



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

ALICIA REGINA ZANON BARBOSA

**ANÁLISE DA PROPRIEDADE ELÉTRICA E MECÂNICA DAS LIGAS Al-
0,5%Si-0,04%Ni E Al-0,5%Si-0,30%Ni SUBMETIDAS AO TRATAMENTO
TÉRMICO DE RECOZIMENTO A 200, 300 E 400 °C POR 2 HORAS**

Ananindeua – PA

2025

ALICIA REGINA ZANON BARBOSA

ANÁLISE DA PROPRIEDADE ELÉTRICA E MECÂNICA DAS LIGAS Al-0,5%Si-0,04%Ni E Al-0,5%Si-0,30%Ni SUBMETIDAS AO TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO A 200, 300 E 400 °C POR 2 HORAS

Trabalho de conclusão de Curso apresentado à Faculdade de Engenharia de Materiais, da Universidade Federal do Pará, *Campus Ananindeua*, como requisito para a obtenção do título de Bacharela em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Deibson Silva da Costa

Coorientador: Eng. Eric Elian Lima Espíndola

Ananindeua - PA

2025

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)

B238a Barbosa, Alicia Regina Zanon.
 Análise da propriedade elétrica e mecânica das ligas
 Al-0,5%Si-0,04%Ni e Al-0,5%Si-0,30%Ni submetidas ao
 tratamento térmico de recozimento a 200, 300 e 400 °C por 2 horas
 / Alicia Regina Zanon Barbosa. — 2024.
 58 f. : il. color.

 Orientador(a): Prof. Dr. Deibson Silva da Costa
 Coorientador(a): Prof. Eric Elian Lima Espíndola
 Trabalho de Conclusão (Graduação) - Universidade Federal do
 Pará, Campus Universitário de Ananindeua, Curso de Engenharia
 de Materiais, Ananindeua, 2024.

 1. Fundição. 2. Liga Al-Si. 3. Liga Al-Si-Ni. 4.
 Recozimento. I. Título.

CDD 620.11

ALICIA REGINA ZANON BARBOSA

ANÁLISE DA PROPRIEDADE ELÉTRICA E MECÂNICA DAS LIGAS Al-0,5%Si-0,04%Ni E Al-0,5%Si-0,30%Ni SUBMETIDAS AO TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO A 200, 300 E 400 °C POR 2 HORAS

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à Faculdade de Engenharia de Materiais, da Universidade Federal do Pará, *Campus* Ananindeua, como requisito para obtenção do título de Bacharela em Engenharia de Materiais.

Data da avaliação 19 / 12 / 2024

Conceito: EXCELENTE

BANCA EXAMINADORA:



Documento assinado digitalmente
DEIBSON SILVA DA COSTA
Data: 18/02/2025 12:45:52-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Deibson Silva da Costa
(FEMat – CAMPANAN – UFPA – Orientador)



Documento assinado digitalmente
ERIC ELIAN LIMA ESPÍNDOLA
Data: 19/02/2025 13:58:33-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Eng. Eric Elian Lima Espíndola
(PPGEM – ITEC – UFPA – Coorientador)



Documento assinado digitalmente
PEDRO PAULO GUIMARAES RIBEIRO
Data: 18/02/2025 17:05:33-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Pedro Paulo Guimarães Ribeiro
(FEMat – CAMPANAN – UFPA – Examinador Interno)



Documento assinado digitalmente
LUIZ GABRIEL DA SILVA NASCIMENTO
Data: 18/02/2025 17:39:00-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Luiz Gabriel da Silva Nascimento
(PPGMAT – IFPA – Examinador Externo)

Ananindeua - PA

2025

AGRADECIMENTOS

Agradeço à minha família pelo amor e apoio incondicionais ao longo desta jornada. Um agradecimento especial à minha mãe, Regina Célia Souza Gonçalves, que, apesar de não poder estar presente fisicamente, sempre me inspirou com o sonho de me ver formada. Suas palavras e seu incentivo foram fundamentais para que eu persistisse e concluísse esta jornada.

A UFPA, a FEMAT e a FEM por me proporcionarem o conhecimento e experiência em Engenharia de Materiais.

Ao Prof. Dr. Deibson Silva da Costa pela orientação ao longo da graduação, e a todos os professores que contribuíram para a minha formação.

Aos membros do Grupo de Pesquisa em Engenharia de Materiais (GPEMAT) da UFPA: Eric Espíndola, Athus Holanda, Joab Martins, Luane Marques, entre outros, pela colaboração e suporte.

Aos meus amigos do curso de engenharia de materiais, em especial Jennifer Fernandes, Yan Araújo, Marianna Oliveira, e Manoel Monteiro por todas as contribuições, amizade e companheirismo que auxiliaram na minha formação.

Por fim, aos meus amigos Luana Barros, Larissa Silva, Milena Nunes e Wilson Lobão, que, apesar de não serem do meu curso, são importantes na minha vida.

Mesmo que a liga tenha falhado neste teste, não importa quantas vezes a estrutura se fracture, não importa os obstáculos que surjam, ainda vamos alcançar a liga ideal com as propriedades desejadas

Adaptado Asta - Black Clover

RESUMO

Com o avanço tecnológico e o aumento populacional, a demanda por energia elétrica cresce, exigindo uma maior eficiência das linhas de transmissão e distribuição. Para enfrentar os desafios das expansões dos centros urbanos, intempéries climáticas e desenvolvimento das indústrias, é necessário o aprimoramento da transmissão e distribuição de energia elétrica. Dessa forma, o objetivo do estudo foi analisar o efeito da adição de Ni em concentrações de 0,04% e 0,3%, e do tratamento térmico de recozimento nas temperaturas de 200, 300 e 400 °C, nas propriedades elétricas e mecânicas da liga Al-0,5%Si. As ligas foram fundidas pelo método de solidificação estática direta em coquilha metálica em “U”, em seguida foram retiradas amostras para análise química e macroestrutural das ligas, os restantes dos materiais foram usinados para diminuição do diâmetro de 22,0 mm para 18,5 mm. Posteriormente, foram laminados para produção dos fios com diâmetro de 3 mm. Após a laminação foram separadas amostras para realização do tratamento térmico de recozimento nas temperaturas 200, 300 e 400 °C. Após esses processos, todas as amostras foram submetidas aos ensaios de resistência elétrica e resistência mecânica. Os resultados obtidos nas análises químicas demonstraram que as ligas fabricadas estão próximas dos valores estipulados no estudo. As macroestruturas apresentadas tiveram suas morfologias alteradas com o recozimento, gerando grãos predominantemente equiaxiais. A condutividade elétrica apresentada revelou que ao comparar as ligas sem tratamento e tratadas a 400 °C, houve um aumento na condutividade elétrica das ligas tratadas de 4,81%, 5,97% e 6,73% para as ligas Al-Si, Al-Si-0,04%Ni e Al-Si-0,3%Ni, respectivamente. No entanto, ao analisar os resultados do ensaio de tração das ligas tratadas a 400 °C e não tratadas, observou-se uma redução nas ligas tratadas de 57,05%, 55,10% e 61,78% para as ligas Al-Si, Al-Si-0,04%Ni e Al-Si-0,3%Ni, respectivamente. Conclui-se que o tratamento térmico modificou a morfologia das ligas. O tratamento térmico aplicado foi efetivo no aumento da propriedade elétrica. Entretanto, a resistência mecânica apresentou uma redução da propriedade ao realizar o tratamento térmico.

Palavras-chave: Fundição; Liga Al-Si; Liga Al-Si-Ni; Recozimento.

ABSTRACT

With technological advancements and population growth, the demand for electrical energy is increasing, requiring greater efficiency in transmission and distribution lines. To address the challenges posed by urban expansion, climatic adversities, and industrial development, it is necessary to enhance the transmission and distribution of electrical energy. Thus, the objective of this study was to analyze the effect of adding Ni in concentrations of 0.04% and 0.3%, as well as the annealing heat treatment at temperatures of 200, 300, and 400 °C, on the electrical and mechanical properties of the Al-0.5%Si alloy. The alloys were cast using the direct static solidification method in a U-shaped metal mold. Subsequently, samples were taken for chemical and macrostructural analysis of the alloys, and the remaining materials were machined to reduce the diameter from 22.0 mm to 18.5 mm. Later, they were rolled to produce wires with a diameter of 3 mm. After rolling, samples were separated for the annealing heat treatment at 200, 300, and 400 °C. Following these processes, all samples were subjected to electrical resistance and mechanical strength tests. The results obtained from the chemical analyses showed that the manufactured alloys were close to the values established in the study. The macrostructures exhibited morphological changes due to annealing, leading to predominantly equiaxed grains. The electrical conductivity analysis revealed that, when comparing untreated alloys with those treated at 400 °C, there was an increase in electrical conductivity of 4.81%, 5.97%, and 6.73% for the Al-Si, Al-Si-0.04%Ni, and Al-Si-0.3%Ni alloys, respectively. However, when analyzing the tensile test results of the alloys treated at 400 °C and untreated, a reduction in mechanical strength was observed in the treated alloys of 57.05%, 55.10%, and 61.78% for the Al-Si, Al-Si-0.04%Ni, and Al-Si-0.3%Ni alloys, respectively. It is concluded that the heat treatment modified the morphology of the alloys. The applied heat treatment was effective in improving electrical properties. However, mechanical strength showed a reduction when the heat treatment was performed.

Keywords: Casting; Alloy Al-Si; Alloy Al-Si-Ni; Annealing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Esquema de classificação para a divisão das ligas metálicas	16
Figura 2 – Influência dos elementos de liga sobre a condutividade elétrica do alumínio	18
Figura 3 – Diagrama do sistema Al-Si	20
Figura 4 – Diagrama do sistema Al-Ni	21
Figura 5 – Representação esquemática das zonas macroestruturais possíveis	22
Figura 6 – Representação esquemática de um processo de laminação	24
Figura 7 – Representação esquemática das fases.....	25
Figura 8 – Representação esquemática de um ciclo térmico para homogeneização.....	26
Figura 9 – Representação esquemática da sequência recuperação, recristalização e crescimento de grão.....	27
Figura 10 – Fluxograma da metodologia utilizado na pesquisa.....	28
Figura 11 – Fundição: a) Forno mufla; b) Molde coquilha metálica; c) Vazamento do banho metálico	29
Figura 12 – Espectômetro para a realização da análise química.....	29
Figura 13 – Laminação: a) Dois laminadores; b) fio gerado da laminação	30
Figura 14 – Estufa para o tratamento térmico	31
Figura 15 – Dispositivo de medição de resistividade elétrica	32
Figura 16 – Máquina do ensaio de tração: a) KRATOS; b) Computador para a obtenção dos dados	33
Figura 17 – Microscópio eletrônico de varredura.....	34
Figura 18 – Ligas Al-Si: a) Sem tratamento; b) Tratada a 200 °C; c) Tratada a 300 °C; d) Tratada a 400 °C	36
Figura 19 – Ligas Al-Si-0,04%Ni: a) Sem tratamento; b) Tratada a 200 °C; c) Tratada a 300 °C; d) Tratada a 400 °C	37
Figura 20 – Ligas Al-Si-0,3%Ni: a) Sem tratamento; b) Tratada a 200 °C; c) Tratada a 300 °C; d) Tratada a 400 °C	38
Figura 21 – Gráfico da condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si não tratada e tratadas termicamente.....	40
Figura 22 – Gráfico da condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si-0,04%Ni não tratada e tratadas termicamente.....	41

Figura 23 – Gráfico da condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si não tratada e tratadas termicamente.....	42
Figura 24 – Gráfico comparativo da condutividade elétrica das ligas tratadas a 300 °C.....	43
Figura 25 – Gráfico do limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si não tratada e tratadas termicamente.....	44
Figura 26 – Gráfico do limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si-0,04%Ni não tratada e tratadas termicamente.....	45
Figura 27 – Gráfico do limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si-0,3%Ni não tratada e tratadas termicamente.....	46
Figura 28 – Gráfico comparativo do limite de resistência à tração das ligas não tratadas e tratadas a 300 °C.....	47
Figura 29 – As superfícies da fratura observada por MEV do corpo de prova Al-Si STT e TT a 300 °C, observadas em lente de aumento de 80, 180 e 400x.....	49
Figura 30 – As superfícies da fratura observada por MEV do corpo de prova Al-Si-0,04%Ni STT e TT a 300 °C, observadas em lente de aumento de 80, 180 e 400x.....	50
Figura 31 – As superfícies da fratura observada por MEV do corpo de prova Al-Si-0,3%Ni STT e TT a 300 °C, observadas em lente de aumento de 80, 180 e 400x.....	51

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Séries das ligas de alumínio.....	17
Tabela 2 – Composição química das ligas fundidas	35
Tabela 3 – Condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si tratadas termicamente e não tratada.....	39
Tabela 4 – Condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si-0,04%Ni tratadas termicamente e não tratada.....	40
Tabela 5 – Condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si-0,3%Ni tratadas termicamente e não tratada.....	41
Tabela 6 – Limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si tratadas termicamente e não tratada.....	44
Tabela 7 – Limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si-0,04%Ni tratadas termicamente e não tratada.....	45
Tabela 8 – Limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si-0,3%Ni tratadas termicamente e não tratada.....	46

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIACÕES

Al	Alumínio
ASTM	American Society for Testing and Materials
A	Área de secção transversal
ABAL	Associação Brasileira de Alumínio
ANEEL	Agência Nacional de Energia Elétrica
SiC	Carbeto de Silício
Si	Silício
IACS	International Annealed Cooper Standard
LCAM	Laboratório de Caracterização de Materiais Metálicos
LRT	Limite de Resistência à Tração
MPa	Mega Pascal
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Ni	Níquel
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora
R_t	Resistência a T °C
R_v	Resistência elétrica do corpo de prova por unidade de comprimento a 20°C
R_{20}	Resistência corrigida a 20°C
STT	Sem Tratamento Térmico
T	Temperatura na qual foi efetuada a medição
TT	Tratamento térmico
φ_{Cu}	Resistividade do cobre
φ_{Al}	Resistividade do alumínio

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	14
1.1. JUSTIFICATIVA	15
1.2. OBJETIVOS.....	15
1.2.1. Objetivo Geral	15
1.2.2. Objetivos Específicos	15
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
2.1. Ligas Metálicas	16
2.2. Ligas de Alumínio.....	16
2.3. Elemento de Ligas.....	17
2.4. Alumínio	19
2.5. Silício.....	19
2.6. Níquel.....	20
2.7. Ferro	21
2.8. Solidificação dos Metais	22
2.9. Processos Termomecânico	23
2.9.1. Deformação plástica	23
2.9.2. Laminação	24
2.10. Tratamento térmico.....	25
2.11. Recozimento	25
2.11.1. Recuperação.....	26
2.11.2. Recristalização.....	26
3. METODOLOGIA.....	28
3.1. Fabricação das Ligas	28
3.2. Análise Química.....	29
3.3. Metalografia	30
3.4. Macrografia.....	30
3.5. Laminação dos Fios	30
3.6. Tratamento Térmico	31
3.7. Caracterização Elétrica.....	31
3.8. Limite de Resistência à Tração.....	33
3.9. Microscopia Eletrônica de Varredura	33

4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	35
4.1.	Análise Química.....	35
4.2.	Macrografia.....	35
4.3.	Condutividade Elétrica	39
4.4.	Limite de Resistência à Tração.....	44
4.5.	Microscopia Eletrônica de Varredura	48
5.	CONCLUSÃO	53
5.1.	Sugestões de Trabalhos Futuros.....	54
	REFERÊNCIAS	55

1. INTRODUÇÃO

A essência da engenharia é a inovação, os processos e a produção, portanto a engenharia está sempre em busca de evolução (Wiltgen, 2020). Conforme destacado por Garcia (2012), para que isso aconteça, é essencial compreender as características, propriedades e comportamento do material. Portanto, é imprescindível que o engenheiro possua um conhecimento profundo do material que está sendo manipulado. Desse modo, o desenvolvimento de tecnologias que facilitam a vivência dos seres humanos é partido do pressuposto que tal avanço deve a necessidade de entender o material e suas variações.

