



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

YAN CHRISTIAN SILVA DE ARAÚJO

**DESENVOLVIMENTO DE LIGAS DO SISTEMA Al-Ni PARA CONDUTORES
ELÉTRICOS: CARACTERIZAÇÃO DA LIGA 1350 MODIFICADA COM TEORES
DE 1%, 2%, 3% E 4% DE NÍQUEL**

ANANINDEUA – PARÁ

2026

YAN CHRISTIAN SILVA DE ARAÚJO

**DESENVOLVIMENTO DE LIGAS DO SISTEMA Al-Ni PARA CONDUTORES
ELÉTRICOS: CARACTERIZAÇÃO DA LIGA 1350 MODIFICADA COM TEORES
DE 1%, 2%, 3% E 4% DE NÍQUEL**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado para obtenção de grau de Bacharel em Engenharia de Materiais, na Faculdade de Engenharia de Materiais, *campus* universitário de Ananindeua, Universidade Federal do Pará.

Orientador: Prof. Dr. Deibson Silva da Costa

Orientador: Prof. Dr. Emerson Rodrigues Prazeres

ANANINDEUA – PARÁ

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)

D278d de Araújo, Yan Christian Silva.

Desenvolvimento de ligas de sistema Al-Ni para condutores elétricos: caracterização da liga 1350 modificada com teores de 1%, 2%, 3% e 4% de níquel / Yan Christian Silva de Araújo. — 2026.
61 f. : il. color.

Orientador(a): Prof. Dr. Deibson Silva da Costa
Coorientador(a): Prof. Dr. Emerson Rodrigues Prazeres Trabalho de Curso (Graduação) - Universidade Federal do Pará, Campus Universitário de Ananindeua, Curso de Engenharia de Materiais, Ananindeua, 2026.

1. Ligas de Alumínio . 2. Condutores Elétricos . 3. Al-Ni .
4. Composto Intermetálico. I. Título.

CDD 620.11

YAN CHRISTIAN SILVA DE ARAÚJO

DESENVOLVIMENTO DE LIGAS DO SISTEMA Al-Ni PARA CONDUTORES ELÉTRICOS: CARACTERIZAÇÃO DA LIGA 1350 MODIFICADA COM TEORES DE 1%, 2%, 3% E 4% DE NÍQUEL

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado para obtenção de grau de Bacharel em Engenharia de Materiais, na Faculdade de Engenharia de Materiais, *campus* universitário de Ananindeua, Universidade Federal do Pará.


Orientador: Prof. Dr. Deibson Silva da Costa

Orientador: Prof. Dr. Emerson Rodrigues Prazeres

Data de aprovação: 23/01/2026


Conceito: EXCELENTE

Banca Examinadora:

Documento assinado digitalmente
 **DEIBSON SILVA DA COSTA**
Data: 03/02/2026 15:51:09-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>


Prof. Dr. Deibson Silva da Costa

(FEMat – CAMPANAN – UFPA – Orientador)

Documento assinado digitalmente
 **EMERSON RODRIGUES PRAZERES**
Data: 02/02/2026 22:43:19-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>


Prof. Dr. Emerson Rodrigues Prazeres

(FEM – ITEC – UFPA – Orientador)

Documento assinado digitalmente
 **PEDRO PAULO GUIMARAES RIBEIRO**
Data: 03/02/2026 08:01:18-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Pedro Paulo Guimarães Ribeiro

(FEMat – CAMPANAN – UFPA – Examinado Interno)

Documento assinado digitalmente
 **LUIZ GABRIEL DA SILVA NASCIMENTO**
Data: 03/02/2026 09:08:04-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Luiz Gabriel da Silva Nascimento

(PPGMAT – IFPA – Examinador Externo)

AGRADECIMENTOS

Não haveria como iniciar esta seção de agradecimentos sem mencionar meus pais, Marcelo Jorge de Araújo e Hildilene Cristina Cunha da Silva. Eles sempre acreditaram em meu potencial e nunca permitiram que eu duvidasse da minha própria capacidade. Cada um, à sua maneira, foi fundamental e responsável por uma parcela desta conquista.

À Jennifer Ferreira, que esteve ao meu lado nos melhores e piores momentos desta odisseia, oferecendo apoio incondicional e fazendo-me acreditar que tudo era possível. Agradeço imensamente pela paciência, pelo carinho e por ser meu porto seguro.

Adicionalmente, agradeço aos meus familiares pelo incentivo ao longo da graduação, em especial aos meus tios, Creuzanira Oliveira e Cláudio Silva, e aos meus primos, Maycon Araújo e Waldilene Ferreira.

Aos meus amigos de todas as horas — Brenda Diniz, Bruno Diniz, Renan Almeida, Rodrigo Souza, Yuri Pereira, Nayron Lacorte, Gean Rosário e Rogério Reis —, que se fizeram presentes em todas as etapas da minha vida desde que nos conhecemos.

Aos companheiros de jornada Alícia Zanon, Manoel Monteiro, João Pinheiro e André Cruz, cujas parcerias foram essenciais durante o curso de Engenharia de Materiais. Estendo minha gratidão aos amigos da Engenharia Mecânica, Eric Espíndola e Matheus Araújo, bem como aos membros do GPEMAT. Da mesma forma, agradeço aos colegas da Engenharia Química: Renan Tavares, Leandro Vales, Rian Douro, Rachel Alencar e aos integrantes do GPMMAC.

Por fim, expresso minha profunda gratidão aos professores que tornaram possível a conclusão desta jornada: Prof. Dr. Deibson Costa, Prof. Dr. Emerson Prazeres e Prof.^a Dr.^a Amanda Medeiros, que foram verdadeiros mestres, formando não apenas engenheiros competentes, mas cidadãos exemplares. Foi uma honra aprender e trabalhar com os senhores.

“Os metais ensinam que a excessiva dureza não é sinônimo de força, mas muitas vezes o prelúdio da fragilidade.”

O Autor

RESUMO

O contínuo crescimento da demanda global por energia elétrica impõe o desafio de desenvolver condutores aéreos que combinem alta eficiência energética e confiabilidade mecânica. A liga de alumínio 1350, embora padrão em condutividade elétrica, apresenta limitações de resistência à tração, enquanto ligas endurecidas por precipitação, como a 6201, penalizam a capacidade de transmissão de corrente. Neste contexto, este trabalho investigou o desenvolvimento e a caracterização de ligas do sistema Al-Ni com teores de 1%, 2%, 3% e 4% em massa de Níquel. As ligas foram fabricadas via fundição direta, em coquilha metálica no formato de “U” e laminadas a frio, visando obter um balanço otimizado de propriedades através dos mecanismos de endurecimento por dispersão e purificação da matriz (efeito *scavenging*). A metodologia compreendeu a caracterização macroestrutural, ensaios de resistividade elétrica, tração uniaxial, análise química por espectrometria de emissão óptica e fractografia via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Os resultados demonstraram que a adição de níquel promoveu o refino do grão, alterando a macroestrutura de colunar para equiaxial. A liga com 2% de Ni destacou-se como a composição ótima, atingindo um Limite de Resistência à Tração (LRT) de 264,70 MPa apresentando um incremento de 99,9% em relação à liga 1350, mantendo uma condutividade elétrica de aproximadamente 65,28% IACS. A análise fractográfica confirmou um comportamento dúctil para esta composição, com a presença de *dimples* equiaxiais nucleados por partículas de Al_3Ni . Por outro lado, a liga com 4% de Ni apresentou comportamento frágil e saturação da matriz, inviabilizando seu processamento. Conclui-se que a liga com 2% de Ni destacou-se como a composição ótima, atingindo um Limite de Resistência à Tração (LRT) de 264,70 MPa, apresentando um incremento absoluto de 132,29 MPa (99,9%) em relação à liga 1350, mantendo uma condutividade elétrica por volta de 65,28% IACS, se mostrando competitiva em relação aos cabos condutores que são comercializados.

Palavras-chave: Condutores Aéreos; Condutividade Elétrica; Al-Ni; Liga 1350.

ABSTRACT

The continuous growth in global demand for electrical energy imposes the challenge of developing overhead conductors that combine high energy efficiency and mechanical reliability. Aluminum alloy 1350, although the standard for electrical conductivity, presents limitations in tensile strength, while precipitation-hardened alloys, such as 6201, penalize current carrying capacity. In this context, this study investigated the development and characterization of Al-Ni system alloys with nickel contents of 1%, 2%, 3%, and 4% by weight. The alloys were manufactured via direct casting in a U-shaped metallic mold and cold-rolled, aiming to achieve an optimized balance of properties through dispersion strengthening and matrix purification (scavenging effect) mechanisms. The methodology included macrostructural characterization, electrical resistivity tests, uniaxial tensile testing, chemical analysis by optical emission spectrometry, and fractography via Scanning Electron Microscopy (SEM). Results demonstrated that the addition of nickel promoted grain refinement, shifting the macrostructure from columnar to equiaxed. The 2% Ni alloy stood out as the optimal composition, reaching an Ultimate Tensile Strength (UTS) of 264.70 MPa — an absolute increase of 132.29 MPa (99.9%) compared to the 1350 alloy — while maintaining an electrical conductivity of approximately 65.28% IACS. Fractographic analysis confirmed a ductile behavior for this composition, characterized by the presence of equiaxed dimples nucleated by Al_3Ni particles. On the other hand, the 4% Ni alloy exhibited brittle behavior and matrix saturation, making its processing unfeasible. It is concluded that the Al-2%Ni alloy represents the optimal composition, proving to be competitive with commercially available overhead conductors.

Keywords: Overhead Conductors; Electrical Conductivity; Al-Ni; 1350 Alloy.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Composição da crosta terrestre	17
Figura 2 – Estrutura CFC do alumínio	18
Figura 3 – Ciclo de vida do alumínio	19
Figura 4 – Revisão do consumo de energia elétrica até 2027	20
Figura 5 – Redes de transmissão de energia elétrica	20
Figura 6 – All aluminum conductor	22
Figura 7 – Aluminum Conductor Steel Reinforced.....	22
Figura 8 – Esquema do modelo de drude	23
Figura 9 – Representação esquemática dos mecanismos de solução sólida.....	24
Figura 10 – Mecanismos de interação discordância-partícula e o efeito do tamanho do precipitado no aumento de resistência: (a) Mecanismo de Orowan (contorno); (b) Mecanismo de corte (cisalhamento); (c) Estimativa do aumento de resistência em função do tamanho e fração volumétrica.	25
Figura 11 – Representação esquemática do mecanismo de purificação da matriz.....	27
Figura 12 – Influência dos elementos de liga sobre a condutividade elétrica do alumínio	28
Figura 13 – Diagrama de fases Al-Ni.....	29
Figura 14 – Detalhe do diagrama Al-Ni que identifica a presença do Al_3Ni	30
Figura 15 – Comparativo esquemático da resistência mecânica em função da temperatura para mecanismos de precipitação e dispersão	31
Figura 16 – Representação esquemática das macroestruturas de solidificação.....	32
Figura 17 – Esquema ilustrativo dos perfis macroscópicos de fratura em corpos de prova de tração	35
Figura 18 – Fluxograma da metodologia adotada no trabalho	37
Figura 19 – Forno do mufla GREFORTEC (a) Molde coquilha metálica em formato de “U” (b)	38

Figura 20 – Laminadores elétricos MENAC	40
Figura 21 – Micro-ohmímetro Megabras	41
Figura 22 – Máquina de ensaios universais KRATOS.....	42
Figura 23 – Espectômetro de emissão óptica	43
Figura 24 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) TESCAN MIRA 3	44
Figura 25 – Macrografia das ligas de alumínio 1350 com teores de 1, 2, 3 e 4% de Níquel ...	46
Figura 26 – Gráfico de condutividade elétrica (%IACS) em função do teor de Níquel.....	49
Figura 27 – Gráfico da variação do Limite de Resistência à Tração em função do teor de níquel	51
Figura 28 – Gráfico LRT x condutividade elétrica.....	52
Figura 29 – MEV da liga Al – 2% Ni (a) taça 3.0 mm e (b) 50 μ m.....	55
Figura 30 – MEV da liga Al – 4% Ni (a) 3.0 mm e (b) 50 μ m	56

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Resultado dos ensaios de resistividade elétrica convertidos em condutividade elétrica %IACS.....	17
Tabela 2 – Limites de resistência à tração das ligas Al-Ni.....	18
Tabela 3 – Composição Química das Ligas (% em massa).....	19
Tabela 4 – Aferição dos <i>dimples</i> da liga 2% Ni	20
Tabela 5 – Aferição dos <i>dimples</i> da liga 4% Ni	57

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- AAAC – All Aluminium Alloy Conductor (Cabo de Alumínio Liga - CAL)
- AAC – All Aluminium Conductor (Cabo de Alumínio - CA)
- ABAL – Associação Brasileira de Alumínio
- ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas
- ACSR – Aluminium Conductor Steel Reinforced (Cabo de Alumínio com Alma de Aço - CAA)
- Al-Ni – Alumínio-Níquel
- ANEEL – Agência Nacional de Energia Elétrica
- ASM – Advanced Semiconductor Materials
- ASTM – American Society for Testing and Materials
- CFC – Cúbica de Face Centrada
- EDS – Energy Dispersive Spectroscopy (Espectroscopia de Energia Dispersiva)
- EEO – Espectrometria de Emissão Óptica
- EPE – Empresa de Pesquisa Energética
- GPEMAT – Grupo de Pesquisa em Engenharia de Materiais
- IACS – International Annealed Copper Standard
- LRT – Limite de Resistência à Tração
- MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura
- MPa – Megapascal
- NBR – Norma Brasileira Regulamentadora
- R20 – Resistência elétrica corrigida a 20°C
- Rt – Resistência elétrica medida na temperatura T
- Rv – Resistência elétrica do corpo de prova por unidade de comprimento a 20°C
- Si – Silício
- SiC – Carbetto de Silício
- UFPA – Universidade Federal do Pará

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
1.1 Considerações iniciais	14
1.2 Justificativa	15
1.3 Objetivos	15
1.3.1 Objetivo geral	15
1.3.2 Objetivos específicos	15
1.4 Organização do trabalho	16
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1 O alumínio	17
2.2 Ligas de alumínio no setor elétrico	19
2.2.1 Demanda energética e os desafios atuais	19
2.2.2 Ligas de alumínio em redes de transmissão de energia elétrica	21
2.2.3 Vantagens e Limitações da liga de Alumínio 1350 em cabos elétricos.....	21
2.3 Mecanismos de endurecimento e a física da condutividade	23
2.3.1 Mecanismos físicos da resistividade elétrica	23
2.3.2 Endurecimento por solução sólida	24
2.3.3 Endurecimento por precipitação: Mecanismo de Orowan.....	25
2.3.4 Endurecimento por encruamento	26
2.3.5 Fenômeno de purificação da matriz.....	27
2.4 O sistema Al-Ni	28
2.4.1 Impacto dos elementos de liga na condutividade elétrica.....	28
2.4.2 Diagrama de fases do sistema Al-Ni.....	29
2.4.3 Fase intermetálica Al ₃ Ni.....	30
2.4.4 Estabilidade térmica e aplicações em alta temperatura.....	31
2.5 Caracterização das ligas de alumínio	32
2.5.1 Caracterização estrutural.....	32

2.5.2 Caracterização elétrica.....	34
2.5.3 Caracterização mecânica.....	34
2.5.4 Caracterização fractográfica	35
3 METODOLOGIA.....	37
3.1 Fundição e solidificação.....	38
3.2 Metalografia	39
3.2.1 Lixamento e polimento	39
3.3 Macrografia.....	39
3.4 Laminação	40
3.5 Resistividade elétrica	41
3.6 Resistência à tração	42
3.7 Análise química.....	43
3.8 Análise da fratura	44
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
4.1 Macrografia.....	46
4.2 Trabalhabilidade.....	47
4.3 Condutividade elétrica	48
4.4 Ensaio de tração	50
4.5 Desempenho x ligas comerciais.....	52
4.6 Análise química	53
4.7 Análise da fratura via MEV	54
5 CONCLUSÃO.....	58
5.1 Sugestões para trabalhos futuros	59
REFERÊNCIAS.....	60

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações iniciais

O cenário energético atual impõe desafios crescentes ao setor elétrico, exigindo não apenas a expansão da infraestrutura, mas também o desenvolvimento de materiais que combinem alta eficiência energética e confiabilidade mecânica, visto que a demanda de energia elétrica tem aumentado significativamente nos últimos anos (Empresa de Pesquisa Energética [EPE], 2023). Nesse contexto, os leilões de transmissão recentes reforçam a necessidade de cabos condutores capazes de suportar condições operacionais severas sem comprometer a transmissão de energia (Agência Nacional de Energia Elétrica [ANEEL], 2022).

O alumínio e suas ligas consolidaram-se como os materiais predominantes para essa aplicação, devido à relação favorável entre condutividade elétrica, densidade e custo (Associação Brasileira do Alumínio [ABAL], 2021). A liga 1350, especificamente, é amplamente utilizada em virtude de sua excelente condutividade elétrica. No entanto, sua baixa resistência mecânica limita sua aplicação em projetos que exigem maiores vãos entre torres ou que estão sujeitos a cargas dinâmicas intensas, como vibrações eólicas (Advanced Semiconductor Materials International [ASM International], 2020).

Embora a indústria utilize tradicionalmente elementos como magnésio e silício para aumentar a resistência mecânica (como nas ligas da série 6xxx), a adição destes solutos tende a degradar acentuadamente a condutividade elétrica, podendo impor reduções de até 10% nesse parâmetro, o que compromete a eficiência energética da linha (Khangholi *et al.*, 2020). Diante disso, a busca por elementos de liga alternativos torna-se imperativa. O níquel distingue-se nesse cenário por apresentar um impacto comparativamente mais moderado na condutividade, enquanto promove ganhos mecânicos significativos através da formação de fases intermetálicas estáveis (Kaya *et al.*, 2012).

Essa característica singular posiciona as ligas Al-Ni como candidatas promissoras para otimizar o balanço de propriedades em aplicações elétricas que demandam maior robustez mecânica (Bayram; Maraşlı, 2018). O desenvolvimento dessas ligas possui relevância estratégica para a indústria nacional de condutores, pois a obtenção de um material com resistência superior e alta condutividade pode viabilizar a redução de custos estruturais em linhas de transmissão e aumentar a vida útil dos componentes frente à fadiga (Silva *et al.*, 2021).

Este trabalho propõe, portanto, investigar o equilíbrio de propriedades resultante da adição controlada de níquel à liga de alumínio 1350. O estudo foca na caracterização microestrutural, mecânica e elétrica de ligas com teores de 1%, 2%, 3% e 4% de níquel,

buscando validar uma alternativa tecnicamente viável que supere as limitações da liga padrão sem os prejuízos de condutividade típicos de outras rotas de endurecimento.

