu Bello. Zaria. 2014.

- ZAMANZADE, M.; BARNOUSH, A.; MOTZ, C. A review on the properties of iron aluminide intermetallics. **Crystals**, v. 6, n. 1, p. 10, 2016.
- ZHANG, L. *et al.* Removal of iron from aluminum: a review. **Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review**, v. 33, n. 2, p. 99-157, 2012. DOI: [10.1080/08827508.2010.542211](https://doi.org/10.1080/08827508.2010.542211).
- ZHANG, L.; XIAOSHU, K. A. N. G.; ZHONG, B. Effects of Si content on microstructure and mechanical properties of 8079 aluminum alloy. **Research and Application of Materials Science**, v. 2, n. 1, 2020.
- ZHAO, H.; WHITE, D. R.; DEBROY, T. Current issues and problems in laser welding of automotive aluminium alloys. **International materials reviews**, v. 44, n. 6, p. 238-266, 1999. DOI: [10.1179/095066099101528298](https://doi.org/10.1179/095066099101528298)
- ZOU, J. L. *et al.* Experimental and theoretical characterization of deep penetration welding threshold induced by 1- μ m laser. **Applied Surface Science**, v. 357, p. 1522-1527, 2015. DOI: [10.1016/j.apsusc.2015.09.198](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.09.198).

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Diretoria de Pesquisa, Desenvolvimento e Ensino
Av. Prof. Lineu Prestes, 2242 – Cidade Universitária CEP: 05508-000
Fone/Fax(0XX11) 3133-8908
SÃO PAULO – São Paulo – Brasil
<http://www.ipen.br>

**O IPEN é uma Autarquia vinculada à Secretaria de Desenvolvimento,
associada à Universidade de São Paulo e gerida técnica e
administrativamente pela Comissão Nacional de Energia Nuclear, órgão do
Ministério da Ciência, Tecnologia, Inovações e Comunicações.**