Um dos setores explorados pela indústria é o grande consumo de energia elétrica, induzindo a analisar alternativas para a expansão na rede de transmissão e distribuição de energia elétrica, uma dessas alternativas é o alumínio (Empresa de Pesquisa Energética- EPE, 2017). Nesse contexto é de suma importância a preparação do sistema de transmissão para a intensa expansão prevista devido ao aumento da geração de energia.

Para a elaboração dos sistemas de transmissão é necessário um estudo nos cabos de transmissão e distribuição de energia para ter a possibilidade de alcançar um material que possa ter uma condutividade excelente, baixo custo, possa ser produzido em massa e com a menor perdas técnicas possível, que segundo Agência Nacional de Energia Elétrica- ANEEL(2021) representou no ano de 2020 uma perda técnica de 7,5% no Brasil.

Segundo a Associação Brasileira do Alumínio- ABAL (2023) o alumínio possui leveza, boa condutividade e é econômico. Neste contexto, visando um aumento da produtividade e diminuição no custo na produção de cabos de transmissão e distribuição de energia, ou seja, uma relação custo-benefício para assim suprir a demanda que está em ascensão, o alumínio é o mais indicado para essa aplicação. Portanto, o alumínio emerge como um material de grande potencial no cenário futuro da transmissão de energia. O encarecimento do cobre e a crescente ênfase na sustentabilidade estão impulsionando uma demanda crescente por cabos de alumínio.

As ligas compostas por alumínio e silício (Al-Si), frequentemente consideradas não passíveis de tratamento térmico, apresentam maior relevância na indústria como ligas de fundição, categorizadas na série 4xxx. Isso significa que são mais utilizadas para a produção de peças fundidas, como pistões para motores de automóveis e aviões (Infomet, 1998). Portanto, este trabalho visou caracterizar e avaliar se a liga Al-0,5%Si e suas variações com a adição de 0,04 e 0,3% de níquel possuem propriedades adequadas para aplicação de cabos transmissão e distribuição.

1.1. JUSTIFICATIVA

Com o crescimento populacional, o consumo de energia elétrica dispara em todos os setores, sobrecarregando a rede elétrica, gerando desafios socioambientais e territoriais, como a desapropriação de terras e a perda de biodiversidade. A exposição constante às temperaturas climáticas deteriora os cabos de distribuição de energia, diminuindo sua capacidade de condução ao longo da rede (Marques, 2023).

Nesse contexto, o Al surge como metal base promissor para ligas inovadoras. Suas características aumentam a resistência à corrosão, minimizam as perdas na distribuição de energia, suportam intempéries e ainda são facilmente encontradas na natureza (Associação Brasileira do Alumínio- ABAL, 2023). O Si favorece a redução da contração durante o resfriamento, reduz a porosidade nas peças fundidas e reduz o coeficiente de expansão térmica (Gomes e Bresciani, 1976; Freitas, 2010; Fernandez, 2011). Enquanto o Ni é um elemento frequentemente utilizado devido à sua excelente capacidade de fundição, resistência à oxidação e boas propriedades mecânicas (Mo *et al.*, 2023, p. 6227-6237; Braga *et al.*, 2022).

Portanto, avaliar o comportamento elétrico e mecânico dessas ligas após o recozimento pode possibilitar seu uso na produção de cabos de distribuição de energia mais eficientes e seguros, com benefícios para toda a sociedade.

1.2. OBJETIVOS

1.2.1. Objetivo Geral

Investigar o efeito da adição de níquel (Ni) em concentrações de 0,04% e 0,3%, e do tratamento térmico de recozimento em diferentes temperaturas, nas propriedades elétricas e mecânicas da liga Al-0,5%Si.

1.2.2. Objetivos Específicos

- Comparar as características macroestruturais das ligas não tratadas e tratadas termicamente;
- Analisar a condutividade elétrica (% IACS) nas ligas sem tratamento e com tratamento térmico;
- Avaliar o limite de resistência à tração das ligas não tratadas e tratadas termicamente;
- Analisar a região da fratura após o ensaio de tração.

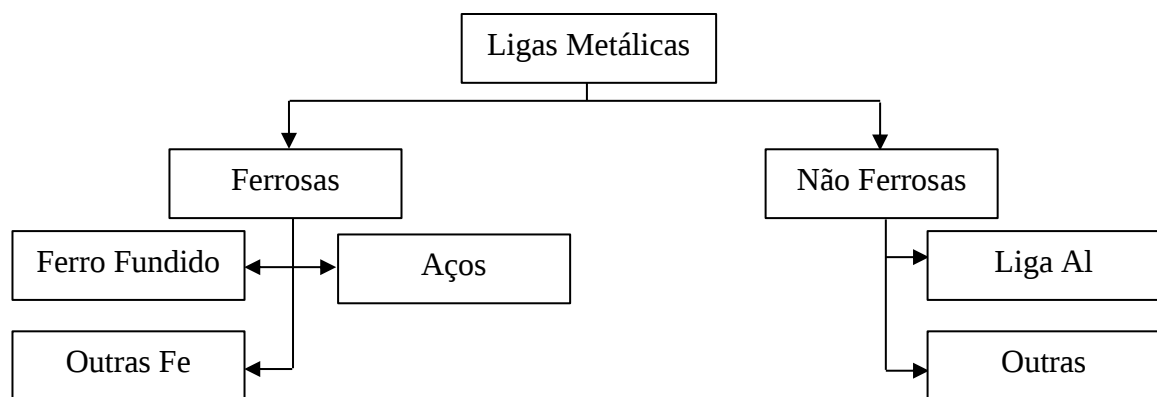
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Ligas Metálicas

As ligas metálicas são composições formadas pela combinação de dois ou mais elementos, dos quais pelo menos um é um metal. Através dessa combinação, é possível obter materiais com propriedades distintas daqueles presentes nos metais puros (Prazeres, 2016). Portanto, as ligas são criadas para modificar ou adicionar características específicas aos metais, expandindo sua aplicação e atendendo às demandas de diferentes setores industriais.

Diante da variedade de propriedades e aplicações, as ligas metálicas são comumente classificadas em duas categorias devido à sua composição: ferrosas e não ferrosas, demonstrado na Figura 1. As ligas ferrosas são aquelas em que o ferro é o componente principal, como os aços, os ferros fundidos e outras ligas com base em ferro. Por outro lado, as ligas não ferrosas são compostas por elementos que não incluem o ferro como constituinte principal (Callister, 2020).

Figura 1 - Esquema de classificação para a divisão das ligas metálicas.



Fonte: Autora, 2025.

2.2. Ligas de Alumínio

O alumínio, metal leve e abundante na crosta terrestre, apresenta grande versatilidade na criação de ligas metálicas. Através da combinação com outros elementos químicos, surgem as ligas de alumínio, que visam aperfeiçoar as propriedades do metal original, conferindo-lhe características específicas para diferentes aplicações. As ligas podem otimizar a resistência mecânica do alumínio, além de agregar outras propriedades vantajosas para sua utilização,

como aprimorar a capacidade de fundição ou atender às demandas de diferentes usos (Silva, 2016).

As ligas de alumínio classificadas como fundidas contêm uma quantidade significativa de elementos para facilitar o processo de fundição, porém isso pode dificultar a conformação a frio. Os elementos de liga mais comuns incluem silício, cobre, magnésio, manganês e zircônio, os quais ajudam a melhorar as propriedades mecânicas tanto com quanto sem tratamento térmico, além de proporcionar a fluidez necessária para o processo de fundição (Silva, 2016).

A Associação do Alumínio (AA) define um sistema de classificação para o alumínio e suas ligas no estado fundido, facilitando a identificação e o reconhecimento de suas propriedades. A classificação pode ser visualizada na Tabela 1, que demonstra a série da liga, principais elementos e aplicações.

Tabela 1 - Séries das ligas de alumínio.

Série	Principais elementos de liga	Aplicações
1xxx	Al comercial	Ind. química e elétrica
2xxx	Cu	Indústria aeronáutica
3xxx	Mn	Componentes de alta resistência à corrosão
4xxx	Si	Pistões fundidos de motores
5xxx	Mg	Transportes e aeronáutica
6xxx	Mg, Si, Ni	Estruturas e eletricidade
7xxx	Zn	Indústria aeronáutica
8xxx	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	Várias, para ligas com baixo ponto de fusão

Fonte: Adaptado de Feitosa (2007) e Sheppard (1999).

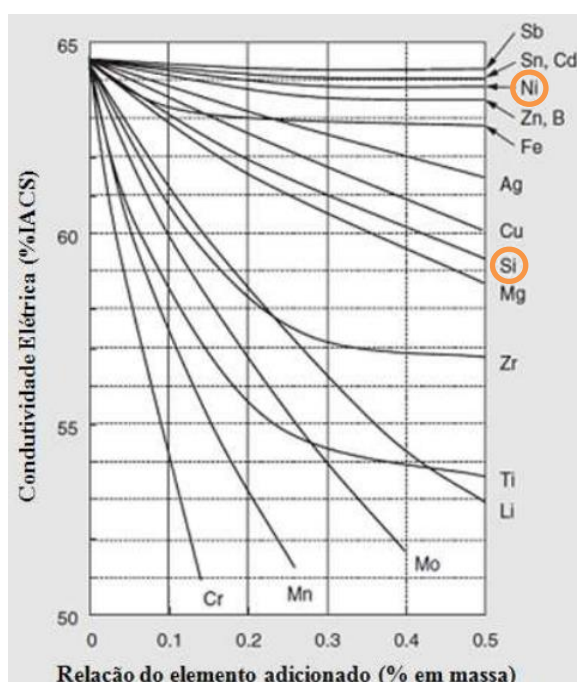
2.3. Elemento de Ligas

A adição de elementos de liga nas ligas de fundição é uma prática utilizada para aprimorar suas características e propriedades, ampliando significativamente as aplicações. Esse método permite a obtenção de peças fundidas com características superiores, como maior fluidez, menor fragilidade à quente, melhor resistência à corrosão, usinabilidade otimizada e soldabilidade aprimorada (Rooy, 1992; Garcia, 2001).

A busca por combinações otimizadas de elementos de liga impulsionou o desenvolvimento de inúmeras ligas com propriedades e características distintas, atendendo às demandas específicas de diferentes aplicações. A função de cada elemento de liga varia de acordo com a quantidade presente na liga e sua interação com outros elementos, criando um sistema complexo.

Na Figura 2, é apresentada uma relação dos teores de elementos químicos adicionados ao alumínio e seu impacto no comportamento do material em termos de condutividade elétrica, expressa em porcentagem da condutividade elétrica do cobre (% IACS).

Figura 2 - Influência dos elementos de liga sobre a condutividade elétrica do alumínio.



Fonte: Horikoshi *et al.*, 2006.

A liga em questão, composta por alumínio como base, foi enriquecida com os elementos de liga silício (Si) e níquel (Ni), conforme ilustrado na Figura 2. De acordo com Ferrarini (2005), os elementos de liga podem aumentar a resistência mecânica do alumínio de duas maneiras distintas: formando soluções sólidas ou segundas fases. No caso de soluções sólidas, o aumento da resistência está diretamente relacionado ao aumento da fração volumétrica de fases. Já para elementos formadores de segundas fases, a elevação da resistência e da dureza se dá pelo aumento da fração volumétrica de fases precipitadas.

2.4. Alumínio

O alumínio, apesar de ser o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre, apresenta características únicas: não é tóxico, não é magnético e é incapaz de gerar faíscas por atrito. Ele se destaca como o metal mais jovem em uso industrial em larga escala (Abal, 2024). Sua obtenção inicia com a mineração da bauxita, seguida pelas etapas de refinaria e redução, resultando na produção do metal que é conhecido e utilizado em diversas aplicações.

Combinando suas características como baixa densidade ($2,7 \text{ g/cm}^3$) e baixo ponto de fusão (660°C), o alumínio se torna um material leve, moldável e com grande potencial para a indústria, presente em desde a construção civil até a produção de aeronaves. Entretanto, sua resistência mecânica é baixa, pois no estado puro (99,99% de Al) com valor de 50 a 60 MPa. No estado encruado (laminado a frio, com redução de 75%), sobe para cerca de 115 MPa. Sua ductilidade é elevada, com alongamento de 60% a 70%, e sua resistência à corrosão é boa, devido à formação de óxido superficial Al_2O_3 , que exibe alta estabilidade (Chiaverini, 2003).

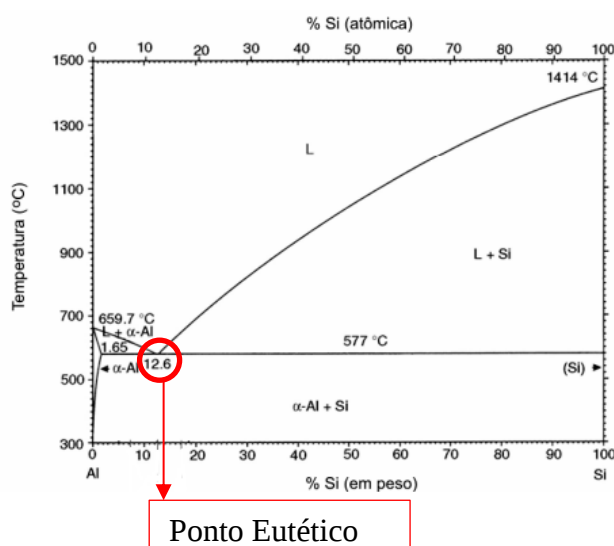
Segundo Freitas (2010), o alumínio comercial (de 99,7 a 99,9%) apresenta as seguintes propriedades e características: leve ($2,75 \text{ g/cm}^3$), baixo ponto de fusão (660°C), bom condutor elétrico, baixa resistência à tração (60 a 140 MPa), baixa tensão de escoamento (40 MPa), módulo elástico de 70 GPa e um alto alongamento de 60 a 70%, indicando um material maleável e dúctil.

2.5. Silício

O silício é o elemento mais utilizado em ligas para fundição devido aos seus benefícios na produção de peças complexas e de alta qualidade. Sua principal vantagem reside na melhora da fluidez do alumínio líquido, facilitando o preenchimento das cavidades do molde e permitindo a criação de formas mais complexas. Além disso, o silício contribui para a redução da contração da liga durante o resfriamento, diminuindo a formação de porosidades nas peças fundidas e, conseqüentemente, aumentando sua resistência e durabilidade. Por fim, o silício também apresenta um baixo coeficiente de expansão térmica, o que significa que as peças fundidas com este elemento tendem a se deformar menos em resposta às mudanças de temperatura, garantindo maior dimensionalidade e estabilidade (Gomes e Bresciani, 1976; Freitas, 2010; Fernandez, 2011).

As ligas de alumínio com silício exibem uma microestrutura eutética caracterizada por cristais de silício em forma de placas finas, os quais têm uma contribuição na redução da ductilidade da liga (Ferrarini, 2005). No estudo de Silva (2016), as ligas Al-Si hipoeutéticas, a microestrutura é predominantemente composta por dendritas da fase de alumínio, conhecida como fase alfa (α), constituída principalmente por alumínio quase puro com uma certa solubilidade de silício. No ponto eutético, a solidificação ocorre a uma temperatura abaixo de 577 °C em uma composição com 12,6% de Si, resultando na formação da fase α , que é uma solução sólida de alumínio contendo cristais puros de silício. A Figura 3 demonstra o diagrama binário formado entre Al e Si.