1.2 Justificativa

O presente trabalho fundamenta-se na necessidade estratégica de modernização dos materiais condutores, impulsionada pela busca global por sistemas de transmissão mais eficientes e mecanicamente robustos.

A escolha do sistema Al-Ni justifica-se, portanto, pela lacuna observada na literatura acadêmica e técnica: há uma escassez de estudos que abordem de forma integrada o mecanismo de endurecimento por dispersão neste sistema específico aplicado a condutores elétricos. A pesquisa torna-se imperativa ao buscar o equilíbrio técnico entre o aumento da resistência mecânica — via precipitação dos compostos intermetálicos Al_3Ni — e a manutenção da condutividade elétrica, utilizando o fenômeno de purificação da matriz para manter o material competitivo frente às ligas comerciais.

1.3 Objetivos

1.3.1 Objetivo geral

Estudar comparativamente as propriedades mecânicas e elétricas da liga de alumínio 1350 com diferentes teores de níquel (1%, 2%, 3% e 4%), por meio de ensaios de macrografia, resistência à tração, condutividade elétrica, análise química e análise da fratura via microscopia eletrônica de varredura (MEV), visando identificar a composição que oferece o melhor equilíbrio entre resistência mecânica e condutividade elétrica para aplicações em cabos condutores.

1.3.2 Objetivos específicos

Como objetivos específicos, apresentam-se:

- ❖ Macroestrutura: observar os tipos e predominância dos grãos na macrografia das ligas de alumínio 1350 com diferentes teores de níquel (1%, 2%, 3% e 4%) para avaliar a homogeneidade e a distribuição das fases presentes;
- ❖ Resistência Elétrica: a partir dos resultados obtidos, avaliar como o níquel influenciou na resistividade das amostras e, posteriormente, transformar a resistência elétrica em condutividade elétrica %IACS;

- ❖ Resistência à Tração: correlacionar os resultados dos ensaios de tração, identificando o Limite de Resistência à Tração (LRT), relacionando com o efeito do níquel na resistência mecânica;
- ❖ Análise Química: verificar quais os elementos químicos e suas porcentagens presentes nas amostras com os melhores e os piores resultados, afim de correlacionar com as propriedades estruturais, elétricas e mecânicas;
- ❖ Análise da Fratura via MEV: investigar os mecanismos de fratura das ligas extremas (melhores e piores resultados) por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), identificando o modo de fratura (dúctil, frágil ou misto) e aferir os “*dimples*” relacionando com o tipo de fratura.

1.4 Organização do trabalho

Este Trabalho de Conclusão de Curso (TCC), está estruturado em cinco capítulos, organizados de forma a apresentar a fundamentação teórica, a metodologia experimental e a análise das propriedades das ligas desenvolvidas, sendo estes capítulos:

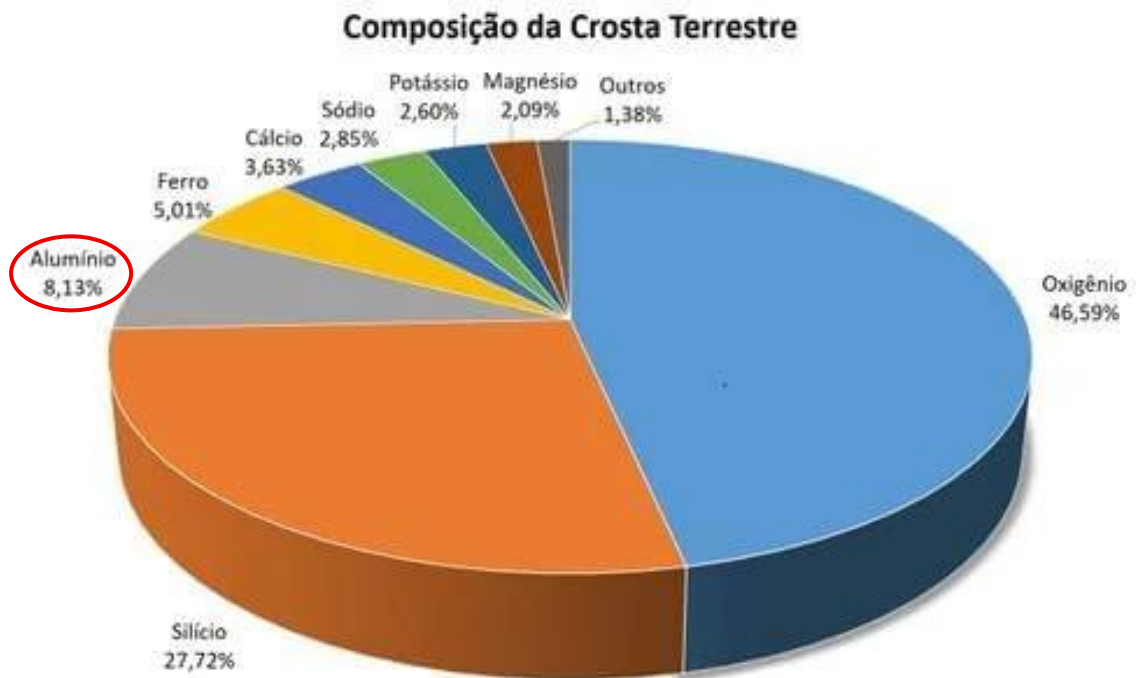
- ❖ Capítulo 1 – Introdução: apresenta a contextualização do tema, os objetivos gerais e específicos, a justificativa e a relevância do estudo no cenário da engenharia de materiais para o setor elétrico;
- ❖ Capítulo 2 – Revisão Bibliográfica: reúne o embasamento teórico sobre as propriedades do alumínio, a física da condutividade, os mecanismos de endurecimento, as características específicas do sistema binário Al-Ni, bem como as caracterizações típicas das ligas de alumínio;
- ❖ Capítulo 3 – Metodologia: descreve os procedimentos experimentais adotados, detalhando as etapas de fundição em coquilha, conformação mecânica via laminação a frio e os métodos de caracterização estrutural, elétrica, mecânica e química;
- ❖ Capítulo 4 – Resultados e Discussão: dedica-se à apresentação e análise crítica dos dados obtidos, correlacionando a evolução microestrutural com o desempenho elétrico e mecânico das ligas, além de realizar o comparativo com as ligas comerciais de referência;
- ❖ Capítulo 5 – Conclusão: sintetiza os principais achados da pesquisa, validando a composição ótima identificada e propondo sugestões para o aprimoramento em trabalhos futuros.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 O alumínio

O alumínio (Al) é o metal não ferroso mais consumido globalmente e o elemento metálico mais abundante na crosta terrestre, constituindo aproximadamente 8% de sua massa total, conforme a Figura 1 indica (Alumínio Araras, 2023). Sua obtenção industrial ocorre primariamente através do processo Bayer, para a extração da alumina (Al_2O_3) a partir do minério de bauxita, seguido pelo processo eletrolítico Hall-Héroult para a redução da alumina em alumínio metálico. A consolidação desses métodos em escala industrial transformou o alumínio em um material estratégico para a engenharia contemporânea, fundamentado em sua versatilidade de propriedades físico-químicas e ampla disponibilidade geológica (ASM International, 2020).

Figura 1 – Participação do alumínio na composição da crosta terrestre

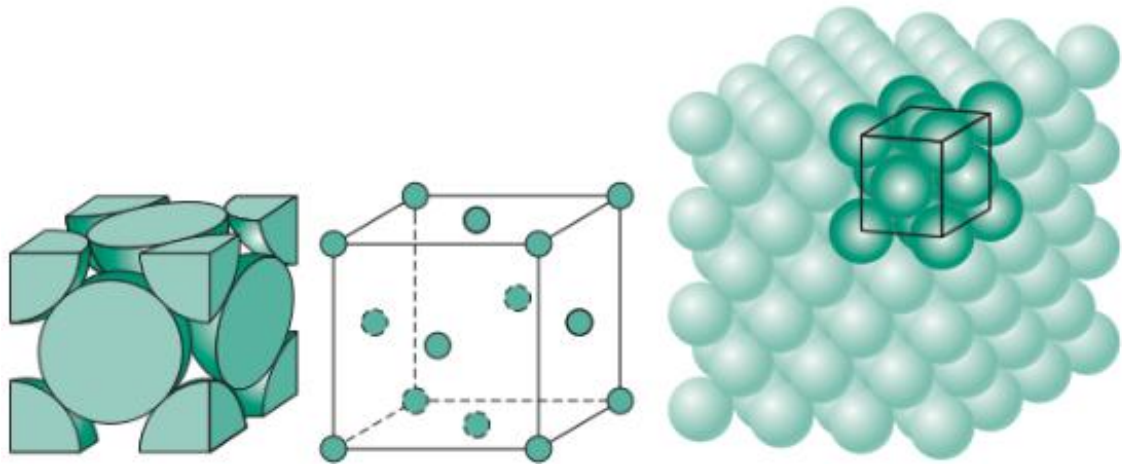


Fonte: Adaptado de Alumínio Araras (2023).

A característica mais distintiva do alumínio é a sua baixa massa específica ($\approx 2,7 \text{ g/cm}^3$), que corresponde a cerca de um terço da densidade do aço ($7,8 \text{ g/cm}^3$) e do cobre ($8,9 \text{ g/cm}^3$). Essa leveza, associada a uma elevada resistência específica quando ligado a outros elementos, torna-o o material de escolha para aplicações onde a redução de peso é crítica, como nas indústrias aeroespacial, automobilística e, crucialmente, na transmissão de energia elétrica, onde permite maiores vãos entre torres (Lumino Industries, 2025).

Do ponto de vista cristalográfico, o alumínio possui uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), que se mantém estável em todas as temperaturas até o ponto de fusão (660°C). Essa estrutura, ilustrada na Figura 2, confere ao metal uma excelente ductilidade e conformabilidade, permitindo que ele seja facilmente processado por laminação, extrusão e trefilação para a fabricação de fios e cabos (Pennsylvania State University [PSU], 2025).

Figura 2 – Estrutura CFC do alumínio



Fonte: Adaptado de Callister (2020).

Além disso, o alumínio apresenta uma elevada resistência natural à corrosão atmosférica devido à sua alta afinidade com o oxigênio, formando instantaneamente uma fina camada passiva e aderente de óxido que protege o metal base de oxidação progressiva (Multidisciplinary Digital Publishing Institute [MDPI], 2020).

No contexto da sustentabilidade e eficiência energética, o alumínio é classificado como um material estratégico, como o esquema evidenciado na Figura 3, a seguir. A reciclagem do alumínio consome apenas cerca de 5% da energia necessária para a produção do metal primário via eletrólise, o que representa uma economia energética de até 95% (Energy Information Administration [EIA], 2025). Essa característica de ser infinitamente reciclável sem perda de propriedades fundamentais reforça sua posição em uma economia voltada para a redução da pegada de carbono (AlCircle, 2025). Essas propriedades intrínsecas fundamentam a ampla utilização do alumínio na engenharia e servem de base para o desenvolvimento de ligas especiais, como as estudadas neste trabalho.

Figura 3 – Ciclo de vida do alumínio



Fonte: Alumínio Araras (2023).

2.2 Ligas de alumínio no setor elétrico

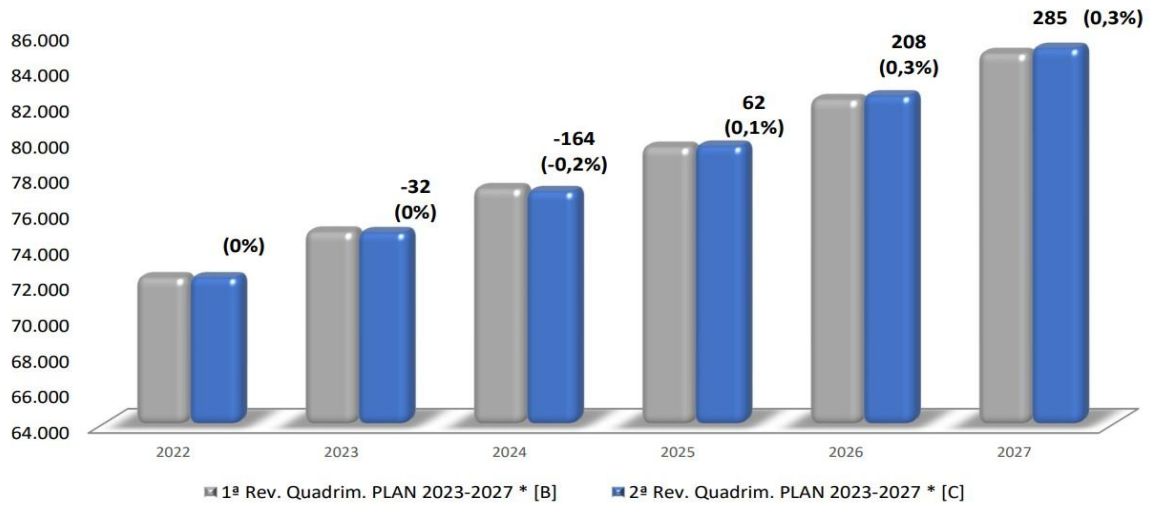
A seleção de materiais para condutores aéreos é regida por um compromisso rigoroso entre condutividade elétrica, resistência mecânica e densidade (Prysmian Group, 2016). Enquanto o cobre foi historicamente o padrão, o alumínio consolidou-se como o metal predominante em redes de transmissão e distribuição devido à sua relação custo-benefício e menor densidade, permitindo a construção de estruturas de suporte mais leves e econômicas (ABAL, 2023).

No entanto, as exigências operacionais modernas demandam ligas que superem as limitações do alumínio comercialmente puro (série 1xxx), impulsionando o desenvolvimento de classes de ligas específicas para o setor, como as séries 6xxx (Al-Mg-Si) e 8xxx (Al-Fe), além de ligas especiais modificadas (Alubar, 2021; THE ALUMINUM ASSOCIATION [AA], 2018).

2.2.1 Demanda energética e os desafios atuais

O crescimento da demanda global por eletricidade, impulsionado pela eletrificação dos transportes e pela integração de fontes renováveis, coloca uma pressão sem precedentes sobre a infraestrutura de transmissão existente. Segundo a Agência Internacional de Energia (IEA, 2024), projeta-se um crescimento anual de consumo elétrico próximo a 4% até 2027, exigindo a modernização urgente das redes para evitar gargalos de fornecimento. No Brasil, a Empresa de Pesquisa Energética (EPE, 2023) reporta um crescimento médio de 3,5% ao ano na demanda de consumo de energia elétrica, conforme a Figura 4 exhibe, o que exige não apenas a expansão da rede, mas o aumento da capacidade de transmissão das linhas existentes.

Figura 4 – Revisão da estimativa do consumo de energia elétrica até 2027



Fonte: EPE (2023).

Este cenário impõe desafios técnicos severos aos condutores. O aumento da carga elétrica gera maior aquecimento por efeito Joule, podendo levar os cabos a operar acima dos limites térmicos tradicionais (75°C a 90°C). Sob essas condições, o alumínio convencional sofre processos de recristalização e perda irreversível de resistência mecânica (amolecimento). Além disso, projetos recentes, como o Leilão de Transmissão nº 01/2022 da ANEEL, Figura 5, que contratou mais de 5.000 km de novas linhas (ANEEL, 2022), demandam condutores capazes de vencer grandes vãos com menor flecha (deformação catenária), exigindo materiais com maior módulo de elasticidade e resistência à fadiga por vibração eólica.

Figura 5 – Redes de transmissão de energia elétrica



Fonte: ANEEL (2022).

2.2.2 Ligas de alumínio em redes de transmissão de energia elétrica

Para atender a esses requisitos, o setor elétrico utiliza principalmente três classes de ligas, cada uma com um equilíbrio distinto de propriedades, sendo elas:

- ❖ Liga 1350 (Alumínio Eletrocondutor): é a base para os cabos AAC (All Aluminium Conductor) e ACSR (Aluminium Conductor Steel Reinforced). Possui a maior condutividade (≈ 61 %IACS), mas baixa resistência mecânica (≈ 160 - 200 MPa na têmpera H19). Sua aplicação em grandes vãos depende quase exclusivamente do reforço de uma alma de aço, o que aumenta o peso e as perdas magnéticas do cabo (Matos *et al.*, 2022);
- ❖ Liga 6201 (Al-Mg-Si): utilizada em cabos AAAC (All Aluminium Alloy Conductor), esta liga atinge resistências mecânicas superiores a 300 MPa após tratamento térmico T81, eliminando a necessidade de alma de aço. Contudo, estudos de Rocha *et al.* (2023) indicam que o ganho mecânico cobra um preço alto na eficiência energética: a condutividade cai para cerca de 52,5-53 %IACS devido à forte distorção da rede cristalina causada pelo magnésio e silício em solução sólida. Além disso, a liga 6201 apresenta maior sensibilidade à fadiga por fretting (desgaste por atrito entre fios) em grampos de suspensão;
- ❖ Liga 1120 (Alumínio de Alta Condutividade): desenvolvida como uma solução intermediária, a liga 1120 oferece uma condutividade próxima à do alumínio puro (≈ 59 - 60 %IACS) com uma resistência mecânica cerca de 50% superior à da liga 1350 recozida. Matos *et al.* (2022) demonstraram que a liga 1120 apresenta uma vida em fadiga superior à da 1350 sob as mesmas condições de tensão, tornando-a uma alternativa atraente para redes de distribuição urbana onde o peso e a condutividade são críticos.

2.2.3 Vantagens e Limitações da liga de Alumínio 1350 em cabos elétricos

A liga 1350 permanece como a referência normativa (NBR 5118) devido à sua pureza controlada (mínimo de 99,50% Al) conforme a Figura 6, que garante a menor resistividade elétrica entre as ligas comerciais ($\rho \leq 0,028264 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$). Suas principais vantagens incluem a excelente resistência à corrosão, devido à formação de uma película de óxido estável, e a alta ductilidade, que facilita os processos de trefilação e encordoamento (Tanocable, 2025).

Figura 6 – All aluminum conductor (cabo de alumínio – CA)



Fonte: Tanocable (2025).

Entretanto, suas limitações representam um entrave significativo à eficiência das redes de transmissão contemporâneas. A reduzida resistência mecânica da liga 1350 torna-se crítica sob condições térmicas elevadas; especificamente, quando operando em temperaturas superiores a 95°C, o material está sujeito a uma fluência excessiva que pode acarretar em uma deformação plástica ou perda de resistência superior a 20% sob carga constante (ASM International, 2020).

Tal fenômeno compromete a integridade do projeto, podendo levar à violação das distâncias mínimas de segurança (flecha) em relação ao solo. Adicionalmente, a necessidade de acoplamento com núcleos de aço em cabos ACSR (Figura 7) introduz problemas de corrosão galvânica e perdas por histerese magnética, reduzindo a eficiência global do sistema.

