



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
CAMPUS UNIVERSITÁRIO DE ANANINDEUA
FACULDADE DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

LAILSON SOUZA MEIRELES

**ESTUDO DAS PROPRIEDADES ESTRUTURAIS, ELÉTRICAS E
MECÂNICAS DA LIGA Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu TRATADA
TERMICAMENTE**

ANANINDEUA-PA

2026

LAILSON SOUZA MEIRELES

**ESTUDO DAS PROPRIEDADES ESTRUTURAIS, ELÉTRICAS E
MECÂNICAS DA LIGA Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu TRATADA
TERMICAMENTE**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial para obtenção de grau de Bacharelado em Engenharia de Materiais, pela Faculdade de Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Pará do *Campus* de Ananindeua - PA.

Orientador: Prof. Dr. Deibson Silva da Costa.

Coorientadora: Eng. Ma. Luane Luiza Pereira Marques.

ANANINDEUA - PA

2026

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP) de acordo com ISBD Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal do Pará
Gerada automaticamente pelo módulo Ficat, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

M479e Meireles, Lailson Souza.
Estudo das propriedades estruturais, elétricas e mecânicas da liga Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu tratada termicamente / Lailson Souza Meireles. — 2026.
56 f. : il. color.

Orientador(a): Prof. Dr. Deibson Silva da Costa
Coorientador(a): Profª. MSc. Luane Luiza Pereira Marques
Trabalho de Curso (Graduação) - Universidade Federal do Pará,
Campus Universitário de Ananindeua, Curso de Engenharia de Materiais,
Ananindeua, 2026.

1. Ligas de Alumínio. 2. Liga Al-Si-Fe-Cu. 3. Tratamentos térmicos. 4. Estrutura. 5. Condutividade elétrica. I. Título.

CDD 620.17

LAILSON SOUZA MEIRELES


**ESTUDO DAS PROPRIEDADES ESTRUTURAIS, ELÉTRICAS E
MECÂNICAS DA LIGA Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu TRATADA
TERMICAMENTE**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial para obtenção de grau de Bacharel em Engenharia de Materiais, pela Faculdade de Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Pará do *Campus* de Ananindeua - PA.


Data de aprovação: 22/01/2026

Conceito: EXCELENTE


BANCA EXAMINADORA

Documento assinado digitalmente
 **DEIBSON SILVA DA COSTA**
Data: 12/02/2026 12:10:15-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>


Prof. Dr. Deibson Silva da Costa
(FEMat / CAMPANIN / UFPA - Orientador)

Documento assinado digitalmente
 **LUANE LUIZA PEREIRA MARQUES**
Data: 10/02/2026 16:03:47-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Eng. Ma. Luane Luiza Pereira Marques
(PPGEM / ITEC / UFPA - Coorientadora)

Documento assinado digitalmente
 **PEDRO PAULO GUIMARAES RIBEIRO**
Data: 10/02/2026 18:18:47-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Pedro Paulo Guimarães Ribeiro
(FEMat / CAMPANIN / UFPA - Examinador Interno)

Documento assinado digitalmente
 **MARIA ADRINA PAIXAO DE SOUZA DA SILVA**
Data: 12/02/2026 10:29:36-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof Dra. Maria Adrina Paixão de Sousa da Silva
(FEM / ITEC / UFPA – Examinadora Externa)

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus, por conceder saúde, força e perseverança ao longo de toda essa trajetória acadêmica.

À minha mãe Laudelina de Araujo Souza e à minha avó Maria Iraci Santos Meireles, expresso minha mais profunda gratidão pelo apoio incondicional, incentivo constante e compreensão nos momentos de dificuldade, momentos em que eu não queria mais continuar. O carinho, os ensinamentos e a confiança de vocês foram fundamentais para que eu chegasse até aqui. Agradeço ao meu Padrasto Aldecir Ferreira Cordeiro pelo apoio e compreensão.

Aos meus orientadores, Deibson Silva da Costa e Luane Luiza Pereira Marques, agradeço pela orientação, paciência, disponibilidade e contribuições técnicas ao longo do desenvolvimento deste trabalho, que foram essenciais para o meu crescimento acadêmico e profissional.

Ao Grupo de Pesquisas em Engenharia de materiais (GPEMAT), coordenado pela brilhante professora Amanda Lucena de Medeiros. Aos meus Companheiros de laboratório, Lucas Vinicius, Victor Henrique, Joab Miranda, Cássio Haruki, Alexandre Vianna, Emilli Barbosa, agradeço pela convivência, pela troca de conhecimentos e pelo apoio diário, que tornaram o ambiente de trabalho mais produtivo e motivador.

A Universidade Federal do Pará (UFPA), pela oportunidade de poder cursar este curso tão belo. Agradeço especialmente a Faculdade de Engenharia de Materiais (FEMAT) pelos 5 anos de muito aprendizado.

Aos colegas de sala, Natan Gabriel, Alan Breno, Diele Santana, Gabriela Daniele, deixo meu agradecimento pela parceria ao longo do curso, pelos momentos de aprendizado compartilhado e pelo companheirismo durante essa etapa da formação.

Aos meus amigos, Maisa Andrade, Sinara Barbosa, Fernanda da Silva, Kauã Ramon, gratidão por todos os momentos felizes

Por fim, agradeço aos laboratórios parceiros, Núcleo de Processamento de Materiais (NPM) e Laboratório de Caracterização de Materiais Metálicos (LCAM), que disponibilizaram infraestrutura, equipamentos e suporte técnico indispensáveis para a realização deste trabalho.

A todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para a conclusão deste TCC, meus sinceros agradecimentos.

Aprender uma lição sem dor não tem significado, isso porque não podemos obter nada sem sacrificar alguma coisa; mas, quando superamos as dificuldades conquistamos um coração incrivelmente forte e incomparável, um coração forte como o aço

Edward Elric – Fullmetal Alchemist

RESUMO

Devido à tendência no aumento do consumo energético, seguido de deteriorações frequente nos cabos e linhas de transmissão elétrica, tona-se interessante para o setor industrial o aprimoramento na rede de distribuição de energia elétrica, pois devido as grandes extensões territoriais do país e as intempéries climáticas ocorre o sucateamento intenso das linhas de transmissão. Diante deste cenário, foi realizado este estudo com o objetivo de analisar a influência estrutural nas propriedades elétricas e mecânicas da liga Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu, solidificada em molde de coquilha metálico tipo “U”, tratadas termicamente por recozimento a 280 °C e 400 °C em intervalos de tempo de 1 a 4 horas, respectivamente. A liga foi produzida pelo método de fundição convencional, após a solidificação foram seccionadas amostras para a verificação da composição química, seguido de metalografia, afim de obter as estruturas e realizar a medição de tamanho de grãos, o restante do material foi usinado para a redução do diâmetro de 22,5 para 10 mm, e posteriormente laminados para a produção de fios com diâmetro de 3 mm, após esses processos foram realizados o ensaio resistividade elétrica e tração uniaxial. Os resultados obtidos demonstram que a amostra fundida está dentro do padrão de estequiometria definido anteriormente. As macrografias estudadas apresentaram grãos equiaxiais refinados por toda superfície das amostras, a peça tratada a 400°C/4h, apresentou um crescimento no tamanho dos grãos que influenciou nas suas propriedades mecânicas e ductilidade. Em relação as microestruturas, as amostras sem tratamento térmico e tratada, apresentaram grande densidade de intermetálicos, possivelmente Fe_2SiAl_8 nas regiões intercelulares, a peça tratada a 400°C/4h os intermetálicos apresentaram características menos acirculares o que indicou que possivelmente ocorreu a dissolução de parte dos intermetálicos na matriz. O ensaio de condutividade revelou um crescimento discreto na condutividade em função do tratamento térmico. O limite de resistência a tração (LRT), apresentou uma redução 8,62% para a amostra tratada a 400°C/4h em relação à sem tratamento térmico. Sugerindo que a amostra tratada a 280°C/1h conseguiu conciliar melhor o de LRT e condutividade elétrica, ela é a com maior potencial para uma possível aplicação no setor de transmissão elétrica.

Palavras-Chave: Transmissão; Tratamento Térmico; Estrutura; Condutividade Elétrica; Limite de Resistência a Tração.

ABSTRACT

Due to the trend of increasing energy consumption, followed by frequent deterioration in cables and electrical transmission lines, it becomes interesting for the industrial sector to improve the electrical power distribution network, since the country's large territorial extensions and adverse weather conditions lead to intense deterioration of transmission lines. Given this scenario, this study was conducted with the objective of analyzing the structural influence on the electrical and mechanical properties of the Al-0.6%Si-0.5%Fe-0.05%Cu alloy, solidified in a U-shaped metal mold, and heat-treated by annealing at 280 °C and 400 °C for time intervals of 1 to 4 hours, respectively. The alloy was produced using the conventional casting method. After solidification, samples were sectioned to verify the chemical composition, followed by metallography to obtain the structures and measure grain size. The remaining material was machined to reduce the diameter from 22.5 to 10 mm, and subsequently rolled to produce wires with a diameter of 3 mm. After these processes, electrical resistivity and uniaxial tensile tests were performed. The results obtained demonstrate that the cast sample is within the previously defined stoichiometry standard. The macrographs studied showed refined equiaxed grains across the entire surface of the samples; the piece treated at 400°C/4h showed an increase in grain size that influenced its mechanical properties and ductility. Regarding the microstructures, both the untreated and treated samples showed a high density of intermetallics, possibly Fe₂SiAl₈ in the intercellular regions. In the sample treated at 400°C/4h, the intermetallics presented less acircular characteristics, indicating that some of the intermetallics may have dissolved in the matrix. The conductivity test revealed a slight increase in conductivity as a function of the heat treatment. The tensile strength limit (TSL) showed an 8.62% reduction for the sample treated at 400°C/4h compared to the sample without heat treatment. This suggests that the sample treated at 280°C/1h achieved a better balance between TSL and electrical conductivity, making it the most promising for potential applications in the electrical transmission sector.

Keywords: Transmission; Heat Treatments; Structure; Electrical Conductivity; Tensile Strength Limit.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de fases alumínio – Silício.....	19
Figura 2 – Diagrama de equilíbrio parcial do sistema Al-Fe.....	20
Figura 3 – Diagrama de fases Al-Cu	21
Figura 4 – Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal.....	22
Figura 5 – Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – Grau de super-resfriamento; GL – Gradiente térmico à frente da interface; VL – Velocidade da interface; e C0 – concentração de soluto.....	23
Figura 6 – (a) Representação dos espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários; (b) Esquema do desenvolvimento de uma interface celular.....	24
Figura 7 – Ilustração da seleção de crescimento dos grãos gerando a zona colunar.....	25
Figura 8 – Representação das macroestruturas de solidificação. a) Zonas de solidificação. b) distribuição dendrítica.....	26
Figura 9 – Representação esquemática de um processo de laminação.....	26
Figura 10 – Representação esquemática de um ciclo térmico para homogeneização.....	27
Figura 11 – Esquema para o ensaio de microdureza Vickers	29
Figura 12 – Principais componentes do Microscópio Eletrônico de Varredura.....	30
Figura 13 – Métodos de medição de tamanho de grãos (a) um exemplo real de estrutura de grãos, (b) procedimento de interceptação linear de Heyn, (c) procedimento de três círculos de Abrams.....	31
Figura 14 – Fluxograma dos procedimentos experimentais.....	32
Figura 15 – Fundição. a) Forno. b) Cadinho sendo introduzido ao forno. c) Molde de Coquilha metálico tipo U.....	33
Figura 16 – a) Injeção de gás argônio. b) Vazamento no molde “U”.....	33
Figura 17 – Espectrômetro óptico de massa.....	34
Figura 18 – Metalografia. a) Politriz usada para o lixamento. b) Politriz e aluminas usadas no polimento.....	35

Figura 19 – Representação do ensaio de microdureza Vickers. a) Microdurômetro. b) realização do ensaio. c) indentação deixada na amostra.....	36
Figura 20 – Produção dos fios. a) Torno industrial. b) Laminador Duo reversível. c) Fios com 3 mm pós laminação.....	36
Figura 21 – Tratamentos térmicos. a) Tarugos. b) amostra TT a 280°C/1h. c) amostra TT a 400°C/4h.....	37
Figura 22 – Microhmimetro.....	38
Figura 23 – Maquinas universal de ensaios, Kratos.....	39
Figura 24 – Caracterização das fraturas. a) Máquina de Ultrasson. b) Microscópio eletrônico de varredura.....	40
Figura 25 – Macroestrutura da liga Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu. a) STT. b) Tratadas termicamente a 280°C/1h. c) Tratadas termicamente a 400°C/4h.....	42
Figura 26 – Microestrutura da liga fundida Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu. a) Amostra STT, ampliada 100X. b) STT, ampliada 200X. c) STT, ampliada 500X. d) TT a 280°C/1h, ampliada 100X. e) TT a 280°C/1h, ampliada 200X. f) TT a 280°C/1h, ampliada 500X. g) TT a 400°C/4h, ampliada 100X. h) TT a 400 °C/4h, ampliada 200X. i) TT a 400°C/4h, ampliada 500X.....	43
Figura 27 – Tamanho de Grão Obtidos.....	44
Figura 28 – Valores de condutividade elétrica em IACS, da liga AL-0,6%Si-0,5%Fe em diferentes temperaturas.....	45
Figura 29 – Valores do Limite de Resistência a Tração.....	46
Figura 30 – Valores de Microdureza Vickers.....	47
Figura 31 – Relação condutividade elétrica X LRT.....	48
Figura 32 – Morfologias de Fratura. a) STT, ampliado 92X. b) STT, ampliado 500X. c) STT, ampliado 2.700X. d) TT a 280°C/1h, ampliada 92X, e) TT a 280°C/1h, ampliada 500X. f) TT a 280°C, ampliada 2.700X. g) TT a 400°C/4h, ampliada 92X. h) TT a 400°C/4h, ampliada 500X. i) TT a 400°C/4h, ampliada 2.700X.....	49

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Comparação das propriedades dos três metais mais utilizados.....	17
Tabela 2 – Sistema de classificação de ligas de alumínio.....	18
Tabela 3 – Composição química da liga estudada.....	41
Tabela 4 – Condutividade Elétrica das Amostras	44
Tabela 5 – Limite de Resistência a tração das amostras.....	45

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Al	Alumínio
ASTM	American Society for Testing and Materials
ABAL	Associação Brasileira de Alumínio
Cu	Cobre
Si	Silício
SiC	Carbeto de Silício
COPEL	Companhia Paranaense de Energia
FEMAT	Faculdade de Engenharia de Materiais
FEM	Faculdade de Engenharia Mecânica
GPEMAT	Grupo de Pesquisa em Engenharia de Materiais
h	Hora
IACS	International Annealed Cooper Standard
LCAM	Laboratório de Caracterização de Materiais Metálicos
LRT	Limite de Resistência à Tração
MPa	Mega Pascal
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora
STT	Sem Tratamento Térmico
TT	Tratada Termicamente

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	Considerações Iniciais	13
1.2	Justificativa.....	14
1.3	Objetivos.....	14
1.3.1	Objetivo Geral	14
1.3.2	Objetivos Específicos	14
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1	Ligas Metálicas	16
2.2	Alumínio	16
2.2.1	Características Principais.....	17
2.2.2	Propriedades Físicas.....	17
2.2.3	Condutividade Elétrica	18
2.3	Ligas de Alumínio	18
2.3.1	Principais Elementos de Liga	19
2.3.1.1	Silício.....	19
2.3.1.2	Ferro.....	19
2.3.1.3	Cobre.....	21
2.4	Fundição.....	21
2.5	Solidificação.....	21
2.5.1	Processo de Solidificação.....	21
2.5.2	Estruturas de Solidificação.....	21
2.5.2.1	Microestrutura.....	23
2.5.2.2	Macroestrutura.....	24
2.5.2.3	Zona Coquilhada.....	24
2.5.2.4	Zona Colunar.....	25
2.5.2.5	Zona Equiaxial.....	25
2.6	Laminação a Frio	26
2.7	Tratamentos Térmicos.....	27
2.7.1	Recozimento.....	27
2.8	Ensaio Mecânicos	28
2.8.1	Ensaio de Tração.....	28
2.8.2	Microdureza.....	29

2.9	Microscopia Eletrônica de Varredura	30
2.10	Medida de Tamanho de Grãos	31
3	MATERIAIS E MÉTODOS	32
3.1	Metodologia.....	32
3.2	Fundição e Solidificação.....	32
3.3	Análise Química.....	34
3.4	Metalografia.....	34
3.5	Microdureza.....	35
3.6	Produção dos Fios.....	36
3.7	Tratamento Térmico de Recozimento.....	36
3.8	Caracterização Elétrica.....	37
3.9	Ensaio de Tração.....	39
3.10	Análise de Fraturas.....	39
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	41
4.1	Caracterização Química.....	41
4.2	Caracterização Estrutural.....	41
4.2.1	Macroestrutura	41
4.2.2	Microestrutura.....	42
4.2.3	Medição do Tamanho de Grãos.....	44
4.3	Caracterização Elétrica.....	44
4.4	Caracterização Mecânica	45
4.4.1	Ensaio de Tração.....	45
4.4.2	Microdureza.....	46
4.5	Condutividade X LRT	47
4.6	Análise de Fraturas	48
5	CONCLUSÃO.....	50
5.1	Sugestão de Trabalhos Futuros.....	51
	REFERÊNCIAS	52

1. INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Iniciais

Com o avanço da tecnologia e a globalização, a demanda por energia elétrica tem aumentado cada vez mais no mundo. Esse cenário impõe a necessidade do aprimoramento das tecnologias de transmissão, de modo a garantir maior eficiência no atendimento dessa demanda. Nesse contexto, intensificam-se os estudos voltados ao desenvolvimento e à aplicação de materiais que conciliem melhores desempenho técnicos e viabilidade econômica para esses fins. Atualmente, o alumínio (Al), por sua elevada condutibilidade elétrica e leveza, reúne as características ideais para uma aplicação confiável na transmissão de energia, com uma das menores taxas de desperdício de eletricidade ao longo das redes de transmissão (Associação Brasileira do Alumínio - ABAL, 2026).