Figura 3 – Diagrama do sistema Al-Si.



Fonte: Ferrarini, 2005.

As ligas Al-Si são categorizadas conforme o teor de silício presente, sendo divididas em três grupos distintos: as ligas hipoeutéticas contêm 5 a 10% de Si em peso, as ligas eutéticas apresentam 11 a 13% de Si em peso, enquanto as ligas hipereutéticas possuem de 14 a 20% de Si em peso (Ferrarini, 2005).

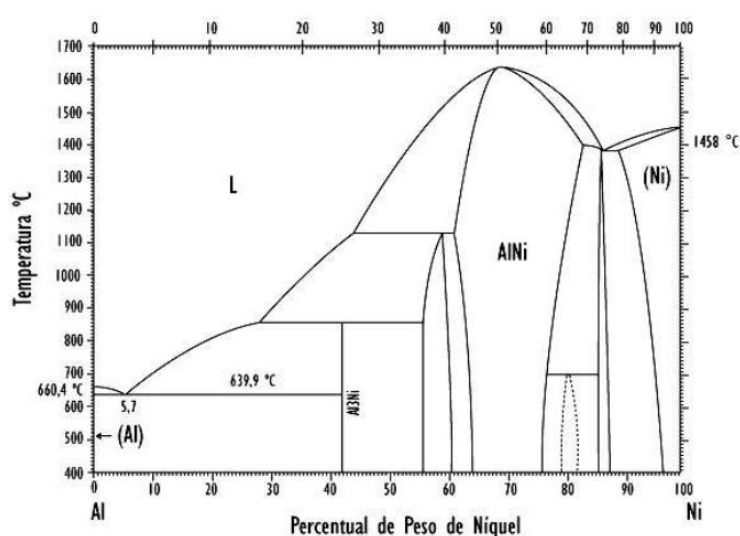
2.6. Níquel

A liga de alumínio e níquel possui uma importância tecnológica. Estudos voltados para materiais estruturais com resistência a altas temperaturas identificaram no sistema Al-Ni propriedades vantajosas, como boas características elétricas, magnéticas e ópticas, além da resistência à oxidação e elevado ponto de fusão (Kaya *et al.*, 2012, *apud* Braga, 2022).

O níquel é um elemento frequentemente utilizado junto ao cobre para realçar as propriedades do material a altas temperaturas. Também é responsável pela redução do coeficiente de expansão térmica da liga (Kaufman; Rooy, 2004).

O Ni em até 2% em peso resulta em um aumento de resistência da liga, contudo, reduz sua ductilidade. A adição de teores de abaixo de 0,05% Ni, permitem que a liga seja tratada termicamente (Batalu; Georgeta; Angel, 2006). A Figura 4 ilustra o diagrama binário formado entre Al e Ni.

Figura 4 – Diagrama do sistema Al-Ni.



Fonte: Adaptado de ASM International Vol 9, 2004.

Na composição hipoeutética da liga Al-Ni, a microestrutura formada durante a solidificação consiste em uma matriz dendrítica composta pela fase α , rica em Al, com uma mistura eutética na região interdendrítica. Esta mistura possui tanto a fase α quanto o composto intermetálico Al_3Ni . O arranjo das partículas duras de Al_3Ni nas regiões interdendríticas, que permanecem estáveis a temperaturas abaixo de 500 °C, fornecendo um reforço à matriz dendrítica, resultando em um aumento da resistência mecânica (Canté, 2009).

2.7. Ferro

O ferro é uma impureza mais frequentemente presente no alumínio, podendo ser presente como contaminante tanto no refinamento da bauxita quanto nos processos de fundição, devido à presença de óxidos de ferro no minério. Em ligas de Alumínio-Silício, essa impureza

auxilia no aumento da resistência a trincas a quente; no entanto, um aumento na quantidade de ferro reduz a ductilidade (ASM International, 1998 *apud* Meurer, 2022).

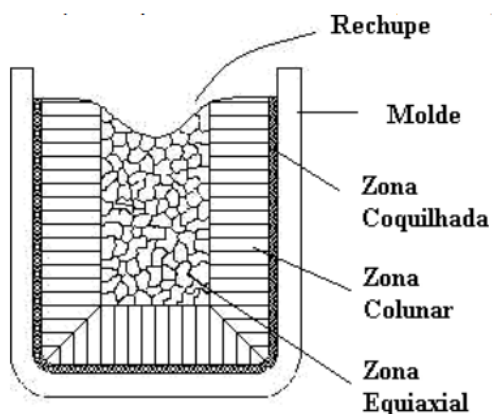
2.8. Solidificação dos Metais

O material inicia o processo de solidificação quando o molde retira o calor do banho metálico, resultando em uma transformação líquido-sólido. Durante esse evento ocorrem diversos fenômenos que podem influenciar no desempenho do produto, como a heterogeneidade (Prates; Davies, 1978).

Assim, a dinâmica solidificação interfere também na microestrutura, que consequentemente altera as propriedades do material fundido. Portanto, parâmetros como a temperatura de vazamento e o pré-aquecimento do molde são fatores que influenciam tanto na velocidade como na taxa de resfriamento e nos gradientes térmicos, dessa forma determinando o grau de refinamento da estrutura cristalina (Garcia, 2001).

De acordo com Prazeres (2016), após a solidificação dos materiais policristalinos é possível identificar zonas estruturais: a zona coquilhada, localizada próximo à parede do molde, a zona colunar, os grãos são alongados e paralelos à direção do fluxo de calor e a zona equiaxiais, localizado na região central do material fundido e caracterizado por grãos aleatórios, essas zonas são observadas na Figura 5.

Figura 5 – Representação esquemática das zonas macroestruturais possíveis.



Fonte: Garcia, 2001.

2.8.1. Zona coquilhada

A zona coquilhada é constituída próximo à parede do molde pelo primeiro contato do metal líquido com o molde frio do vazamento. Resultando em altas taxas de resfriamento, provocando uma diminuição da temperatura local, favorecendo uma intensa nucleação de grãos. Essa brusca diminuição de temperatura induz um superesfriamento térmico, ocasionando em grãos cristalinos de forma e tamanho pequeno e orientações cristalográficas aleatórias (Garcia, 2007).

2.8.2. Zona colunar

A zona colunar é formada por grãos alongados e na direção paralela ao fluxo de calor. São oriundos do crescimento de grãos a partir de núcleos originados do rápido resfriamento do líquido nos primórdios da solidificação, e que possuem a direção cristalográfica propício ao crescimento na direção da extração do calor. Esses núcleos se desenvolvem mais rapidamente que os demais, impedindo o crescimento dos grãos coquilhados ou equiaxiais (Dantas, 2014).

2.8.3. Zona equiaxial

A zona equiaxial é gerada na região central do material fundido, constituída por grãos cristalinos de configuração aleatória, com as dimensões maiores que os grãos coquilhados. Esses grãos podem surgir como consequência de eventos isolados de nucleação, a partir da zona colunar ou da nucleação de cristais na superfície livre do líquido. Os núcleos geradores têm diversas origens, mas só podem se desenvolver após o líquido ter atingido temperaturas abaixo da *liquidus* (Garcia, 2001).

2.9. Processos Termomecânico

2.9.1. Deformação plástica

Um material metálico sob esforço mecânico alcança a tensão do limite de escoamento, iniciando a deformação plástica, que pode ocorrer por escorregamento ou maclação. No escorregamento, a deformação plástica resulta do deslizamento de planos de índice baixos e direções preferenciais na estrutura cristalina, originando os sistemas de deslizamento que necessitam menos energia. Os átomos se deslocam de maneira a manter a continuidade da estrutura cristalina. Na maclação, parte da estrutura sofre um desnível em relação à outra, com

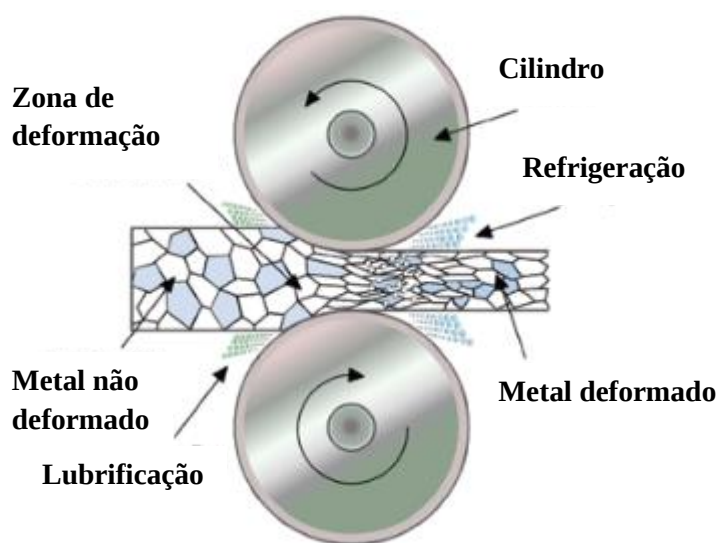
planos deslocando-se para preservar a continuidade das distâncias entre átomos de diferentes planos, para o deslocamento dos planos é necessário o envolvimento das tensões de cisalhamento (Soares, 2023).

Além disso, durante a deformação plástica, ocorre o encruamento, que é caracterizado pela variação na posição e no tamanho do domínio elástico. O deslocamento do domínio elástico, conhecido como encruamento cinemático, e a variação no tamanho do domínio elástico, denominado encruamento isotrópico, são fenômenos que resultam das tensões aplicadas e da reorganização dos átomos na estrutura cristalina (Viggiano, 2020).

2.9.2. Laminação

O processo de laminação consiste na conformação plástica do material entre rolos cilíndricos ocasionadas por tensões compressivas indiretas, acompanhadas por tensões cisalhantes. Geradas pela motorização dos rolos, a força de atrito entre o material e os rolos de laminação é responsável pela deformação (Silva, 2022). A Figura 6 representa este processo

Figura 6 – Representação esquemática de um processo de laminação.



Fonte: Lara, 2020.

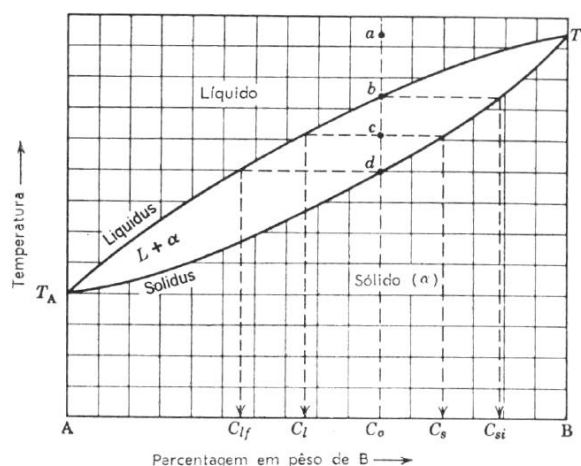
A laminação a frio ocorre quando a temperatura de trabalho é menor que a temperatura de recristalização do material. Esse processo aumenta a resistência mecânica e dureza da liga, melhora o acabamento superficial. Os grãos derivados da laminação a frio apresentam morfologia achatada e alongadas, com uma orientação preferencial que confere uma estrutura anisotrópica ao material (Silva, 2022).

2.10. Tratamento térmico

A solubilidade dos elementos é elevada com o aumento da temperatura até à temperatura de *solidus*, um esquema representativo pode ser visualizado na Figura 7. Posteriormente, o envelhecimento para ajustar a formação e distribuição das fases. É possível obter um maior endurecimento quando o material é submetido a ciclos térmicos completos (Dias, 2020). Assim, dependendo da aplicação, diferentes tipos de tratamento térmico podem ser aplicados para obter um material com uma combinação de propriedades físicas e mecânicas desejada.

Uma aplicação comum é a reversão das propriedades e microestruturas de um metal encruado para seu estado anterior a deformação por meio do tratamento térmico de recozimento, essa restauração envolve dois processos diferentes: a recuperação e a recristalização; que podem resultar em um crescimento de grão (Nascimento, 2014).

Figura 7 – Representação esquemática das fases.



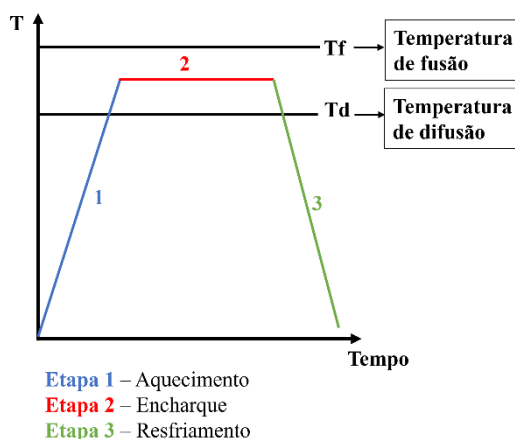
Fonte: Ouro, 2015.

2.11. Recozimento

O recozimento é um tratamento térmico em que o material é submetido a uma temperatura elevada por um longo período e, em seguida, resfriado de forma gradual, um esquema representativo pode ser visualizado na Figura 8. Em geral, esse procedimento visa (1) aliviar tensões internas; (2) diminuir a dureza, ao mesmo tempo em que aumenta a ductilidade e a tenacidade; e/ou (3) desenvolver uma microestrutura específica. Existem diferentes tipos de recozimento, sendo cada um caracterizado pelas alterações que promovem, geralmente no nível

microestrutural, que impactam diretamente as propriedades mecânicas do material (Callister, 2020).

Figura 8 – Representação esquemática de um ciclo térmico para homogeneização.



Fonte: Autora, 2025.

2.11.1. Recuperação

Conforme Souza (2021), a recuperação envolve a restauração parcial da ductilidade e da tenacidade do material deformado, devido à eliminação e rearranjo de discordâncias. Em consonância com Padilha e Siciliano (2005), o fenômeno da recuperação é dividido em etapas, como:

- As discordâncias formadas pela deformação são removidas de duas formas. A primeira quando duas discordâncias do tipo cunha de sinais opostos se encontram no mesmo plano de deslizamento ou pela combinação de escorregamento e desvio nas discordâncias do tipo hélice com vetores de Burgers opostos.
- Se as discordâncias não foram eliminadas na etapa anterior possuem mobilidade suficiente, geram estruturas denominadas subgrãos ou contornos de grãos de baixo ângulo. Sem a aplicação de tensão externa, a formação de subgrãos necessita de temperaturas elevadas, possibilitando a ocorrência de mecanismos como escorregamento com desvio e escalada.

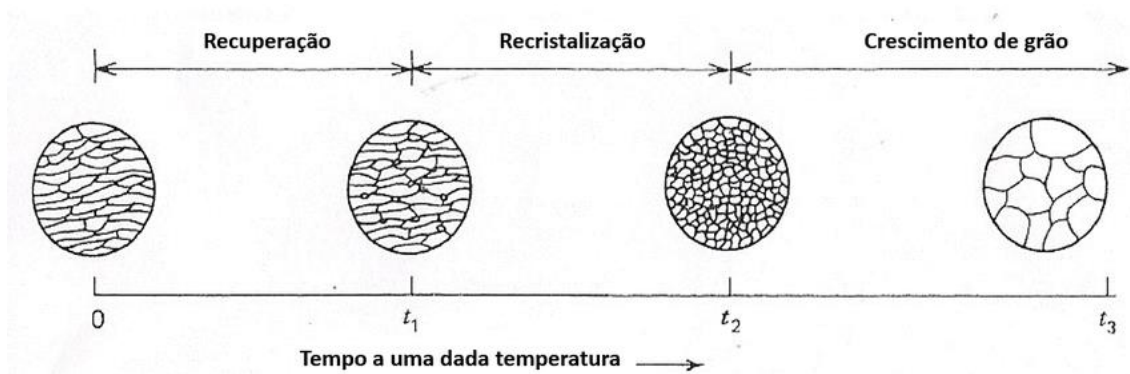
2.11.2. Recristalização

A recristalização é o processo de formação e crescimento de novos grãos em uma matriz metálica encruada, que ocorre durante o recozimento do material deformado (Padilha; Siciliano, 2005), uma representação pode ser visualizado na Figura 9. Segundo Souza (2021), um material

recristalizado perde resistência mecânica, evidenciado por uma diminuição de dureza e limite de escoamento, mas recupera propriedades como tenacidade à fratura e ductilidade.