Figura 7 – Aluminum conductor steel reinforced (cabo de alumínio com alma de aço – CAA)



Fonte: Tanocable (2025).

Portanto, o desenvolvimento de uma liga que mantenha a condutividade da classe 1350, mas incorpore mecanismos de endurecimento térmico estáveis – como a adição de níquel proposta neste trabalho – representa a fronteira tecnológica para a próxima geração de condutores de alta capacidade (Sumitomo Electric, 2021).

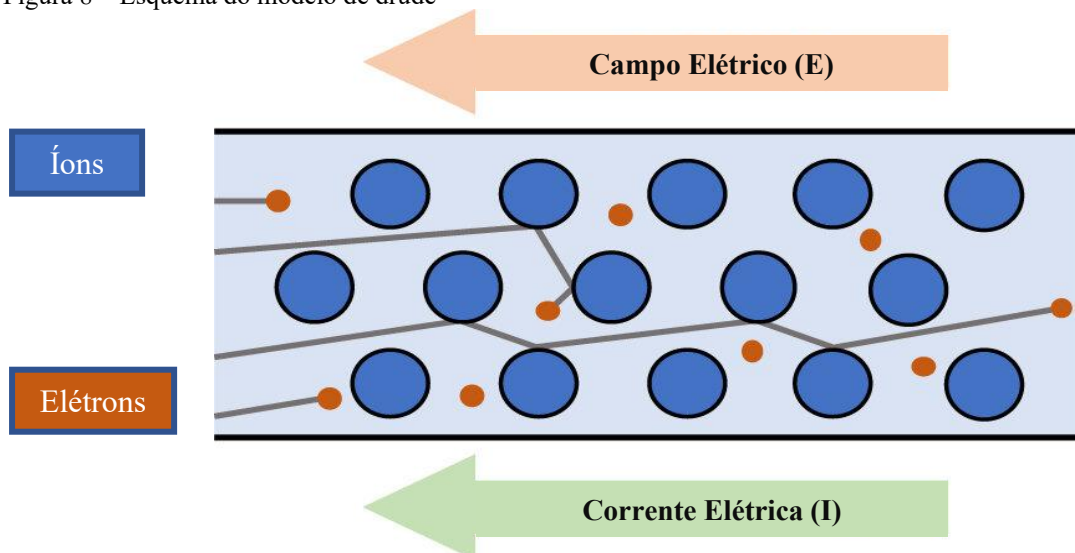
2.3 Mecanismos de endurecimento e a física da condutividade

O projeto de ligas para fins elétricos impõe um paradoxo metalúrgico: os mecanismos tradicionais de aumento de resistência mecânica como a introdução de defeitos cristalinos para bloquear discordâncias, são, em sua maioria, deletérios para a condutividade elétrica, pois esses mesmos defeitos dispersam elétrons. A superação desse desafio exige uma compreensão profunda da interação entre a microestrutura e o transporte de carga.

2.3.1 Mecanismos físicos da resistividade elétrica

A condutividade elétrica (σ) em metais pode ser descrita microscopicamente pelo modelo de Drude, onde os elétrons de valência formam um "gás de elétrons livres" que se move através da rede cristalina iônica. A condutividade é proporcional ao livre caminho médio (λ) do elétron, ou seja, a distância média que ele percorre antes de colidir com um obstáculo, conforme mostra a Figura 8, (Zhang *et al.*, 2021).

Figura 8 – Esquema do modelo de drude



Fonte: Xiao *et al.* (2025).

Na prática de engenharia, utiliza-se a resistividade ($\rho = 1/\sigma$). Segundo a Regra de Matthiessen, a resistividade total é a soma de contribuições independentes:

$$\rho_{total} = \rho_{térmica} + \rho_{residual} (\rho_{vac} + \rho_{dis} + \rho_{cont} + \rho_{imp}) \quad (1)$$

Onde:

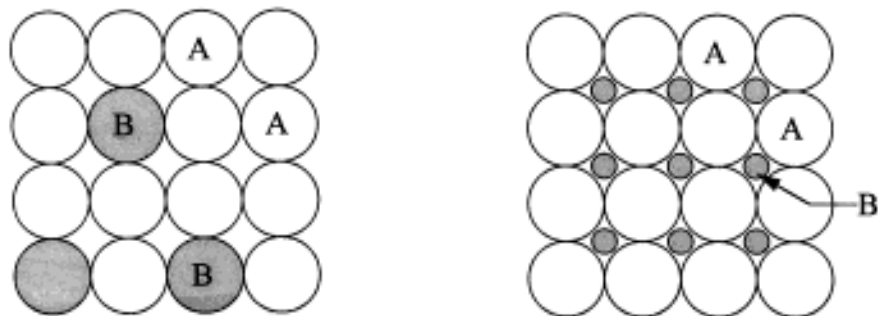
- ❖ ρ *térmica*: Resistividade térmica, causada pela vibração dos átomos (fônons). É dependente da temperatura e intrínseca ao metal base;
- ❖ ρ *residual*: Resistividade causada por defeitos estruturais, composta pelas contribuições de vacâncias (ρ *vac*), discordâncias (ρ *dis*), contornos de grão (ρ *cont*) e impurezas/solutos (ρ *imp*).

Estudos como o de Langelandsvik *et al.* (2020), demonstraram que a contribuição de impurezas em solução sólida (ρ *imp*) é a mais significativa para a degradação da condutividade em ligas de alumínio, superando largamente o efeito de discordâncias ou contornos de grão. Isso ocorre porque o campo de tensão elástica gerado por um átomo estranho dissolvido na rede distorce o potencial periódico do cristal, agindo como um centro de espalhamento de elétrons altamente eficiente.

2.3.2 Endurecimento por solução sólida

O endurecimento por solução sólida inicia quando átomos de soluto (como Ferro, Silício ou Magnésio) ocupam posições substitucionais ou intersticiais na rede do alumínio, conforme a Figura 9 exhibe.

Figura 9 - Representação esquemática dos mecanismos de endurecimento por solução sólida



Fonte: Adaptado de Callister (2020).

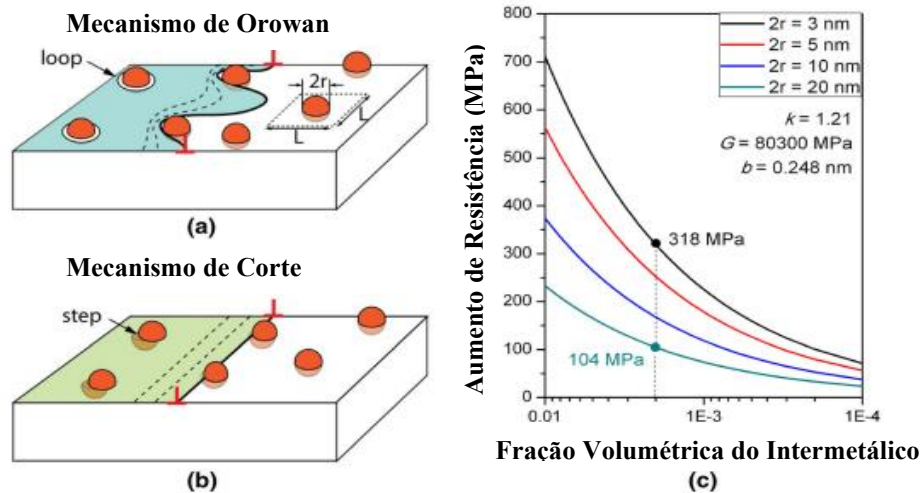
A diferença entre o raio atômico do soluto e do solvente gera um campo de tensão que interage com as discordâncias, dificultando seu movimento e aumentando a resistência mecânica (Callister; Rethwisch, 2020). Contudo, a penalidade elétrica é severa. Huang *et al.* (2022) quantificaram o impacto de diferentes elementos na resistividade do alumínio: o Ferro em solução sólida aumenta a resistividade em $\approx 2,56 \mu\Omega \cdot \text{cm}/\% \text{at}$, enquanto o Silício contribui com $\approx 1,02 \mu\Omega \cdot \text{cm}/\% \text{at}$. Portanto, ligas que dependem desse mecanismo (como as séries 5xxx e algumas 6xxx) enfrentam um limite teórico de condutividade difícil de superar

2.3.3 Endurecimento por precipitação: Mecanismo de Orowan

Para conciliar resistência mecânica e condutividade elétrica, a estratégia mais eficaz reside no endurecimento por precipitação ou dispersão de partículas de segunda fase. A interação entre uma discordância móvel e essas partículas é regida, fundamentalmente, pela coerência e pelo tamanho dos precipitados, podendo ocorrer via dois mecanismos distintos, conforme estabelecido na literatura clássica de transformações de fase (Ardell, 1985; Porter; Easterling, 2009).

Essa interação dual é ilustrada na Figura 10, que esquematiza a competição entre o corte da partícula e o contorno da mesma.

Figura 10 – Mecanismos de interação discordância-partícula e o efeito do tamanho do precipitado no aumento de resistência: (a) Mecanismo de Orowan (contorno); (b) Mecanismo de corte (cisalhamento); (c) Estimativa do aumento de resistência em função do tamanho e fração volumétrica.



Fonte: Adaptado de Raabe *et al.* (2020).

O primeiro modo de interação é o contorno (ou Mecanismo de Orowan), ilustrado na Figura 10 (a). Este mecanismo ocorre quando precipitados maiores, incoerentes e impenetráveis forçam a discordância a se curvar ao seu redor. Ao se encontrarem, os segmentos da discordância se aniquilam, permitindo que ela prossiga, mas deixando um anel (loop) de discordância ao redor da partícula (Orowan, 1948; Dieter, 1986).

O segundo modo é o cisalhamento (ou Mecanismo de Friedel), observado na Figura 10 (b). Neste caso, a discordância possui energia suficiente para "cortar" a partícula, criando um degrau na interface precipitado-matriz. Este mecanismo predomina em precipitados pequenos e coerentes com a matriz, como as zonas Guinier-Preston (GP) típicas nos estágios iniciais de envelhecimento de ligas de alumínio (Polmear, 2017). Embora gere endurecimento inicial, o

corte repetido pode reduzir o tamanho efetivo da partícula no plano de deslizamento, favorecendo a localização da deformação (Raabe *et al.*, 2020).

No contexto das ligas Al-Ni estudadas neste trabalho, o objetivo é atingir o comportamento descrito pelo Mecanismo de Orowan. Devido à natureza incoerente e dura dos intermetálicos do sistema Al-Ni, a tensão necessária para cortar as partículas excede a tensão para contorná-las. A Figura 10 (c) demonstra graficamente o "raio crítico" onde essa transição ocorre: acima deste tamanho, o mecanismo de Orowan domina, mas a resistência tende a cair se as partículas crescerem excessivamente (coalescimento), aumentando a distância média entre elas (L).

Para maximizar a resistência neste regime, deve-se minimizar o espaçamento livre (L) entre os dispersóides, conforme a relação clássica de Orowan-Ashby, revisitada recentemente por Raabe *et al.* (2020):

$$\Delta\tau \approx \frac{Gb}{L} \ln\left(\frac{r}{b}\right) \quad (2)$$

Onde G é o módulo de cisalhamento da matriz, b é o vetor de Burgers (magnitude e direção da deformação da rede cristalina) e r o raio da partícula. Portanto, o refino microestrutural e a dispersão homogênea de Al_3Ni atuam diretamente na redução de L , elevando a tensão crítica para o movimento das discordâncias sem sacrificar a integridade da matriz condutora, sendo esta a principal teoria para o aumento da resistência mecânica das ligas estudadas no presente trabalho.

2.3.4 Endurecimento por encruamento

A laminação é um processo de conformação mecânica que consiste na redução da seção transversal de um material através de esforços de compressão exercidos por cilindros que giram em sentidos opostos (Callister Jr.; Rethwisch, 2020). Embora a trefilação seja o processo industrial predominante para a obtenção de fios condutores, a laminação a frio representa uma ferramenta experimental eficaz para o estudo do comportamento de ligas metálicas sob deformação plástica severa, permitindo simular o encruamento necessário para elevar a resistência mecânica (Dieter, 1981).

Durante o processamento, a matriz de alumínio sofre um alongamento preferencial na direção de conformação, resultando no aumento da densidade de discordâncias e no refino da estrutura granular. Esse fenômeno promove o endurecimento tanto pelo acúmulo de discordâncias quanto pela criação de novas fronteiras de subgrãos, que atuam como obstáculos

efetivos ao deslizamento cristalino. Tal comportamento é descrito pela relação de Hall-Petch, que correlaciona a redução do tamanho médio de grão ao aumento da tensão de escoamento do material (Hansen, 2004).

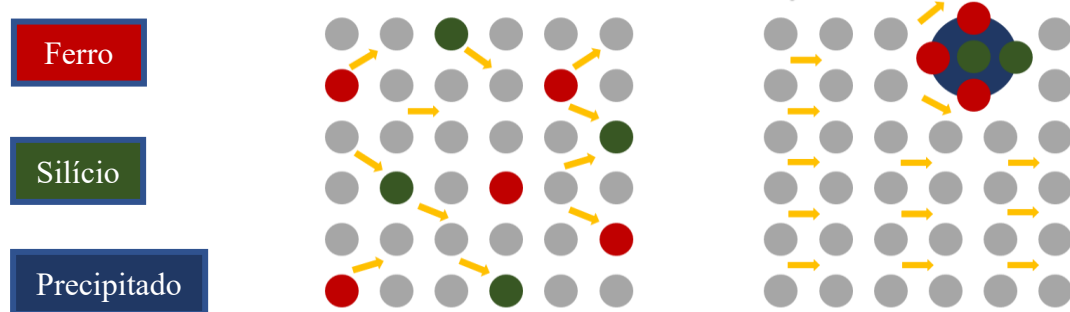
No contexto específico deste trabalho, a laminação atua como o mecanismo de refino microestrutural das ligas do sistema Al-Ni. A deformação imposta auxilia no alinhamento e eventual fragmentação das fibras eutéticas de Al_3Ni ao longo da direção de processamento, otimizando o endurecimento por dispersão (Belov et al., 2021).

2.3.5 Fenômeno de purificação da matriz

A viabilidade termodinâmica das ligas do sistema Al-Ni de alta condutividade fundamenta-se no fenômeno de purificação da matriz ou efeito *scavenging*. Conforme estabelecido pela Regra de Matthiessen, a resistividade elétrica é governada predominantemente pelo espalhamento de elétrons causado por átomos de soluto que distorcem a rede cristalina. Portanto, a estratégia metalúrgica para otimizar a condutividade consiste em minimizar a concentração de elementos em solução sólida.

Quando o Níquel é adicionado à matriz de alumínio, ele apresenta uma baixa solubilidade no estado sólido (<0,005% à temperatura ambiente) e uma forte tendência termodinâmica para precipitar na forma de intermetálicos estáveis, como o Al_3Ni (ASM International, 2020; Gan *et al.*, 2025). Mais crucialmente, estudos indicam que o Níquel pode interagir com impurezas inerentes ao processo, como o Ferro (círculo vermelho) e o Silício (círculo verde), como mostra a Figura 11, promovendo a formação de fases ternárias ou complexas que removem esses elementos da solução sólida (Huang *et al.*, 2022).

Figura 11 – Representação esquemática do mecanismo de purificação da matriz



Fonte: Autor (2026).

Ao transitar do estado de soluto (ponto de defeito na rede) para o estado de partícula de segunda fase (círculo azul), o elemento de liga deixa de exercer seu impacto máximo na resistividade. Langelandsvik *et al.* (2020) demonstram que esse mecanismo permite que a

matriz α - Al retorne a um estado de elevada pureza cristalográfica, recuperando o livre caminho médio dos elétrons de condução. Dessa forma, autores como Prazeres (2016) e Chen *et al.* (2024) corroboram que é possível obter ligas com resistência mecânica elevada — via bloqueio de discordâncias pelos precipitados — mantendo condutividades elétricas muito próximas às do alumínio puro, uma vez que a matriz condutora foi efetivamente "limpa" ou purificada durante a solidificação e o tratamento térmico.

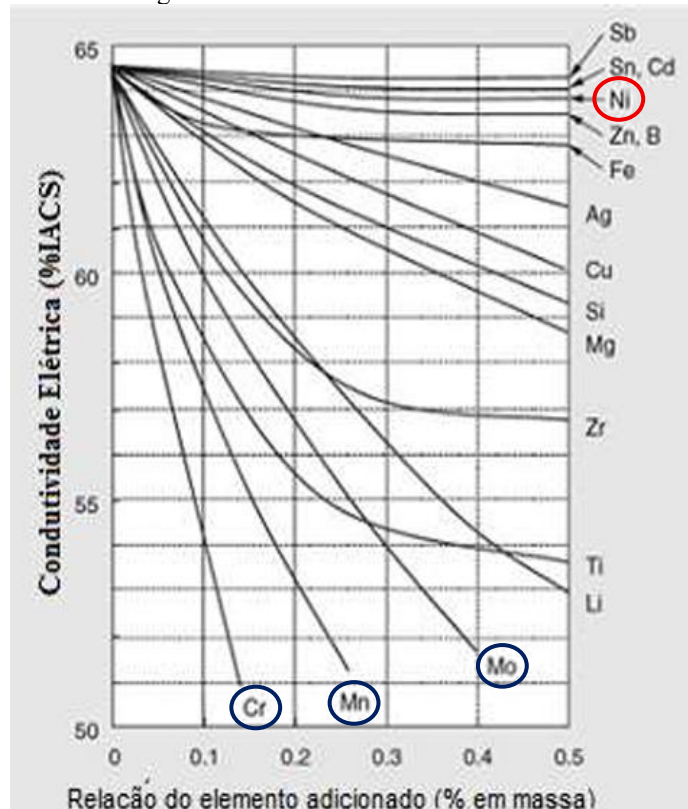
2.4 O sistema Al-Ni

A seleção de ligas para condutores de alto desempenho fundamenta-se em critérios termodinâmicos rigorosos que visam maximizar a precipitação de solutos e minimizar o espalhamento de elétrons na matriz. O sistema binário Alumínio-Níquel (Al-Ni) destaca-se neste cenário por apresentar características ideais de imiscibilidade no estado sólido e formação de intermetálicos estáveis (Zhang *et al.*, 2021; Khangholi *et al.*, 2020).

2.4.1 Impacto dos elementos de liga na condutividade elétrica

A condutividade elétrica do alumínio é drasticamente reduzida pela presença de metais de transição em solução sólida. Conforme ilustrado no gráfico de Horikoshi *et al.* (2006), apresentado na Figura 12.

Figura 12 - Influência dos elementos de liga sobre a condutividade elétrica do alumínio



Fonte: Adaptado de Horikoshi *et al.*, 2006.