Entretanto, o Al comercialmente puro possui uma resistência mecânica limitada quando comparado a cabos com alma de aço, que são muito utilizados atualmente, por isso, tem-se buscado maneiras de melhorar as características mecânicas deste material (Prazeres, 2023). Normalmente o ferro (Fe) e o silício (Si) são impurezas ou elementos residuais no alumínio, mas dependendo das quantidades eles podem ser benéficos, melhorando suas propriedades. O aumento do teor de Si para ligas Al-Si-Fe-Cu tende a refinar o tamanho das partículas intermetálicas e redistribuí-las em uma dispersão mais uniforme dentro das regiões intergranulares (Mohamed *et al.* 2022).

Essas características microestruturais, formadas ainda na transformação líquido-sólido, condicionam de maneira significativa o comportamento mecânico e elétrico do material, mesmo após etapas posteriores de processamento mecânico ou térmico. Ao longo deste trabalho, será analisado se os elementos do sistema Al-Si-Fe-Cu, tradicionalmente classificados como impurezas ou elementos residuais em ligas de alumínio, exercem influência benéfica ou prejudicial no processo de fundição em molde metálico do tipo coquilha em geometria “U”.

Além da modificação da composição química, outra estratégia amplamente empregada para alterar as propriedades das ligas metálicas consiste no controle das condições de aquecimento e resfriamento do material. Os tratamentos térmicos são um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os metais, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades (Prazeres, 2014).

Desta maneira, o presente trabalho busca desenvolver e estudar o comportamento estrutural, elétrico e mecânico da liga Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu tratada termicamente a 280 °C e 400 °C durante 1h e 4h, respectivamente, avaliando os efeitos do tratamento térmico de recozimento sob estas propriedades, correlacionando os resultados obtidos com a literatura e avaliar se são viáveis para aplicação em redes de transmissão e distribuição de energia elétrica.

1.2 Justificativa

Com o crescimento populacional, o consumo de energia elétrica dispara em todos os setores, sobrecarregando a rede elétrica, gerando desafios de científicos e territoriais, como a desapropriação de terras e a perda de biodiversidade. A exposição constante às temperaturas climáticas deteriora os cabos de distribuição de energia, diminuindo sua capacidade de condução ao longo da rede (Marques, 2023). Nesse contexto, o alumínio surge como metal base promissor para ligas inovadoras, suas características aumentam a resistência à corrosão, minimizam as perdas na distribuição de energia, suportam intempéries e ainda são facilmente encontrados na natureza (ABAL, 2026).

Alguns pesquisadores constataram que os intermetálicos de Al-Fe em baixas concentrações podem aumentar a resistência mecânica e a resistência fluência das ligas de alumínio. Segundo Taylor (2012) O ferro pode ser um elemento de liga intencional, adicionado para melhorar a processabilidade da liga e/ou a resistência do produto final conformado. Portanto, Fe pode ser usado como um elemento de liga barato, especialmente quando está presente, estruturas eutéticas finas.

Adicionar o elemento Fe às ligas de Al-Si pode melhorar a estabilidade térmica das ligas. No entanto, Fe pode combinar com Al e Si para formar intermetálicos grosseiros em forma de placas ou agulha, o que pode ser prejudicial às propriedades de temperatura dessas ligas (Lin, 2019). Assim, estudos recentes tem se dedicado à modificação dos intermetálicos afim de ter um efeito benéfico em suas propriedades desejadas para aplicação em linhas de transmissão de energia elétrica com baixo custo operacional

1.3 Objetivos

1.3.1 Objetivo Geral

Estudar as propriedades estruturais, elétricas e mecânicas de uma liga à base de Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu, fundida pelo método convencional e solidificada em molde de

coquilha metálica com formato de “U”, tratada termicamente a 280°C/1h e 400°C/4h, respectivamente, visando a aplicação em redes de transmissão elétrica.

1.3.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a macroestrutura da liga tratada (TT) e sem tratamento térmico (STT);
- Analisar a microestrutura das amostras e correlacionar com o tamanho de grãos;
- Avaliar os valores de condutividade elétrica
- Avaliar as propriedades mecânicas da liga: Limite de Resistência a tração e Microdureza;
- Analisar as morfologias de fratura das amostras e correlacionar com o ensaio de tração;

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ligas Metálicas

As ligas metálicas são misturas sólidas, que são obtidas através da combinação de dois ou mais elementos, podendo ser semi-metals ou até elementos não metálicos, mas sempre com predominância de uma matriz metálica, quando estão em seu estado de fundido (Prazeres, 2014). Diante da variedade de propriedades e aplicações, as ligas metálicas são comumente classificadas em duas categorias devido à sua composição: ferrosas e não ferrosas.

As ligas ferrosas são aquelas em que o ferro é o componente principal, como os aços, os ferros fundidos e outras ligas com base em ferro. Por outro lado, as ligas não ferrosas são compostas por elementos que não incluem o ferro como constituinte principal (Callister, 2020). Apesar do crescimento na produção de ligas não ferrosas, as ligas ferrosas ainda são usadas na maioria das aplicações metálicas nos projetos atuais de engenharia, as ligas não-ferrosas desempenham um papel grande e indispensável em nossa tecnologia, e a lista delas é longa e complexa (Shackelford, 2008).

Os aços e outras ligas ferrosas possuem algumas limitações características, sobretudo, (1) massa específica relativamente elevada, (2) Condutividade elétrica comparativamente baixa e (3) Sua intrínseca suscetibilidade à corrosão (Callister, 2020). Devido a isso, em muitas aplicações é necessário utilizar outras ligas com propriedades adequadas.

As ligas de alumínio têm se destacado devido a sua grande versatilidade de aplicações. De acordo com Callister (2020), o alumínio e suas ligas são caracterizados por uma massa específica relativamente baixa ($2,7 \text{ g/cm}^3$, em comparação com $7,9 \text{ g/cm}^3$ para o aço), o que o torna um material essencial para aplicações que necessitem de leveza, além disso o alumínio possui alta condutividade elétrica e térmica, e resistência à corrosão em alguns ambientes comuns, incluindo a atmosfera ambiente.

2.2 Alumínio

O alumínio é encontrado na natureza em forma de óxidos, é o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre. A história do seu desenvolvimento mostra que, mesmo nas civilizações mais antigas, o metal dava um tom de modernidade e sofisticação aos mais diferentes artefatos. Não obstante, durante seus primeiros usos nada se sabia sobre o metal, já que o alumínio só passou a ser comercializado há aproximadamente 150 anos (ABAL, 2025).

Uma das características mais importantes do alumínio é o fato de o alumínio poder combinar-se com a maioria dos metais de engenharia, chamados de elementos de liga. A adição dos diferentes elementos de liga no Al para aumentar sua resistência, que está condicionada a possibilidade de serem ou não solúveis no mesmo (Freitas, 2010; Marques, 2023).

Ademais, propriedades como a elevada resistência específica, condutividade elétrica e térmica, além de uma boa trabalhabilidade e resistência a corrosão, tornam o alumínio um dos metais mais versáteis e consumidos atualmente

Estas características contribuem para compreender que o alumínio é de baixa densidade, apresenta uma boa resistência mecânica, permite a adição de outros elementos de liga e proporciona tratamentos térmicos mais adequados devido à baixa temperatura de fusão (*apud* Miranda, 2024).

2.2.1 Propriedades Físicas

O alumínio comercial é produzido a 150 anos e, nesse relativamente curto período, sua indústria expandiu-se de forma significativa, estando hoje presente nos principais polos industriais do mundo. O rápido e notável crescimento da sua utilização deve-se à sua versatilidade e propriedades físicas, especialmente sua baixa densidade em comparação com outros metais de grande consumo, resistência à corrosão, baixo ponto de fusão e alta condutividade elétrica (Baptista *et al.*, 2020). A Tabela 1 mostra a comparação das propriedades físicas entre os materiais metálicos mais utilizados.

Tabela 1 – Comparação das propriedades dos três materiais metálicos mais utilizados.

Propriedades Físicas mais comuns	Alumínio	Aço	Cobre
Densidade (g/cm ³)	2,70	7,86	8,96
Temperatura de Fusão (°C)	660	1500	1080
Módulo de Elasticidade (GPa)	70	205	110
Coefficiente de Dilatação Térmica (L/°C)	23.10 ⁻⁶	11,7.10 ⁻⁶	16,5.10 ⁻⁶
Condutividade Térmica a 27 °C (Wm ⁻¹ K ⁻¹)	237	71	397
Condutividade Elétrica (%IACS)	61	14,5	100

Fonte: Adaptado de ABAL (2025)

2.2.2 Condutividade Elétrica

Conforme Machado (2012), a condutividade elétrica é definida como o inverso da resistividade e, no caso do alumínio, é uma das propriedades mais sensíveis, de forma que é muito influenciada pela variação na composição química e alterações microestruturais do

alumínio e respectivas ligas. A adição de elementos de liga na preparação da liga impacta tanto as suas propriedades mecânicas quanto elétricas.

Além disso, o tratamento térmico também promove alteração nestas propriedades devido à modificação estrutural nas ligas. O alumínio com alta pureza combinada com alguns metais apresenta excelentes propriedades mecânicas e elétricas além de apresentar diferentes aplicações com finalidades elétricas, condutividade térmica, resistência à corrosão, boa deformabilidade e resistência à fadiga, demonstrando sua excelente aplicação em condutores em um intervalo amplo de temperatura (Silva, 2016)

No âmbito das ligas de alumínio, verifica-se que, apesar de apresentarem potencial para atuarem como excelentes condutores, suas aplicações nas indústrias elétrica e eletrônica são frequentemente restringidas em função de sua resistência mecânica relativamente baixa (Liu *et al.*, 2015).

2.3 Ligas de alumínio

O alumínio puro possui baixa resistência mecânica e não pode ser usado diretamente em aplicações onde a resistência à deformação e a fratura são fundamentais. Devido a isto, elementos de liga são adicionados ao alumínio, que em pequenas porcentagens, melhoram a sua resistência mecânica, de modo que não se afete consideravelmente outras propriedades, dando origem assim às ligas de alumínio (Dias, 2016). A Tabela 2 mostra o sistema de classificação de ligas de alumínio.

Tabela 2 – Sistema de classificação de ligas de alumínio

Série	Elementos	Outros elementos de liga
1XXX	Alumínio Puro	-
2XXX	Cu	Mg, Li
3XXX	Mn	Mg
4XXX	Si	-
5XXX	Mg	-
6XXX	Mg, Si	-
7XXX	Zn	Cu, Mg, Cr, Zr
8XXX	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	-

Fonte: Adaptado de Revista Ferramental (2020)

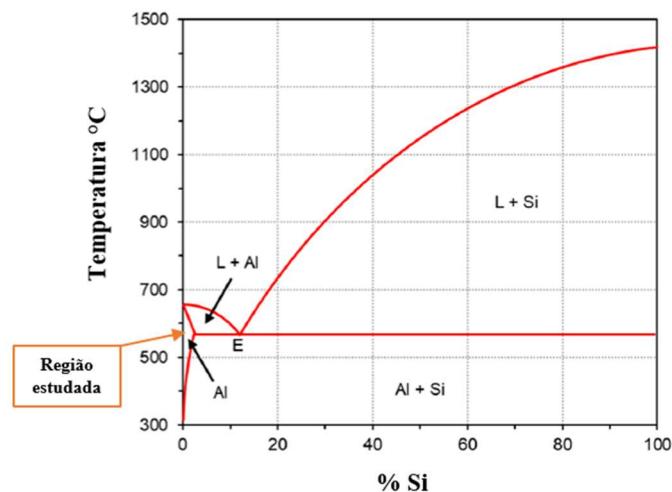
2.3.1 Principais Elementos de liga

2.3.1.1 Silício

O silício é o elemento mais usado comercialmente nas ligas de alumínio fundido, sua adição provoca aumento na fluidez do alumínio promovendo uma melhor movimentação do líquido através das cavidades do molde de fundição, permitindo a obtenção de produtos com formatos mais complexos. Também propicia a redução da contração da liga durante o resfriamento, reduz a porosidade nas peças fundidas e o coeficiente de expansão térmica (Barbosa, 2024).

Tendo em vista a gama de aplicações, em que a qualidade da estrutura resultante da solidificação é bastante relevante, é devido à adição do silício como elemento de liga do alumínio. Em geral na indústria, a adição de silício na matriz de alumínio varia de acordo com as taxas de resfriamento do processo. Para taxas mais baixas em moldes de areia ou gesso, por exemplo, a faixa é de 5 a 7% de silício em peso, já para moldes permanentes gira em torno de 7% até 9% e por fim em processos envolvendo fundição sob pressão o teor de Si é de 8 a 12% (Rooy, 1988). As ligas Al-Si podem ser combinadas com outros elementos de liga. A Figura 1 apresenta o diagrama de fases desse sistema de ligas.

Figura 1 – Diagrama de fases alumínio – Silício.



Fonte: Adaptado de Callegari *et al* (2023)

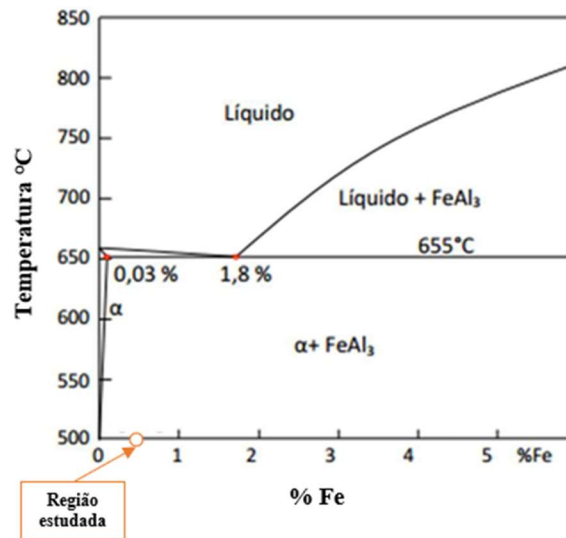
2.3.1.2 Ferro

Conforme pode se visualizar na Figura 2, o ferro possui baixa solubilidade em estado sólido nas ligas de alumínio, devido a isso, geralmente são encontrados com impurezas.

Entretanto, ele pode ser adicionado em algumas ligas ele pode atuar como um importante, porém em teores sempre inferiores a 1% (Hatch, 1984, Prazeres, 2007 e Silva, 2016).

Segundo Sena (2015) o ferro altera significativamente o limite de resistência à tração (LRT) na medida em que ocorre uma interação do Ferro com a matriz de Alumínio, mantendo o alongamento quase que inalterado e reduzindo sensivelmente a condutividade elétrica.

Figura 2 – Diagrama de equilíbrio parcial do sistema Al-Fe.