O fenômeno de recristalização provoca mudanças microestruturais em um material devido ao tratamento térmico, resultando na formação de grãos sem defeitos e com uma menor energia acumulada. A formação de novos grãos é chamada de recristalização primária, enquanto o crescimento dos grãos a tamanhos maiores é conhecido como recristalização secundária. O crescimento anormal dos grãos pode ser interpretado como a remoção de imperfeições na microestrutura por migração de contornos de alto ângulo. A migração desses contornos continua até que os grãos se encontrem, marcando a finalização da recristalização primária. Em algumas ligas, o recozimento pode amolecer o material sem a formação e migração dos contornos de alto ângulos (Espósito, 2006).

Figura 9 – Representação esquemática da sequência recuperação, recristalização e crescimento de grão.

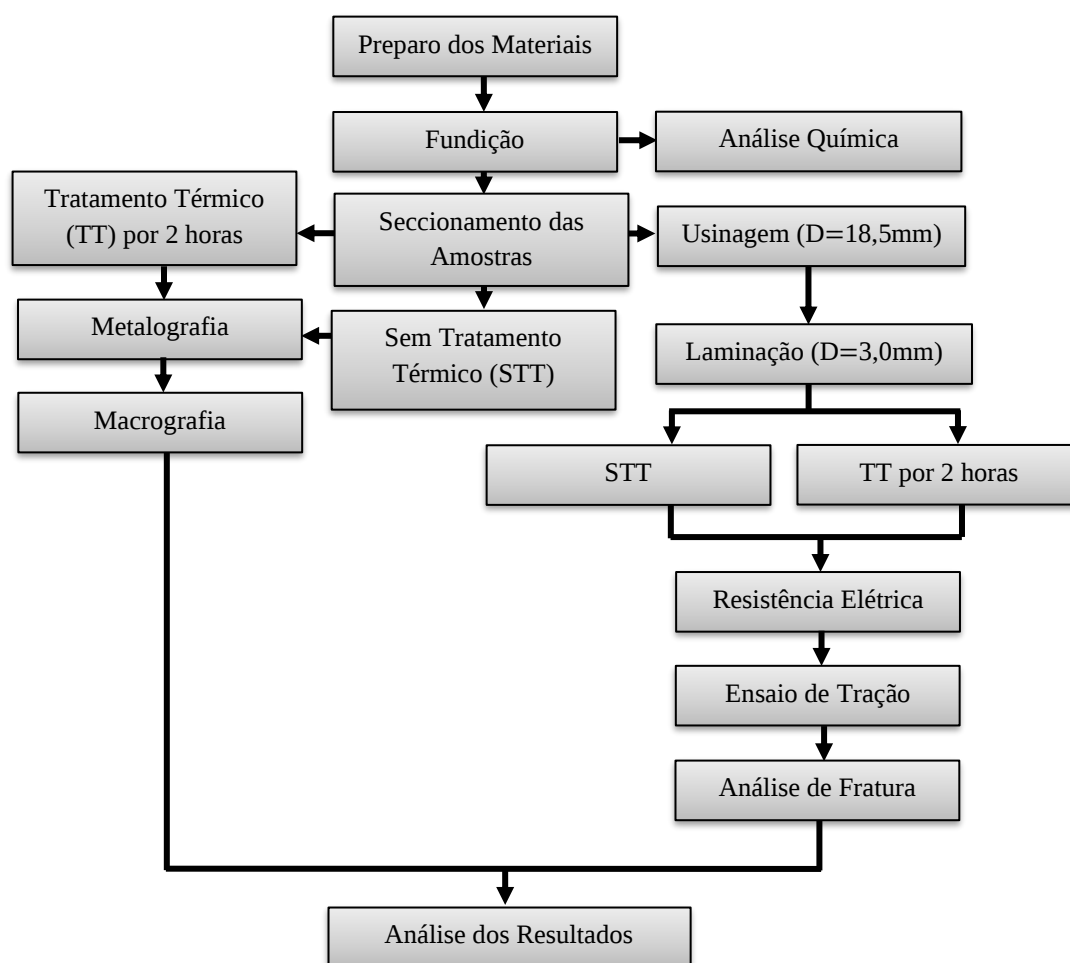


Fonte: Hubmann, 2016.

3. METODOLOGIA

Os trabalhos foram realizados no Laboratório de Metalografia e Tratamento Térmico relacionado ao Grupo de Pesquisa em Engenharia de Materiais (GPEMAT) da Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM), situado na Universidade Federal do Pará (UFPA) no campus de Belém. A metodologia aplicada é visualizada no fluxograma, apresentado na Figura 10.

Figura 10 - Fluxograma da metodologia utilizado na pesquisa.



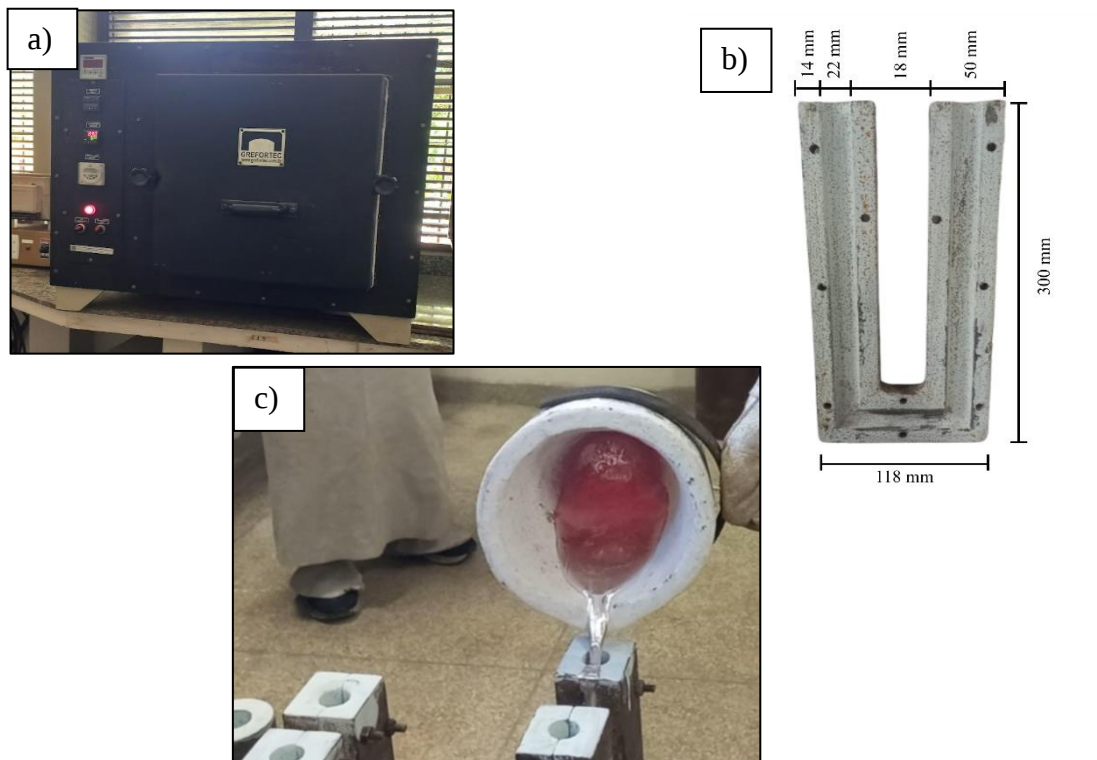
Fonte: Autora, 2025.

3.1. Fabricação das Ligas

Para o processo de fabricação das ligas foi realizado o cálculo estequiométrico para determinar a massa dos elementos que foram adicionados, as porcentagens da liga foram em peso de alumínio 0,5% de silício (Si) e 0,04% e 0,3% de níquel (Ni). Posteriormente, os elementos foram inseridos no cadinho de carbetto de silício, revestido com alumina líquida, e levados ao forno mufla da marca GREFORTEC, visualizado na Figura 11–a, a uma temperatura de 900 °C, para a fundição dos materiais. Após a homogeneização dos metais, os banhos

metálicos foram vazados em seus respectivos moldes de coquilha metálica em formato de “U”, apresentados na Figura 11–b e Figura 11–c, revestido de alumina em suspensão.

Figura 11 – Fundição: a) Forno mufla; b) Molde coquilha metálica; c) Vazamento do banho metálico.



Fonte: Autora, 2025.

3.2. Análise Química

Uma amostra de cada liga foi retirada do lingote, para análise química utilizando espectrômetro de emissão óptica (EEO), modelo Foundry Master Xpert, apresentado na Figura 12. A composição química da amostra foi determinada através da média aritmética de três leituras da composição química.

Figura 12 – Espectrômetro para a realização da análise química.



Fonte: Autora, 2025.

3.3. Metalografia

A metalografia foi realizada com o objetivo de preparar os corpos de prova para a visualização da microestrutura. As peças passaram pelo lixamento, utilizando lixas de granulometria decrescente (80, 120, 220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 e 1500 *meshs*), após essa etapa as amostras foram para o polimento com alumina líquida de 1,0; 0,5 e 0,3 μm para a retirada dos padrões das lixas. Em seguida, realizou-se o ataque químico com reagente Keller ($\text{HF} + \text{HCl} + \text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$), que consiste na imersão da superfície do corpo de prova no reagente durante 10 segundos, para revelação da macrografia da amostra.

3.4. Macrografia

Macrografia consiste na visualização em uma ampliação de no máximo 10 vezes da superfície plana das peças, após o ataque químico. Esse procedimento é efetuado para analisar o processo de fabricação no qual a peça foi submetida, sua uniformidade e defeitos específicos como porosidade. Portanto, foi realizado com o objetivo analisar as condições macroestruturais no momento da solidificação da liga.

3.5. Laminação dos Fios

Uma parte das amostras de cada liga, foram usinagem, com o objetivo de reduzir seus diâmetros de 22,0 mm para 18,5 mm com a finalidade de sofrer a laminação e o maior diâmetro obtido no laminador foi de 18,5 mm. Os fios utilizados nos ensaios de tração e caracterização elétrica foram produzidos pelo método de laminação a frio, através de dois laminadores elétricos duo reversível, da marca MENAC, mostrado na Figura 13-a, após o processo de laminação as amostras atingiram o diâmetro de 3,0 mm, ilustrado na Figura 13-b.

Figura 13 – Laminação: a) Dois laminadores; b) fio de 3 mm.



Fonte: Autora, 2025.

3.6. Tratamento Térmico

Os fios produzidos no processo de laminação, foram cortados no tamanho de 400 mm e em seguida tratados termicamente na estufa, da marca NEVONI do modelo NV 1.0, visualizado na Figura 14. Foi realizado tratamento térmico de recozimento nas ligas, nas seguintes temperaturas: 200, 300 e 400 °C por 2 horas. As temperaturas foram selecionadas com fundamentação na literatura de Mavlyutov, *et al.* (2017) e o tempo sendo especificada para este trabalho com base no estudo Espósito (2006).

Figura 14 – Estufa para o tratamento térmico.



Fonte: Autora, 2025.

3.7. Caracterização Elétrica

Após o tratamento térmico de uma parte dos fios, todas as amostras foram submetidas ao ensaio de resistência elétrica em um microohmímetro MegaBras 2000-e, apresentado na Figura 15, através do método da ponte de Kelvin. O ensaio foi efetuado de acordo com os procedimentos descritos pelos padrões disponíveis na literatura (NBR 6814, NBR 5118, ASTM B193). Os resultados obtidos foram posteriormente transformados em condutividade elétrica na escala (IACS %) “International Annealed Cooper Standard”.

Figura 15 – Dispositivo de medição de resistividade elétrica.



Fonte: Autora, 2025.

Para a transformação da resistência elétrica para condutividade elétrica na escala (IACS %) foi realizada a medição da resistência elétrica em uma temperatura excedendo 10 °C e abaixo de 30 °C e preferivelmente a 20 °C como aconselhado pela norma NBR 2118. Logo após a obtenção dos dados a partir da leitura das resistências dos corpos de provas para o diâmetro de 3 mm, utilizou-se a equação definida pela norma NBR 6814 mostrada na Eq. 1 a seguir:

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

onde:

t = temperatura no qual foi realizada a medição (°C);

R_t = resistência a T °C (Ω);

R_{20} = resistência corrigida a 20 °C (Ω);

α = coeficiente de variação da resistência com a temperatura 20 °C, determinada pela norma para ligas de alumínio.

A resistência repara a 20 °C possibilita a aquisição da resistividade, disponibilizado pela Eq. 2, de acordo com a norma NBR 6815

$$R_v = \rho_c \cdot A \quad (2)$$

onde:

R_v = resistência do corpo de prova por unidade de comprimento a 20 °C ($\frac{\Omega}{m}$);

ρ_c = resistência volumétrica do corpo de prova a 20 °C ($\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$);

A = área da secção transversal do corpo de prova (mm^2).

Os dados obtidos foram convertidos para % IACS que corresponde a equivalência apresentada por um fio de cobre com 1 m de comprimento, 1 mm² de seção transversal a 20 °C, é representada pela Eq. 3:

$$\Phi = \frac{\varphi_{Cu}}{\varphi_{Al}} \quad (3)$$

onde:

φ = condutividade elétrica do fio em IACS;

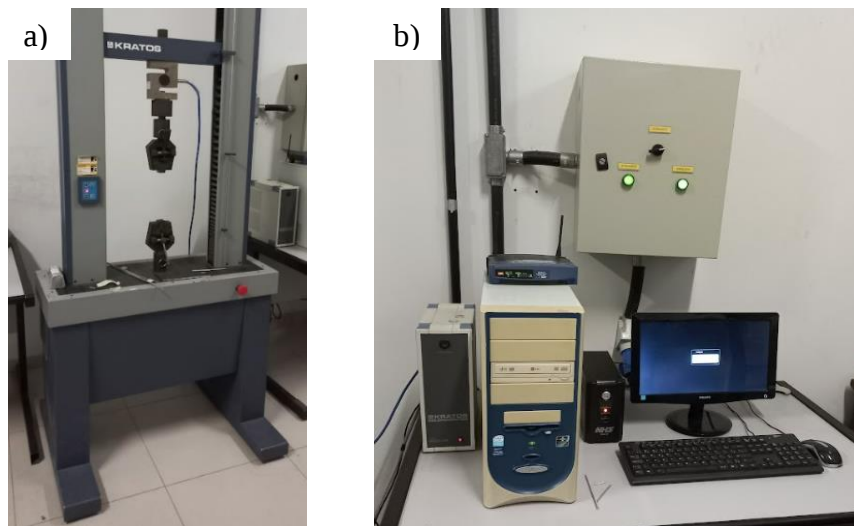
φ_{Cu} = resistência elétrica do cobre $\left(\frac{\Omega \cdot mm^2}{m} \right)$;

φ_{Al} = resistência elétrica do alumínio $\left(\frac{\Omega \cdot mm^2}{m} \right)$.