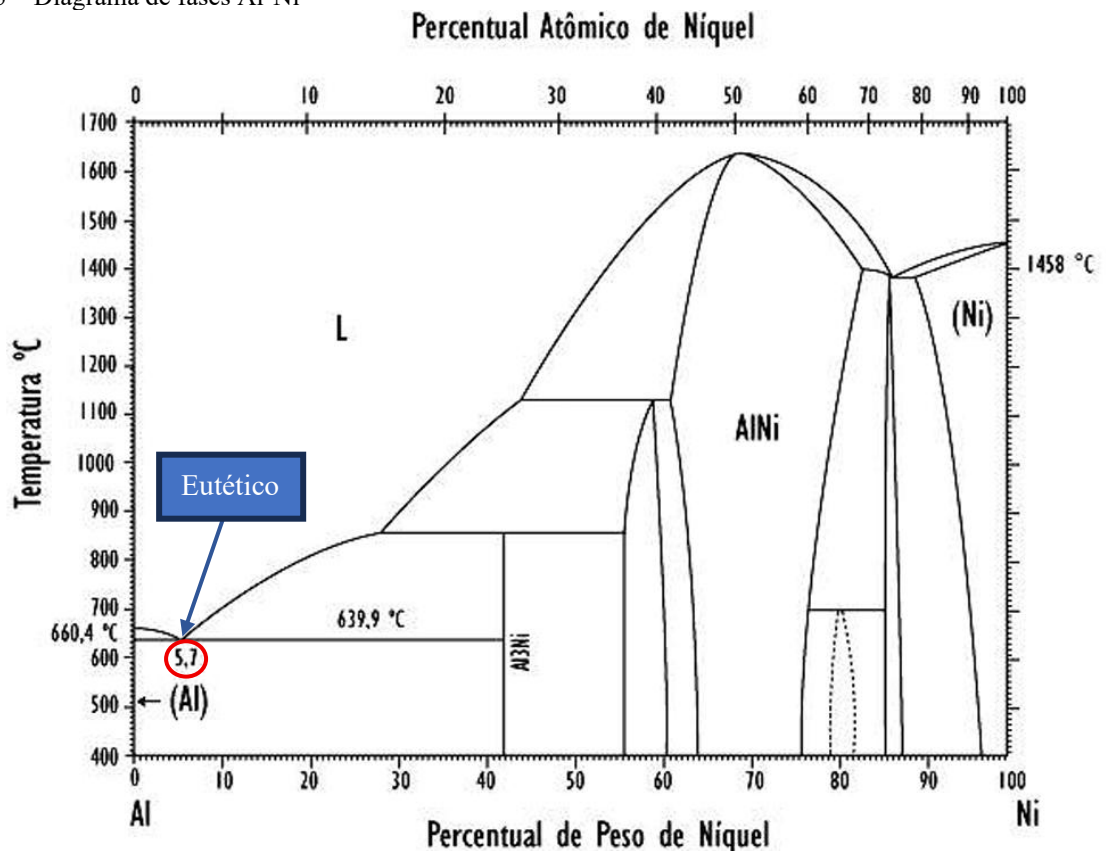
Elementos como titânio (Ti), molibdênio (Mo), cromo (Cr) e manganês (Mn) provocam quedas acentuadas na condutividade mesmo em concentrações ínfimas (< 0,05% em massa). Isso ocorre devido ao forte espalhamento de elétrons causado pela distorção da rede cristalina e pela estrutura eletrônica das camadas incompletas desses elementos (Horikoshi *et al.*,2006).

Em contraste, o níquel exibe um comportamento singular. Estudos recentes de Chen *et al.* (2024) e Li *et al.* (2025) corroboram que a adição de níquel, mesmo em teores de até 2% em peso, resulta em uma degradação muito mais suave da condutividade elétrica. Isso se deve à baixíssima solubilidade do níquel na matriz de alumínio à temperatura ambiente, o que favorece a formação de segunda fase e mantém a matriz α - Al purificada, preservando o livre caminho médio dos elétrons.

2.4.2 Diagrama de fases do sistema Al-Ni

O diagrama de fases Al-Ni, na região rica em alumínio na Figura 13, apresenta uma reação eutética em aproximadamente 639,9°C e 5,7% em peso de Ni ($L \rightarrow \alpha - Al + Al_3Ni$). O aspecto termodinâmico mais relevante para aplicações elétricas é o limite de solubilidade sólida.

Figura 13 – Diagrama de fases Al-Ni



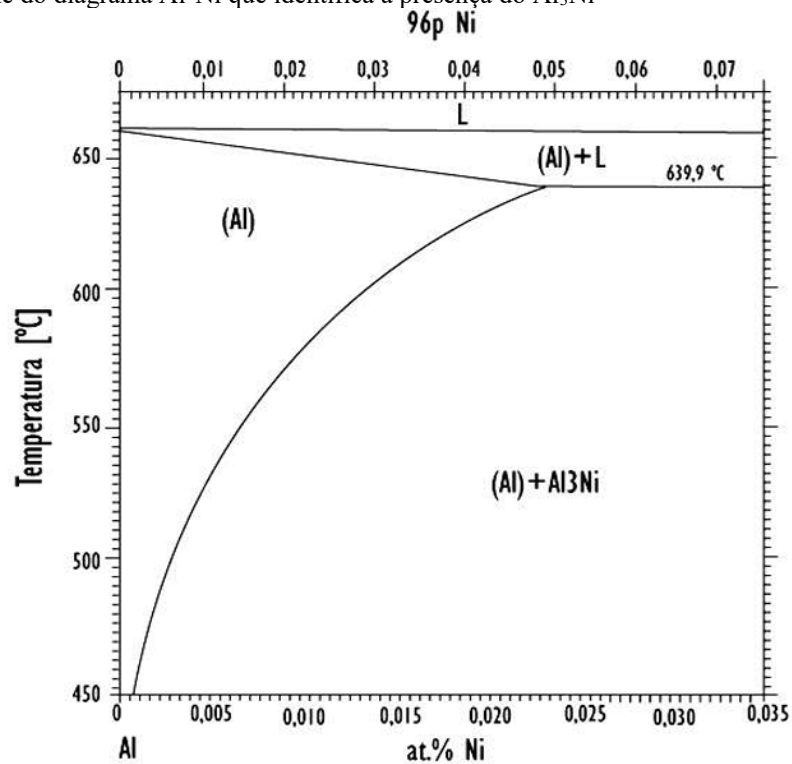
Fonte: Adaptado de ASM International Vol 9, 2004.

Segundo dados compilados no ASM Handbook (2020) e confirmados por Gan *et al.* (2025), a solubilidade máxima do níquel no alumínio é de apenas 0,04% em massa na temperatura eutética, caindo para valores negligenciáveis (< 0,005%) à temperatura ambiente. Essa característica termodinâmica garante que, durante o resfriamento e posterior tratamento térmico, praticamente todo o níquel adicionado precipite na forma de intermetálicos, maximizando a condutividade da matriz.

2.4.3 Fase intermetálica Al₃Ni

A fase de reforço predominante neste sistema é o intermetálico Al₃Ni, como mostra a Figura 14, um composto estequiométrico duro e estável que é formado a partir de proporções quase que desprezíveis de níquel na matriz de alumínio. A morfologia do Al₃Ni é fortemente dependente da taxa de solidificação. Em condições de resfriamento moderado, como na fundição em coquilha utilizada neste trabalho, o Al₃Ni eutético tende a crescer na forma de fibras ou bastonetes finos, desenvolvendo-se cooperativamente com a matriz de alumínio (Canté, 2009).

Figura 14 – Detalhe do diagrama Al-Ni que identifica a presença do Al₃Ni



Fonte: Adaptado de Batalu *et al.*, 2006;

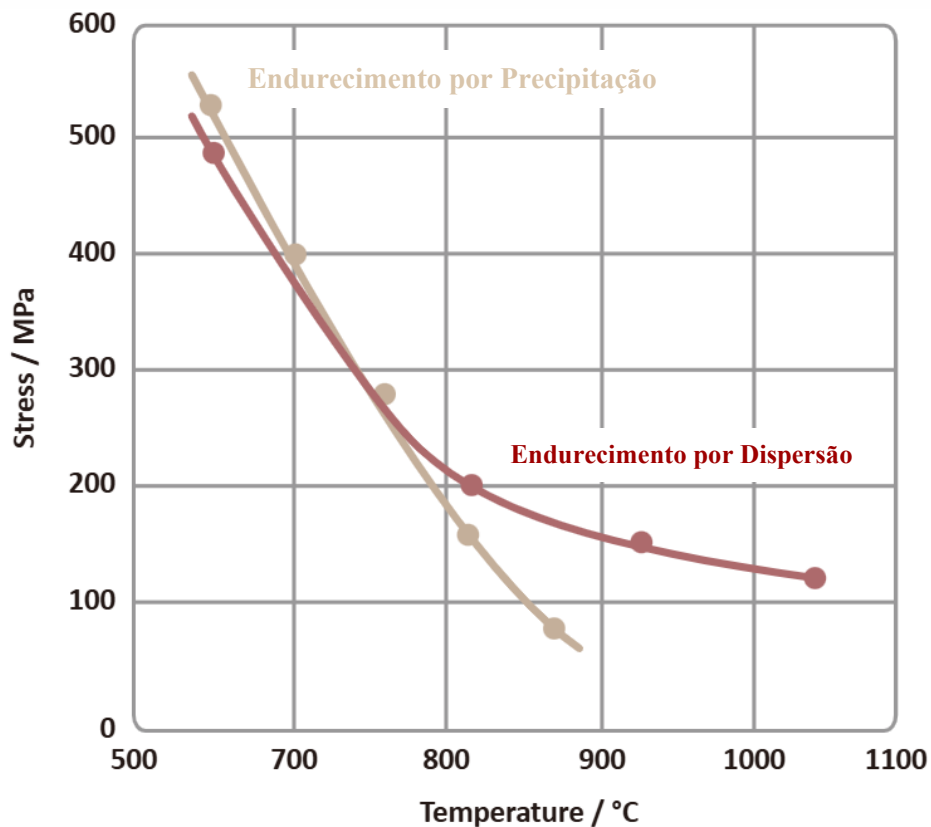
Canté *et al.* (2017) e Batalu *et al.* (2006) demonstraram que essa morfologia fibrosa é altamente eficiente para o reforço mecânico, atuando como barreiras físicas ao movimento de discordâncias (mecanismo de Orowan), sem comprometer a continuidade da matriz condutora.

2.4.4 Estabilidade térmica e aplicações em alta temperatura

Uma vantagem crítica das ligas Al-Ni sobre as ligas tradicionais endurecidas por envelhecimento, por exemplo: A série 6xxx, é a estabilidade térmica. Diferente de precipitados coerentes, como o Mg_2Si , que sofrem dissolução ou coalescimento grosseiro ou superenvelhecimento em temperaturas superiores a $150^\circ C$, o Al_3Ni é uma fase termicamente estável e insolúvel na matriz de alumínio até temperaturas próximas a $500^\circ C$ (Gan *et al.*, 2025).

Essa característica confere às ligas Al-Ni uma resistência superior ao amolecimento sob aquecimento, conforme comparado esquematicamente na Figura 15. Enquanto as ligas endurecidas por precipitação perdem resistência drasticamente com o aumento da temperatura, as ligas endurecidas por dispersão, mantêm suas propriedades mecânicas em regimes de sobrecarga térmica.

Figura 15 - Comparativo esquemático da resistência mecânica em função da temperatura para mecanismos de precipitação e dispersão



Fonte: Adaptado de AEETHER (2021).

2.5 Caracterização das ligas de alumínio

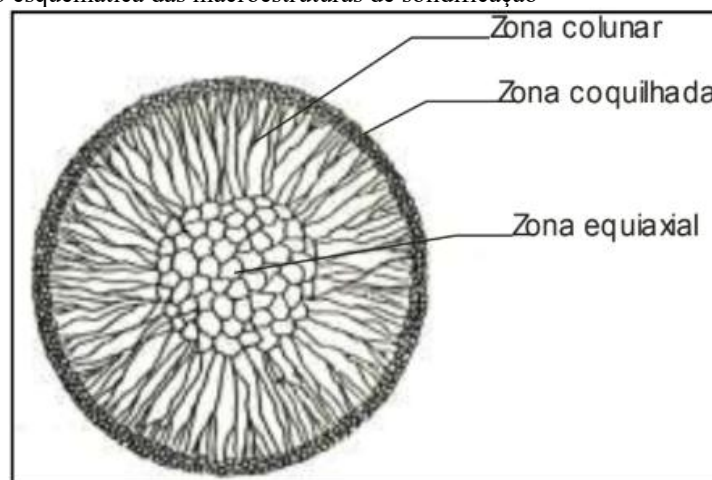
A avaliação do desempenho de ligas condutoras exige uma abordagem hierárquica que correlacione o processamento com a microestrutura e, por fim, com as propriedades macroscópicas. Esta seção detalha os fundamentos metalúrgicos que governam a formação da estrutura do material, bem como os métodos para avaliar suas respostas elétricas e mecânicas.

2.5.1 Caracterização estrutural

A integridade estrutural de uma liga fundida é definida durante a transformação líquido-sólido. A morfologia dos grãos, a distribuição de solutos e a presença de segunda fase são o "DNA" do material, determinando seu comportamento em serviço.

A solidificação em moldes metálicos impõe um forte gradiente térmico que resulta em uma macroestrutura heterogênea. Segundo Garcia (2007) e Prazeres (2023), é possível distinguir três zonas estruturais características que competem durante o resfriamento, conforme a Figura 16, a seguir:

Figura 16 - Representação esquemática das macroestruturas de solidificação



Fonte: Prates e Davies (1978).

- ❖ **Zona Coquilhada:** é a primeira a se formar em contato com as paredes frias do molde. Devido ao severo super-resfriamento térmico, ocorre uma nucleação heterogênea intensa, gerando uma camada superficial de grãos finos e equiaxiais com orientação aleatória. Esta zona é fundamental para o acabamento superficial do condutor (Garcia, 2007);
- ❖ **Zona Colunar:** à medida que o gradiente térmico diminui, grãos com orientação cristalográfica preferencial crescem em direção ao centro do lingote, eliminando os demais. Essa estrutura é anisotrópica e, em ligas de alta pureza, tende a ocupar

a maior parte do volume, podendo criar planos de fraqueza e segregação central (Prates; Davies, 1978; Garcia, 2007);

- ❖ Zona Equiaxial: no núcleo do lingote, onde o gradiente de temperatura é baixo, pode ocorrer a nucleação de novos grãos no líquido à frente da interface de solidificação. A transição de colunar para equiaxial (TCE) é desejável para garantir isotropia mecânica e melhor resposta à trefilação (Kurz; Fisher, 1998).

Além disso, O controle do tamanho de grão é um dos mecanismos mais eficazes para o aumento da tenacidade sem prejuízo severo à condutividade. Dito isto, o refinamento ocorre quando se bloqueia o crescimento colunar e se promove a nucleação equiaxial em todo o volume.

Easton e St. John (1999) estabeleceram que o potencial de refinamento de um elemento de liga é quantificado pelo Fator de Restrição ao Crescimento. Durante a solidificação, solutos com baixo coeficiente de partição, como o Níquel e o Titânio, são rejeitados pela interface sólido-líquido. Isso cria uma zona de super-resfriamento constitucional à frente da interface, facilitando a nucleação de novos grãos.

Prazeres (2023) destaca que, embora o titânio seja o refinador comercial padrão, a adição de níquel também contribui para a fragmentação da estrutura dendrítica, resultando em grãos menores e mais uniformes do que os observados no alumínio puro, o que favorece a ductilidade necessária para o encordoamento dos cabos.

Do ponto de vista microestrutural, a caracterização das ligas Al-Ni neste trabalho foca na identificação de dois constituintes principais:

- ❖ Matriz α -Al: espera-se uma matriz dendrítica ou celular, rica em alumínio, cuja pureza é determinada pela eficiência da precipitação do soluto. Diferente das ligas comerciais onde o soluto residual distorce a rede, no sistema Al-Ni busca-se uma matriz com o mínimo de solução sólida para garantir a condutividade elétrica (Canté *et al.*, 2017; Gan *et al.*, 2025).
- ❖ Rede Eutética (Al_3Ni): o constituinte de reforço distribui-se nas regiões interdendríticas. A morfologia alvo é a de fibras ou bastonetes finos de Al_3Ni gerados pela reação eutética ($\text{L} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Al}_3\text{Ni}$). São estas fases que, ao serem detectadas na metalografia, confirmam a ativação dos mecanismos de endurecimento por dispersão sem penalizar o livre caminho médio dos elétrons (Batalu *et al.*, 2006; Kaya *et al.*, 2012).

2.5.2 Caracterização elétrica

A avaliação da condutividade elétrica é a etapa crítica para validar a eficácia do endurecimento por dispersão proposto neste trabalho. Considerando que as ligas de alumínio para transmissão operam na escala de micro-ohms ($\mu\Omega$). Para isolar a resistividade intrínseca do material e garantir a precisão metrológica necessária para detectar as sutis variações causadas pela adição de níquel, utiliza-se o Método da Ponte de Kelvin, conforme padronizado pela norma ASTM B193 (2020).

Como a resistividade é sensível à agitação térmica da rede cristalina (fônons), a comparação direta entre diferentes ligas exige a normalização térmica dos resultados. Seguindo as diretrizes da norma ABNT NBR 6814 (1986), a resistência medida (R_t) na temperatura ambiente (t) deve ser corrigida para a temperatura de referência de 20°C (R_{20}), utilizando o coeficiente de temperatura da resistência (α_{20}) padronizado para o alumínio 1350:

$$R_{20} = \left[\frac{R_t}{1 + \alpha_{20} (t - 20)} \right] \quad (3)$$

Onde:

- ❖ R_{20} : Resistência elétrica corrigida a 20°C (Ω);
- ❖ R_t : Resistência elétrica medida na temperatura t (Ω);
- ❖ α_{20} : Coeficiente de temperatura da resistência para o alumínio 1350 ($0,00403^\circ\text{C}^{-1}$);
- ❖ t : Temperatura da amostra no momento da medição ($^\circ\text{C}$).

Após a correção, os valores de resistividade volumétrica são convertidos para condutividade em %IACS.

2.5.3 Caracterização mecânica

A integridade estrutural de cabos aéreos depende da capacidade do material de resistir a um regime complexo de cargas, que inclui esforços estáticos (tensão de montagem e peso próprio) e dinâmicos (vibração eólica e *galoping*). Portanto, a caracterização mecânica neste trabalho transcende a obtenção de valores de engenharia; ela busca correlacionar os mecanismos microestruturais de endurecimento com a resposta macroscópica do material (Dieter, 1986; Silva *et al.*, 2021).