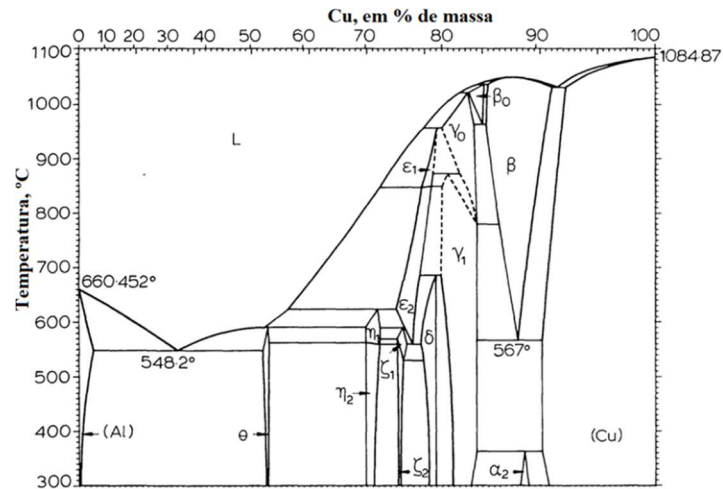


Fonte: Adaptado de Xavier (2022)

2.3.1.3 Cobre

O cobre destaca-se pela possibilidade de utilização para diversas aplicações, podendo ser utilizado em liga com outros materiais ou até mesmo em seu estado puro. Devido ao cobre (Cu) possuir alta solubilidade nas ligas de alumínio e aumentar de forma significativa sua resistência mecânica, por efeito de endurecimento de liga, através de tratamentos térmicos de precipitação ou envelhecimento e formação de fase intermetálica rica na matriz de Al, isso faz com que este elemento seja um dos mais utilizados e importantes nas ligas de alumínio (Fonseca, 2020). Porém, as adições de teores de Cu em ligas de alumínio podem ocasionar uma diminuição em certas propriedades, como, por exemplo, a resistência a trincas durante o processo de solidificação (Spinelli, 2004). O digrama de fases Al-Cu pode ser observado na Figura 3.

Figura 3 – Diagrama de fases Al-Cu



Fonte: Elesbão (2023)

2.4 Fundição

A finalidade essencial da fundição consiste em conformar o metal, por meio de sua introdução em estado líquido na cavidade de um molde que reproduz a geometria desejada. O molde atua como meio de extração de calor do metal líquido, induzindo sua solidificação e definindo sua forma inicial. Esse processo de solidificação no interior do molde não ocorre de maneira passiva, como à primeira vista se poderia supor.

A transformação líquido-sólido que o banho metálico sofre é de natureza ativa e dinâmica, já que durante esse processo ocorrem diversos eventos que, se não controlados, podem comprometer o desempenho do produto final ou, até mesmo, interromper a sequência de fabricação (Silva, 2016).

Após a fundição, as ligas de alumínio adquirem características e propriedades particulares, típicas dos elementos utilizados. As ligas passam a apresentar maior capacidade de condução térmica e elétrica, além de ganhar brilho e resistência mecânica a depender do tipo de elemento de liga adicionado e ao processamento ao qual o material é submetido (Silva, 2024).

2.5 Solidificação

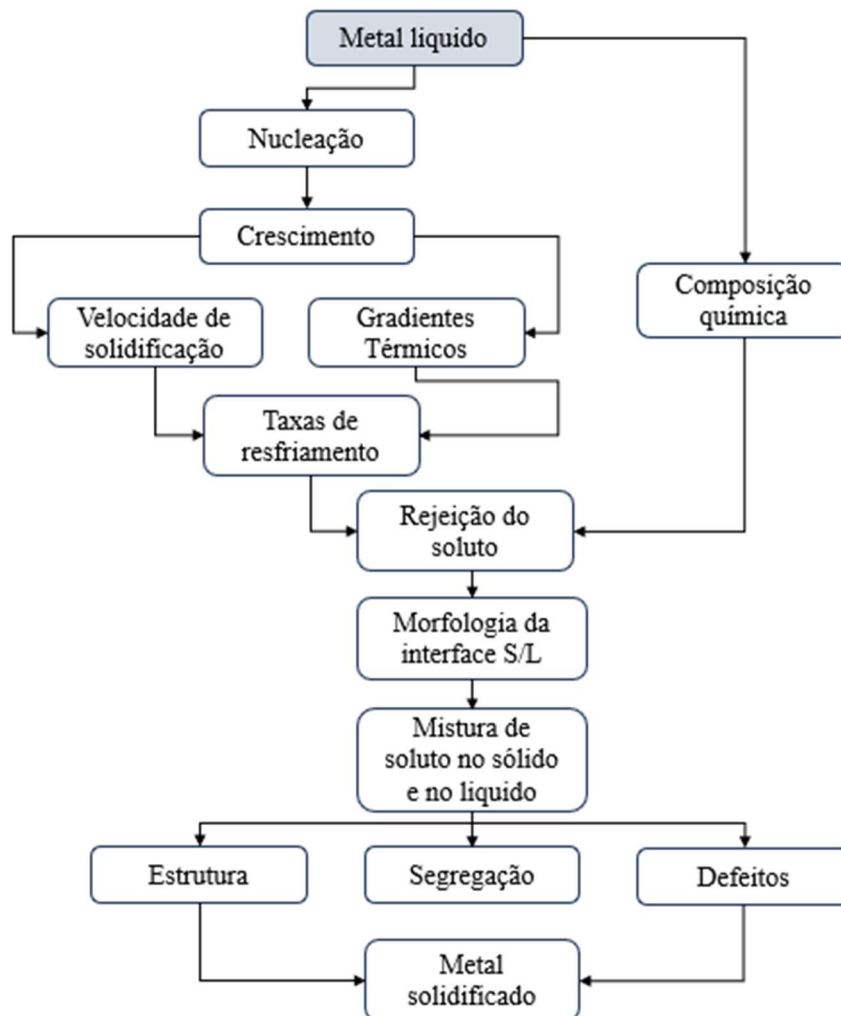
2.5.1 Processo de Solidificação

O fluxograma da Figura 4 apresenta uma sequência dos principais fatores e eventos que interagem durante a solidificação de um metal, desde o líquido até o produto solidificado.

A solidificação constitui um processo de transformação de fase, no qual o material, ao passar do estado líquido para o sólido, libera uma quantidade determinada de calor latente, possibilitando a nucleação e o subsequente crescimento da fase sólida (Prates e Davies, 1978). Dessa forma, as transformações do metal líquido em sólido envolvem a remoção do superaquecimento do líquido, a extração do calor latente de fusão na interface sólido/líquido decorrente da transformação de fase, bem como a dissipação do calor sensível da camada já solidificada (Marques, 2008).

As propriedades mecânicas da liga ou do metal bruto solidificado estarão diretamente relacionadas à microestrutura final, a qual é caracterizada por parâmetros como o tamanho de grão, espaçamentos dendríticos ou celulares, porosidades formadas, bem como a forma e a distribuição das inclusões, entre outros (Silva, 2022).

Figura 4 – Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal.



Fonte: Garcia (2007)

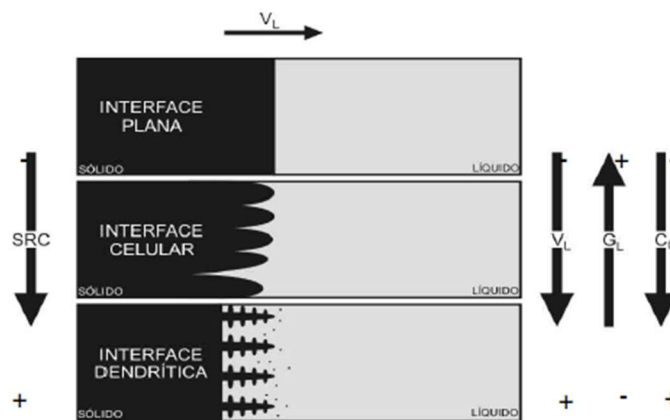
2.5.2 Estruturas de Solidificação

2.5.2.1 Microestrutura

A morfologia da interface sólido–líquido (S/L) é determinante para as microestruturas que se desenvolvem durante o processo de solidificação. A interface deveria permanecer plana em condições ideais, porém alterações que ocorrem durante a solidificação nos parâmetros constitucionais e térmicos do sistema metal/molde provocam a instabilidade dessa interface, afetando as morfologias microestruturais (Gomes, 2021).

Os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a evolução da forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação. Pode-se passar da forma plana dos metais puros para estruturas celulares e dendríticas, em decorrência de alterações nos parâmetros térmicos do sistema metal/molde durante a solidificação. O soluto ou o solvente é segregado nesta interface sólido–líquido, o que provoca uma distribuição não uniforme no líquido à frente da interface, originando a sua instabilidade. Este acúmulo de teor de soluto à frente da interface sólido/líquido promove o surgimento de um fenômeno favorável à nucleação e responsável por sua gradativa instabilidade, conhecido como super-resfriamento constitucional (Goulart, 2010). Dependendo do valor do SRC, a instabilidade causada na interface sólido/líquido dá origem a diferentes morfologias que, por ordem crescente desse valor, são denominadas por: planar, celular e dendrítica, conforme esquema apresentado na Figura 5.

Figura 5 – Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – Grau de super-resfriamento; G_L – Gradiente térmico à frente da interface; V_L – Velocidade da interface; e C_0 – concentração de soluto

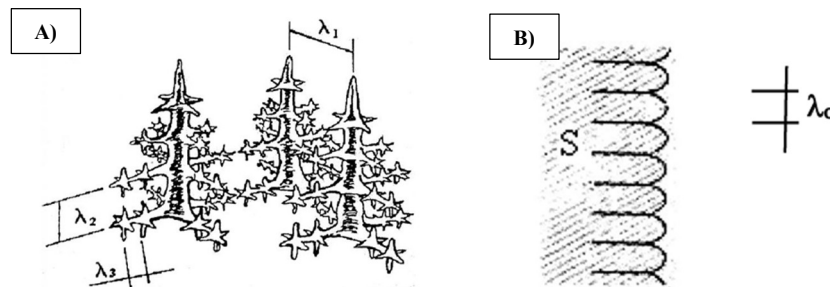


Fonte: Goulart (2010)

Muito importantes para a caracterização microestrutural e consequente estudo dos efeitos das condições de solidificação sobre essa estrutura resultante, são as distâncias entre os

centros de células, ramificações primárias e de ramificações de maiores ordens, definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos. A Figura 6 exemplifica a identificação dos espaçamentos como sendo espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3) (Canté, 2009).

Figura 6 – (a) Representação dos espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários; (b) Esquema do desenvolvimento de uma interface celular



Fonte: Canté (2009)

As propriedades mecânicas de uma determinada liga metálica pode ser influenciada, por sua vez, pela aplicação de altas taxas de resfriamento conferindo espaçamentos microestruturais reduzidos (Kakitani, 2017).

2.5.2.2 Macroestrutura

A macroestrutura do lingote solidificado é definida a partir da formação, no líquido, de núcleos sólidos que em condições termodinâmicas favoráveis, crescem dando origem aos grãos cristalinos da macroestrutura. A macroestrutura de uma liga solidificada será então caracterizada pela morfologia de seus grãos cristalinos, ou seja, suas dimensões, orientação e distribuição (Goulart, 2010; Duarte, 2016).

2.5.2.3 Zona Coquilhada

A zona coquilhada é constituída por uma camada de grãos cristalinos de pequenas dimensões e orientações aleatórias, formados nas regiões próximas às paredes do molde como resultado do contato inicial do metal líquido com o molde frio durante o vazamento. As elevadas taxas de resfriamento nessa região promovem uma rápida queda de temperatura, favorecendo uma nucleação intensa de grãos. Ohashi e Ichikawa (1973) estimam que a velocidade de arrefecimento para moldes do tipo coquilha variam no intervalo de [10 – 50] °C/s.

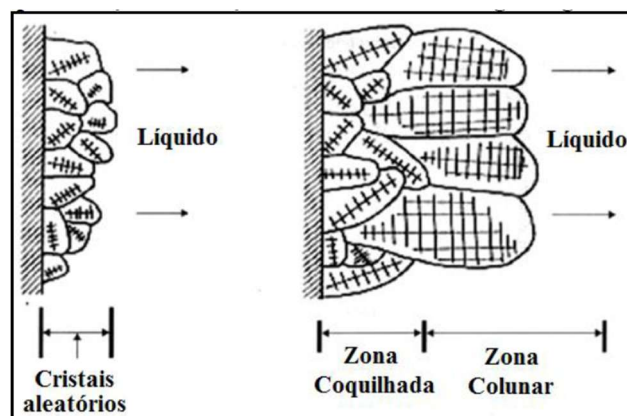
Segundo Lima (2014), o tamanho dessa zona está condicionado a diversos fatores, entre os quais se destacam as propriedades termofísicas do material do molde, o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde e a temperatura de vazamento do metal líquido.

2.5.2.4 Zona Colunar

A zona colunar é formada por grãos alongados, orientados paralelamente à direção do fluxo térmico, ou seja, perpendiculares às paredes do molde, como mostrado na Figura 7. Segundo Soares (2000), pouco depois do vazamento do metal no molde, o gradiente de temperatura na parede do molde diminui e os cristais na região coquilhada crescem, desenvolvendo dendritas em determinadas direções cristalográficas.

Os grãos colunares tendem a crescer mais rapidamente em relação aos demais bloqueando assim, o crescimento dos grãos coquilhados. Cada cristal colunar é composto por múltiplos braços de dendritas primárias, sendo que, à medida que o diâmetro desses grãos aumenta, ocorre o aparecimento de uma maior densidade de braços primários.

Figura 7 – Ilustração da seleção de crescimento dos grãos gerando a zona colunar



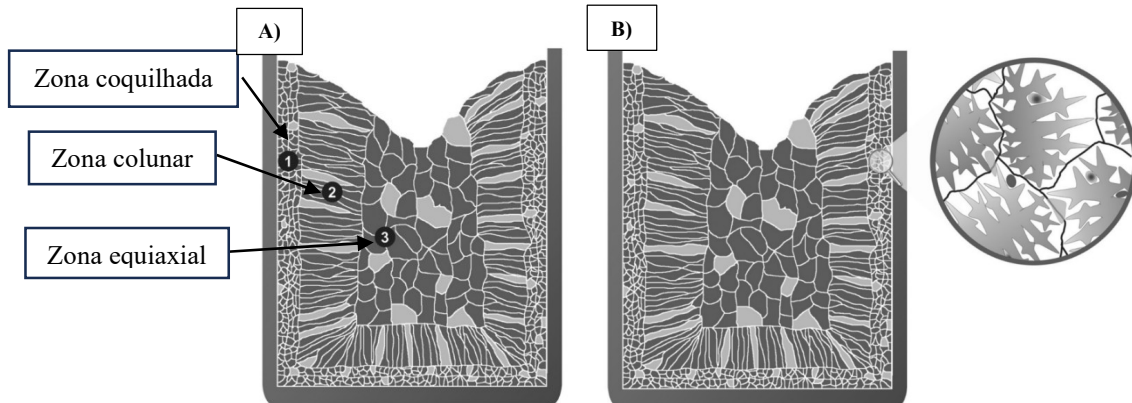
Fonte: Garcia (2001)

2.5.2.5 Zona Equiaxial

A terceira zona macroestrutural é denominada de equiaxial, e é constituída por grãos cristalinos sem orientações preferenciais e de dimensões relativamente grandes quando comparados aos grãos coquilhados. Diferentemente do crescimento da zona colunar, a zona equiaxial é caracterizada por grãos que crescem com direções cristalográficas aleatórias, como o observado na Figura 8 (a) (Peixoto, 2009; apud Marques 2023).

Os cristais colunares são formados por diversos braços de dendritas primárias, e à medida que o diâmetro desses grãos aumenta, há um crescimento proporcional na quantidade de braços primários presentes, Figura 8 (b).