3.8. Limite de Resistência à Tração

Após o teste de resistência elétrica, realizou-se o ensaio de tração, para analisar suas propriedades mecânicas. O ensaio foi efetuado pela máquina de ensaio universal KRATOS, modelo IKCL1- USB, ligado a um computador com sistema de aquisição de dados, mostrada na Figura 16, pertencente ao laboratório de ensaios mecânicos do grupo GPEMAT. Os testes de tração foram realizados segundo a norma para cabos elétricos NBR 6810, executados em amostras com o comprimento de 200 mm e um comprimento útil de 150 mm.

Figura 16 – Máquina do ensaio de tração: a) KRATOS; b) Computador para aquisição de dados.



Fonte: Autora, 2025.

3.9. Microscopia Eletrônica de Varredura

A microestrutura das ligas foi analisada a partir de corpos de prova oriundos do ensaio de tração. Esses corpos de prova passaram por um processo de preparação que consiste no corte das amostras em aproximadamente 5 mm e o lixamento da base. Após o lixamento, as amostras

foram limpas em um equipamento ultrassônico Yaxun 3060, utilizando ondas que agiram primeiro em uma solução de água destilada e, em seguida, em álcool etílico absoluto, P.A. 99,99%. Posteriormente, as amostras foram encaminhadas para a caracterização microestrutural, utilizando o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), modelo TM3000 da marca Hitachi, como ilustrado na Figura 17. Permitiu uma avaliação microscópica dos aspectos das fraturas, com o suporte de softwares que auxiliam na análise do tamanho e da forma.

Figura 17 – Microscópio eletrônico de varredura.



Fonte: Autora, 2025.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Análise Química

Na Tabela 2, encontra-se a composição química das ligas. Verificou-se que os cálculos estequiométricos realizados foram efetuados, de forma a verificar a composição química está de acordo com o requerido. A composição química desejada foi Al-0,5%Si-0,04%Ni e Al-0,5%Si-0,3%Ni.

Tabela 2 – Composição química das ligas fundidas.

Ligas	Elementos (%)			
	Al	Si	Fe	Ni
Al-0,5%Si	99,0	0,59	0,30	–
Al-0,5%Si-0,04%Ni	98,9	0,51	0,41	0,04
Al-0,5%Si-0,3%Ni	98,9	0,51	0,12	0,4

Fonte: Autora, 2025.

Esses resultados representam de forma quantitativa os valores de uma média realizada em, no mínimo, 3 (três) pontos distintos das amostras. Houve uma pequena variação de 0,09% no teor de Si na amostra Al-Si e de 0,1% de Ni na amostra Al-Si-0,3%Ni. Porém, essas alterações não modificam o fato de que as ligas alcançaram valores relativamente próximos ao desejado, indicando que as ligas atingiram os valores requeridos.

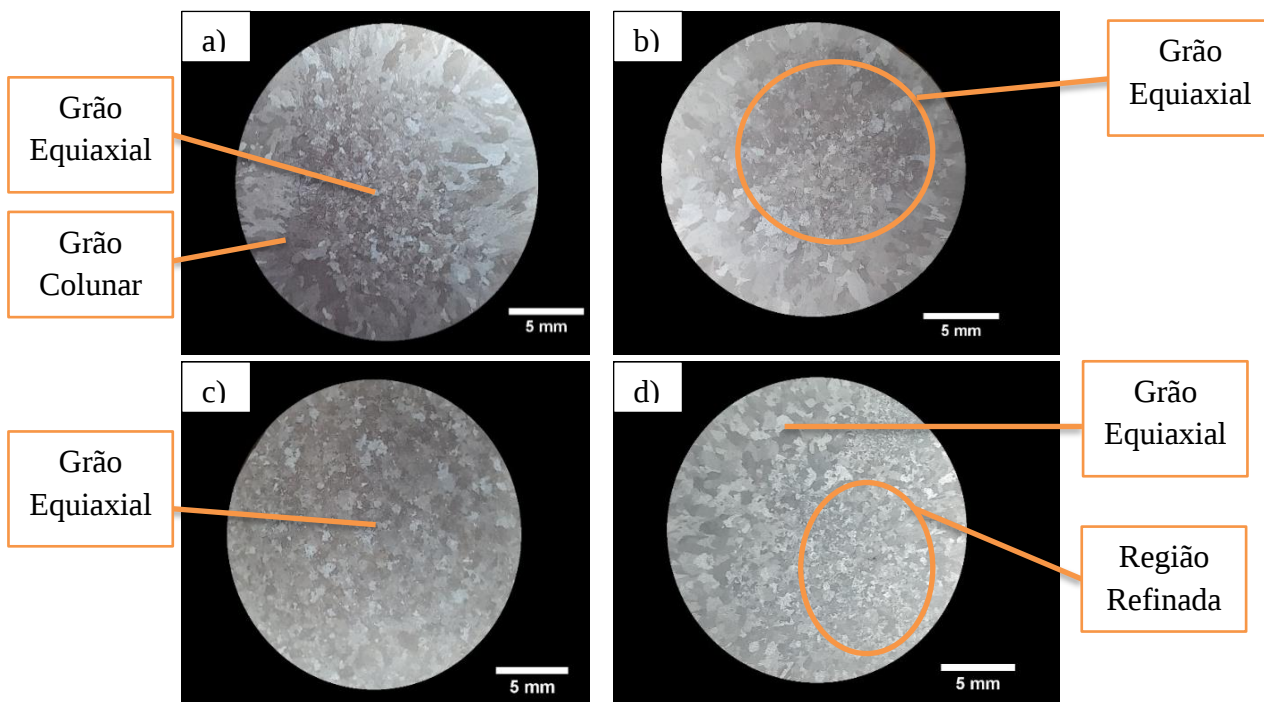
Todavia, a composição química mostrou a presença de ferro (Fe), que não foi inserido na liga, o que sugere que o Al utilizado na fabricação da liga continha Fe como impureza. Um elemento, mesmo que em baixos teores, pode promover mudança na propriedade do material (Magalhães, 2020). Portanto, o Fe pode ocasionar mudanças nas propriedades das ligas.

4.2. Macrografia

A Figura 18 mostra as morfologias da liga Al-Si sem e com tratamento térmico de recozimento a 200, 300 e 400 °C. Evidenciou-se que a essa liga, sem tratamento térmico (STT), Figura 18–a, apresentou uma predominância de grãos equiaxiais no centro, enquanto nas extremidades há uma maior concentração de grãos colunares. Com o tratamento térmico (TT) a 200 °C, Figura 18–b, observou-se uma diminuição dos grãos colunares nas extremidades e uma maior predominância dos grãos equiaxiais. Com o TT a 300 °C, Figura 18–c, foi possível

identificar a predominância dos grãos equiaxiais e, com o TT a 400 °C, Figura 18–d, identificou-se regiões refinadas e áreas com grãos equiaxiais maiores em comparação com as demais amostras da liga Al-Si.

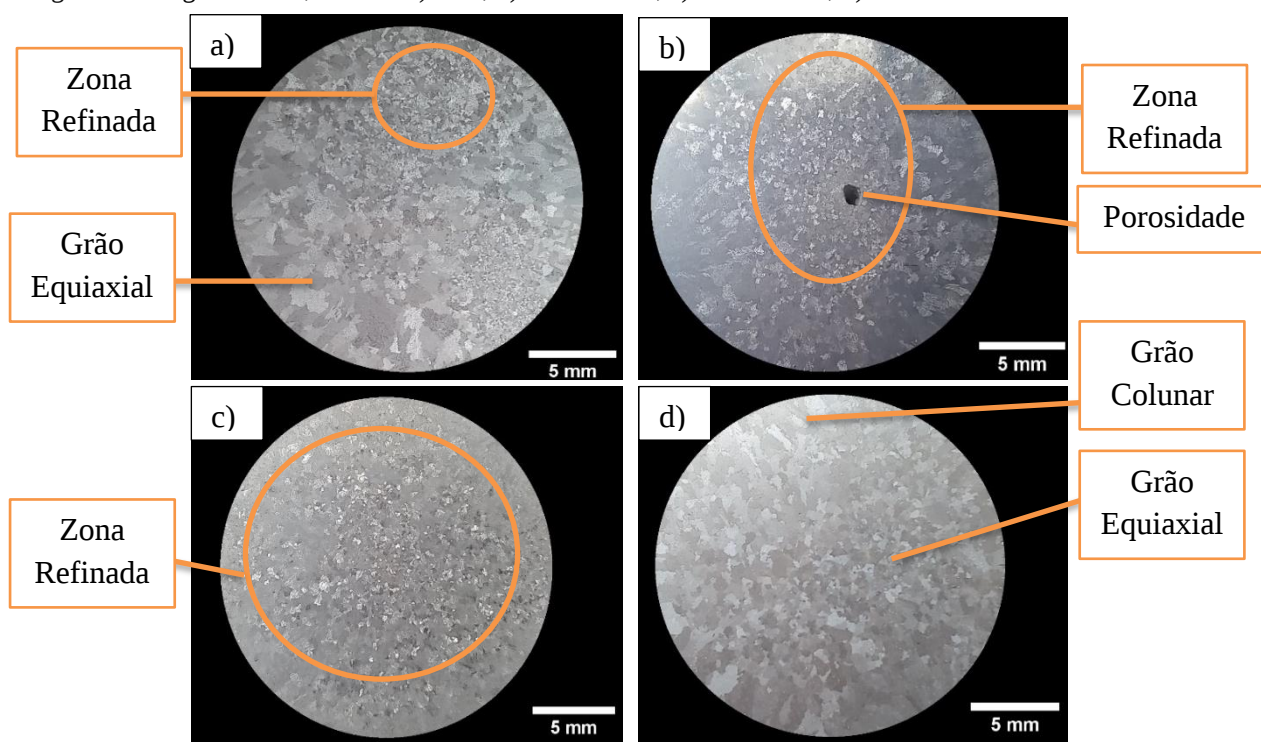
Figura 18 – Ligas Al-Si: a) STT; b) TT a 200 °C; c) TT a 300 °C; d) TT a 400 °C.



Fonte: Autora, 2025.

Ao analisar a Figura 19, observou-se as morfologias da liga Al-Si-0,04%Ni sem e com TT de recozimento a 200, 300 e 400 °C. Verificou-se na liga STT, Figura 19–a, zonas refinadas e grãos equiaxiais maiores em comparação à liga Al-Si STT. Com o TT a 200 °C, Figura 19–b, evidenciou-se a presença de grãos colunares, regiões refinadas e grãos equiaxiais menores em comparação à STT. Com o TT a 300 °C, Figura 19–c, observou-se uma estrutura predominantemente refinada. Já com o TT a 400 °C, Figura 19–d, percebeu-se uma predominância de grãos equiaxiais e áreas com grãos colunares.

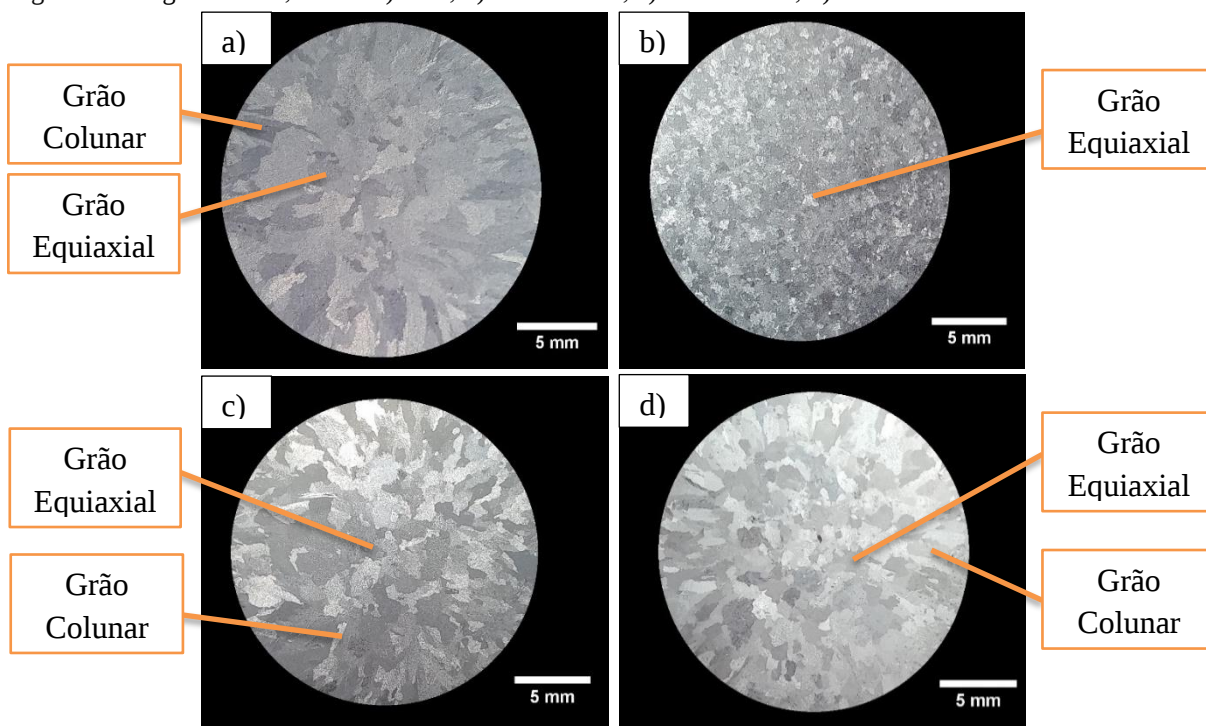
Figura 19 – Ligas Al-Si-0,04% Ni: a) STT; b) TT a 200 °C; c) TT a 300 °C; d) TT a 400 °C.



Fonte: Autora, 2025.

Verificou-se na Figura 20 as morfologias da liga Al-Si-0,3%Ni sem e com TT de recozimento a 200, 300 e 400 °C. Na liga STT, Figura 20–a, foram observados grãos equiaxiais maiores em comparação às ligas Al-Si e Al-Si-0,04%Ni STT, e grãos colunares. Na liga com TT a 200 °C, Figura 20–b, foi possível identificar uma estrutura predominantemente de grãos equiaxiais menores em comparação à liga Al-Si-0,3%Ni STT. Enquanto que a liga recozida a 300 °C, Figura 20–c, apresentou uma estrutura com uma predominância de grãos equiaxiais. Na estrutura com TT a 400 °C, Figura 20–d, foram observados grãos equiaxiais no centro e grãos colunares nas extremidades.

Figura 20 – Ligas Al-Si-0,3% Ni: a) STT; b) TT a 200 °C; c) TT a 300 °C; d) TT a 400 °C.



Fonte: Autora, 2025.

Os grãos equiaxiais e colunares influenciam na determinação das propriedades mecânicas e microestruturais das ligas fundidas. Grãos equiaxiais, caracterizado por sua forma aproximadamente igual em todas as direções, e grãos colunares, que são alongados e orientados em uma direção preferencial, podem surgir durante a solidificação dependendo das condições térmicas e composição química da liga (Felipe Júnior, 2019; Dantas, 2014; Garcia, 2001).

O modelo multifase/multiescala aborda a transição entre essas duas formas de grãos ao considerar a conservação de espécies e energia, juntamente com as leis de crescimento de estruturas dendríticas (Martorano *et al.*, 2003, *apud* Felipe Júnior, 2019). Portanto, a transição entre as diferentes formas de grãos é um processo que envolve a reorganização dos átomos e a variação da energia do sistema. Assim, a alteração dos grãos quando incorporado um elemento ou quando submetido a uma mudança de energia como TT é justificada.

Nas morfologias apresentadas não foi possível verificar a presença da zona coquilhada, tem possibilidade desse fenômeno não ocorrer devido à ausência da separação de ramos dendríticos dos cristais que está associada a convecção no líquido durante o processo de solidificação (Beskow, 2008; Gomes, 2015).