O ensaio de tração é o método fundamental para qualificar ligas de condutores. Realizado conforme a norma ASTM E8/E8M (2024), este ensaio submete o corpo de prova a um esforço

de alongamento progressivo até a ruptura, permitindo a determinação de parâmetros críticos para o projeto de linhas de transmissão:

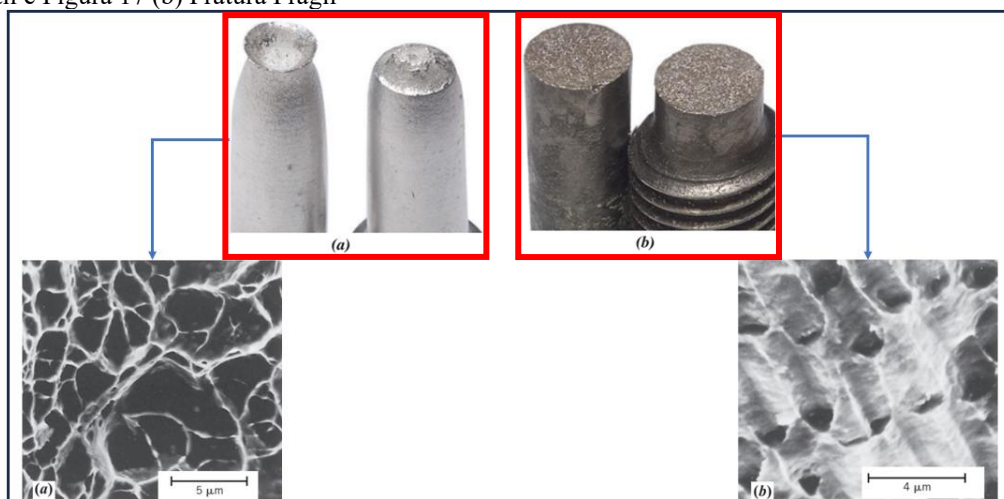
- ❖ Representa a tensão máxima suportada pelo material. Nas ligas Al-Ni, o aumento do LRT não provém de solução sólida que prejudicaria a condutividade, mas sim da ação conjunta de dois mecanismos: o bloqueio de discordâncias pelas partículas dispersas de Al_3Ni (Mecanismo de Orowan) e o aumento da densidade de contornos de grão devido ao refino microestrutural (Mecanismo de Hall-Petch) (Raabe *et al.*, 2020; Kaya *et al.*, 2012);
- ❖ Alongamento Percentual (Ductilidade): medida da deformação plástica total antes da fratura. Para condutores elétricos, a ductilidade é vital para garantir que o material suporte as etapas de trefilação e encordoamento sem nuclear microtrincas. A norma NBR 5118 (2021) estabelece requisitos mínimos de alongamento que devem ser preservados, garantindo que o endurecimento por dispersão não torne a liga excessivamente frágil (Prysmian Group, 2016).

2.5.4 Caracterização fractográfica

A análise da superfície de fratura (fractografia) é a ferramenta diagnóstica definitiva para compreender a interação entre a matriz e os precipitados durante o colapso do material. O uso do MEV permite distinguir os micromecanismos de falha, correlacionando a ductilidade observada no ensaio de tração com a microestrutura refinada (Tiryakioglu, 2020).

A distinção entre os modos de falha inicia-se pela observação macroscópica da geometria final do corpo de prova, conforme esquematizado na Figura 17, a seguir:

Figura 17 – Esquema ilustrativo dos perfis macroscópicos de fratura em corpos de prova de tração, Figura 17 (a) Fratura Dúctil e Figura 17 (b) Fratura Frágil



Fonte: Adaptado de Callister (2020).

Conforme ilustrado, a fratura dúctil, como vista na Figura 17 (a) é precedida por uma intensa deformação plástica localizada (estricção ou "pescoço"), resultando em uma superfície de ruptura fibrosa e irregular. Em contrapartida, a fratura frágil da Figura 17 (b) ocorre abruptamente, com pouca ou nenhuma deformação plástica, gerando uma superfície de separação plana e perpendicular à direção da tensão aplicada (Callister; Rethwisch, 2020).

Para as ligas Al-Ni desenvolvidas neste trabalho, busca-se um comportamento predominantemente dúctil, indicativo de tenacidade. Em escala microscópica, analisada via MEV, esse comportamento revela-se através da morfologia de microcavidades ou "*dimples*". Segundo Dieter (1986) e Tiryakioglu (2020), esses alvéolos são formados em três estágios:

- ❖ Nucleação: decoesão na interface entre a matriz dúctil de alumínio e as partículas duras de Al_3Ni ;
- ❖ Crescimento: expansão dos vazios na direção da carga tratativa;
- ❖ Coalescência: ruptura dos ligamentos entre os vazios, consumando a fratura.

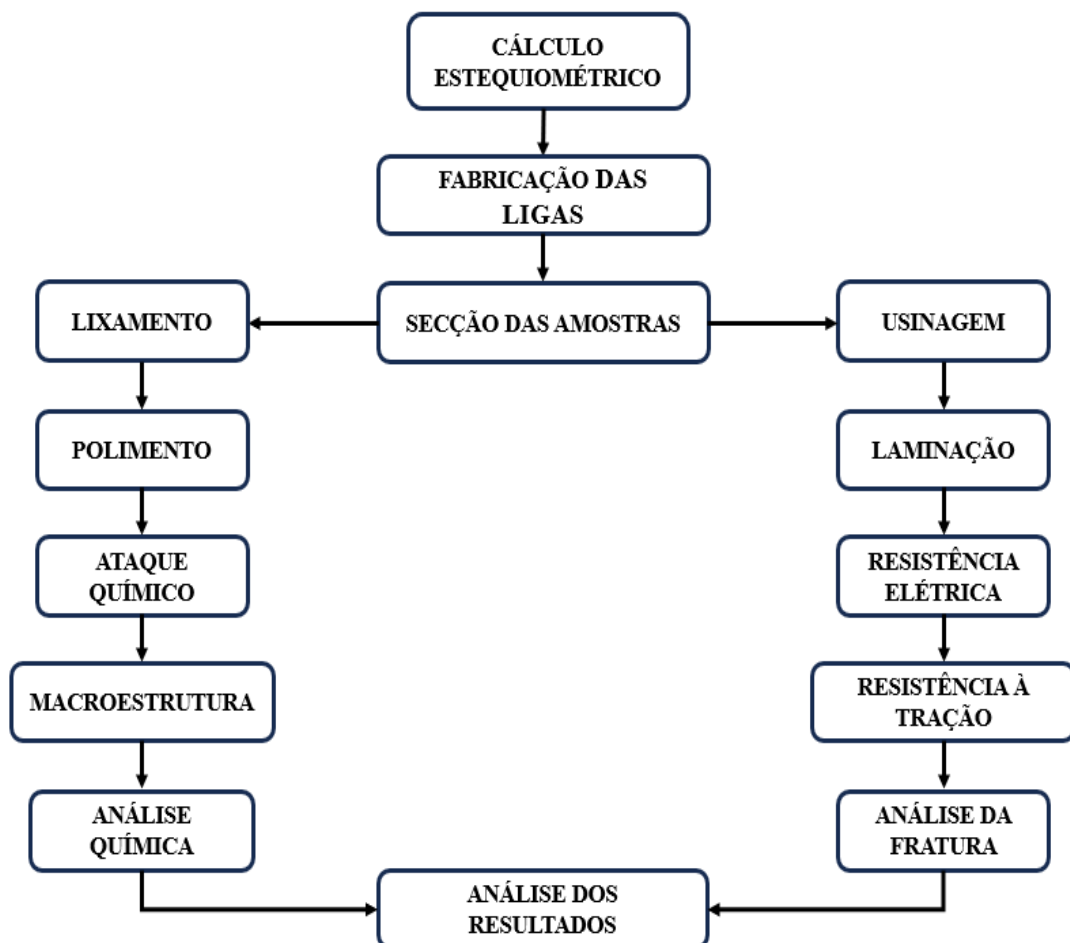
Portanto, a caracterização fractográfica focará na identificação e na profundidade desses *dimples*. A presença de partículas de Al_3Ni no interior dos alvéolos confirmará o mecanismo de endurecimento por dispersão, enquanto a morfologia da fratura validará se o ganho de resistência mecânica ocorreu sem comprometer a ductilidade, que é essencial para a aplicação em cabos condutores.

3 METODOLOGIA

A presente pesquisa foi conduzida no Laboratório de Metalografia e Tratamento Térmico da Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM), da Universidade Federal do Pará (UFPA) em parceria com o Grupo de Pesquisa em Engenharia de Materiais (GPEMAT). Inicialmente, procederam-se à fabricação das ligas de alumínio 1350 com diferentes teores de níquel (1%, 2%, 3% e 4%, em massa) por fundição direta, seguida de análise química para confirmar a composição.

Na sequência, cada liga foi submetida à preparação metalográfica para observação macroestrutural, bem como processos de laminação a frio visando a obtenção de fios com diâmetro adequado aos ensaios de tração e resistência elétrica. Por fim, as amostras consideradas extremas (melhores e piores resultados) foram analisadas via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) para avaliar o modo de fratura. A Figura 18 ilustra o fluxograma geral dessas etapas, ao passo que os subtópicos a seguir descrevem cada procedimento de forma integrada:

Figura 18 – Fluxograma da metodologia adotada no trabalho

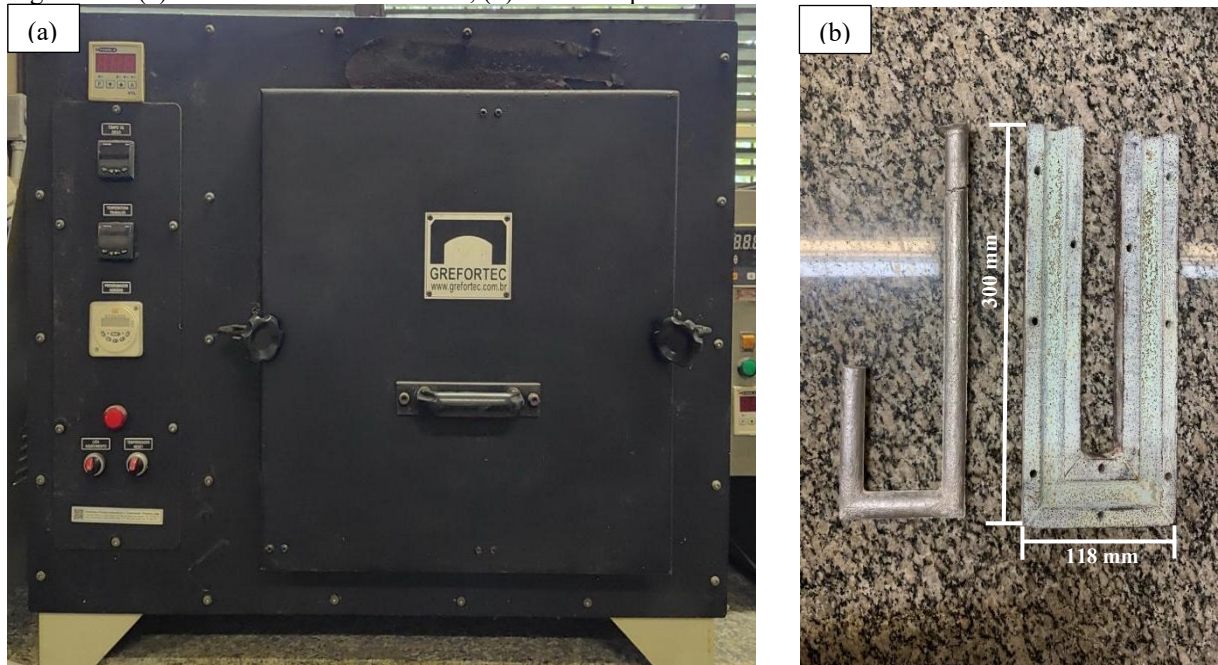


Fonte: Autor (2026).

3.1 Fundição e solidificação

Para a fabricação das ligas, determinou-se primeiramente a quantidade de níquel, através dos cálculos estequiométricos, necessária para atingir as composições de 1%, 2%, 3% e 4% em massa, tomando como base o alumínio 1350 fornecido pela empresa Alubar Metais e Cabos S.A. Em seguida, o alumínio e o níquel foram inseridos em um cadinho revestido em alumina, para não haver contaminação do banho metálico e aquecidos em um forno do tipo mufla, da marca GREFORTEC, como mostra a Figura 19 (a), a aproximadamente 900°C que é a temperatura padrão do grupo de pesquisa.

Figura 19 – (a) Forno mufla GREFORTEC; (b) Molde coquilha metálica no formato “U”



Fonte: Autor (2026).

Antes do vazamento das ligas, os cadinhos foram retirados do forno para verificação da homogeneidade dos banhos metálicos, em seguida, foi inserido gás argônio nos banhos para eliminar possíveis gases que foram aprisionados durante o processo de fundição. Esta etapa possibilitou a fusão e homogeneização do banho metálico.

Concluída a fusão, vazou-se o metal líquido em uma coquilha metálica no formato “U”, evidenciado na Figura 19 (b) previamente aquecida a 200°C, para eliminar a umidade residual da superfície interna do molde. Após o resfriamento até a temperatura ambiente, os tarugos resultantes foram desmoldados e identificados de acordo com o respectivo teor de níquel para posterior processamento.

3.2 Metalografia

A revelação da macroestrutura das ligas Al-Ni é uma etapa importante, dada a baixa dureza da matriz de alumínio e sua suscetibilidade a riscos e deformação plástica superficial durante a preparação. O procedimento experimental seguiu as diretrizes da norma **ASTM E3** (*Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*), dividido nas etapas de lixamento, polimento e ataque químico.

3.2.1 Lixamento e polimento

Amostras da seção transversal dos tarugos foram embutidas a frio em resina polimérica para facilitar o manuseio e garantir a planicidade das bordas. As amostras foram lixadas manualmente, utilizando uma sequência granulométrica progressiva de lixas de 80, 120, 220, 320, 400, 600, 1200 e 2000 *mesh*. Em todas as etapas, utilizou-se água corrente abundante para refrigeração e remoção de detritos, evitando o aquecimento da superfície e a incrustação de partículas abrasivas na matriz macia.

Após o lixamento, procedeu-se ao polimento mecânico em pano de veludo impregnado com suspensão de alumina (Al_2O_3) com granulometria de 1, 0,5 e 0,3 μm . O processo foi mantido até a obtenção de uma superfície polida, livre de riscos visíveis a olho nu, condição essencial para a identificação clara da macroestrutura.

3.2.2 Ataque químico

Para revelar os contornos de grão, as superfícies polidas foram submetidas a um ataque químico por imersão. Selecionou-se o reagente de Keller (composição: 2,5 mL HNO_3 , 1,5 mL HCl , 1,0 mL HF e 95,0 mL H_2O destilada), conforme recomendado pela norma ASTM E407 para ligas de alumínio.

O tempo de exposição foi de 10 segundos, interrompido imediatamente por lavagem em água corrente e secagem com jato de ar quente, a fim de evitar o superataque ("queima") da amostra, garantindo a nitidez das fases para as análises óptica e eletrônica subsequentes.

3.3 Macrografia

Após a revelação química com o reagente de Keller, a superfície das amostras foi submetida à análise macroscópica para a avaliação da integridade do fundido e do comportamento da solidificação. A documentação visual foi realizada câmara digital de alta

resolução acoplado a um suporte estático com iluminação controlada, garantindo a padronização do ângulo e da incidência de luz.

O objetivo desta etapa foi identificar a morfologia dos grãos ao longo da seção transversal do tarugo, permitindo simultaneamente o mapeamento das zonas de solidificação coquilhada, colunar e equiaxial, a detecção de eventuais defeitos de fundição — como macroporosidades ou rechupes — e a avaliação qualitativa do refino de grão entre as diferentes composições produzidas.

3.4 Laminação

Para a obtenção de corpos de prova com geometria adequada aos ensaios subsequentes, os tarugos fundidos foram submetidos a um processo de conformação mecânica a frio. Inicialmente, realizou-se uma usinagem superficial, que diminuiu a seção transversal do tarugo de 22,0 mm para 18,5 mm, em um torno mecânico para a remoção da camada de óxidos e de irregularidades da superfície bruta de fusão, garantindo a sanidade do material antes da deformação plástica.

A redução de seção foi realizada em um laminador elétrico duo reversível da marca MENAC, ilustrado na Figura 20, operando a temperatura ambiente. O processo consistiu em 3 passes por canal, progressivamente através de canais com diâmetros decrescentes, transformando a seção transversal do tarugo de 18,5 mm, até a obtenção de fios com diâmetro final de 3,0 mm.

Figura 20 – Laminadores elétricos MENAC



Fonte: Autor (2026).

A seleção deste diâmetro final foi fundamentada no histórico de dados experimentais do grupo de pesquisa GPEMAT da UFPA. Conforme Prazeres (2016) evidenciou, o diâmetro de 3,0 mm oferece o ponto de equilíbrio ideal para esta classe de ligas, apresentando os melhores resultados combinados de condutividade elétrica e resistência à tração, sem induzir o nível crítico de encruamento que levaria à fragilização excessiva em diâmetros menores.

3.5 Resistividade elétrica

A avaliação da condutividade elétrica foi realizada em corpos de prova na forma de fios com diâmetro de 3,0 mm e comprimento útil de 600 mm, de todas as composições produzidas (1% a 4% Ni). Devido à baixa magnitude da resistência elétrica dessas ligas (na ordem de micro-ohms), utilizou-se o método da Ponte de Kelvin, conforme preconizado pela norma **ASTM B193** (*Standard Test Method for Resistivity of Electrical Conductor Materials*).

O ensaio foi conduzido utilizando um micro-ohmímetro Megabras MPK-2000e, mostrado na Figura 21, configurado com uma corrente de teste estável. O arranjo de duas pontas injeta a corrente pelas extremidades do fio e mede a queda de tensão através de terminais internos, eliminando a influência da resistência de contato e dos cabos de medição no resultado final.

Figura 21 - Micro-ohmímetro Megabras



Fonte: Autor (2026).

Para garantir a comparabilidade metrológica, os valores de resistência medidos (R_t) na temperatura ambiente (T) foram normalizados para a temperatura de referência de 20°C (R_{20}), seguindo as diretrizes da norma ABNT NBR 6814 e utilizando o coeficiente de temperatura (α) padronizado para o alumínio 1350 ($\alpha = 0,00403 \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$):

$$R_{20} = \left[\frac{R_t}{1 + \alpha (T - 20)} \right] \quad (4)$$

Após a correção térmica, a resistividade elétrica volumétrica (ρ , em $\Omega.m$) foi calculada considerando a geometria do fio, e posteriormente convertida para condutividade em porcentagem da norma internacional de cobre recozido (%IACS), conforme a Equação a seguir:

$$\%IACS = \left[\frac{1,7241 \times 10^{-8}}{\rho} \times 100 \right] \quad (5)$$

Foram realizadas 3 medições por composição para a obtenção de uma média representativa e cálculo do desvio padrão, permitindo verificar a estabilidade da condutividade frente à adição progressiva de soluto

3.6 Resistência à tração

A avaliação do comportamento mecânico foi realizada em todas as composições produzidas, utilizando corpos de prova na forma de fios com diâmetro de 3,0 mm e comprimento útil de 200 mm. O ensaio de tração uniaxial foi conduzido à temperatura ambiente em uma Máquina Universal de Ensaio KRATOS modelo IKCL - USB, evidenciado na Figura 22, acoplada a um computador com sistema de aquisição de dados, operando com velocidade de deformação constante de 2 mm/min.