Figura 8 - Representação das macroestruturas de solidificação. a) Zonas de solidificação. b) distribuição dendrítica



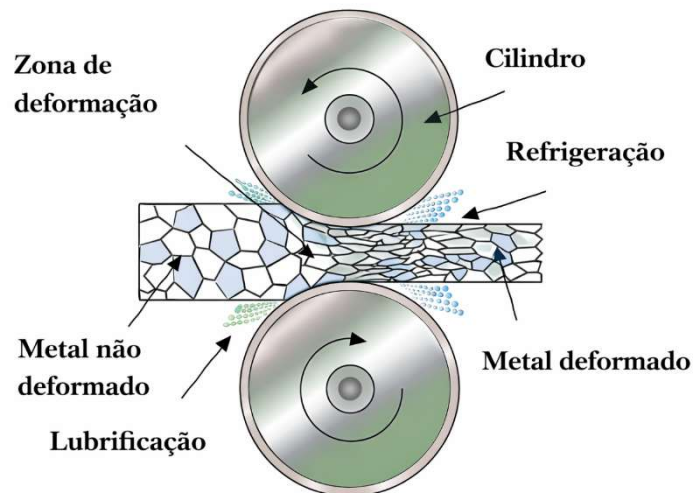
Fonte: Adaptado de Lessa (2025)

2.6 Laminação a frio

O processo de laminação a frio acontece quando a temperatura de processamento está abaixo da temperatura de recristalização do material. Esse método promove o aumento da resistência mecânica e da dureza da liga, além de aprimorar o acabamento superficial. Os grãos resultantes apresentam morfologia achatada e alongada, com orientação preferencial que confere ao material uma estrutura anisotrópica (Silva, 2022).

A laminação, que é o processo de deformação mais amplamente utilizado, que consiste em passar uma peça metálica entre dois cilindros; uma redução na espessura resulta das tensões de compressão exercidas pelos cilindros (Callister, 2020). A Figura 9 representa esse processo.

Figura 9 – Representação esquemática de um processo de laminação.



Fonte: Lara (2020)

2.7 Tratamentos térmicos

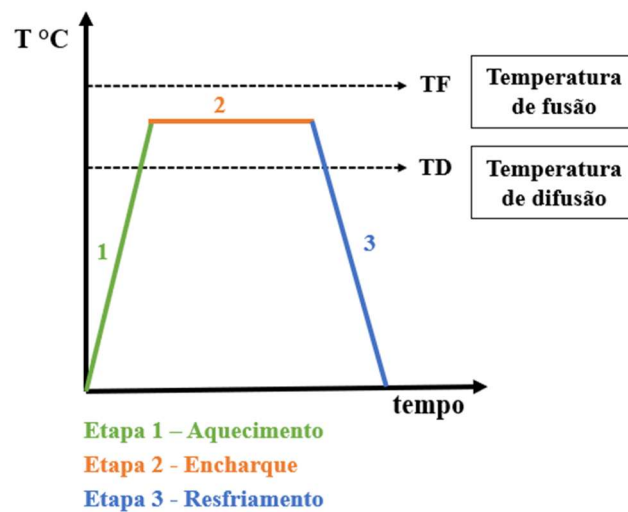
O processo de tratamento térmico é o recurso mais utilizado para modificar propriedades e microestruturas. De acordo com Reinke (2017), esse processo consiste em operações de aquecimento ou resfriamento realizadas com a finalidade de alterar características mecânicas, a estrutura metalúrgica ou o estado de tensões residuais. Nesse contexto, dentre os diferentes tratamentos térmicos empregados na metalurgia, destaca-se o recozimento, amplamente utilizado quando se busca a homogeneização microestrutural e o alívio de tensões internas, especialmente em ligas metálicas

2.7.1 Recozimento

O tratamento térmico de recozimento é comumente aplicado com intuito de homogeneizar uma peça antes de se realizar a para a de peças metálicas. Um tratamento de homogeneização típico para as ligas de alumínio consiste num aquecimento até uma temperatura perto da temperatura de *solidus* seguido por um estágio a esta temperatura e, finalmente, por um arrefecimento a uma taxa pré-determinada, observado na Figura 10 (Nogueira, 2012).

O tratamento térmico (recozimento) permite o coalescimento e a esferoidização do silício. As partículas de silício são muito duras e promovem o aumento da resistência ao desgaste destas ligas.

Figura 10 – Representação esquemática de um ciclo térmico para homogeneização



Fonte: Adaptado de Barbosa (2024)

2.8 Ensaio Mecânicos

Todos os projetos de engenharia exigem do engenheiro um efetivo conhecimento das propriedades mecânicas dos diferentes materiais. Neste cenário, as especificações de projeto determinam que os materiais escolhidos sejam submetidos à verificação de suas propriedades mecânicas mediante ensaios destrutivos e não destrutivos conduzidos segundo normas e procedimentos padronizados.

2.8.1 Ensaio de Tração

Entre os ensaios destrutivos, o de tração destaca-se como o mais utilizado e relevante, devido a seu procedimento simples, rápido e capaz de fornecer resultados altamente reprodutíveis. Os ensaios destrutivos caracterizam-se por inutilizar a amostra após sua execução ou por modificar de alguma forma as propriedades físicas do material testado. Exemplos comuns incluem tração, compressão, flexão, fadiga, cisalhamento e torção (Fongaro, 2022).

O ensaio de tração consiste na aplicação de carga de tração uniaxial crescente em um corpo de prova específico até a ruptura. Trata-se de um ensaio amplamente utilizado na indústria de materiais metálicos, devido às vantagens de fornecer dados quantitativos das características mecânicas dos materiais (Uri, 2007).

O ensaio de tração é relativamente simples e de realização rápida. Fornece informações importantes e primordiais para projeto e fabricação de peças e componentes, sendo bastante utilizado como teste para o controle das especificações da entrada de matéria-prima e controle de processo (Costa, 2019). Dentre os principais parâmetros relativos às características dos materiais que podem ser obtidos, temos:

- O limite de resistência a tração (σ_u);
- O limite de escoamento (σ_e);
- O módulo de elasticidade (E);
- O módulo de resiliência (U_r);
- O módulo de tenacidade (U_t);
- O coeficiente de encruamento (n);
- O coeficiente de resistência (k); e,

- Os parâmetros relativos a ductilidade (estricção, φ , e alongamento, ΔL).

2.8.2 Ensaio de Microdureza

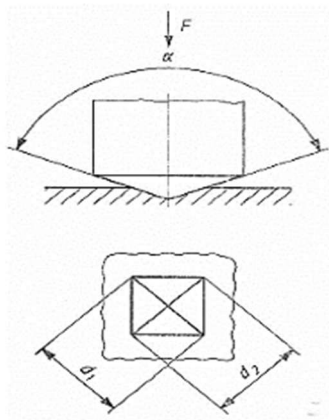
A dureza para os metais pode ser entendida como uma medida da sua resistência à deformação plástica localizada, ou seja, a resistência à penetração de um material duro em outro quando sujeito a pressões com marcadores padronizados. Trata-se de um dos ensaios mecânicos mais empregados na engenharia, em razão de sua ampla aplicabilidade e execução relativamente simples. A dureza é uma propriedade influenciada por diversos fatores intrínsecos ao material e, por esse motivo, tem sido amplamente utilizada como parâmetro para avaliar alterações microestruturais, especialmente em materiais submetidos a ciclos térmicos. (ABNT, 2008).

O ensaio de microdureza Vickers é baseado em indentações de menos de 1kgf sobre a superfície da peça, com similaridade geométrica, provocadas por um penetrador na superfície plana de uma amostra, submetida a cargas de diferentes magnitudes. O penetrador, por sua vez, consiste em uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de 136° (Costa Junior, 2020). Logo, o valor de dureza Vickers (HV) é calculado pela equação 1.

$$HV = \frac{F}{A} = 2 * F * \frac{\text{Sen}\frac{136}{2}}{d^2} \approx 1,8544 F/d^2 \quad (1)$$

Onde HV é o quociente da carga aplicada (F) pela área de impressão (A) deixada no corpo ensaiado, (d) diagonais da indentação como ilustrado na Figura 11.

Figura 11 – Esquema para o ensaio de dureza Vickers



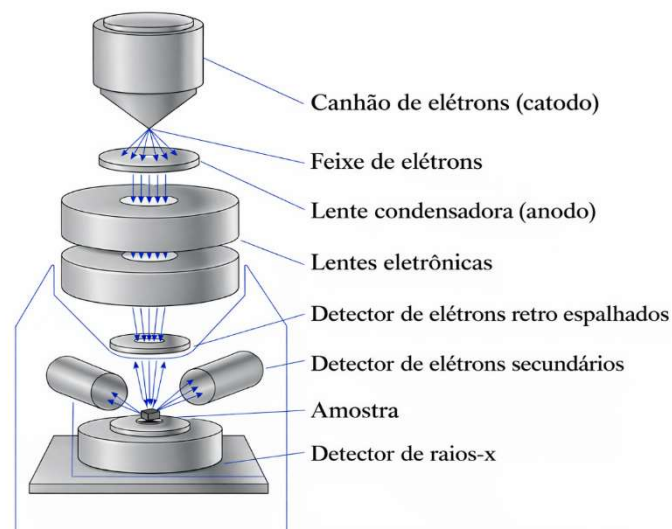
Fonte: ABNT (2008)

2.9 Microscopia eletrônica de varredura

A função fundamental de um microscópio é permitir a observação, pelo olho humano, de estruturas cujo tamanho não pode ser percebido diretamente. Os dispositivos mais antigos e ainda amplamente utilizados incluem a lupa e o microscópio óptico, que utilizam radiação na faixa da luz visível ou ultravioleta para iluminar a amostra. A capacidade de resolução desses microscópios é limitada pelos fenômenos de difração associados ao comprimento de onda da radiação empregada. Os microscópios ópticos convencionais ficam, então, limitados a um aumento máximo de 2000 vezes, porque acima deste valor, detalhes menores são imperceptíveis (Dedavid; Gomes; Machado, 2007).

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) utiliza um feixe de elétrons que varre a superfície de amostras dentro de uma câmara sob vácuo, gerando imagens com alta profundidade de campo. Seu desenvolvimento iniciou na década de 1950, sendo incorporado em pesquisas científicas na década seguinte, causando um grande impacto no exame detalhado de superfícies de diversos tipos de amostras em pouco tempo ao permitir. Tem o objetivo de examinar detalhes de superfícies para estudos de morfologia, topografia e composição química, gerando imagens em 2D com profundidade de campo (Moreira, 2022). A Figura 12 traz uma ilustração dos principais componentes do MEV.

Figura 12 – Principais componentes do microscópio eletrônico de varredura.



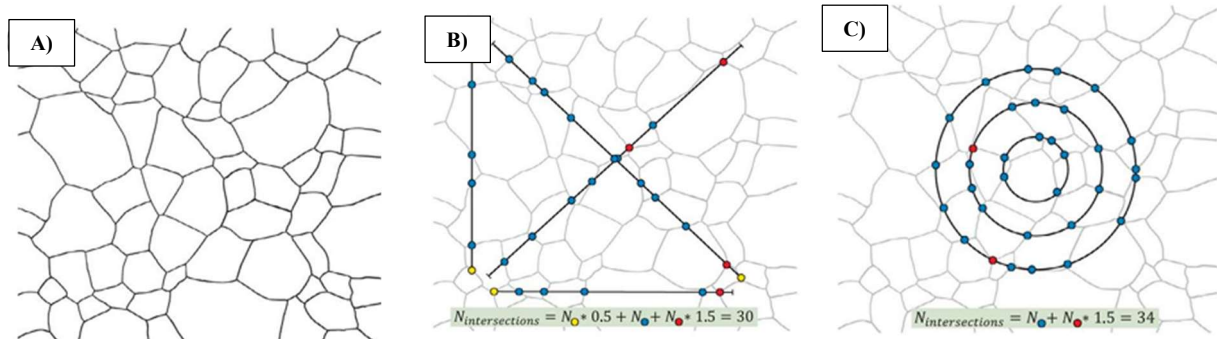
Fonte: Moreira (2022)

2.10 Medida do tamanho de grãos

O tamanho médio de grão é um parâmetro estrutural frequentemente estimado quando se está avaliando, principalmente, as propriedades mecânicas dos materiais metálicos, como limite de escoamento, resistência à tração, tenacidade à fratura, dureza, resistência à fluência entre outras. Os grãos nos materiais metálicos (umas das suas principais características são ser policristalino) irá afetar significativamente suas propriedades. Em geral, considera-se que quanto mais fina for a granulação de um material (menor tamanho de grão), maiores serão a resistência mecânica e a tenacidade e menor a ductilidade (Callister, 2020).

O método de interceptação é um dos métodos micrográficos mais amplamente aceitos devido à sua simplicidade, precisão e aplicabilidade, tanto para estruturas de grãos equiaxiais quanto não equiaxiais. Assim, de acordo com as normas oficiais, o método de interceptação é o teste preferido. O método é recomendado para avaliação de materiais com todas as formas de estruturas granulares, independentemente de serem uniformemente equiaxiais ou não. A Figura 13 demonstra dois principais métodos de medição (Li *et al.*, 2022).

Figura 13 – Métodos de medição de tamanho de grãos (a) um exemplo real de estrutura de grãos, (b) procedimento de interceptação linear de Heyn, (c) procedimento de três círculos de Abrams.



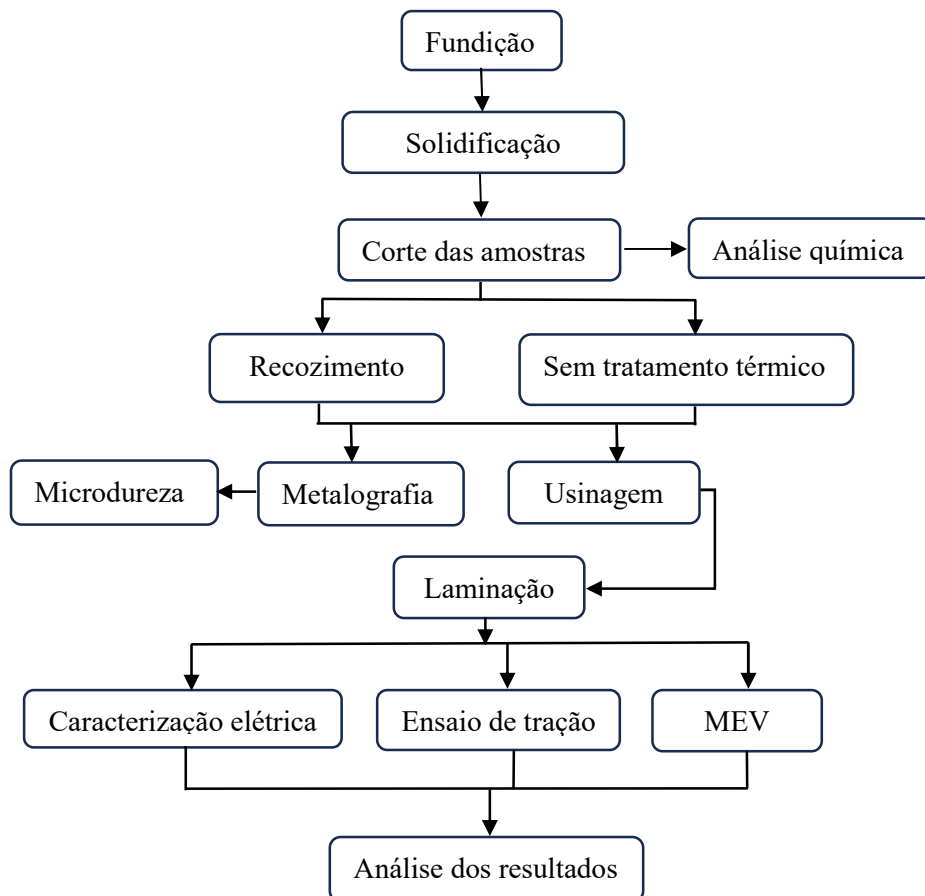
Fonte: Li *et al* (2022)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Metodologia

Foi utilizado método de fundição convencional partindo do alumínio com pureza de 99,8% adicionando 0,6% de Si, 0,5% de Fe e 0,05% Cu. Os equipamentos utilizados neste trabalho para caracterização da liga estão descritos em cada etapa dos métodos a seguir, o fluxograma da Figura 14 descreve a metodologia aplicada.

Figura 14 – Fluxograma dos procedimentos experimentais.