De acordo com Figueiredo *et al.* (2008), os grãos equiaxiais são resultado de um resfriamento lento. Portanto, isso explica a presença desses grãos estarem mais presente no centro das amostras, uma vez que o resfriamento interface metal/molde é mais rápido. Em consonância com Marques (2023), que reforça que as zonas colunares partem da interface

metal/molde até o centro da amostra, com suas origens de um resfriamento rápido na solidificação do metal que possivelmente favoreceram o crescimento cristalográfico.

Com uma alta velocidade de solidificação e de taxa de resfriamento, promove-se a nucleação. Isso limita a propagação dendrítica, originando uma estrutura mais refinada (Lipton-Glicksman-Kurs, 1984, *apud* Felipe Júnior, 2019). Dessa forma, provavelmente as áreas e morfologias refinadas sejam ocasionadas pela limitação do desenvolvimento dendrítico, proporcionada pelo aumento da taxa de nucleação.

De acordo com Lage (2021), o recozimento tende a aumentar o tamanho dos grãos e proporcionar uma estrutura mais heterogênea. Portanto, a alteração ao longo das morfologias das ligas pode indicar que o recozimento estava permitindo uma modificação na configuração e orientação dos grãos, com a finalidade de promover uma estrutura mais homogênea e com grãos maiores.

4.3. Condutividade Elétrica

As ligas de Al-Si, não tratadas e tratadas termicamente, foram submetidas a caracterização elétrica, por meio do ensaio de resistência elétrica e os resultados foram convertidos em condutividade elétrica, os resultados podem ser visualizados na Tabela 3.

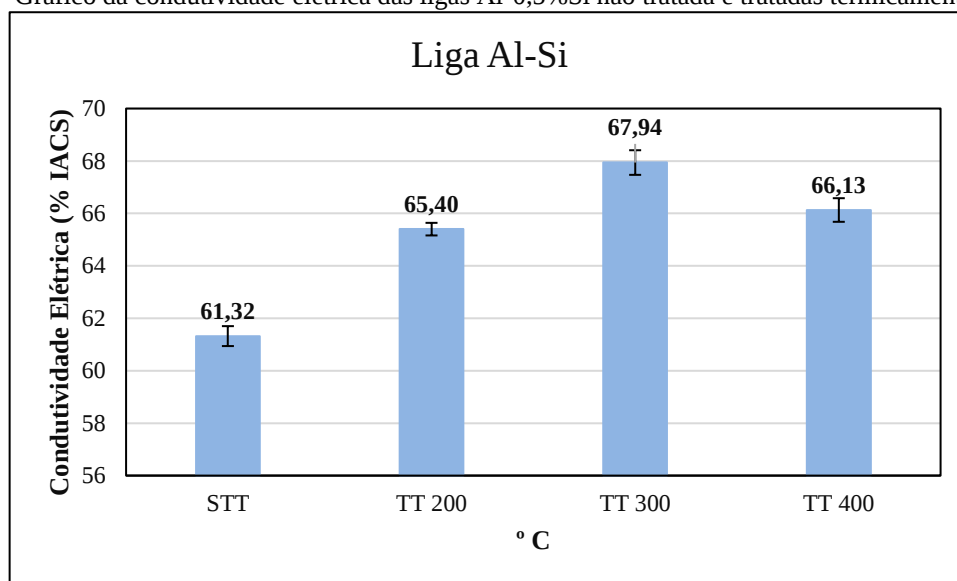
Tabela 3 – Condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si tratadas termicamente e não tratada.

Al-Si	Média (%IACS)	Desvio Padrão
STT	61,32	± 0,38
TT 200	65,40	± 0,24
TT 300	67,94	± 0,47
TT 400	66,13	± 0,45

Fonte: Autora, 2025.

A Figura 21 exibe a correlação entre os valores da Tabela 3, que mostram as condutividades elétricas das ligas Al-Si submetidas a diferentes temperaturas de recozimento durante 2 horas. Ao comparar a amostra STT com as amostras recozidas a 200, 300 e 400 °C, observou-se uma variação nas condutividades elétricas de 4,08, 6,62 e 4,81%, respectivamente.

Figura 21 – Gráfico da condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si não tratada e tratadas termicamente.



Fonte: Autora, 2025.

As ligas de Al-Si-0,04%Ni, não tratadas e tratadas termicamente, passaram por uma análise de suas propriedades elétricas através do teste de resistência elétrica. Os resultados obtidos foram convertidos para condutividade elétrica, estão apresentados na Tabela 4.

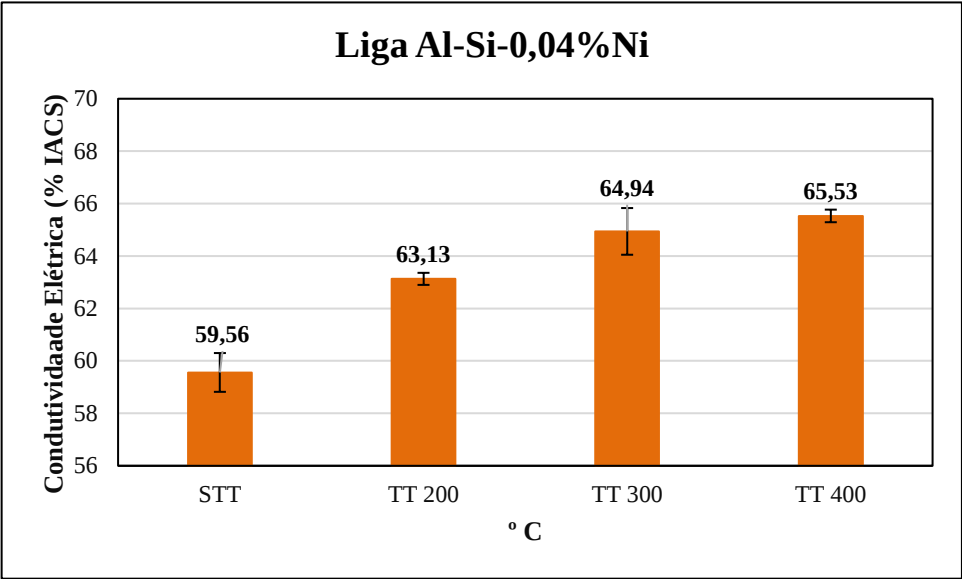
Tabela 4 – Condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si-0,04%Ni tratadas termicamente e não tratada.

Al-Si-0,04%Ni	Média (%IACS)	Desvio Padrão
STT	59,56	± 0,74
TT 200	63,13	± 0,23
TT 300	64,94	± 0,89
TT 400	65,53	± 0,24

Fonte: Autora, 2025.

A Figura 22 apresenta a correlação dos dados da Tabela 4, que mostram as condutividades elétricas das ligas de Al-Si-0,04%Ni submetidas a diferentes temperaturas de recozimento, ao longo de 2 horas. Ao se comparar a amostra STT com as recozidas 200, 300 e 400 °C, foi constatada uma variação nas condutividades elétricas de 3,57, 5,38 e 5,97%, respectivamente.

Figura 22 – Gráfico da condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si-0,04%Ni não tratada e tratadas termicamente.



Fonte: Autora, 2025.

As ligas de Al-Si-0,3%Ni, tratadas e não tratadas termicamente, passaram por uma análise elétrica utilizando o teste de resistência elétrica. Os valores obtidos foram convertidos em condutividade elétrica, os resultados estão apresentados na Tabela 5.

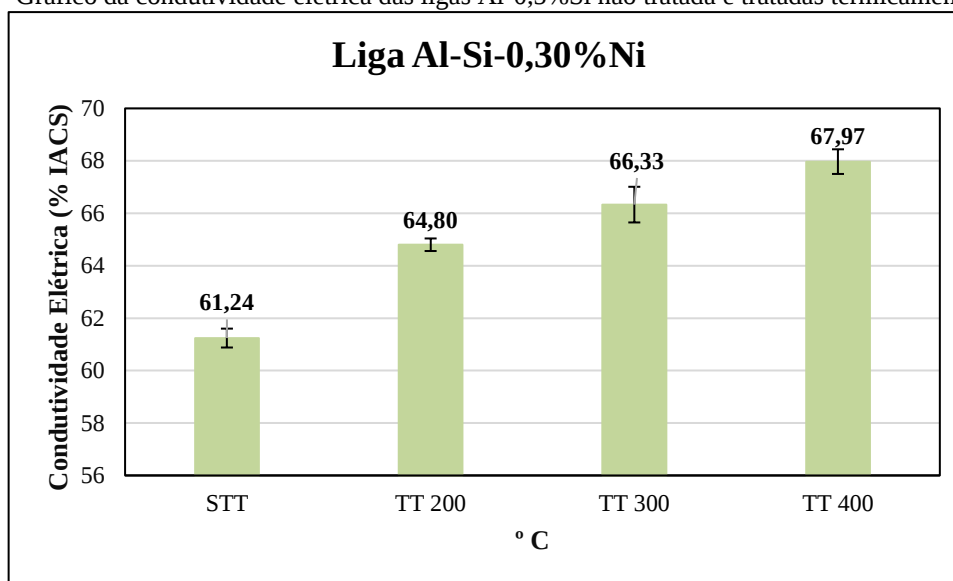
Tabela 5 – Condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si-0,3%Ni tratadas termicamente e não tratada.

Al-Si-0,3%Ni	Média (%IACS)	Desvio Padrão
STT	61,24	± 0,36
TT 200	64,80	± 0,24
TT 300	66,33	± 0,68
TT 400	67,97	± 0,47

Fonte: Autora, 2025.

A Figura 23 ilustra a correlação dos dados da Tabela 5, que detalham as condutividades elétricas das ligas de Al-Si-0,3%Ni expostas a diversas temperaturas de recozimento ao longo de 2 horas de variação térmica. Quando a amostra STT foi comparada às recozidas a 200, 300 e 400 °C, observou-se uma diferença nas condutividades elétricas de 3,56, 5,09 e 6,73%, respectivamente.

Figura 23 – Gráfico da condutividade elétrica das ligas Al-0,5%Si não tratada e tratadas termicamente.



Fonte: Autora, 2025.

Os resultados apresentados nas Figura 21, 22 e 23, demonstram um aumento da condutividade elétrica nas ligas Al-Si, Al-Si-0,04%Ni e Al-Si-0,3%Ni após o tratamento térmico. Verificou-se uma alteração gradual de acordo com o aumento da temperatura nas ligas com adição de Ni, o maior valor da condutividade foi nas ligas submetidas ao recozimento a 400 °C.

As ligas STT resultaram em uma menor condutividade elétrica em comparação às ligas submetidas ao recozimento, isso pode ser explicado pela deformação do fio no processo de laminação, que conforme seu diâmetro é diminuído, a condutividade tende a diminuir, o que, por sua vez, ocasiona uma interferência na recuperação dinâmica do material (Freitas, 2010).

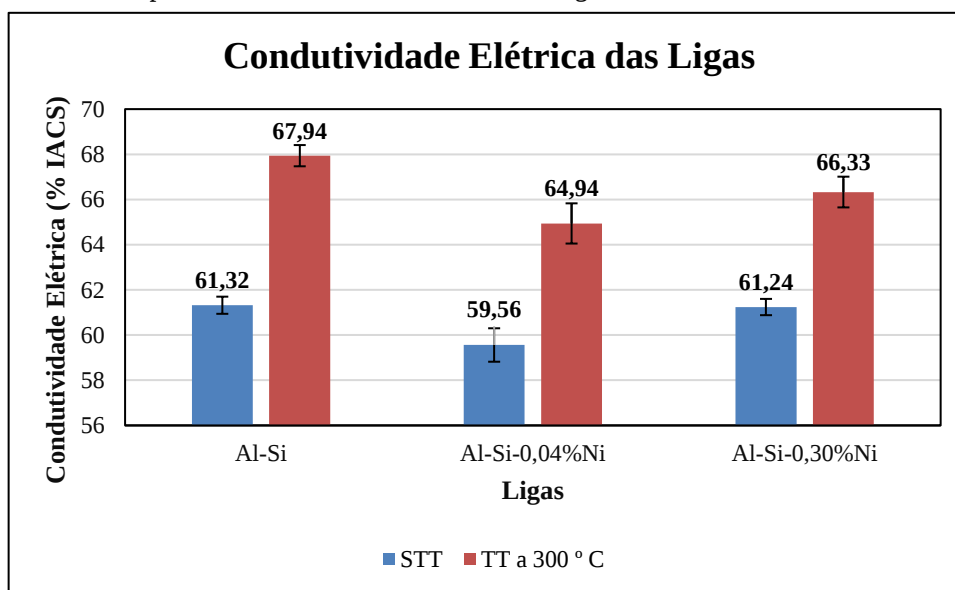
Essas ligas também estão no estado encruado, esse, por sua vez, possui uma alta densidade de discordâncias (Callister, 2020). Segundo Wang *et al.* (2021), o aumento da densidade de discordâncias pode diminuir a condutividade elétrica da liga, especialmente após uma deformação plástica severa (SPD).

Verificou-se que, com a adição do Ni nas ligas STT, obteve-se uma redução dessa propriedade. Esse comportamento possivelmente foi devido ao aumento da concentração de elemento de liga, que proporciona um aumento de discordância. Essas discordâncias agem como obstáculos, proporcionando um desvio ou uma interação de energia com a estrutura (efeito de espalhamento). Além disso, pode ocorrer a formação de compostos intermetálico, os quais influenciam as propriedades da liga. Com o aumento da concentração de Ni (soluto), há uma maior formação da fase Al_3Ni na matriz. Elas interagem com átomos, formando áreas de

maior tensão, o que ocasiona um aumento do efeito de espalhamento dos elétrons (Pinto, 2023; Wang *et al.*, 2021).

A Figura 24 apresenta a correlação dos dados de condutividade elétrica das ligas Al-Si, Al-Si-0,04%Ni e Al-Si-0,3%Ni, não tratada termicamente e tratadas a 300 °C. Verificou-se uma variação nas condutividades elétricas de 6,62, 5,38 e 5,09%, respectivamente, ao comparar as amostras tratadas com as não tratadas.

Figura 24 – Gráfico comparativo da condutividade elétrica das ligas não tratadas e tratadas a 300 °C.



Fonte: Autora, 2025.

Observou-se que, ao realizar o recozimento nas ligas, especialmente na temperatura de 300 °C, houve um aprimoramento da condutividade elétrica. Esse comportamento pode ser atribuído a uma etapa do recozimento chamada de recuperação. Essa etapa está relacionada à recuperação parcial da ductilidade e da tenacidade, devido à eliminação e rearranjo de discordância. A remoção dessas discordâncias durante a recuperação reduz o efeito de espalhamento dos elétrons, que resulta em um aumento da condutividade elétrica (Souza, 2021).

Logo após a recuperação, ocorre o fenômeno de recristalização. Ele provoca alterações na microestrutura, gerando grãos sem defeitos e com uma menor energia acumulada. Essa menor energia possibilita uma menor interação dos elétrons com a energia da estrutura, promovendo um aumento dessa propriedade. Também ao viabilizar uma estrutura mais homogênea, permite uma menor interação com átomos, configura-se menos área de maior tensão (Espósito, 2006).

A adição de Ni à matriz de Al possivelmente formou uma solução sólida que influenciou a condutividade elétrica. Com o aumento do teor de Ni, surgiram precipitados ou compostos

intermetálicos, como o Al_3Ni , que reduziram a condutividade elétrica. Após o tratamento térmico, provavelmente ocorreu uma dispersão das partículas de segunda fase na matriz, o que resultou no aumento da condutividade elétrica (Yoo *et al.*, 2021; Prazeres, 2016).