Figura 22 – Máquina de ensaios universal KRATOS



Fonte: Autor (2026).

O procedimento experimental seguiu rigorosamente as diretrizes da norma ASTM E8/E8M (*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*), em consonância com a norma brasileira ABNT NBR 6810. Para cada teor de níquel, foram ensaiados no mínimo três corpos de prova para garantir a validade estatística dos dados.

3.7 Análise química

A validação da composição química das ligas fundidas é uma etapa mandatória para garantir a correlação precisa entre os teores de soluto e as propriedades obtidas. A caracterização quantitativa foi realizada por Espectrometria de Emissão Óptica (EEO) com fonte de centelha, utilizando um espectrômetro modelo Foundry Master Xpert (Oxford Instruments), ilustrado na Figura 23.

Figura 23 – Espectrômetro de emissão óptica



Fonte: Autor (2026).

Para assegurar a confiabilidade das medições, as amostras -discos retirados da seção transversal dos tarugos- foram submetidas a uma preparação superficial via lixamento. Esta etapa é crítica para a remoção completa da camada de óxido na superfície da amostra, que é eletricamente isolante e impediria a geração correta da centelha para a análise do plasma.

A caracterização química foi conduzida de forma seletiva ao final da campanha experimental, incidindo exclusivamente sobre as amostras que apresentaram os desempenhos extremos nas etapas anteriores de triagem mecânica e elétrica. Desta forma, foram analisadas apenas as ligas de 2 e 4% de níquel, amostras que apresentaram os melhores e os piores resultados, foram analisadas por conta da disponibilidade do equipamento.

O procedimento experimental seguiu as diretrizes da norma **ASTM E1251** (*Standard Test Method for Analysis of Aluminum and Aluminum Alloys by Spark Atomic Emission Spectrometry*). Foram realizadas no mínimo três queimas (medições) em regiões distintas de cada amostra para a obtenção de uma média estatisticamente representativa. Este controle permitiu quantificar o teor efetivo do elemento de liga principal (Níquel) e monitorar os níveis de impurezas críticas (Ferro e Silício), validando a eficácia dos cálculos estequiométricos realizados na etapa de fundição.

3.8 Análise da fratura

A investigação dos micromecanismos de falha foi realizada nas superfícies de ruptura dos corpos de prova provenientes do ensaio de tração. Seguindo o critério de triagem estabelecido na análise química, a fractografia foi conduzida exclusivamente nas amostras representativas dos extremos de desempenho: a liga com 2% de níquel e a liga com 4% de níquel.

As extremidades fraturadas foram seccionadas cuidadosamente para preservar a morfologia da ruptura e fixadas em porta-amostras metálicos (*stubs*) com fita de carbono condutiva. A análise foi realizada em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) TESCAN MIRA 3, no Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura (LME) que faz parte do conjunto de Laboratórios Institucionais do Museu Paraense Emílio Goeldi, Belém-PA ilustrado na Figura 24. Utilizou-se a máquina de revestimento por pulverização catódica EMITECH K500 para realizar a metalização com ouro por 3 minutos na fibra natural estudada, a qual foi submetida a emissão de elétrons secundários com uma voltagem de 15 kV.

Figura 24 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) TESCAN MIRA 3



Fonte: Autor (2026).

Esse procedimento, descrito em normas como ISO 9017 (para análise de fratura), permitiu identificar a presença de “*dimples*” (indicativos de fratura dúctil) ou planos de clivagem (frágil), além de possíveis partículas de Al_3Ni no caminho de ruptura. Assim, estabeleceu-se uma correlação entre a microestrutura, o modo de falha e os resultados de LRT e condutividade, atestando a influência efetiva do níquel na tenacidade e na plasticidade do material.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Macrografia

A caracterização macroestrutural da seção transversal dos tarugos permitiu avaliar a influência do teor de níquel sobre o comportamento da solidificação da liga 1350. As macrografias obtidas para as composições de 1%, 2%, 3% e 4% de Ni são apresentadas comparativamente na Figura 25 – (a), (b), (c) e (d):

Figura 25 – Macrografia das ligas de alumínio 1350 com teores de 1, 2, 3 e 4% de Níquel



Figura 25 (a). Macrografia da liga Al-1%Ni

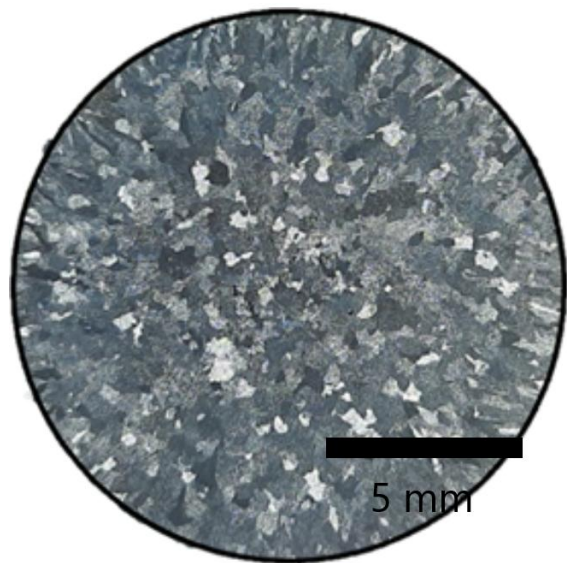


Figura 25 (b). Macrografia da liga Al-2%Ni

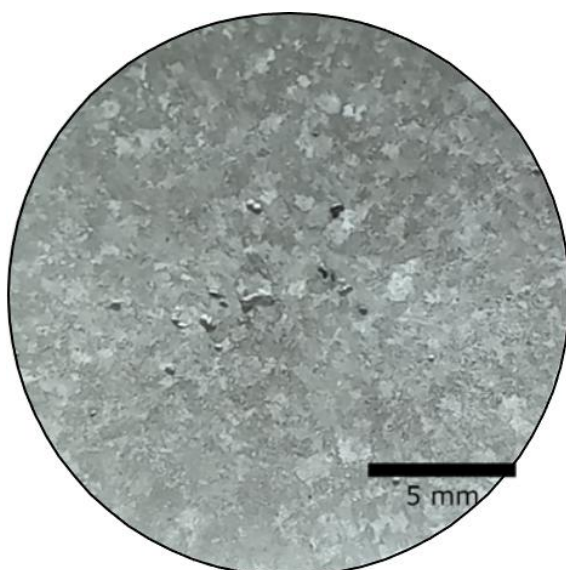


Figura 25 (c). Macrografia da liga Al-3%Ni

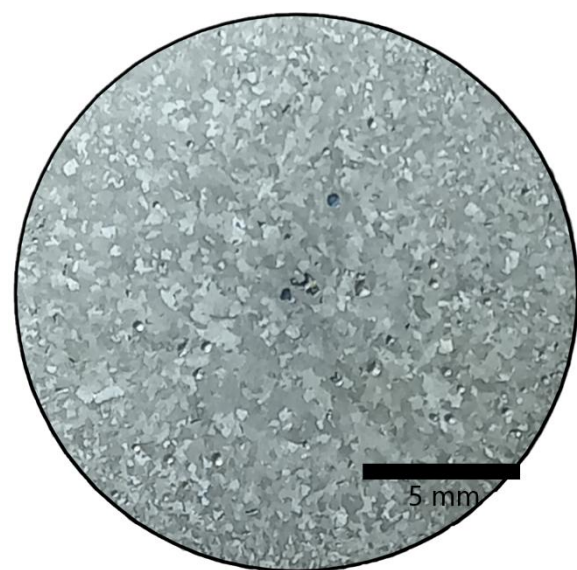


Figura 25 (d). Macrografia da liga Al-4%Ni

Fonte: Autor (2026).

Observa-se que a adição progressiva de níquel promoveu uma alteração nítida na morfologia dos grãos. Enquanto as ligas com menores teores, como a Figura 25 (a) apresentam uma extensa zona colunar, caracterizada por grãos alongados crescendo da parede do molde em direção ao centro, as ligas com maiores teores Figuras 25 (c) e (d) exibem uma expansão significativa da zona equiaxial central.

Este fenômeno evidencia o efeito do níquel como agente de refino de grão. Conforme discutido por Easton e St. John (1999), o níquel, ao ser rejeitado pela interface sólido-líquido (baixo coeficiente de partição, $(k < 1)$), gera uma zona de super-resfriamento constitucional à frente da interface de solidificação. Esse gradiente de concentração facilita a nucleação de novos grãos no líquido, bloqueando o crescimento das dendritas colunares e resultando em uma estrutura mais fina e isotrópica.

A liga com 2% de Ni (Figura 19-(b)) apresentou uma macroestrutura de transição, com um equilíbrio favorável entre as zonas. A redução do tamanho médio de grão observada nesta composição é um fator contribuinte para o aumento da resistência mecânica (mecanismo de Hall-Petch), sem introduzir a quantidade excessiva de interfaces que poderia prejudicar severamente a condutividade elétrica, como será discutido nos itens subsequentes.

4.2 Trabalhabilidade

A processabilidade das ligas é um critério de seleção industrial tão relevante quanto suas propriedades finais. Durante a etapa de conformação mecânica, observou-se uma distinção clara no comportamento dos materiais. As ligas com teores de 1%, 2% e 3% de Ni apresentaram excelente trabalhabilidade, suportando a redução severa de área imposta pela laminação a frio — transformando a seção bruta do tarugo em fios de 3,0 mm — sem apresentar sinais de falha ou necessidade de recozimentos intermediários.

Em contrapartida, a liga com 4% de Ni demonstrou dificuldade acentuada para sofrer a deformação plástica. Este comportamento pode ser atribuído à uma possível elevada fração volumétrica de intermetálicos rígidos (Al_3Ni) dispersos na matriz, que elevam a taxa de encruamento e bloqueiam o movimento das discordâncias, reduzindo drasticamente a ductilidade disponível (Dieter, 1986; Silva *et al.*, 2021). Embora tenha sido possível obter os fios, a resistência imposta pelo material ao fluxo plástico sugere que este teor de soluto se aproxima do limite de conformabilidade a frio para o processo utilizado.

A inspeção visual dos fios acabados confirmou a integridade superficial das ligas de menor teor (1-3% Ni), isentas de defeitos macroscópicos. Diferente dos processos industriais de trefilação contínua, os fios produzidos não foram bobinados, sendo mantidos em segmentos

retilíneos para evitar a introdução de tensões residuais de flexão. Adicionalmente, o processo induziu o alinhamento preferencial da rede eutética na direção da conformação. Este fibramento é benéfico, pois os cristais de Al_3Ni passam a atuar como fibras de reforço na matriz de alumínio, elevando a resistência mecânica na direção longitudinal, conforme os princípios de endurecimento por dispersão descritos por Callister e Rethwisch (2020).

4.3 Condutividade elétrica

A condutividade elétrica é o parâmetro crítico que válida a aplicação das ligas Al-Ni como condutores de energia. Os resultados experimentais de resistividade volumétrica e condutividade (%IACS), obtidos para todas as composições estudadas, estão sumarizados na Tabela 1:

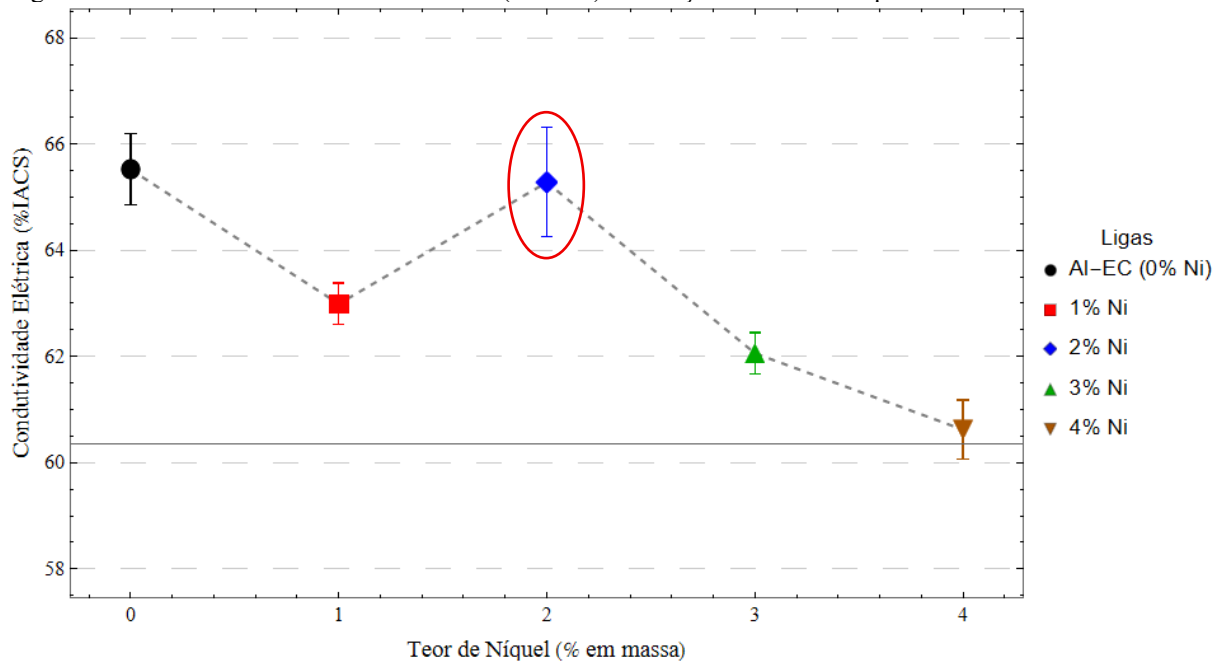
Tabela 1 – Resultado dos ensaios de resistividade elétrica convertidos em condutividade elétrica %IACS

Ligas	Medições (%IACS)	Média (%IACS)	Desvio Padrão	Varição vs. Al-EC (%IACS)
Al-EC	64,94	65,52	± 0,67	-
	66,25			
	65,37			
1% Ni	62,62	62,99	± 0,39	- 3,8%
	63,40			
	62,95			
2% Ni	64,70	65,28	± 1,03	- 0,3%
	64,68			
	66,47			
3% Ni	62,45	62,06	± 0,39	- 5,2%
	62,06			
	61,67			
4% Ni	60,14	60,62	± 0,56	- 7,5%
	61,23			
	60,48			

Fonte: Autor (2026).

Para melhor visualização da influência do teor de soluto, a variação da condutividade em função da porcentagem de níquel é apresentada na Figura 26. A análise gráfica revela um comportamento de estabilidade notável: a adição de níquel até o teor de 2% provocou uma redução marginal na condutividade em comparação à referência do alumínio puro.

Figura 26 – Gráfico de condutividade elétrica (%IACS) em função do teor de Níquel



Fonte: Autor (2026).

Este fenômeno ratifica a eficiência do efeito *scavenging*, conforme descrito por Zhang *et al.* (2021). Ao contrário de solutos como Titânio e Vanádio, que permanecem em solução sólida e distorcem severamente a rede cristalina, o Níquel precipita quase integralmente na forma de intermetálicos Al_3Ni . Isso mantém a matriz de alumínio $\alpha-Al$ com baixos níveis de impurezas dissolvidas, preservando o livre caminho médio para o fluxo de elétrons (Silva *et al.*, 2021)

O mecanismo físico sustenta-se na Regra de Matthiessen, citada por Callister e Rethwisch (2016), a qual estabelece que a resistividade total é a soma das contribuições térmicas, de defeitos e de impurezas. No sistema Al-Ni, a precipitação eficaz do soluto minimiza o componente de resistividade por impurezas (ρ_i), permitindo que a condutividade se mantenha elevada.

Também é possível observar que a condutividade elétrica apresenta uma tendência de declínio conforme o teor de níquel ultrapassa o limite de 2%. Essa queda pode ser atribuída ao fenômeno de saturação volumétrica da fase intermetálica Al_3Ni . Enquanto nas composições de 1% e 2% de Ni o efeito dominante é a purificação da matriz, onde o níquel remove impurezas da solução sólida para formar precipitados, o aumento para teores de 3% e 4% altera esse balanço metalúrgico (Belov *et al.*, 2021).

Nesses patamares mais elevados, a fração volumétrica de aluminetos de níquel torna-se tão expressiva que o efeito de espalhamento de elétrons nas interfaces matriz-partícula passa a governar a resistividade do material. De acordo com a Regra de Matthiessen, embora a matriz permaneça quimicamente pura, a elevada densidade de barreiras físicas reduz

significativamente o caminho livre médio dos portadores de carga (Callister Jr.; Rethwisch, 2020). Portanto, a perda de condutividade nas ligas de 3% e 4% de Ni reflete a perda da continuidade da matriz pura em favor de um sistema saturado por fases secundárias (Meyers; Chawla, 2009).

Ao confrontar os resultados obtidos com os padrões normativos das ligas comerciais utilizadas em linhas de transmissão, baseados nos dados da The Aluminum Association (2018) e Sumitomo Electric (2021), destaca-se o desempenho competitivo da liga desenvolvida:

- ❖ vs. Liga 6201-T81: a liga comercial 6201 (Al-Mg-Si), padrão para alta resistência mecânica, sofre uma penalidade severa em sua condutividade devido à solução sólida de Mg e Si, sendo tipicamente limitada a 52,5% - 53% IACS. A liga Al-2% Ni superou amplamente este patamar, atingindo 65,28% IACS, o que representa um ganho expressivo de eficiência energética;
- ❖ vs. Liga 1120: a liga 1120, projetada para um compromisso intermediário, possui condutividade normativa na faixa de 59% IACS. A liga experimental alcançou valores equivalentes ou superiores, demonstrando que o sistema Al-Ni rivaliza com as soluções de mercado sem exigir os tratamentos térmicos complexos de solubilização e envelhecimento (AA, 2018)

4.4 Ensaio de tração

A avaliação do comportamento mecânico das ligas Al-Ni concentrou-se na determinação do Limite de Resistência à Tração (LRT), parâmetro fundamental para dimensionar a capacidade de carga dos condutores aéreos e sua resistência a esforços de tração durante a instalação. Os valores médios obtidos para cada composição estão sumarizados na Tabela 2 e a evolução da resistência em função do teor de soluto é apresentada na Figura 21.