Fonte: Autor (2026)

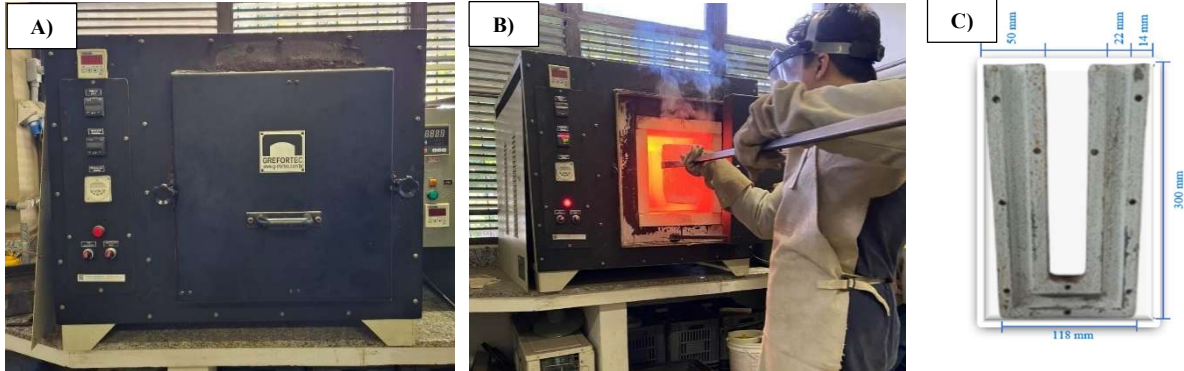
3.2 Fundição e Solidificação

A liga foi obtida por fundição direta no Sub-Laboratório de Metalografia e Tratamento Térmico da Universidade Federal do Pará com base no Al-EC (alumínio eletro condutor ou Al-1350). A preparação das ligas base ocorreu com adições de 0,6%Si, 0,5%Fe e 0,05%Cu, nas proporções adequadas para obtenção das composições químicas desejadas.

No processo de fundição, empregou-se um cadinho de Carbetto de Silício (SiC), que foi previamente lixado e pintado com uma fina camada de alumina para impedir a contaminação

do banho metálico, e que posteriormente foi levado ao forno tipo mufla da marca GREFORTEC, Figura 15 (a), a temperatura de 200 °C para eliminação da umidade. Ademais, foram adicionados os elementos a serem fundidos ao cadinho e iniciou-se o processo de fundição, o cadinho foi introduzido por 1 h, a 900 °C, como pode ser observado na Figura 15 (b). no processo foi utilizado um molde de coquilha metálica tipo “U”, Figura 15 (c)

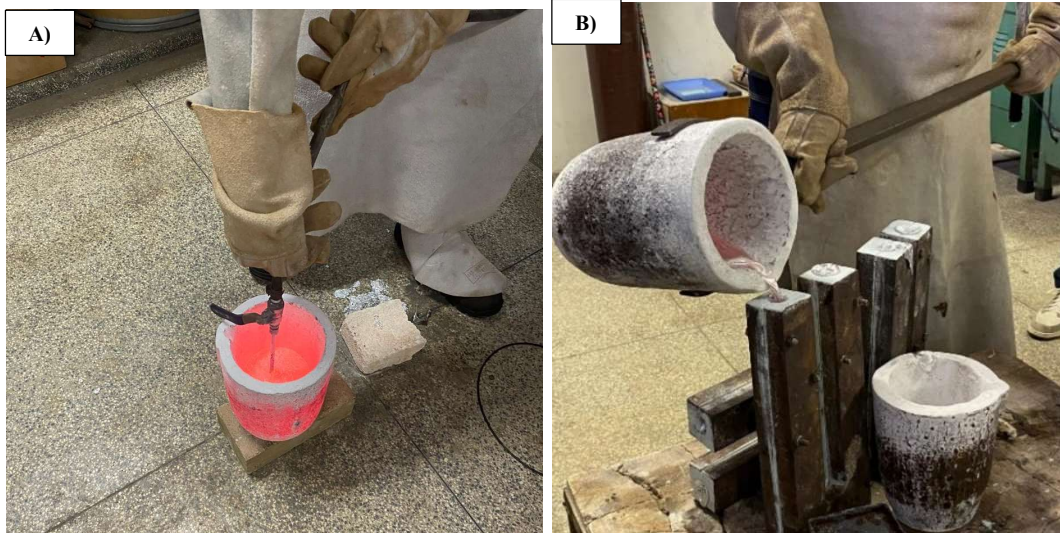
Figura 15 – A) Forno. B) Cadinho sendo introduzido ao forno. C) Molde de coquilha tipo “U”



Fonte: Autor (2026)

Posteriormente, o cadinho foi retirado para realizar a purificação, o gás argônio foi injetado com vazão de 0,21 L/s através de um tubo de aço inoxidável ligado a um cilindro de 10 mm³, durante 1 minuto, para a remoção de gases e impurezas com baixa densidade formadas na superfície do banho e uma camada de escória que o protege contra a reincidência de gases nocivos ao banho metálico, Figura 16 (a). Além disso, utilizou-se uma espatula de aço que foi lixada, pintada com alumina e pré aquecida, para retirar as impurezas sobrenadantes. Em seguida ocorreu a etapa de vazamento a 700 °C, em um molde em formato de “U”, Figura 16 (b) e no molde coquilha para a análise química.

Figura 16 – a) Injeção de gás argônio. b) Vazamento no molde “U”.

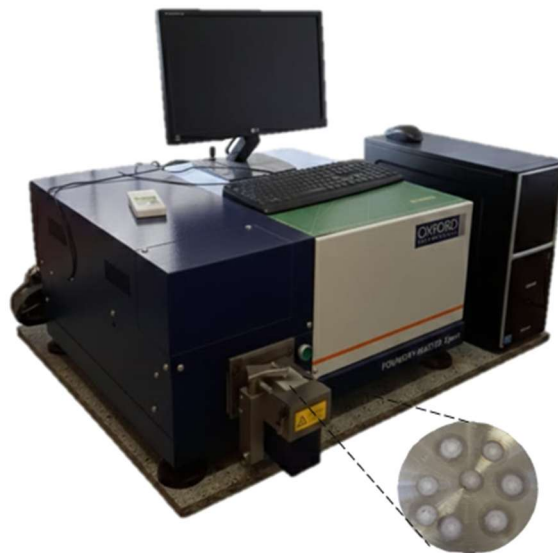


Fonte: Autor (2026)

3.3 Análise Química

Após o vazamento e solidificação na coquilha metálica, as amostras foram seccionadas para realização da caracterização química, que foi previamente preparada através de lixamento nas lixas: 80 a 220 *mesh*. Em seguida, foram direcionadas ao Espectrômetro óptico de massa, da marca OXFORD- *Foundry Master Xpert*, Figura 17, no Laboratório de Caracterização de Materiais Metálicos (LCAM). Os resultados foram obtidos a partir da média 8 leituras da composição química da amostra.

Figura 17 – Espectrômetro óptico de massa.



Fonte: Autor (2026)

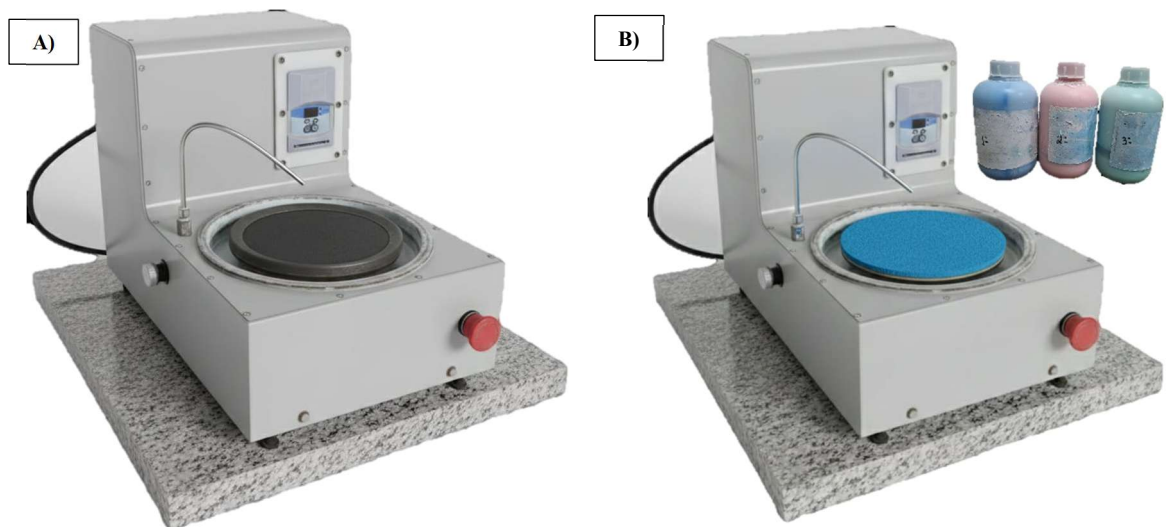
3.4 Metalografia

A primeira etapa do processo consistiu no desbaste superficial das peças seccionada do molde “U”, o lixamento foi realizado em politrizes rotativas com fluxo de água constante, Figura 18 (a). Neste processo foram utilizadas lixas de SiC a base de água em granulometrias decrescentes de 80#, 120#, 220#, 320#, 400#, 600#, 800#, 1000#, 1200#, 1500# e 2000# *mesh*.

Posteriormente, realizou-se o polimento da superfície da amostra com o objetivo de eliminar os riscos provenientes do lixamento e obter uma superfície adequadamente polida, favorecendo a visualização da microestrutura após o ataque químico. Durante o polimento utilizou-se aluminas líquidas com granulometrias de 1, 0,3, 0,05 μm , como pode ser visualizado na Figura 18 (b).

Ademais, na terceira etapa foi realizado o ataque químico com reagente Keller ($\text{HF} + \text{HCl} + \text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$), por imersão durante 10s, afim de revelar a estrutura do material. Posteriormente, o tamanho médio dos grãos da liga tratada e não tratada foi determinado usando o método de interceptação linear foi utilizado de acordo com a norma ASTM E112 (ASTM, 2024). As verificações foram conduzidas e analisadas em amostras retiradas de diferentes regiões do tarugo.

Figura 18 – Metalografia. a) Politriz usada para o lixamento. b) Politriz e aluminas usadas no polimento

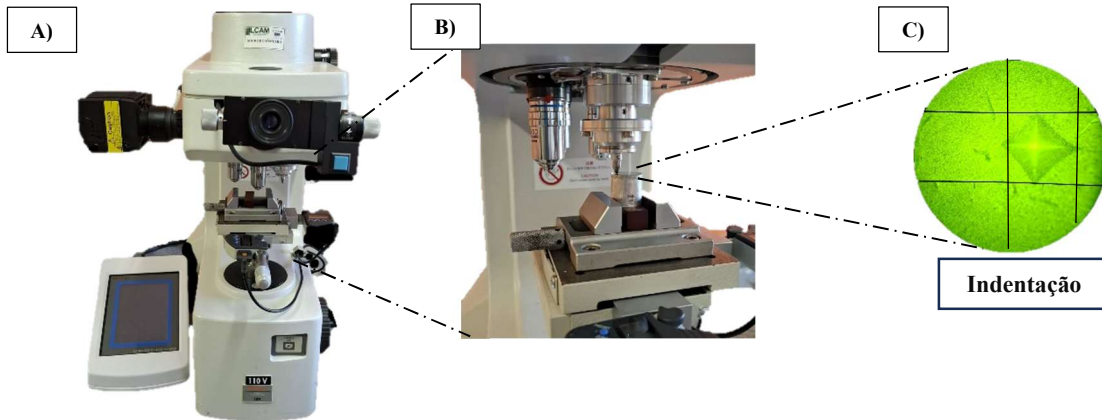


Fonte: Autor (2026)

3.5 Microdureza

Posteriormente, foi realizado o ensaio de microdureza Vickers, quantificando assim a dureza das amostras analisadas, seguindo de acordo com a norma ASTM E384 (ASTM, 2017). O ensaio foi realizado através de um microdurômetro Shimadzu HMV *MicroHardness Tester*, como mostrado na Figura 19 (a), Foram realizadas 10 indentações para cada amostra, Figura 19 (b), as cargas utilizadas 0,025 kgf (25 gf), 0,05 kgf (50 gf) e 0,1 kgf (100 gf), e o tempo de aplicação de carga foi 15s, posteriormente as indentações foram medidas e o valor da microdureza foi calculada, Figura 19 (c).

Figura 19 – Representação do ensaio de microdureza Vickers. a) Microdurômetro. b) realização do ensaio. c) indentação deixada na amostra

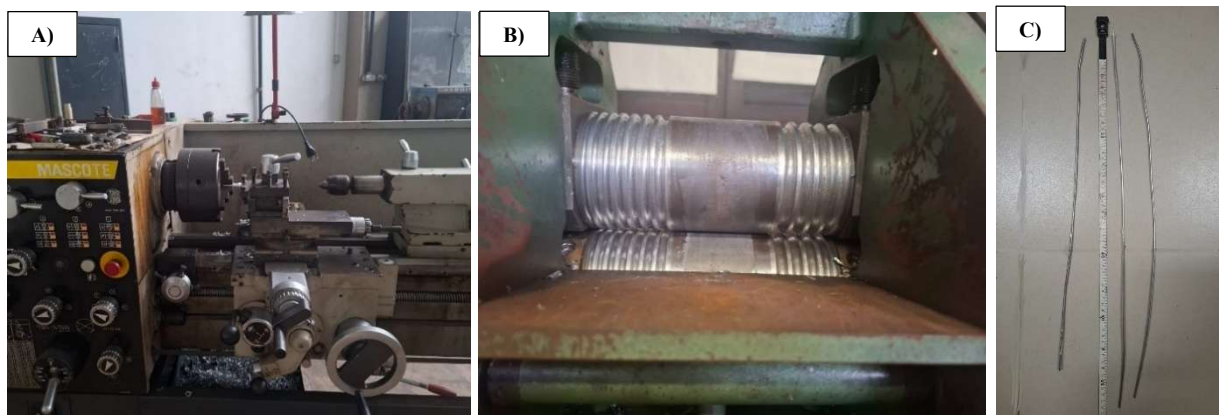


Fonte: Autor (2026)

3.6 Produção dos fios

Após solidificação a liga vazada em molde “U”, foram seccionadas partes do tarugo para o processo de usinagem, usando um torno industrial Nardini modelo Mascote MS205, com o objetivo de reduzir a área da seção transversal de 21 pra 10 mm, Figura 20 (a), essa redução foi realizada para facilitar a etapa de laminação. Para complementar, as peças usinadas foram destinadas a laminação a frio, utilizando-se dois laminadores duo reversível, da marca MENAC, Figura 20 (b); esses laminadores possuem diferentes secções circulares em seus canais de laminação (sendo o diâmetro de interesse neste estudo o de 3 mm), fios pós laminação, Figura 20 (c).

Figura 20 – Produção dos Fios A) Torno industrial Nardini. B) Laminador MENAC duo reversível. C) Fios com 3 mm pós laminação



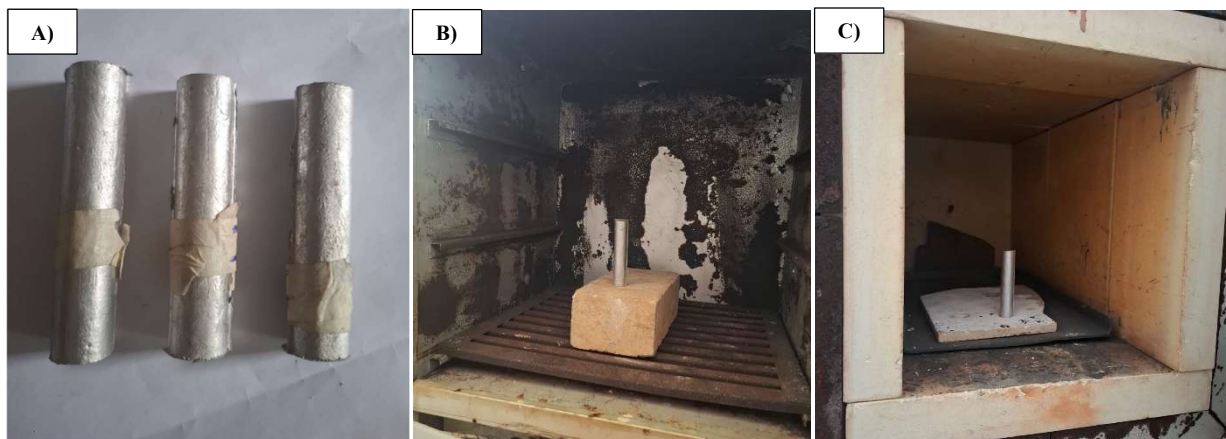
Fonte: Autor (2026)

3.7 Tratamento térmico de recozimento

Os tarugos advindos no processo de fundição, foram cortados no tamanho de 120 mm e em seguida tratados termicamente na estufa de marca NEVONI, e no forno da marca GREFORTEC. Foram realizados o tratamento térmico de recozimento nas ligas, nas seguintes temperaturas: 280 °C e 400 °C, seguidos por resfriamento ao ar. Na temperatura de 280 °C foi utilizado o tempo de 1 hora, essa temperatura foi especificada pela norma ASTM B941, utilizada como padrão normativo para ensaios de tração em fios de liga Al-Zr para aplicações elétricas. A Figura 21 mostra o processo de tratamento térmico.