4.4. Limite de Resistência à Tração

As ligas de Al-Si, tanto tratadas quanto não tratadas, foram submetidas a ensaios mecânicos de tração. Os resultados obtidos desses testes são apresentados na Tabela 6.

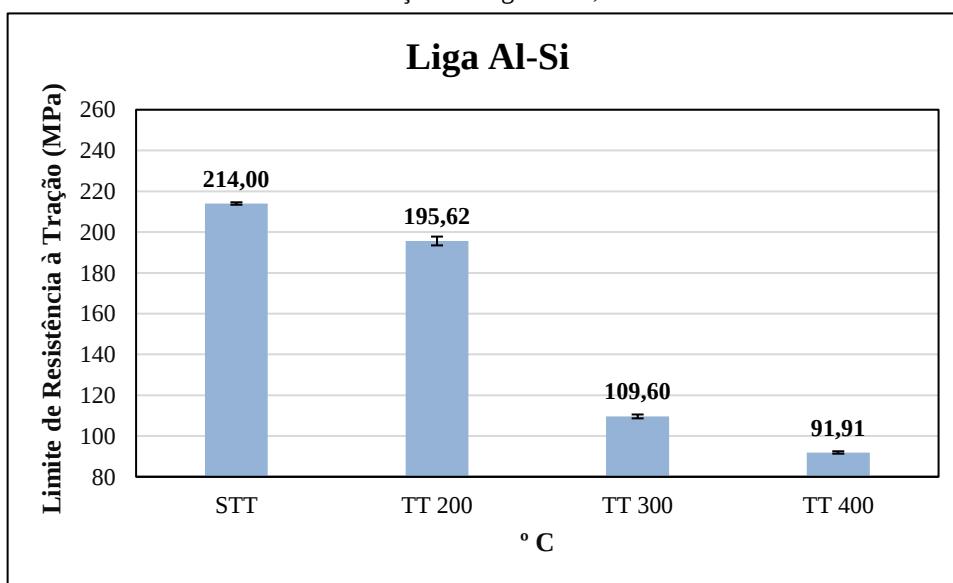
Tabela 6 – Limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si tratadas termicamente e não tratada.

Al-Si	Média (MPa)	Desvio Padrão
STT	214,00	$\pm 0,60$
TT 200	195,62	$\pm 2,16$
TT 300	109,60	$\pm 0,95$
TT 400	91,91	$\pm 0,60$

Fonte: Autora, 2025.

A Figura 25 ilustra a correlação dos valores apresentados na Tabela 6, referentes às ligas de Al-Si submetidas a diferentes temperaturas de tratamento térmico e seus respectivos limites de resistência à tração (LRT), ao longo de um período de 2 horas. Ao comparar a liga STT com as ligas tratadas termicamente a 200, 300 e 400 °C, observou-se uma redução no LRT de 8,59, 48,78 e 57,05%.

Figura 25 – Gráfico do limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si STT e TT.



Fonte: Autora, 2025.

As ligas de Al-Si-0,04%Ni, tratadas e não tratadas, passaram por caracterização mecânica através de ensaios de resistência à tração. Os resultados estão disponíveis na Tabela 7.

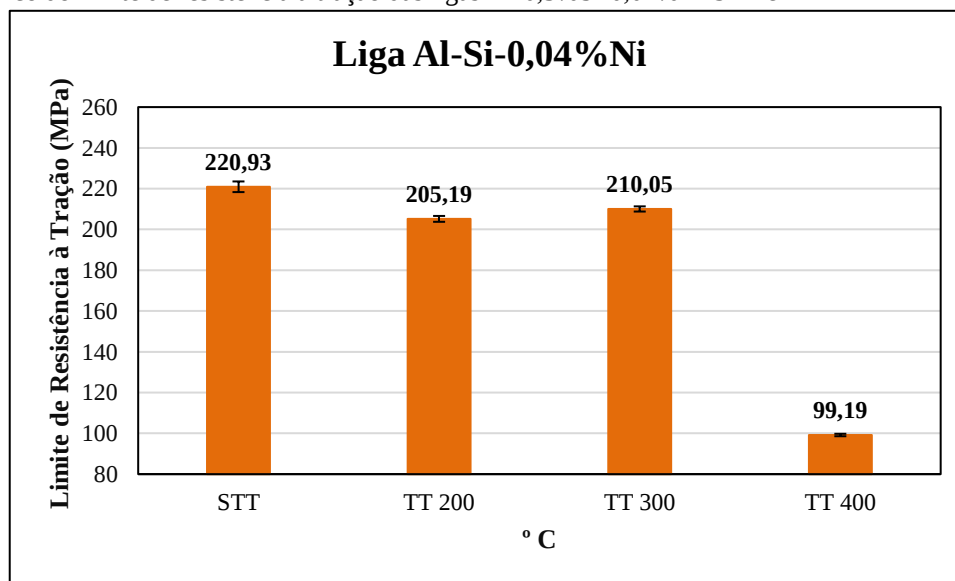
Tabela 7 – Limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si-0,04%Ni tratadas termicamente e não tratada.

Al-Si-0,04%Ni	Média (MPa)	Desvio Padrão
STT	220,93	$\pm 2,61$
TT 200	205,19	$\pm 1,44$
TT 300	210,05	$\pm 1,27$
TT 400	99,19	$\pm 0,60$

Fonte: Autora, 2025.

A Figura 26 demonstra a correlação dos dados da Tabela 7, que apresentam as ligas de Al-Si-0,04%Ni expostas a diferentes temperaturas de tratamento térmico e seus respectivos LRT, ao longo de 2 horas de variação térmica. Na análise da liga STT com as ligas tratadas a 200, 300 e 400 °C, identificou-se uma diminuição no LRT de 7,12, 4,92 e 55,10%, respectivamente.

Figura 26 – Gráfico do limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si-0,04%Ni STT e TT.



Fonte: Autora, 2025.

As ligas de Al-Si-0,3%Ni, tanto tratadas quanto não tratadas, foram submetidas a ensaios de resistência à tração para caracterização mecânica. Os resultados obtidos podem ser consultados na Tabela 8.

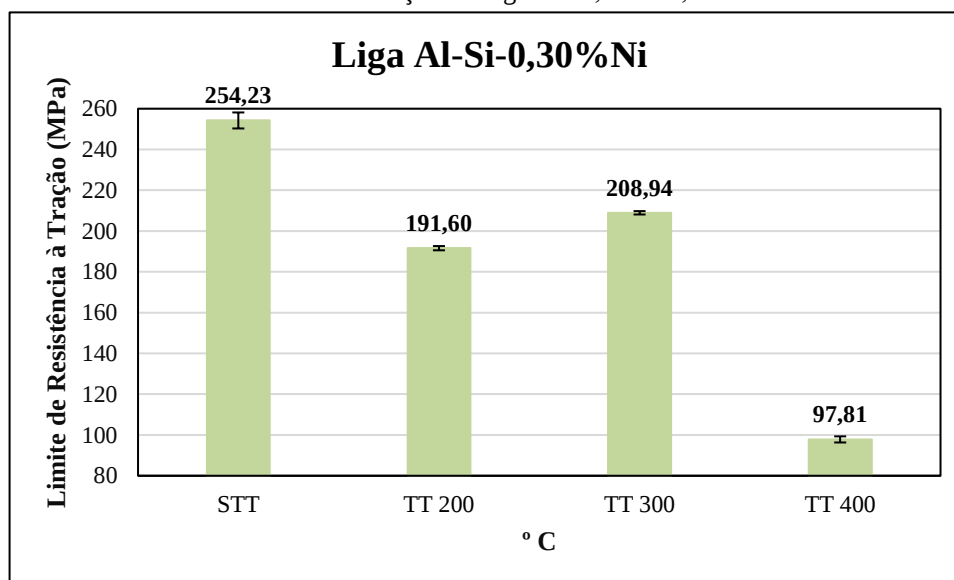
Tabela 8 – Limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si-0,3%Ni tratadas termicamente e não tratada.

Al-Si-0,3%Ni	Média (MPa)	Desvio Padrão
STT	254,23	± 3,93
TT 200	191,60	± 1,04
TT 300	208,94	± 0,83
TT 400	97,81	± 1,50

Fonte: Autora, 2025.

A Figura 27 apresenta a correlação dos dados da Tabela 8, referentes às ligas de Al-Si submetidas a diferentes temperaturas de tratamento térmico e seus LRT, ao longo de 2 horas de variação térmica. Comparando a liga STT com as ligas submetidas a TT a 200, 300 e 400 °C, verificou-se uma redução no LRT de 24,63, 17,81 e 61,53%, respectivamente.

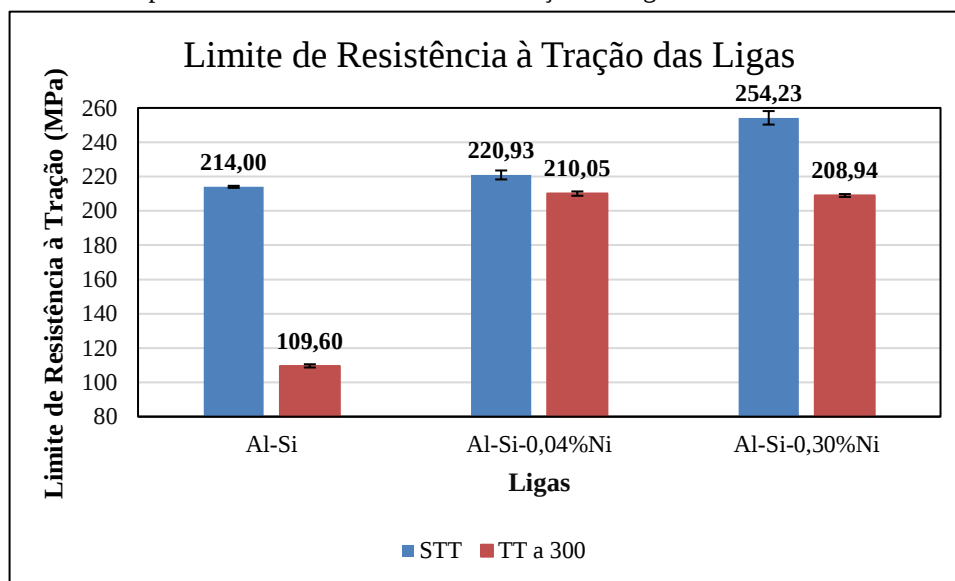
Figura 27 – Gráfico do limite de resistência à tração das ligas Al-0,5%Si-0,3%Ni STT e TT.



Fonte: Autora, 2025.

Ao comparar os resultados das Figura 25, 26 e 27, foi possível verificar que a liga TT a 300 °C obteve em sua maioria um resultado com o valor maior que as ligas TT a 200 e 400 °C. Portanto, a Figura 28 demonstra os valores do LRT das ligas STT e TT a 300 °C.

Figura 28 – Gráfico comparativo do limite de resistência à tração das ligas STT e TT a 300 °C.



Fonte: Autora, 2025.

A Figura 28 revela uma redução no LRT das ligas Al-Si, Al-Si-0,04%Ni e Al-Si-0,3%Ni após o TT a 300 °C, apresentou variações de 48,78, 4,92 e 17,81%, respectivamente.

As ligas STT obtiveram os resultados mais elevados em comparação com as ligas tratadas termicamente. Esse comportamento pode ser explicado pelo endurecimento por deformação da laminação a frio que aumentou o rendimento e a resistência, possivelmente resultado da diminuição do tamanho médio do grão e aumento da densidade de discordâncias, essas são duas mudanças na microestrutura ocasionadas pelo trabalho a frio (Sajuri *et al.*, 2020).

Verificou-se que a adição de Ni nas ligas STT contribuiu para o aumento da resistência, por meio dos mecanismos de endurecimento por precipitação ou por solução sólida. O Ni provavelmente atuou como barreira dentro da matriz de alumínio, que dificultou a movimentação das discordâncias e, conseqüentemente, aumentou a resistência das ligas com 0,04 e 0,3% Ni (Meurer, 2022). Além disso, o aumento da concentração de Ni se mostra mais resistência por possuir maior quantidade de Al_3Ni que atuam como reforço da matriz dúctil rica em alumínio, influenciando as propriedades mecânicas das ligas (Pinto, 2023).

Ao realizar o recozimento nas amostras, houve diminuição dessa propriedade em todas as ligas. Esse fenômeno possivelmente ocorreu devido à reversão da propriedade e microestrutura que se encontrava no estado encruado e o tratamento modificou para o estado anterior à deformação (Nascimento, 2014).

Desse modo, o comportamento das ligas tratadas está em consonância com Souza (2021), o recozimento proporciona a diminuição da concentração de defeitos cristalinos, através

da recristalização ou recuperação. Portanto, a redução da propriedade mecânica de tração das ligas tratadas implica que a liga atingiu a recuperação ou a recristalização.

Observou-se que, ao comparar a liga Al-Si com as ligas contendo a adição de Ni, a liga sem o elemento apresentou o menor valor. Esse resultado provavelmente se deve à adição de átomos de soluto ou à formação de precipitados de segunda fase, que promove uma alteração na cinética da recristalização.

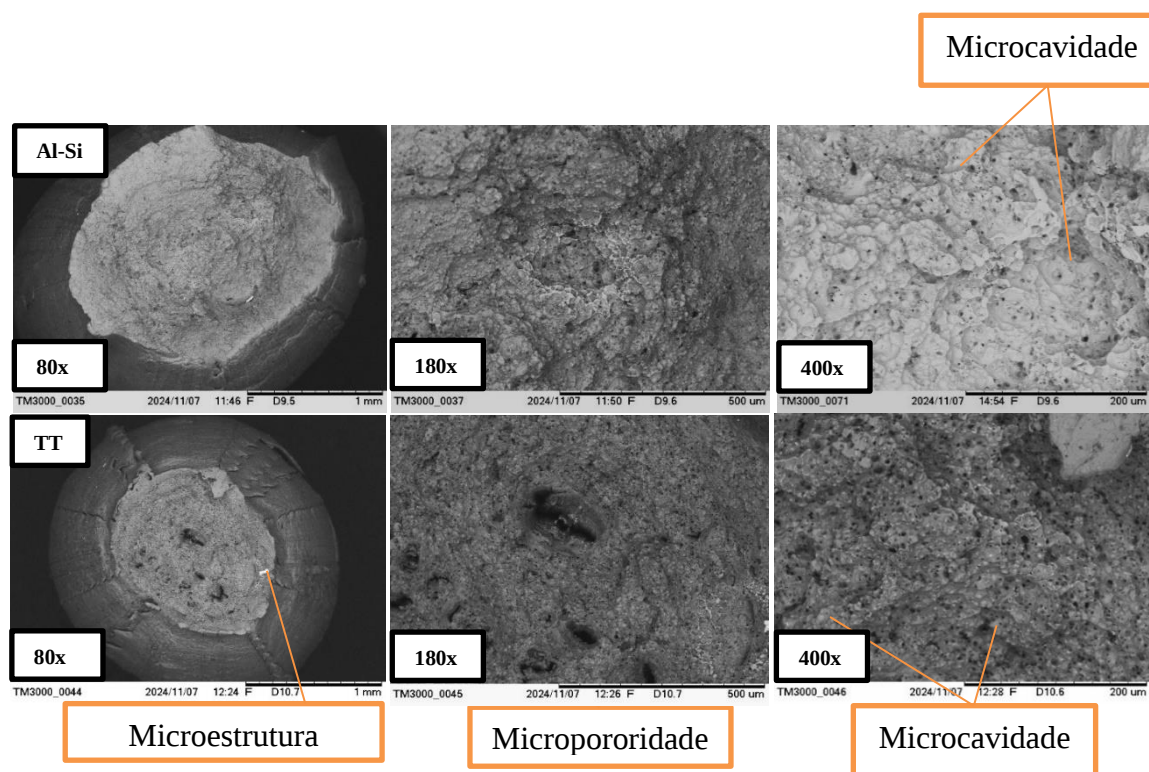
Essa modificação na cinética pode ocorrer devido à solução sólida que tarda a migração dos contornos de grão. Embora a presença de átomos de soluto cause um aumento na energia interna armazenada no material deformado, as forças de arraste que as nuvens desses átomos impõem sobre os contornos de grão em migração atrasam a recristalização. Além disso, as partículas de segunda fase podem atuar como obstáculos à nucleação e ao crescimento dos novos grãos durante o processo de recristalização, provocando um retardo na velocidade de recristalização (Souza, 2021).