Tabela 2 – Limites de resistência à tração das ligas Al-Ni

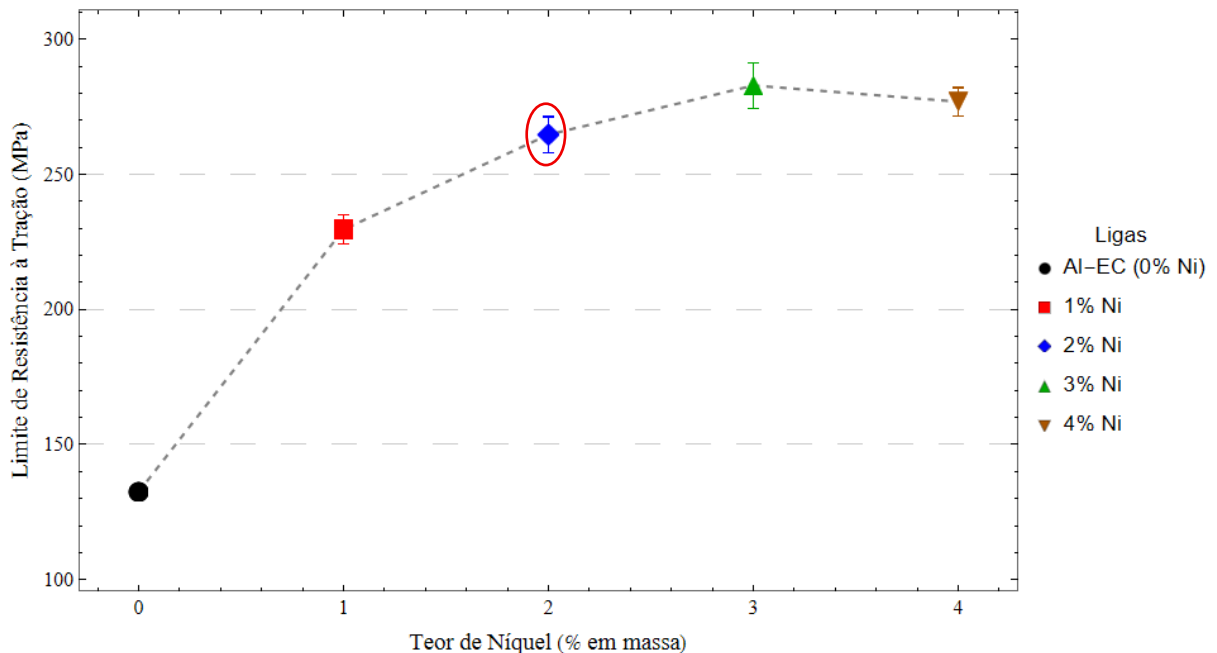
Ligas	Medições (MPa)	Média (MPa)	Incremento Absoluto (MPa)	Incremento Relativo (%)	Desvio Padrão
Al-EC	131,28	132,41	-	-	± 1,24
	133,74				
	132,20				
1% Ni	223,42	229,60	+ 97,19	+ 73,4%	± 5,38
	232,17				
	233,21				

2% Ni	258,63	264,70	+ 132,29	+ 99,9%	± 6,66
	271,83				
	263,64				
3% Ni	290,76	282,91	+ 150,50	+ 113,6%	± 8,49
	273,92				
	263,64				
4% Ni	282,54	276,91	+ 144,50	+ 109,1%	± 5,24
	272,19				
	275,98				

Fonte: Autor (2026).

A análise dos dados revela uma resposta de endurecimento expressiva e direta. A liga com 2% de Ni destacou-se pelo desempenho superior, atingindo um LRT médio de 264,70 MPa, como a Figura 27 mostra. Este resultado representa um incremento relativo de aproximadamente 99,9% em relação à resistência típica da liga 1350 comercial (referência base), validando a adição de níquel como uma estratégia eficaz de reforço estrutural.

Figura 27 – Gráfico da variação do Limite de Resistência à Tração em função do teor de níquel



Fonte: Autor (2026).

O ganho de resistência observado não é linear e sustenta-se na atuação conjunta de dois mecanismos físicos, conforme discutido por Algendy e Javidani (2023) em estudos recentes sobre o sistema Al-Ni:

- ❖ Mecanismo de Orowan (Dispersão): a principal contribuição para o endurecimento advém da presença das fibras intermetálicas de Al_3Ni . Como

modelado por Hassan *et al.* (2020), essas partículas rígidas e não cisalháveis atuam como barreiras físicas ao movimento das discordâncias. Para que a deformação plástica ocorra, as discordâncias são forçadas a se curvar e contornar os precipitados, exigindo uma tensão externa significativamente maior;

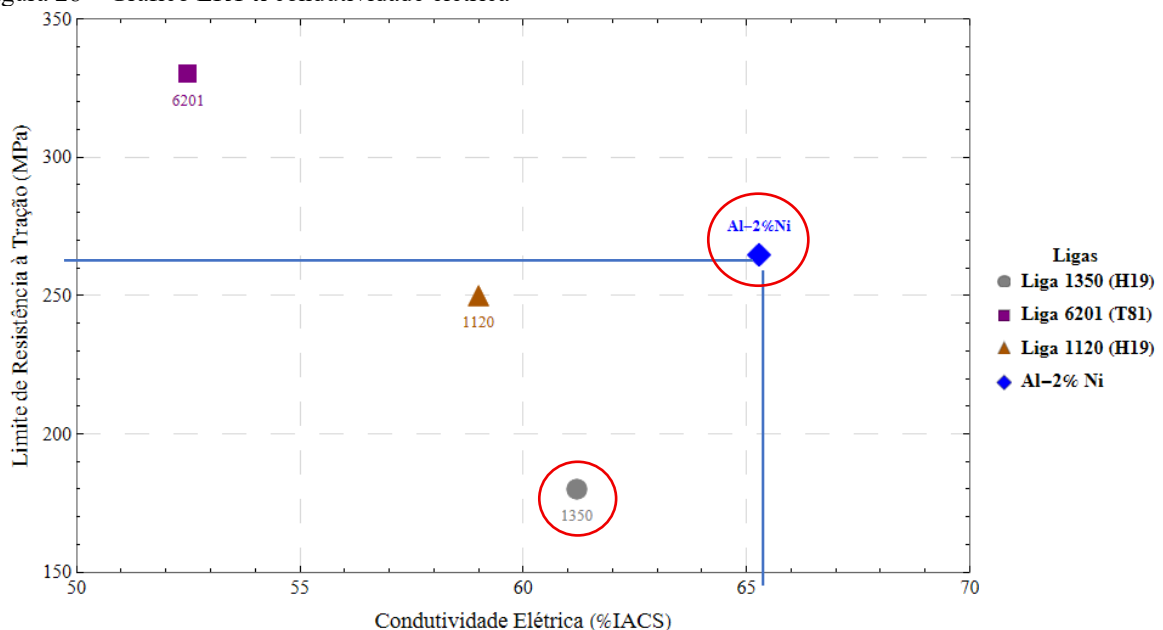
- ❖ Refino de Grão (Hall-Petch): conforme verificado na macrografia, a adição de níquel promoveu o refino da estrutura de solidificação. Khvani *et al.* (2019) destacam que o aumento da densidade de contornos de grão cria obstáculos adicionais ao deslizamento, elevando a resistência global do material

A estabilização de resistência observada na liga com 4% de Ni sugere um ponto de saturação, onde a elevada fração volumétrica de fase frágil pode ter induzido a nucleação prematura de falhas antes que o potencial máximo de resistência da matriz fosse atingido, corroborando a dificuldade de processamento relatada anteriormente na etapa de laminação.

4.5 Desempenho x ligas comerciais

Para validar a viabilidade técnica das ligas desenvolvidas, o balanço de propriedades da composição otimizada (Al-2%Ni) foi confrontado com os requisitos normativos das principais ligas comerciais utilizadas em linhas de transmissão: a liga 1350 (padrão de condutividade), a liga 6201-T81 (padrão de alta resistência) e a liga 1120 (solução intermediária). A Figura 28 apresenta o mapa de desempenho (*LRT vs. Condutividade*), situando a liga experimental no contexto do mercado.

Figura 28 – Gráfico LRT x condutividade elétrica



Fonte: Autor (2026).

A análise do gráfico revela que a liga Al-2%Ni preenche uma lacuna tecnológica importante:

- ❖ Superioridade à 1350: oferece um ganho de resistência mecânica de aproximadamente 99,9%, superando a fragilidade típica do alumínio puro, sem penalizar drasticamente a condutividade
- ❖ Vantagem sobre a 6201: embora a liga 6201 possua maior resistência mecânica absoluta, ela sofre uma perda severa de condutividade, caindo para ~52,5 %IACS. A liga Al-2%Ni mantém-se no patamar de 65,28 %IACS, garantindo uma eficiência energética (menor perda Joule) muito superior
- ❖ Equivalência à 1120: a liga experimental atingiu níveis de resistência e condutividade comparáveis à liga 1120, com a vantagem competitiva de ser obtida por fundição e laminação direta, dispensando a complexidade dos tratamentos térmicos e o controle de múltiplos elementos de liga (Mg, Si, Fe).

Este balanço posiciona a liga Al-2%Ni como uma alternativa promissora para condutores com alta condutividade e resistência moderada, ideais para projetos que visam a redução de perdas técnicas na rede elétrica

4.6 Análise química

A caracterização química via espectrometria de emissão óptica foi a etapa de validação final, restrita às amostras representativas dos extremos de desempenho (a liga otimizada de 2% Ni e a liga saturada de 4% Ni), conforme definido na metodologia. Os resultados da composição real em comparação com a liga base e os limites normativos estão apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 - Composição Química das Ligas (% em massa)

LIGAS	ELEMENTOS DE LIGA				
	Al (%)	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Ni (%)
Al-EC	≥ 99,50	≤ 0,10	≤0,40	≤ 0,05	—
2% Ni	~98,00	0,084	0,309	0,003	1,52
4% Ni	~94,50	0,045	0,13	0,0002	> 3,30

Fonte: Autor (2026).

A análise dos dados revela dois aspectos fundamentais para a interpretação dos resultados físicos. Primeiramente, os teores de impurezas críticas, especificamente Silício (Si) e Ferro (Fe), mantiveram-se dentro dos limites aceitáveis para a liga 1350, que é o máximo de 0,10% e

0,40%, respectivamente. Isso confirma que as alterações de condutividade observadas são, de fato, decorrentes da adição de Níquel e não de contaminação cruzada durante a fusão.

Em segundo lugar, observa-se uma discrepância entre os teores nominais e os efetivos de níquel: a liga "2%" apresentou 1,52% e a liga "4%" registrou > 3,30%. Essa redução é um fenômeno metalúrgico esperado em processos de fundição convencional, atribuído à oxidação parcial do pó de níquel durante a adição ou à segregação gravitacional no cadinho, dado que o níquel possui densidade significativamente maior que o alumínio, sendo 8,9 vs 2,7 g/cm³.

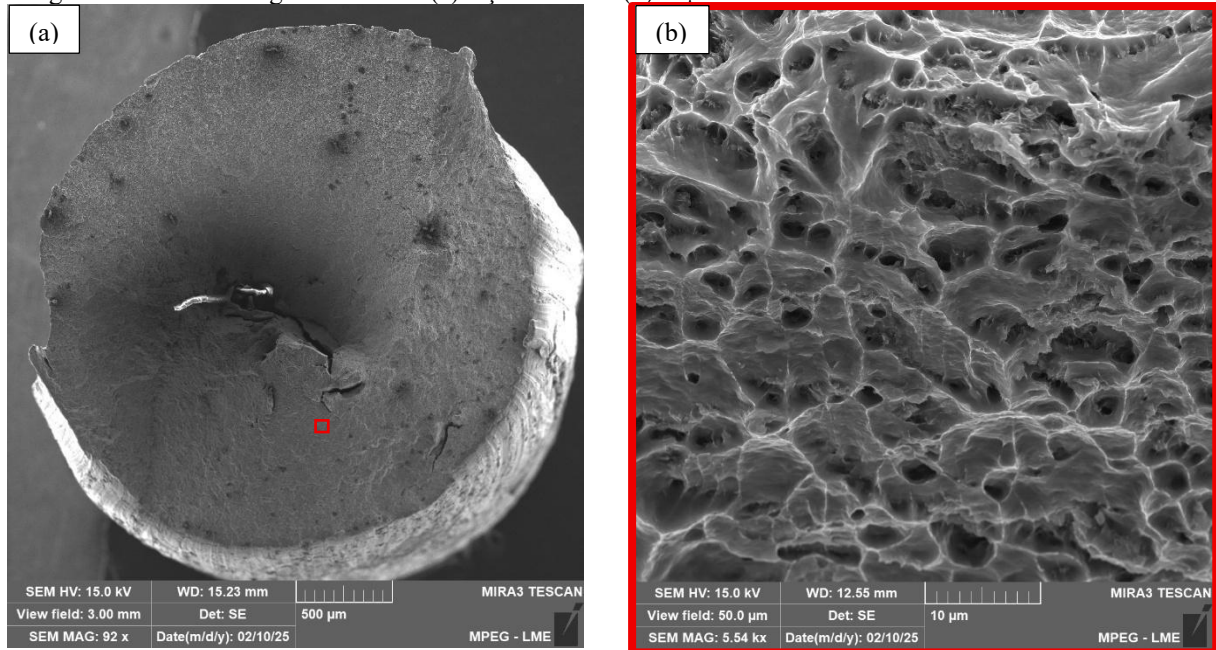
Apesar desses desvios, o gradiente de concentração foi preservado, permitindo validar as tendências observadas. Um ponto de destaque é o teor de 0,309% de Fe na liga de 2%. A presença deste ferro residual é benéfica; conforme a literatura clássica e recente (Belov et al., 2005; Prazeres, 2016), o ferro tende a formar fases ternárias complexas com o níquel como o Al₉FeNi, que são menos prejudiciais à condutividade do que o ferro em solução sólida e contribuem para o reforço mecânico adicional. Isso ajudaria a explicar o desempenho excepcional desta liga, sugerindo um efeito sinérgico entre o refino de grão promovido pelo Ni e a precipitação dessas fases complexas.

4.7 Análise da fratura via MEV

A caracterização fractográfica realizada por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foi fundamental para estabelecer a correlação entre o desempenho mecânico macroscópico e os fenômenos micromecânicos de falha atuantes. A investigação concentrou-se na análise morfológica das superfícies de fratura das ligas com 2% e 4% de Ni, visando elucidar a geometria e a distribuição das microcavidades (*dimples*), as quais constituem o indicativo morfológico de fratura dúctil por nucleação, crescimento e coalescência de microvazios (Tiryakioglu, 2020).

A composição com 2% de Ni, que apresentou o melhor balanço de propriedades (264,70 MPa), exibiu um comportamento predominantemente dúctil, conforme ilustrado na Figura 29 (a). A superfície de ruptura apresenta uma topografia fibrosa, evidenciando uma elevada deformação plástica prévia à falha. Como observado na Figura 29 (b), a morfologia é dominada por *dimples* profundos e equiaxiais, nucleados majoritariamente a partir das partículas da fase intermetálica Al₃Ni. Essa distribuição homogênea de microcavidades corrobora a capacidade da liga em acomodar deformação plástica significativa, justificando a manutenção de sua ductilidade mesmo após o incremento expressivo de resistência mecânica em relação à liga 1350.

Figura 29 – MEV da liga Al – 2% Ni (a) taça 3.0 mm e (b) 50 μ m



Fonte: Autor (2026).

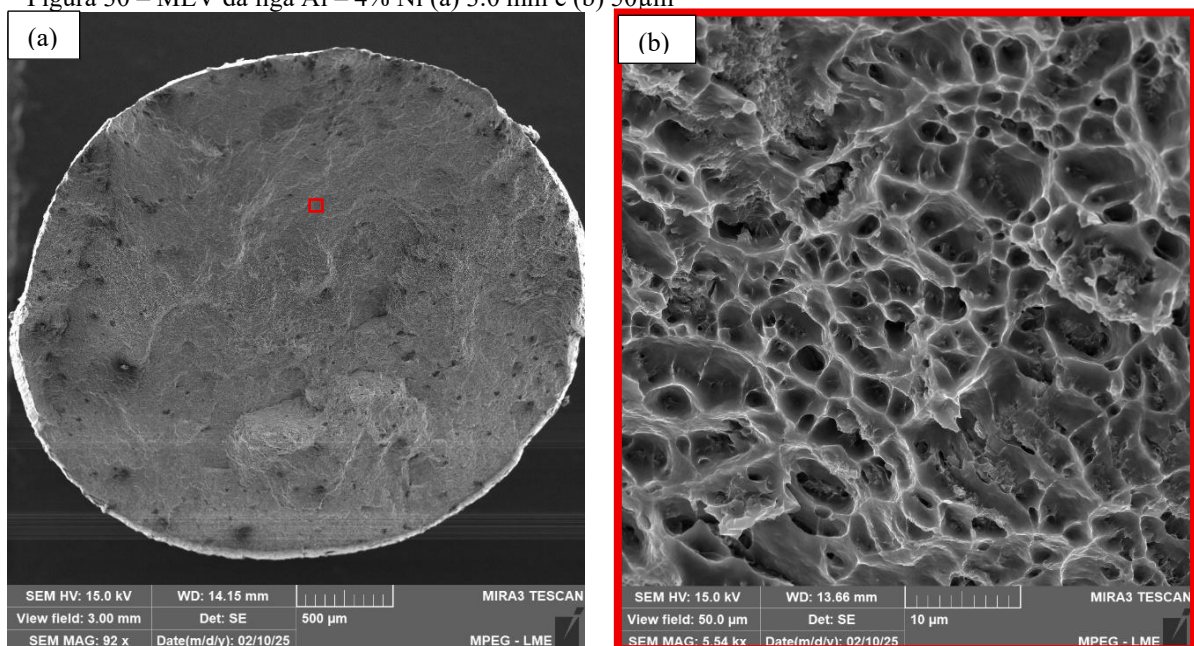
A análise geométrica destas estruturas (apresentada na Tabela 4) indicou uma razão média entre as diagonais de 1,01. Estes resultados sugerem que a nucleação e o crescimento dos vazios ocorreram acompanhados de intensa deformação plástica da matriz de alumínio ao redor das partículas de Al_3Ni . Tal mecanismo de coalescência de vazios atesta que o endurecimento alcançado nesta composição preservou a tenacidade do material, permitindo que ele absorvesse energia antes da ruptura final (Tiryakioglu, 2020)

Tabela 4 – Aferição dos *dimples* da liga 2% Ni

2% - 50.0 μm			
Razão entre os <i>Dimples</i>			
1° Diagonal	2° Diagonal	Razão	Valor médio das diagonais
4,99	6	0,831667	
2,29	2,72	0,841912	
2,15	3,78	0,568783	
2,45	2,21	1,108597	
2,6	2,41	1,078838	
3,3	3,64	0,906593	
4,95	3,63	1,363636	
2,71	4,04	0,670792	1,011043
5,35	2,97	1,801347	
2,91	2,8	1,039286	
1,9	3,36	0,565476	
2,72	1,56	1,74359	
2,88	4,04	0,712871	
1,66	1,17	1,418803	
2,1	4,09	0,513447	

Fonte: Autor (2026).