Para o tarugo tratado a de 400 °C foi utilizado o tempo de 4 horas, sendo especificada para este trabalho com base no estudo do tratamento térmico e da modificação da liga Al-[0,5 e 1,5]%Ni (Marques, 2023), onde foi demonstrado que as ligas TT a 400°C/4h possuem um aumento significativo na ductilidade e condutividade elétrica.

Figura 21 – Tratamentos térmicos. A) Tarugos. B) Amostra TT a 280°C/1h na estufa. C) Amostra TT a 400°C/4h no forno tipo mufla



Fonte: Autor (2026)

3.8 Caracterização elétrica

Para auferirem-se as propriedades elétricas, adotou-se como referência as normas NBR-5118 que descreve, para fios e cabos elétricos, o método de medição de resistividade elétrica do condutor em corrente contínua. Para a realização do ensaio, utilizou-se um microhmímetro MEGABRÁS ponte de kelvin, modelo MPK-2000, mostrado na Figura 22.

Em seguida aos testes ocorreu a etapa de cálculo da resistência elétrica dos fios, com diâmetro final de 3 mm, utilizou-se a Equação 2 da resistência, a qual é respalda pela norma NBR 6814, mostrada a seguir que corrige a temperatura de verificação para 20 °C (Temperatura padrão recomendada pela norma NBR 5118). Em cada fio, verificou-se a resistência elétrica em

três distâncias diferentes e em seguida tirou-se a média com o desvio padrão, inserindo os valores na equação, seguindo o passo a passo:

Figura 22 – Microhmímetro



Fonte: Autor (2026)

Passo 1:

$$R_{20} = R_t \left[\frac{1}{1 + \alpha(t - 20)} \right] \quad (2)$$

onde:

t = temperatura na qual foi efetuada a medição, °C; R_t = resistência a T °C, em Ω ; R_{20} = resistência corrigida a 20 °C, em Ω ; α = coeficiente de variação da resistência com a temperatura 20 °C, especificado pela norma para liga de alumínio.

Passo 2:

Com a resistência corrigida para 20 °C pode-se obter a resistividade que é fornecida através da Equação 3, conforme a norma NBR 6815.

$$R_v = \rho c \cdot A \quad (3)$$

Onde:

R_v = resistência elétrica do corpo de prova por unidade de comprimento a 20 °C, em $\frac{\Omega}{m}$; ρc = resistividade volumétrica do corpo de prova a 20 °C, em $\frac{\Omega \text{mm}^2}{m}$; A = área da parte transversal do corpo verificado, obtido em mm^2 .

Passo 3:

Por último, os valores alcançados foram inseridos na Equação 4 para serem convertidos em condutividade elétrica, segundo a IACS (“International Annealed Cooper Standard) que se trata de um padrão internacional de condutividade fio de cobre com 1 m de comprimento, 1 mm² de seção transversal a 20 °C, através da fórmula:

$$\varphi = \frac{\rho_{Cu}}{\rho_{Al}} \quad (4)$$

onde:

φ = a condutividade elétrica do fio em IACS; ρ_{Cu} = a resistividade elétrica do cobre em $\frac{\Omega mm^2}{m}$;

ρ_{Al} = a resistividade elétrica do alumínio em $\frac{\Omega mm^2}{m}$

3.9 Ensaio de Tração

Após as medições de condutividade elétrica, os fios foram cortados em comprimentos de 200 mm, para a realização do ensaio. Este foi realizado, em uma máquina de ensaios universais KRATOS modelo IKCL1 – USB, mostrada na Figura 23, acoplada a um microcomputador com sistema de aquisição de dados que coleta as informações. Os ensaios de tração foram efetuados segundo a norma para cabos elétricos NBR-6810 e NBR ISO 6892, com distância entre garras de 150 mm e velocidade de deslocamento de 5mm/min.

Figura 23 – Máquina universal de ensaios, Kratos.



Fonte: Autor (2026)

3.10 Análise de Fraturas

Para análise da superfície das fraturas provenientes dos corpos de prova resultantes do ensaio de tração, Figura 24 (a), o corpo de prova foi seccionado próximo à fratura e a sua limpeza foi realizada, em um limpador ultra sônico com tanque em aço modelo METASOM – 14.

A Figura 24 (b), mostra o microscópio eletrônico de varredura (MEV), do Museu Emilio Goeldi (MEG), utilizado para a caracterização das fraturas. O objetivo desta caracterização é avaliar o aspecto das fraturas microscopicamente, por meio do detector de elétrons secundários, e os cortes longitudinais das ligas, por observação através do detector de elétrons retro espalhados, que tornou possível observar a distribuição e aspectos das fraturas onde são observadas as microcavidades.

Figura 24 – Caracterização de Fraturas. a) Máquina de Ultrassom. b) Microscópio eletrônico de varredura.

A)



B)



Fonte: Autor (2026)

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise Química

A Tabela 3, apresenta a composição química de forma quantitativa para a liga preparada e fundida. Os valores expressos são resultados de uma média realizada de no mínimo três pontos aleatórios para análises. Correlacionando com os valores desejados e os valores reais.

Tabela 3 – Composição obtida da liga fundida

Composição %	Al	Si	Fe	Cu
	98,6	0,620	0,497	0,0566

Fonte: Autor (2026)

Observa-se que a liga fundida está dentro do padrão almejado na etapa de estequiometria dos elementos.

4.2 Caracterização Estrutural

4.2.1 Macroestrutura

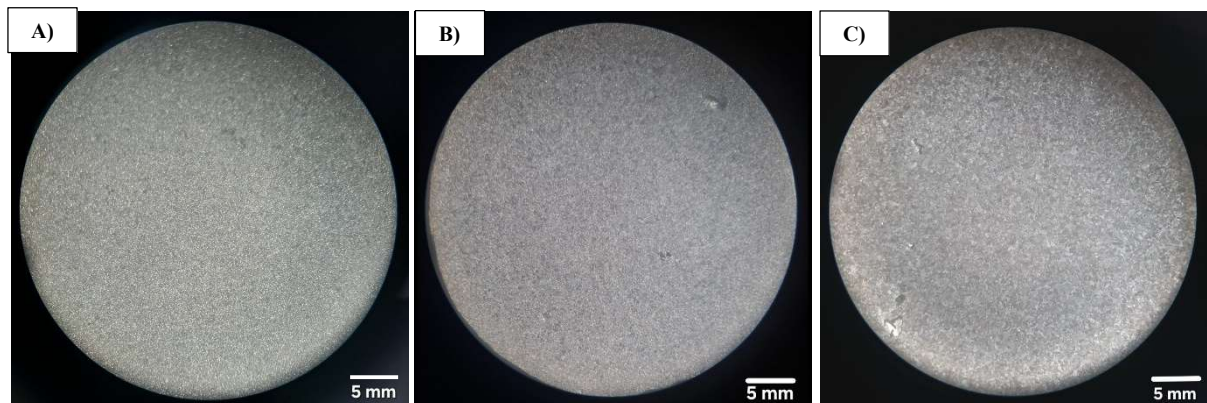
De acordo com Peixoto (2009), as características termodinâmicas durante a solidificação se processam dando origem a núcleos, que vão crescendo e formando grãos cristalinos, que definirão a macroestrutura da peça. Onde a macroestrutura de um metal solidificado será caracterizada pelos seus grãos cristalinos, ou seja, suas dimensões, orientações, forma e distribuição.

Desta maneira, a Figura 25 mostra as morfologias da liga Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu. A liga sem tratamento térmico (STT), Figura 25 (a), apresentou uma grande densidade de grãos equiaxiais refinados, distribuídos por toda superfície da amostra, isso pode ter acontecido devido a temperatura de vazamento estar próxima da temperatura de solidificação da liga. Zhiyong et al (2003) desenvolveram análises diversos teores de Si e constataram sua influência no refino de grãos em teores inferiores ao hipoeutético. Zhang (2005) demonstrou a tendência do ferro em refinar os grãos em matriz de alumínio, porém o teor de cobre era inexistente. Este fato permite inferir que a combinação Si/Fe/Cu tende a interferir na estrutura bruta de fusão desta liga. De forma geral, a evolução macroestrutural demonstra que a temperatura de vazamento mais baixa e a presença de partículas nucleadoras potentes atuaram simultaneamente para suprimir o crescimento colunar, e estabilização da formação de grãos finos e equiaxiais, resultando em uma estrutura mais uniforme e estrutura de solidificação sem defeitos (Deev *et al.*, 2021; Song *et al.*, 2021; Lee *et al.*, 2024, Farias *et al.*, 2025).

A 280°C/1h, Figura 25 (b), não apresentou mudança significativa na macroestrutura da peça, apenas um alívio de tensões parciais devido ao aumento de temperatura. De acordo com Oliveira (2012) o tamanho de grão mais fino promove uma sanidade melhorada do fundido pois minimiza a contração, a fratura a quente e a porosidade causada pelo hidrogénio. Assim, as propriedades mecânicas e desempenho a altas temperaturas são normalmente melhorados com estruturas de grão mais fino.

Ademais, a amostra tratada a 400°C/4h, Figura 25 (c), apresentou um aumento significativo no tamanho dos grãos, em comparação a STT, o que sugere que ocorreu um alívio das tensões internas de fundição. Segundo Oliveira (2009) o recozimento a 400°C apresenta uma quantidade maior de precipitados, o que estabiliza a microestrutura, impedindo o crescimento do subgrão necessário à nucleação da recristalização e gerando um maior tamanho de grãos final.

Figura 25 – Macroestrutura da liga Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu. a) STT. b) Tratadas termicamente a 280°C/1h. c) Tratadas termicamente a 400°C/4h.



Fonte: Autor (2026)

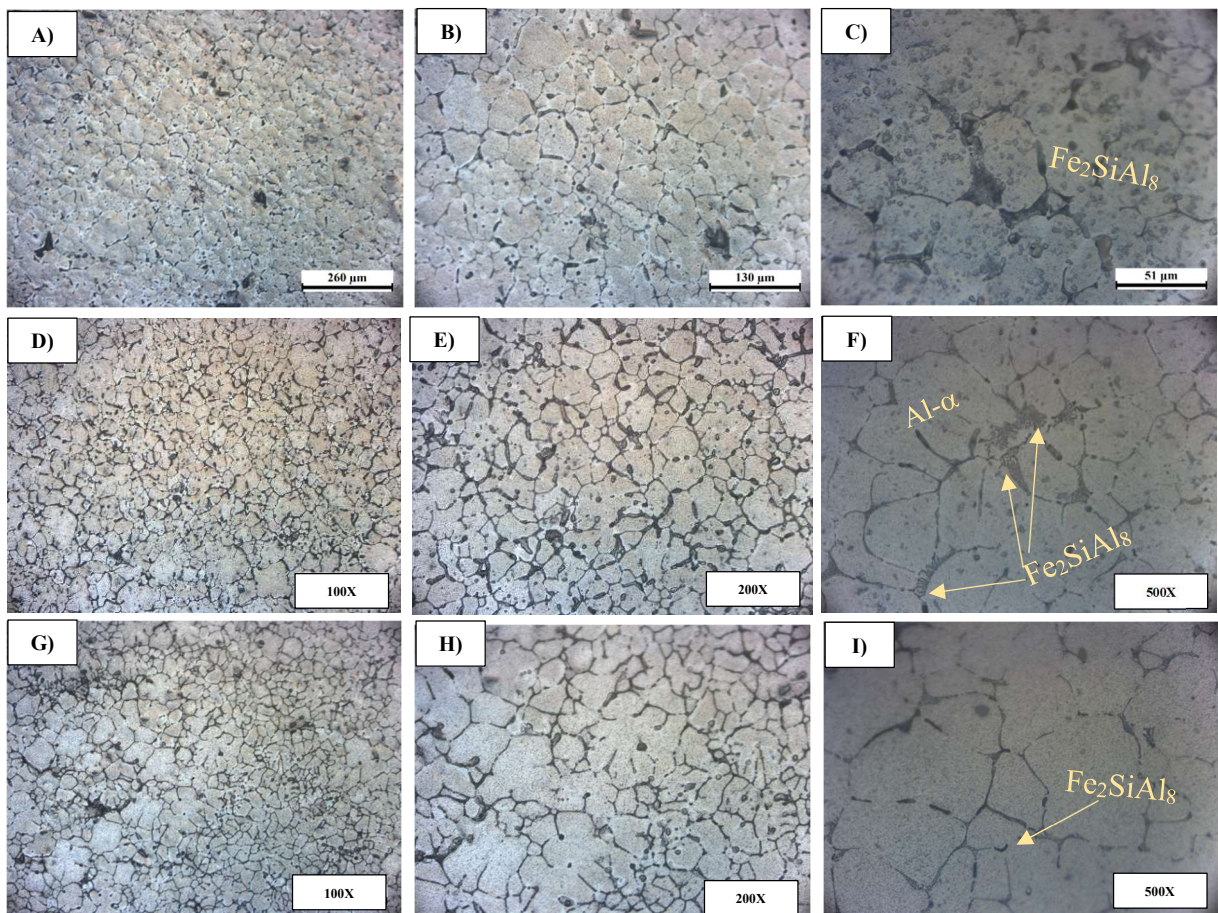
4.2.2 Microestrutura

As micrografias obtidas via microscopia óptica estão representadas na Figura 26 a seguir, evidenciando a morfologia e distribuição das fases formadas durante o processo de solidificação e tratamento térmico das ligas. A Figura 26 (a,b,c) mostra que para a liga STT, foram observadas microestruturas típicas, ao longo das secções transversais da liga do sistema Al-Si-Fe-Cu solidificadas em molde “U”. As amostras apresentaram morfologia celular, para todas as peças examinadas, com a matriz constituída por uma fase matriz α rica em Al, com Si dissolvido em solução sólida, e com hipoeutético formado α e o possíveis intermetálicos Fe_2SiAl_8 grosseiro nas regiões intercelulares. Padrão similar ao encontrado para a peça TT a 280°C/1h, como pode ser visualizado na Figura 26 (d, e, f).

A maior parte do Fe adicionado nas ligas de alumínio está presente na forma de fases intermetálicas, em combinação com o alumínio ou outros elementos, devido à baixa solubilidade no estado sólido (Fernandes, 2006). A formação de precipitados, normalmente grosseiros, é desejada e o Fe é adicionado com a finalidade de reduzir o tamanho de grão (Zhang, *et al* 2005).

A amostra tratada a 400°C/4h, Figura 26 (g, h, i), apresentou intermetálicos com forma menos acicular. Segundo Oliveira (2009), os elementos contidos nestas fases podem se dissolver ou precipitarem na matriz durante o tratamento térmico de recozimento, que pode influenciar nas propriedades mecânicas da liga.

Figura 26 – Microestrutura da liga fundida Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu. A) Amostra STT, ampliada 100X. B) STT, ampliada 200X. C) STT, ampliada 500X. D) TT a 280°C/1h, ampliada 100X. E) TT a 280°C/1h, ampliada 200X. F) TT a 280°C/1h, ampliada 500X. G) TT a 400°C/4h, ampliada 100X. H) TT a 400°C/4h, ampliada 200X. I) TT a 400°C/4h, ampliada 500X.

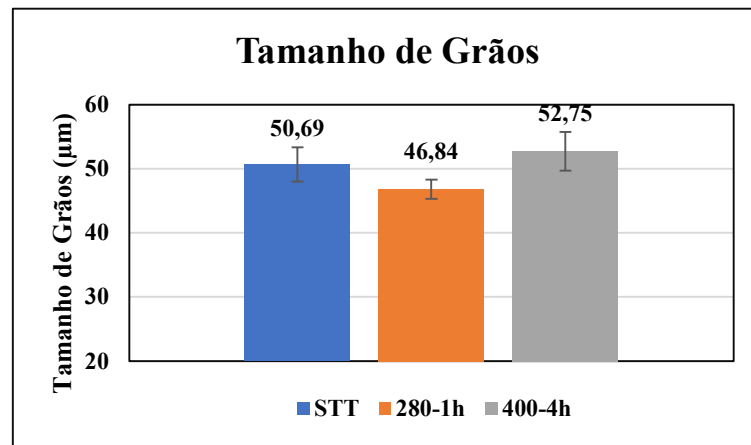


Fonte: Autor (2026)

4.2.3 Tamanho de Grãos

A Figura 27 mostra que a liga STT apresentou tamanhos de grãos de 50,69 μm , valor maior que a liga TT a 280°C/1h, tal característica contra intuitiva não era esperada. Elmasry *et al.* (2017) obtiveram um resultado parecido, eles demonstraram que o tamanho de grão recristalizado em cobre pode apresentar dependência negativa com a temperatura de recozimento, devido aos contornos de alto ângulo que se formam durante a recristalização. A peça tratada a 400°C/4h teve crescimento com o aumento da temperatura, que pode indicar reduções nas tensões internas da liga e coalescimento de pequenos grãos.

Figura 27 – Tamanho de Grão Obtidos.



Fonte: Autor (2026)

4.3 Caracterização Elétrica

Após o processo de conformação plástica, a liga estudada foi submetida a análise de resistividade elétrica, os resultados foram convertidos em IACS estão apresentados na Tabela 4.

Tabela 4 – Condutividade Elétrica das amostras

Al-0,6%Si0,5%Fe-0,05%Cu	Condutividade (IACS)	Desvio padrão
STT	56,81	± 0,40
280°C/1h	58,81	± 0,65
400°C/4h	59,30	± 0,12
Al-EC	61,0	-

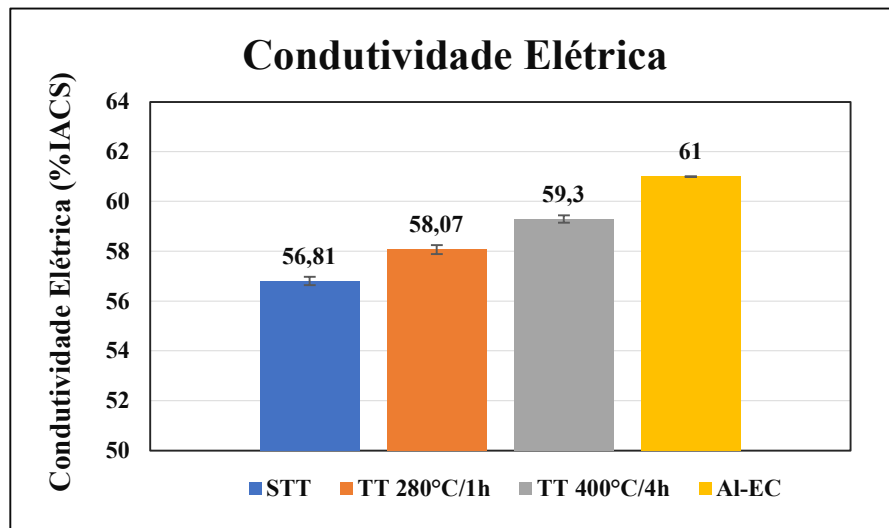
Fonte: Autor (2026)

Conforme analisado na Figura 28, a amostra no seu estado bruto de fusão, apresentou o valor de 56,81 IACS, o menor valor de condutividade elétrica para as três amostras estudadas. Tal resultado era esperado devido estar mais sujeito as tensões residuais da fundição, gradientes térmicos e contração de solidificação. Para a amostra tratada termicamente a 280°C/1h obteve

58,81 IACS, crescimento discreto de 1,26 IACS em relação a peça STT, essa pequena mudança pode estar associada ao alívio de tensões promovido durante o aquecimento da amostra.

O maior valor de condutividade para a liga Al-0,6%Si-0,5%Fe-%Cu, foi para a liga tratada a 400°C/4h, pode-se observar um crescimento de 4,38% na condutividade elétrica em comparação à liga STT. Esse crescimento se deu devido a reduções das tensões internas durante o tratamento térmico e o aumento no tamanho de grãos (Oliveira, 2019). A remoção dessas discordâncias durante a recuperação reduz o efeito de espalhamento dos elétrons, que resulta em um aumento da condutividade elétrica (Souza, 2021).

Figura 28 – Valores de condutividade elétrica em IACS, da liga Al-0,6%Si-0,5%Fe em diferentes temperaturas.



Fonte: Autor (2026)

4.4 Caracterização Mecânica

4.4.1 Ensaio de Tração

Na Tabela 5, são apresentados os resultados do ensaio mecânico de tração nos corpos de prova (Cp's) da liga Al-0,6%Si-0,5%Fe-Cu, onde nota-se que a liga apresentou um LRT coerente com a literatura.

Tabela 5 – Limite de Resistência a tração das amostras

Al-0,6%Si-0,5%Fe- 0,05%Cu	LRT (MPa)	Desvio padrão
STT	206,69	± 1,43
280°C/1h	205,33	± 0,87
400°C/4h	190,31	± 3,88
Al-EC	180,0	±10,0

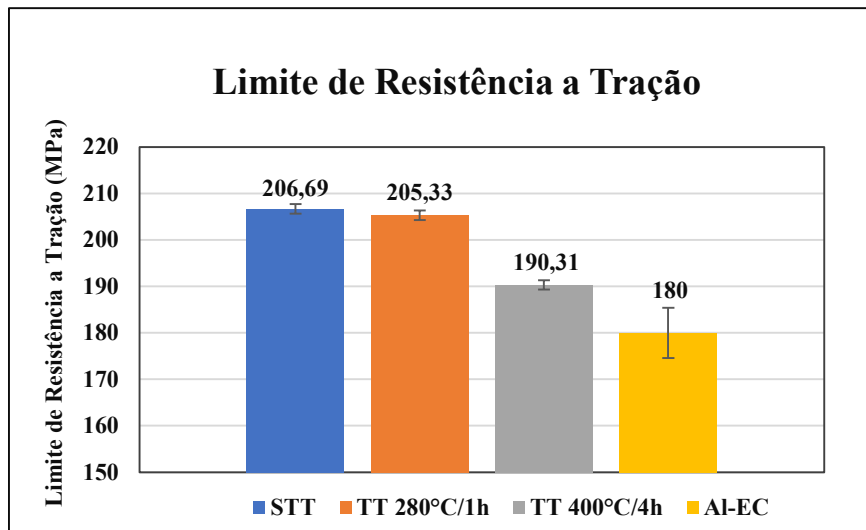
Fonte: Autor (2026)

Conforme observado na Figura 29, a liga STT apresentou o LRT de 206,69 MPa, um valor superior quando comparado ao alumínio eletrocondutor laminado que apresenta ~ 180 MPa (Alubar, s.d) o que indica que o refino dos grãos com a adição dos elementos de liga, aumentou a resistência mecânica. A peça tratada a 280°C/1h, obteve o LRT de 205,33 MPa, e não apresentou redução significativa com o recozimento antes da laminação, o que foi constatado com a macroestrutura que não sofreu mudança visualmente.

Ademais, a liga tratada a 400°C/4h apresentou uma redução de 8,61% no LRT, segundo Oliveira e Padilha (2009) esse decréscimo é justificado por uma quantidade maior de precipitados, o que estabiliza a microestrutura, impedindo o crescimento do subgrão necessário à nucleação da recristalização e gerando um maior tamanho de grão final

Segundo Hara *et al.* (2021), ligas de alumínio de alta pureza e ligas que contenham Al-Si-Fe apresentam um fenômeno conhecido como “*work softening (WS)*”, onde as ligas primeiro obtêm um crescimento da dureza devido ao encruamento, seguido de uma diminuição a partir de certo grau de deformação. A instabilidade plástica leva à estrição e à fratura começa quando a taxa de encruamento se iguala à taxa de aumento de tensão, quanto maior a taxa de encruamento, a condição de instabilidade plástica ocorrerá com maiores valores de tensão e deformação, esse fenômeno é observado no resultado do tratamento térmico.

Figura 29 – Valores do limite de resistência a tração.



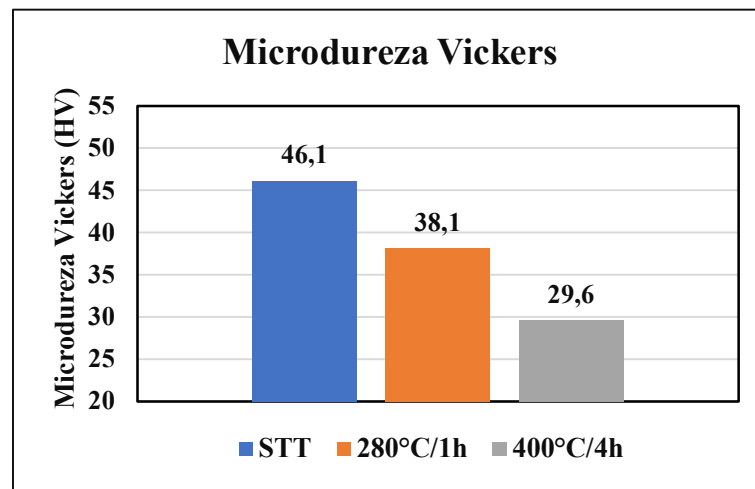
Fonte: Autor (2026)

4.4.2 Microdureza

Conforme pode se visualizar na Figura 30, as medidas de microdureza estão diretamente ligadas a temperatura de recozimento. A peça STT apresentou valor de 46,1 HV devido as maiores heterogeneidades obtidas durante o processo de solidificação, resultado em menor grão e maior resistência mecânica. A liga TT a 280°C/1h apresentou o valor de 38,1 HV enquanto a

TT a 400°C/4h apresentou 29,6 HV. Segundo Paula (2018) propriedades mecânicas de um material são diretamente influenciadas pela sua microestrutura, preferencialmente deseja-se que os materiais apresentem microestrutura equiaxial, uma vez que grãos equiaxiais garantem isotropia em relação às propriedades mecânicas do material. Desta forma, a microestrutura diz muito sobre as propriedades mecânicas, influenciando-a diretamente. Ou seja, quanto menor for o tamanho dos grãos de um determinado material, maior será a sua propriedade mecânica (Garcia, 2011).

Figura 30 – Valores de Microdureza Vickers

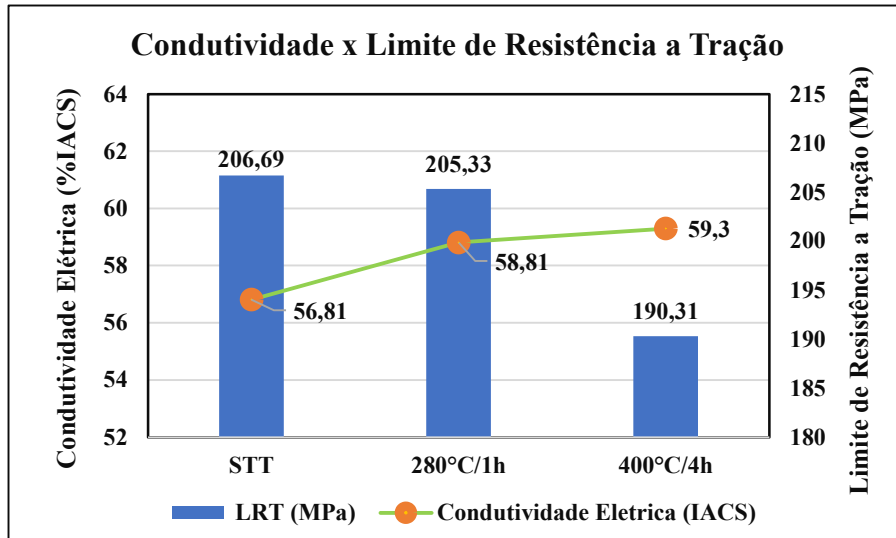


Fonte: Autor (2026)

4.5 Condutividade X Limite de Resistência a Tração

A Figura 31 relaciona duas grandezas, primeiramente, foi identificado que a Condutividade Elétrica e Limite de resistência a tração, se apresentaram como grandezas inversamente proporcionais. Enquanto a Liga STT apresenta o valor de 56,81 IACS, o menor valor dentro todos, ao mesmo tempo, detém o maior LRT obtido nesta produção, sendo de 206,69 MPa e a amostra que apresentou maior nível de condutividade elétrica, sendo 59,3 %IACS, em contrapartida, possui o menor desempenho em limite de resistência a tração, 190,31 MPa.

Figura 31 – Relação entre condutividade Elétrica e LRT



Fonte: Autor (2026)

Com isso, a relação inversa de LRT e Condutividade elétrica, foi concordante com os ganhos de propriedades em relação ao tratamento térmico. Assim, os maiores valores de condutividade elétrica apresentados no ensaio são das amostras que passaram por tratamento térmico, ou seja, a característica condutora foi impulsionada com o tratamento dos tarugos.

4.6 Análise de fratura

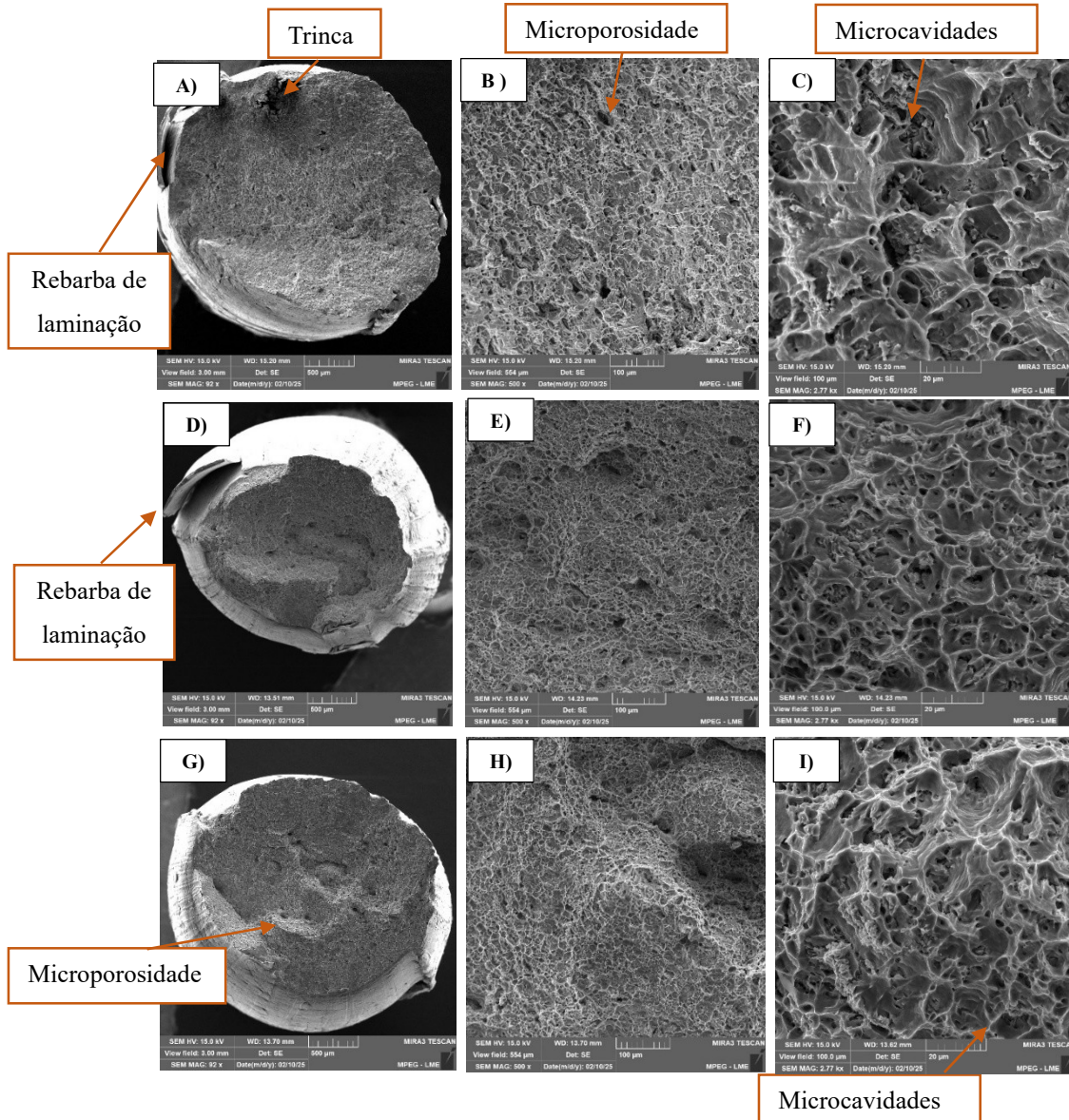
A Figura 32 obtidas com a auxílio do MEV, mostram os aspectos das fraturas após o ensaio dos corpos de prova. Através da análise das micrografias pode-se notar a ocorrência de um micro mecanismo alveolar típico de fratura dúctil.