Em contrapartida, a liga com 4% de Ni apresentou uma transição morfológica nítida em seu modo de falha, conforme observado na Figura 30 (a). Diferente da composição anterior, a superfície de fratura exibe uma aparência macroscópica plana e menos fibrosa, indicando uma redução drástica na capacidade de acomodação de deformação plástica.

Figura 30 – MEV da liga Al – 4% Ni (a) 3.0 mm e (b) 50 μm 

Fonte: Autor (2026).

A análise em maior aumento, Figura 30 (b), revela uma topografia caracterizada por regiões de quase clivagem e a presença de facetas de ruptura transgranular, intercaladas com microcavidades rasas e menos definidas. Os parâmetros quantitativos referentes à morfometria desses *dimples*, como o diâmetro médio e a razão de aspecto para as ligas analisadas, encontram-se consolidados na Tabela 5.

Tabela 5 – Aferição dos *dimples* da liga 4% Ni

4% - 50.0 μm			
Razão entre os <i>Dimples</i>			
1° Diagonal	2° Diagonal	Razão	Valor médio das diagonais
3,3	3,59	0,91922	
3,25	3,36	0,967262	
2,66	3,01	0,883721	
2,69	4	0,6725	
1,99	1,95	1,020513	
3,32	5,26	0,631179	
3,42	3,22	1,062112	
3,43	2,81	1,220641	0,897363
3,35	3,85	0,87013	
2,62	1,76	1,488636	
3,29	4,13	0,79661	
1,44	2,26	0,637168	
3,33	4,34	0,767281	
2,52	4,2	0,6	
1,81	1,96	0,923469	

Fonte: Autor (2026).

Este comportamento é atribuído à saturação da matriz pela elevada fração volumétrica de fases intermetálicas Al_3Ni . O excesso dessas partículas não apenas atua como centros de dispersão eletrônica, como discutido anteriormente, mas também promove uma densidade crítica de sítios de nucleação de trincas. A proximidade excessiva entre os dispersóides facilita a coalescência prematura de vazios e a propagação acelerada de fendas microestruturais, resultando em uma ruptura prematura sob tensões elevadas (Tiryakioglu, 2020). Tal evidência fractográfica justifica a fragilidade observada nos ensaios mecânicos e confirma que o teor de 4% de Ni ultrapassa o limite de eficiência do endurecimento por dispersão para este sistema de processamento.

5 CONCLUSÃO

O presente trabalho alcançou seu objetivo principal ao desenvolver e caracterizar ligas de Alumínio-Níquel (Al-Ni) capazes de superar o tradicional dilema da engenharia de condutores: o aumento da resistência mecânica sem a degradação severa da condutividade elétrica. A investigação sistemática das composições com 1%, 2%, 3% e 4% de Níquel permitiu traçar o perfil de comportamento deste sistema e identificar uma possível aplicação em linhas de transmissão de energia elétrica.

Com base nos resultados experimentais obtidos e nas análises realizadas, conclui-se que:

- ❖ Caracterização Macroestrutural: a adição de níquel atuou como um eficaz agente de refino de grão. A análise macrográfica comprovou que o soluto promoveu a transição da estrutura colunar para uma morfologia predominantemente equiaxial, especialmente nas ligas com teores superior a 2% de Ni, aumentando a isotropia do material;
- ❖ Resistência Elétrica e Condutividade: as ligas apresentaram um comportamento elétrico muito bom, validando o fenômeno de purificação da matriz. A liga com 2% de Ni atingiu uma condutividade média de 65,28% IACS, superando a liga comercial 6201 e mantendo-se competitiva frente ao alumínio 1350 puro, o que indica que a precipitação de solutos preservou o livre caminho médio dos elétrons;
- ❖ Resistência à Tração: o mecanismo de Orowan mostrou-se predominante e eficaz. A liga otimizada (2% Ni) alcançou um Limite de Resistência à Tração (LRT) de 264,70 MPa, representando um incremento de 99,9% em relação à liga base 1350. Este ganho de resistência, obtido sem tratamento térmico de envelhecimento, posiciona o material como uma alternativa superior à liga 1350 e competitiva frente à liga 1120;
- ❖ Análise Química: a espectrometria de emissão óptica validou os teores de soluto e confirmou que as impurezas críticas (Ferro e Silício) permaneceram dentro dos limites normativos para a liga 1350. A preservação do gradiente de concentração de níquel, apesar de desvios operacionais típicos da fundição, permitiu correlacionar com precisão a evolução das propriedades físicas ao teor de soluto adicionado;
- ❖ Análise da Fratura: a investigação fractográfica permitiu associar a macroestrutura ao modo de falha. A liga Al-2%Ni exibiu comportamento dúctil, com a presença de microcavidades profundas, indicando alta capacidade de absorção de energia e plasticidade adequada para processos de encordoamento. Em contrapartida, teores

superiores a 3% de Ni levaram à fragilização do material, com superfícies de ruptura planas e facetadas, delimitando o limite de processabilidade a frio para este sistema.

Em suma, a rota de fundição com adição controlada de níquel demonstrou ser uma estratégia metalúrgica promissora que deve ser levada em consideração para pesquisas futuras que visem a produção de condutores elétricos de alto desempenho, com potencial para reduzir perdas técnicas na transmissão de energia e simplificar a cadeia produtiva ao eliminar a necessidade de tratamentos térmicos complexos e torres de transmissão robustas.

5.1 Sugestões para trabalhos futuros

Como continuidade desta pesquisa e visando o aprofundamento do conhecimento sobre o sistema Al-Ni para aplicações eletrotécnicas, sugerem-se as seguintes frentes de estudo:

- ❖ Realizar investigações utilizando teores de Níquel em intervalos menores e mais específicos (como 0,75%, 1,25%, 1,50% e 1,75% de Ni). O objetivo seria mapear com precisão a curva de transição de propriedades, buscando identificar o ponto de saturação exato onde o balanço entre o Limite de Resistência à Tração (LRT) e a condutividade elétrica atinge sua eficiência máxima;
- ❖ Avaliar a resposta das ligas Al-Ni quando submetidas aos ciclos de tratamentos térmicos e estados de encruamento padronizados pela indústria de condutores, tais como as têmperas H19 (duro), H16 (meio-duro), O (recozido) e T81 (solubilizado e envelhecido artificialmente). Essa análise permitiria comparar a trabalhabilidade e a evolução microestrutural do intermetálico Al_3Ni sob diferentes condições de processamento térmico;
- ❖ Estudar o comportamento mecânico e elétrico em fios com diferentes diâmetros finais (bitolas), para além dos 3,0 mm adotados neste trabalho. É fundamental investigar como a variação na taxa de redução durante a trefilação ou laminação influencia a densidade de discordâncias e a orientação preferencial (textura) das fibras de Al_3Ni na direção longitudinal do condutor;
- ❖ Aplicar o ensaio de termorresistividade para quantificar a manutenção da condutividade elétrica e da resistência mecânica após exposição prolongada a temperaturas elevadas (acima de 150°C). Dado que o Al_3Ni é uma fase termicamente estável, esse ensaio é crucial para validar a liga como um condutor resistente ao calor, capaz de operar em regimes de sobrecarga sem sofrer recristalização ou perda de desempenho mecânico.

REFERÊNCIAS

- ABAL. **Alumínio na transmissão de energia**. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2021. Disponível em: <http://abal.org.br>. Acesso em: 10 out. 2023.
- AEETHER. **What is dispersion strengthening and what are the dispersion strengthening alloys?** [S. l.], 2021. Disponível em: <https://www.aeether.com/AEETHER/media/media-31/media.html>. Acesso em: 08 dez. 2025.
- ALCIRCLE. **Aluminium's real paradox: energy use vs carbon saving**. 2025. Disponível em: <https://www.alcircle.com>. Acesso em: 01 dez. 2025.
- ALGENDY, H. S.; JAVIDANI, M. **Enhanced Mechanical Strength and Electrical Conductivity of Al-Ni-Based Conductor Cast Alloys Containing Mg and Si**. *Materials*, v. 16, n. 1, p. 1-15, 2023.
- ALUBAR METAIS E CABOS. **Manual técnico de cabos de alumínio nu**. Barcarena: Alubar, 2021. Disponível em: <https://www.alubar.net.br>. Acesso em: 05 fev. 2025.
- ALUMÍNIO ARARAS. **Composição da crosta terrestre**. [S. l.], 2023. Disponível em: <https://aluminioararas.com.br/segmento/>. Acesso em: 19 jun. 2025.
- ANEEL. **Leilão de Transmissão nº 01/2022**. Brasília: Agência Nacional de Energia Elétrica, 2022. Disponível em: <https://www.aneel.gov.br>. Acesso em: 23 nov. 2023.
- ARDELL, A. J. Precipitation hardening. *Metallurgical Transactions A*, v. 16, n. 12, p. 2131-2165, 1985.
- ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 2: Properties and Selection of Aluminum Alloys**. 11. ed. Materials Park: ASM International, 2020.
- ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 3: Alloy Phase Diagrams**. Materials Park: ASM International, 2020.
- ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 9: Metallography and Microstructures**. 9. ed. Metals Handbook: ASM International, 2004.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6814: Fios e cabos elétricos - Ensaio de resistência elétrica**. Rio de Janeiro, 1986.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). **Aplicações do alumínio: elétrica**. São Paulo: ABAL, 2023. Disponível em: <http://abal.org.br/aplicacoes/eletrica/>. Acesso em: 08 jan. 2025.
- ASTM INTERNATIONAL. **ASTM B193-20: Standard Test Method for Resistivity of Electrical Conductor Materials**. West Conshohocken: ASTM International, 2020.
- ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E384: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. West Conshohocken: ASTM International, 2022.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E8/E8M: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken: ASTM International, 2024.

BATALU, D.; GEORGETA, C.; ANGEL, A. Critical analysis of Al-Ni phase diagrams. **Metallurgia International**, v. 11, n. 8, p. 36-45, 2006.

BAYRAM, Ü.; MARAŞLI, N. Thermal conductivity and electrical resistivity dependences on growth rate in the directionally solidified Al-Cu-Ni eutectic alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 753, p. 695-702, 2018.

BELOV, N. A. *et al.* Structure and properties of Al-Ni-based alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 802, p. 140660, 2021.

CALLISTER JR., W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 10. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2020.

CANTÉ, M. V.; SPINELLI, J. E.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. Microstructural Evolution of Rapid Solidified Al-Ni Alloys. **Journal of Materials Research**, v. 32, 2017.

CHEN, H. *et al.* Effects of Low Nickel Content on Microstructure and High-Temperature Mechanical Properties of Al-7Si-1.5Cu-0.4Mg Aluminum Alloy. **Metals**, v. 14, n. 2, p. 223, 2024.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. 3. ed. New York: McGraw-Hill, 1986.

EASTON, M.; STJOHN, D. Grain refinement of aluminum alloys: Part I. The nucleant and solute paradigms—a review of the literature. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 30, p. 1613-1623, 1999.

EIA. U.S. Energy Information Administration. **Recycling is the primary energy efficiency technology for aluminum and steel manufacturing**. Washington: EIA, 2025.

EPE. **Demanda de Energia no Brasil: Análise e Projeções**. Brasília: Empresa de Pesquisa Energética, 2023. Disponível em: <https://www.epe.gov.br>. Acesso em: 10 out. 2023.

GAN, Y. *et al.* Mechanical properties and electrical conductivity of heat-resistant eutectic aluminum alloys: A comparative study of Al-Al₁₁Ce₃ and Al-Al₃Ni eutectics. **Materials Science and Technology**, 2025. DOI: 10.1177/02670836251318130.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. 2. ed. Campinas: Editora da Unicamp, 2007.

HANSEN, N. Hall-Petch relation - past, present and future. **Scripta Materialia**, v. 51, n. 8, p. 801-806, 2004.

HASSAN, A. M. *et al.* **Effect of ϵ -Al₃Ni phase on mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg-Ni alloys at elevated temperature**. **Materials Science and Engineering: A**, v. 772, p. 138760, 2020.

HORIKOSHI, T. *et al.* Development of aluminum alloy conductor with high electrical conductivity and controlled tensile strength and elongation. **Hitachi Cable Review**, n. 25, p. 1-6, 2006.

HUANG, J. *et al.* Effect of Ni Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of 6101 Aluminum Alloy with High Electrical Conductivity. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 31, 2022.

IEA. International Energy Agency. **Electricity Grids and Secure Energy Transitions**. Paris: IEA, 2024.

KAYA, H. *et al.* Dependence of microstructure, mechanical and electrical properties on growth rates in directionally solidified Al-Ni eutectic alloy. **Materials & Design**, v. 34, p. 561-567, 2012.

KHANGHOLI, S. N. *et al.* Investigation on electrical conductivity and hardness of 6xxx aluminum conductor alloys with different Si levels. **MATEC Web of Conferences**, v. 326, art. 08002, 2020.

KHVANI, I. *et al.* **Mechanical properties of Al-Ni cast alloys**. *Materials Research Express*, v. 6, n. 8, p. 0865c2, 2019.

KURZ, W.; FISHER, D. J. **Fundamentals of Solidification**. 4. ed. Trans Tech Publications, 1998.

LANGELANDSVIK, G. *et al.* Effects of iron precipitation and novel metal screw extrusion on electrical conductivity and properties of AA1370 aluminium. **Materials Science and Engineering: B**, v. 254, p. 114505, 2020.

LI, G. *et al.* Effect of Ni addition on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Si-Cu-Zn alloys. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v. 32, 2025.

LUMINO INDUSTRIES. **High Conductivity Alloy Conductors**. 2025. Disponível em: <https://luminoindustries.com>. Acesso em: 01 dez. 2025.

MATOS, I. *et al.* Fretting fatigue performance and life prediction of 1120 aluminum alloy wires of overhead conductors. **International Journal of Fatigue**, v. 164, 107123, 2022.

MDPI. **Corrosion of Cast Aluminum Alloys: A Review**. *Metals*, v. 10, n. 10, p. 1384, 2020.

MEGATRON. **Cabo de alumínio nu CA**. [S. l.], 2025. Disponível em: <https://megatron.com.br/produto/cabo-de-aluminio-nu-ca-2/>. Acesso em: 28 nov. 2025.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical behavior of materials**. 2. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2009.

OLIVEIRA, R. M. *et al.* *Influência de Elementos de Liga nas Propriedades de Alumínio para Aplicações Elétricas*. **Revista Brasileira de Materiais**, v. 15, n. 2, p. 45-58, 2020. Disponível em: <https://www.revistamateriais.com.br>. Acesso em: 10 out. 2023.

OROWAN, E. Discussion on internal stresses. **Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys**. London: Institute of Metals, p. 451, 1948.

POLMEAR, I. *et al.* **Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals**. 5. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E.; SHERIF, M. Y. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 3. ed. Boca Raton: CRC Press, 2009.

PRATES, M.; DAVIES, G.J. **Solidificação de metais e suas liga**. Rio de Janeiro: ED. Livros Técnicos e Científicos, 1978.

PRAZERES, E. R. **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 (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, 2016.

PRAZERES, E. R. **Desenvolvimento de ligas de alumínio nanoestruturadas para a utilização em cabos elétricos**. 2023. Tese (Doutorado em Engenharia de Recursos Naturais) – Universidade Federal do Pará, Belém, 2023.

PRYSMIAN GROUP. **Cabos de alumínio nu: catálogo técnico**. Sorocaba: Prysmian Group, 2016. Disponível em: <https://br.prysmiangroup.com>. Acesso em: 08 jan. 2025.

PSU. Pennsylvania State University. **Aluminum Alloy: Materials In Today's World**. 2025. Disponível em: <https://courses.ems.psu.edu>. Acesso em: 01 dez. 2025.

QIAO, X. G. *et al.* Hardness inhomogeneity and local strengthening mechanisms of an AA1050 aluminium alloy after 1 pass of equal channel angular pressing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 517, p. 297-301, 2009.

RAABE, D. *et al.* Current Challenges and Opportunities in Microstructure-Related Properties of Advanced High-Strength Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 51, p. 5517–5586, 2020.

REVISTA SEGURANÇA ELETRÔNICA. **Torres de transmissão são derrubadas por criminosos no Paraná e em Rondônia; especialista explica como proteger as instalações de energia do país**. [S. l.], 2023. Disponível em: <https://revistasegurancaeletronica.com.br/torres-de-transmissao-sao-derrubadas-por-criminosos-no-parana-e-em-rondonia-especialista-explica-como-protoger-as-instalacoes-de-energia-do-pais/>. Acesso em: 28 nov. 2025.

ROCHA, P. H. C. *et al.* Influence of 1350 and 6201 aluminum alloys on the fatigue life of overhead conductors—A finite element analysis. **Tribology International**, v. 186, 108661, 2023.

SILVA, L. C. *et al.* Efeito da adição de níquel em ligas de alumínio para aplicações estruturais e elétricas. **Revista de Engenharia e Tecnologia**, v. 12, n. 3, p. 112-125, 2021.

SHARK RECICLAGEM. **Sucata de alumínio**. [S. 1.], [202-?]. Disponível em: <https://sharkreciclagem.com.br/produtos/sucata-de-aluminio/>. Acesso em: 28 nov. 2025.

SUMITOMO ELECTRIC. **High-Conductivity, Thermal-Resistant Aluminum Alloy Wire That Reduces CO2 Emissions in Overhead Transmission Lines**. Sumitomo Electric Technical Review, n. 93, 2021.

TANOCABLE. **Important factors you need to consider when choose the conductors of overhead lines**. 2025. Disponível em: <http://www.tanocable.com>. Acesso em: 01 dez. 2025.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. **International alloy designations and chemical composition limits for wrought aluminum and wrought aluminum alloys**. Arlington: The Aluminum Association, 2018.

TIRYAKIOGLU, M. Fractography of Aluminum Alloys. In: **ASM Handbook**, Volume 12: Fractography. Materials Park: ASM International, 2020.

XIAO, W.-H. *et al.* Phonon-limited carrier mobility modeling of two-dimensional semiconductors based on first principles. **Journal of Physics: Condensed Matter**, v. 37, n. 263001, 2025.

ZHANG, T. *et al.* Investigating microstructure conduction of metallic materials. **Materials & Design**, v. 198, p. 109302, 2021.