Conforme observado na Figura 32 (a,b,c), as fraturas para a liga STT aconteceram de um modo transgranular, com a nucleação ocorrendo nos contornos celulares. Em geral, alvéolos alongados podem ser observados, o que indica que o mecanismo de fratura foi produzido por de cisalhamento. Segundo Barbosa (2024), a formação de possíveis compostos intermetálicos, que agem como barreiras à movimentação de discordâncias, que resulta em uma microestrutura mais rígida, porém menos dúctil, evidenciada por algumas frágeis na superfície.

A amostra tratada a 280°C/1h, Figura 32 (d, e, f), parece haver uma relação entre a evolução do tamanho dos alvéolos e o crescimento celular ao longo do fundido. Regiões com maiores espaçamentos celulares são também caracterizadas por maiores concentrações de fibras de Fe_2SiAl_8 . Em todas as amostras analisadas, as fraturas com esta configuração apresentam regiões onde a mistura parece ser destacada da matriz celular rica em Al, durante o ensaio à tração, o que resulta em trincas. A Figura 32 (g, h, i), demonstra a morfologia predominantemente dúctil, com *dimples* mais abertos e interligados, indicando maior

capacidade de deformação plástica global, há também zonas onde se percebe pedaços de microestruturas.

Figura 32 – Morfologias de Fratura. A) STT, ampliado 92X. B) STT, ampliado 500X. C) STT, ampliado 2.700X. D) TT a 280°C/1h, ampliado 92X, E) TT a 280°C/1h, ampliado 500X. F) TT a 280°C, ampliado 2.700X. G) TT a 400°C/4h, ampliado 92X. H) TT a 400°C/4h, ampliado 500X. I) TT a 400°C/4h, ampliado 2.700X.



Fonte: Autor (2026)

5 CONCLUSÃO

Diante dos resultados obtidos através dos processos realizados para caracterização das ligas Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu conclui-se que:

Comparação Estrutural da liga como solidificada e pós tratamento térmico de recozimento a 280°C/1h e 400°C/4h

- Com base nos resultados, conclui-se que os elementos Si-Fe contribuíram como para o refino da liga. A peça STT, apresentou uma grande densidade de grãos equiaxiais refinados por toda superfície, padrão que foi similar para a peça TT a 280°C/1h, onde ocorreu apenas um alívio de tensões. A amostra TT a 400°C/4h apresentou um aumento nas dimensões dos grãos equiaxiais, reduzindo o número de contornos.
- As análises microestruturais mostraram uma morfologia celular para todas as amostras, com matriz de fase α -Al, e possíveis intermetálicos Fe_2SiAl_8 nos contornos das células. A 400°C/4h houve a parcial dissolução desses elementos na matriz.
- A liga TT a 280°C/1h apresentou um decréscimo no tamanho médio de grãos devido aos contornos de alto ângulos formados durante o aquecimento a baixas temperaturas. Para a liga TT a 400°C/4h, o aumento esperado aconteceu, houve um crescimento no tamanho de grão de 2,06 μm .

Desempenho elétrico (%IACS), da liga Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu, tratada termicamente a temperaturas de 280 °C a 400 °C, sob as variações de 1 a 4 horas.

A concentração de soluto juntamente com o tratamento de recozimento aplicado, influenciaram diretamente na condução de corrente elétrica dos fios, pois os resultados demonstraram um crescimento expressivo na sua condutividade em função da temperatura e tempo. Porém, destaca-se a liga TT a 400°C/4h que teve os melhores valores, com tendência a crescimento exponencial em função do aumento de temperatura pelo tempo.

Desempenho mecânico (MPa), da liga Al-0,6%Si-0,5%Fe-0,05%Cu, tratada termicamente a temperaturas de 280 °C a 400 °C, sob as variações de 1 a 4 horas.

Ao comparar os resultados obtidos, a liga STT tratamento térmico teve melhor resultado como já era esperado. Porém, a amostra 280°C/1h teve desempenho praticamente igual, não apresentando perda significativa.

Análise das morfologias de fratura após o ensaio de tração

Avaliando as fraturas obtidas após o ensaio de tração, verificou-se que todas as amostras possuíam a presença de microcavidades (*dimples*), que crescem à medida que ocorre o aumento de temperatura, provocando agitação na vizinhança e tornando o material mais dúctil,

proporcionando o decréscimo do LRT nas amostras, sendo associado possivelmente a maior presença de partículas de segunda fase presentes na estrutura do material.

Por fim, o tratamento térmico alcançou seu objetivo de conceder alívio de tensões internas no material, promovendo estabilidade dimensional e tornando os fios mais dúcteis e mais maleáveis, sendo mais eficazes na condutividade elétrica do material que apresentou crescimento em função da temperatura pelo tempo.

Conclui-se que, dentre as amostras estudadas STT e TT, a liga mais apropriada para a possível produção de cabos de transmissão de energia é a tratada a 280 °C/1h, que conseguiu conciliar um bom LRT de 205,33 MPa, valor superior ao LRT mínimo aceito para o Al-EC (160 MPa), e uma condutividade elétrica (58,07% IACS).

5.1 Sugestões de trabalhos futuros

- Avaliar as curvas de solidificação da liga em molde “U”
- Avaliar o teste de termorresistividade da após a conformação
- Correlacionar a microestrutura das ligas após o processo de solidificação com as microdureza do material proposto no estudo.
- Comparar o espaçamento celular oriundo da solidificação com os resultados após o processo de conformação plástica da liga
- Correlacionar microdureza dos fios sem e com tratamento térmico para as temperaturas proposta neste trabalho.

REFERÊNCIAS

- ALUBAR METAIS E CABOS S.A. Alumínio liga 1120 para linhas de transmissão e distribuição aérea. Barcarena, PA: Alubar Metais e Cabos S.A., 2026. Disponível em: <https://www.alubar.net.br>. Acesso em: 05 jan. 2026.
- Associação Brasileira de Alumínio–ABAL. <<http://www.abal.org.br/aluminio.asp>>. Acesso em: 01 jan. 2026.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR NM ISO 6507-1**. Materiais metálicos – Ensaio de dureza Vickers. Parte 1: método do ensaio, 2008.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E112-96: Standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken, PA: ASTM International, 1996.
- BAPTISTA, Luis Antônio de Souza; PARADELA, Késsia Gomes; JÚNIOR, Paulo Felipe; SALES, Roberto Carlos; DANTAS, Bruno Silva; FERREIRA, Alexandre Furtado. **Analysis of microsegregation in Al-Si-Cu ternary alloys: interdependence of solute composition at the solubility limit during non-equilibrium solidification**. Materials Research, v. 23, n. 6, e20200180, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2020-0180>
- CALEGARI, Bruna; LIMA, Tiago Nunes; COELHO, Rodrigo Santiago. **The Influence of Alloying Elements on the Microstructure and Properties of Al-Si-Based Casting Alloys: A Review**. Metals, v. 13, n. 7, p. 1174, 2023. DOI: 10.3390/met13071174.
- CALLISTER JUNIOR, William D.; RETHWISCH, David G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2018.
- CALLISTER Jr, Willian D.; RETHWISCH, David. G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução** 10. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2020.
- CANTÉ, Manuel Venceslau.; **Solidificação transitória, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni**, UNICAMP, 2009.
- COSTA JUNIOR, José Carlos Bizerra. **Avaliação de confiabilidade da técnica não destrutiva ultrassônica no controle de qualidade de aços ABNT 1045 tratados termicamente**. 2020. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Sergipe, São Cristóvão, 2020.
- DEDAVID, Berenice Anina; GOMES, Carmem Isse; MACHADO, Giovanna. **Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras**. Porto Alegre: EDIPUCRS, 2007.
- DEEV, Vladislava.; PRUSOV, Evgeny.; RI, Ernst.; PRIHODKO, Olga.; SMETANYUK, Svetlana.; CHEN, Xizhang.; KONOVALOV, Sergey. **Effect of Melt Overheating on Structure and Mechanical Properties of Al-Mg-Si Cast Alloy**. Metals, 11(9). 2021
- DUARTE, Roberto Nunes. **Solidificação unidirecional transitória, microestrutura e propriedades termofísicas e mecânicas de ligas Al-Ag-(Cu)**. 2016. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2016.
- ELMASRY, Mohamed; LIU, Fan; JIANG, Yao; MAO, Ze Ning; LIU, Ying; WANG, Jing Tao. **Negative temperature dependence of recrystallized grain size: formulation and**

experimental confirmation on copper. *Materials*, Basel, v. 10, n. 3, art. 308, 2017. DOI: 10.3390/ma10030308

FARIAS, João Vitor Farias e; MARQUES, Luane Luiza Pereira; SOUZA, Hérciles Ruiliman Oliveira de; HOLANDA, Lucas Vinicius Santos de; OLIVEIRA, Leonardo Carvalho de; SILVA, Maria Adrina Paixão de Souza da. **Industrial-scale assessment of grain refinement efficiency in Al-6201 alloy using Al-5Ti-1B additions.** *Revista de Gestão Social e Ambiental (RGSA)*, São Paulo, v. 19, n. 1, e0192045, 2025. DOI: 10.24857/rgsa.v19n12-045.

FERNANDES, Ricardo do Carmo. **Efeito dos teores de manganês e de ferro na evolução microestrutural de duas ligas do sistema Al-Fe-Mn-Si obtidas por lingotamento contínuo.** 2006. 181p. São Paulo, 2006. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

FREITAS, Emanuelle Sá. **Correlação entre as propriedades mecânicas e elétricas de fios para Tx e Dx de energia elétrica do Al-EC modificado com teores de silício e zircônio.** 2010. Dissertação (mestrado em engenharia mecânica) –Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2010.

FONGARO, Luiz Felipe; **Ensaio de tração em chapas finas.** In: Congresso de Pesquisa e Extensão da FSG & Salão de Extensão. 10ª Ed. Faculdade da Serra Gaúcha, Caxias do Sul, RS. 2022. v. 95020, p. 472.

GARCIA, Amauri. **Fundamentos de metalurgia.** Rio de Janeiro: LTC, 2001.

GARCIA, Amauri. **Solidificação: fundamentos e aplicações.** 2ª Edição. São Paulo: Editora da Unicamp, 2011. 400p. ISBN: 978-85-268-0782-2

GOMES, Leonardo Fernandes. **Solidificação, desenvolvimento microestrutural, propriedades mecânicas, elétricas e de corrosão de ligas Al-Si(-Ag).** 2021. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, São Carlos, 2021.

HARA, Toshihiro; EGUSA, Daisuke; MIHARA, Mami; TANAKA, Hiroki; OHNUMA, Ikuo; ABE, Eiji. **Work softening phenomena in Al-Fe alloys: the impurity-scavenging effect of the θ -Al₁₃Fe₄ phase.** *Materials Transactions*, Tokyo, v. 62, n. 4, p. 532–538, 2021. DOI: 10.2320/matertrans.MT-M2020349.

LARA, Carlos Henrique. **Características de uma emulsão lubrificante para laminação a frio.** LinkedIn, 25 set. 2020. Disponível em: <https://pt.linkedin.com/pulse/caracter%C3%ADsticas-de-uma-emuls%C3%A3o-lubrificante-para-lamina%C3%A7%C3%A3o-lara>.

Lee, J., Seo, N., Lee, S. H., Euh, K., Kang, S., Son, S. B., ... & Jung, J. G. (2024). **Effect of Al 5Ti-1B addition on solidification microstructure and hot deformation behavior of DC-cast Al-Zn-Mg-Cu alloy.** *Archives of Metallurgy and Materials*, 69(1), 145-149.

LI, Xiang; CUI, Linyi; LI, Jikang; CHEN, Ying; HAN, Wei; SHONKWILER, Sara; MCMAINS, Sara. **Automation of intercept method for grain size measurement: a topological skeleton approach.** *Materials & Design*, Amsterdam, v. 224, art. 111358, 2022.

LIN, C., WU, S. S., & LÜ, S. L. **Effects of High Pressure on Fe-Rich Phases and Mechanical Properties of Al-14Si Alloys with Rheo-Squeeze Casting.** *Solid State Phenomena*, 285, 57–62, 2019.

LIU, C.H.; CHEN, J.; LAI, Y.X.; ZHU, D.H.; GU, Y.; CHEN, J.H. Enhancing electrical conductivity and strength in Al alloys by modification of conventional thermo-mechanical process. *Materials & Design*, v. 87, p. 1–5, dez. 2015.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.133>

MACHADO, P. C. **Análise da Influência dos Solutos Zr e Ti sobre as propriedades mecânica, elétrica e de Termorresistência de uma Liga Al-Cu-Fe-Si destinada a Tx e a Dx de energia elétrica.** Dissertação (Mestrado – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica). Instituto de tecnologia. Universidade Federal do Pará. Belém – PA. 2012

MARQUES, L. L. P. **Correlação das características macroestruturais com as propriedades elétricas das ligas de Al-0,5% e 1,5% Ni tratadas termicamente à 280 °C e 400 °C.** Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Universidade Federal do Pará, Campus Universitário de Ananindeua, Curso de Engenharia de Materiais, Ananindeua, 2023.

MIRANDA, Adalberto Gomes de. **Efeito da adição de nanotubos de carbono na microestrutura e propriedades mecânicas do alumínio A356.** 2024. Tese (Doutorado em Ciência e tecnologia dos Materiais) – Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Campus de Bauru, Bauru.

PAULA, Leandro Cássio de. **Otimização do refino de grão, via tratamento por ultrassom, da liga de alumínio ISO 355 para tixoconformação.** Campinas, 2018. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, 2018.

PEREIRA, Janaina de Castro; OLIVEIRA, Torres de; PADILHA, Angelo Fernando. **Caracterização microestrutural dos alumínios comerciais AA1100, AA1050 e AA1070 e do alumínio superpuro AA1199.** REM: Revista Escola de Minas, Ouro Preto, v. 62, n. 3, p. 373–378, jul./set. 2009.

PRAZERES, Emerson Rodrigues. **Estudo do tratamento térmico e da modificação da liga al 0,05%pcu [0,24 0,28]%pFe 0,6%pmg com a adição de 0,03%Pn .** 2014. TCC FEM/UFPA. Belém. 2014.

PRAZERES, Emerson Rodrigues. **Avaliação da modificação da liga base Al –Cu –Fe –Mg por teores de Ni e Ti quanto a caracterização estrutural, elétrica e mecânica, a partir de ligas solidificadas em molde “U”.** 2016. Dissertação de Mestrado –PPGEM/UFPA. Belém. 2016.

PRAZERES, Emerson Rodrigues. **Desenvolvimento de ligas de alumínio nanoestruturadas para a utilização em cabos elétricos.** 2023. Tese (Doutorado em Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia) – Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2023.

SANTOS, Antônio José Gomes dos; GOMES, Jefferson; OZELLO, Renan Moraes; SANTOS NETO, Roberto de Souza. **A influência do elemento químico ferro na liga de alumínio A-356.** 2021. Trabalho de Conclusão de Curso (Curso Técnico em Metalurgia) – ETEC Trajano Camargo, Centro Estadual de Educação Tecnológica Paula Souza, Limeira, 2021.

SHACKELFORD, J. F. **Introdução à ciência dos materiais para engenheiros.** 6. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

SILVA, Carlos Alberto Oliveira da. **Caracterização elétrica, mecânica e estrutural da liga Al-0,05%Cu-0,40%Fe-0,3%Si modificada com teores de [0,15%–0,22%] Zr, solidificada**

em coquilha metálica. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Instituto de Tecnologia, Belém, 2016.

SILVA, Mariana Luíza Souza da. **Efeito da taxa de resfriamento e refinadores de grão titânio e boro em ligas de alumínio.** 2024. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal de Ouro Preto, Escola de Minas, Ouro Preto, 2024.

SONG, Yan.; XIANG, Jiang Hong.; ZHOU, Zhao Jiu.; HE, Jie.; ZHANG, Lin Lin.; & LI, Shi Xin. (2021). **Numerical simulations of solidification microstructure evolution process for commercial-purity aluminum alloys inoculated by Al-Ti-B refiner.** Acta Physica Sinica, 70(8), 086402.

TAYLOR, John A. Iron-containing intermetallic phases in Al–Si based casting alloys. Procedia Materials Science, v. 1, p. 19–33, 2012. Trabalho apresentado no **11th International Congress on Metallurgy & Materials (SAM/CONAMET 2011).**

URI – Universidade Regional Integrada do Alto Uruguai e das Missões. **Ensaio dos materiais.** Santo Ângelo: Curso de Engenharia Industrial Mecânica, jan. 2007.

ZHANG, Liming; SCHNEIDER, Julius; LÜCK, Reinhard. **Phase transformations and phase stability of the AlCuFe alloys with low-Fe content.** Intermetallics, v. 13, p. 1195–1206, 2005. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.03.006>