As partículas duras de Al_3Ni , proporcionam um reforço para a matriz dendrítica, conferindo maior resistência mecânica ao material. Porém, o tratamento térmico provavelmente contribuiu para uma baixa concentração do composto intermetálico Al_3Ni , cuja quantidade foi insuficiente para restringir o emaranhamento de discordâncias gerado na liga. Dessa forma, diminuiu o LRT da liga (Prazeres, 2016).

4.5. Microscopia Eletrônica de Varredura

Na Figura 29, 30 e 31, observa-se as imagens das fraturas após o ensaio de tração, efetuado nos fios das ligas tratadas a 300 °C e nos fios não tratadas, obtidas por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). A liga tratada a 300 °C foi selecionada para análise por apresentar, em sua maioria, a segunda maior condutividade elétrica entre as ligas estudadas, além de uma menor redução no LRT em comparação com as outras ligas tratadas termicamente. Essa seleção permitiu avaliar de forma microestrutural do efeito do tratamento térmico na formação e formato das microcavidades.

Figura 29 – As superfícies da fratura observada por MEV do corpo de prova Al-Si STT e TT a 300 °C, observadas em lente de aumento de 80, 180 e 400x.

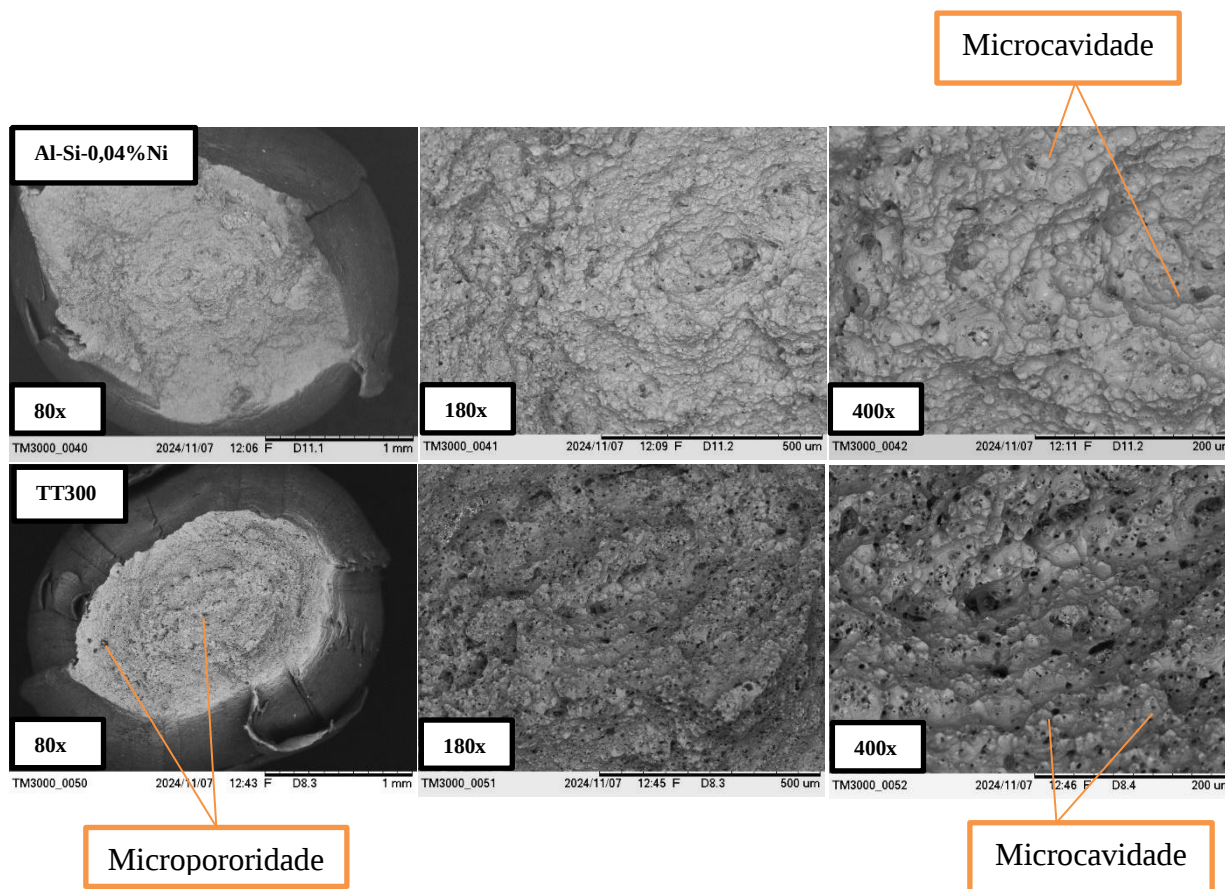


Fonte: Autora, 2025.

Foi possível observar na Figura 29 uma quantidade maior de microcavidades na liga recozida a 300 °C. Isso se alinha com as observações de Prazeres (2016), que aponta que o tratamento térmico promove um aumento na proporção de microcavidades. Esse fenômeno ocorre porque, com o aquecimento, há uma maior mobilidade dos átomos e um consequente aumento nas áreas de separação entre as fases da liga, o que facilita a formação dessas cavidades. Dessa forma, o aumento da temperatura intensifica a presença de microcavidades na microestrutura da liga, tornando-as mais visíveis.

Há também a possibilidade da formação de possíveis compostos intermetálicos, que agem como barreiras à movimentação de discordâncias, que resulta em uma microestrutura mais rígida, porém menos dúctil, evidenciada por zonas de clivagem e poucos *dimples*. Após o tratamento térmico de recozimento a 300 °C, a microestrutura se modifica, com um aumento na quantidade de *dimples* e cavidade de fratura, que indica uma transição para um comportamento mais dúctil (Su *et al.*, 2023).

Figura 30 – As superfícies da fratura observada por MEV do corpo de prova Al-Si-0,04%Ni STT e TT a 300 °C, observadas em lente de aumento de 80, 180 e 400x.

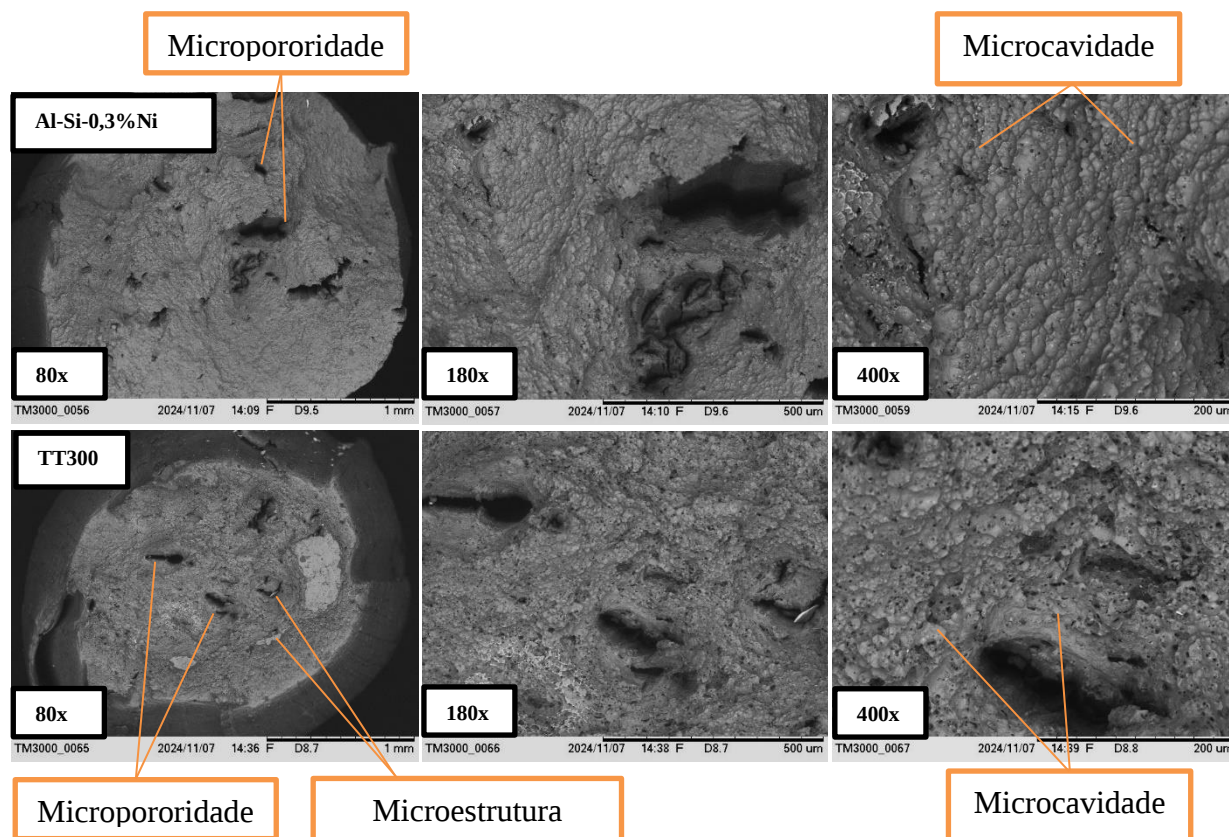


Fonte: Autora, 2025.

É possível verificar nas Figura 29, 30 e 31 diferenças nos *dimples*, refletido nos aspectos distintos das fraturas. As ligas STT apresentaram microcavidades menores e mais homogêneas, o que indica uma fratura predominantemente dúctil. Em contraste, as ligas TT a 300 °C exibem *dimples* maiores e mais irregulares, o que sugere a presença de microdefeitos, como inclusões ou porosidade, que tendem a concentrar tensões e diminuir a ductilidade (Dash, 2023). Essa diferença na morfologia dos *dimples* sugere as ligas com a adição de Ni possuem uma maior capacidade de deformação, que pode ser confirmado na Figura 28.

Nas Figura 29, 30 e 31 foi observado regiões onde a microporosidade é predominante. De acordo com Wang *et al.* (2021), em baixa taxas de resfriamento, os poros tendem a ser maiores e raros, como na liga Al-Si. Em contraste, altas taxas de resfriamento podem ter uma densidade maior de microporos devido à nucleação mais rápida e ao menor tempo de crescimento, como evidenciado nas ligas modificadas.

Figura 31 – As superfícies da fratura observada por MEV do corpo de prova Al-Si-0,3%Ni STT e TT a 300 °C, observadas em lente de aumento de 80, 180 e 400x.



Fonte: Autora, 2025.

A variação nos tamanhos dos *dimples* é influenciada pela diminuição das áreas e aproximação das partículas de segunda fase, assim como pela movimentação de discordâncias e deslocamento dos contornos de grãos. Esses fatores promovem a nucleação, o crescimento e a coalescência dos *dimples*, o que dificulta a movimentação das discordâncias e impede seu deslizamento ao longo da rede cristalina. Como resultado, há uma redução no LRT da liga, além de aprimorar a condutividade elétrica, uma vez que há menos barreiras para a propagação corrente elétrica na rede (Freitas, 2010).

Esse comportamento pode ser evidenciado na Figura 24, observou-se que a condutividade elétrica das ligas submetidas ao recozimento obteve um aumento em relação a liga não tratada. Também pode ser comprovado na Figura 28, notou-se uma redução do LRT das ligas tratadas em relação as ligas não tratadas.

Observou-se nas Figura 29 e 31 TT a 300 °C uma microestrutura com uma coloração mais clara, podem indicar uma possibilidade de concentração de solução sólida. De acordo com Kumar *et al.* (2022), os elementos de liga se distribuem na matriz de forma a ocasionar variações microestruturais, o soluto influencia o fortalecimento por solução sólida, uma vez que

gera um tensões na rede cristalina do solvente, devido a diferença de tamanho e módulo elástico entre os átomos de soluto e os átomos do solvente.

5. CONCLUSÃO

Com base nos métodos aplicados e nos processos executados neste estudo para a análise estrutura, mecânica e elétrica, foi possível concluir que:

Comparar as características macroestruturais das ligas não tratadas e tratadas termicamente, analisando suas morfologias após o processo de solidificação

Observou-se que, a 200 °C, houve uma diminuição dos grãos colunares nas extremidades e um aumento dos grãos equiaxiais nas regiões centrais. A 300 °C, a estrutura passou a ser predominantemente composta por grãos equiaxiais menores, com uma distribuição mais uniforme. E a 400 °C, atingiu-se o maior refinamento, com grãos equiaxiais grandes e uniformes, além de regiões colunares nas ligas com Ni.

Analisar a condutividade elétrica (%IACS) nas ligas sem tratamento e com tratamento térmico

O tratamento térmico de recozimento nas ligas Al-Si, Al-Si-0,04%Ni e Al-Si-0,30%Ni resultou em um aumento na condutividade elétrica, com destaque para as amostras tratadas a 400 °C. Esse aumento pode ser atribuído à recuperação e recristalização, que reduziram a densidade de discordâncias e o efeito de espalhamento dos elétrons.

Avaliar o limite de resistência à tração (LRT) das ligas não tratadas e tratadas termicamente

O tratamento térmico reduziu o LRT das ligas, especialmente a 400 °C. A adição de Ni nas ligas Al-Si contribuiu para um aumento na resistência, porém o tratamento térmico resultou em uma diminuição do LRT devido à reversão da microestrutura para o estado anterior à deformação. A presença de Ni afetou a cinética da recristalização e na possível formação de Al_3Ni .

Analisar a região da fratura após o ensaio de tração, utilizando o microscópio eletrônico de varredura

O tratamento térmico a 300 °C causou alterações na microestrutura das ligas, com aumento na quantidade de microcavidades e favorecimento de um comportamento mais dúctil. Observou-se também a presença de microporosidade e uma microestrutura com coloração mais clara, o que pode indicar a formação de uma solução sólida.

Dessa forma, entre as ligas analisadas, a mais adequada para a potencial fabricação de cabos de transmissão de energia é a liga Al-0,5%Si-0,04%Ni tratada a 300 °C.

5.1. Sugestões de Trabalhos Futuros

- Verificar a microestrutura e correlaciona-la com as ligas estudadas.
- Analisar diferentes tempos de tratamento térmico.
- Verificar a influência da variação das temperaturas no tratamento térmico.
- Determinar o coeficiente de encruamento para as ligas estudadas e relaciona-los com a razão de microcavidades.
- Analisar via EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) às ligas estudadas.
- Verificar as propriedades das ligas estudadas com o tratamento térmico antes da deformação e compara os resultados obtidos com os resultados deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 5118**: Fios de alumínio 1350 nus, de seção circular, para fins elétricos. Rio de Janeiro, ago. 2007.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 6810**: Fios e cabos elétricos – Tração à ruptura em componentes metálicos. Rio de Janeiro, ago. 1981.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 6814**: Fios e cabos elétricos – Ensaio de resistência elétrica. Rio de Janeiro, mar. 1986.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS (ASM INTERNATIONAL). **Metallography and microstructures**. v 9, American Society for Metals, ASM Handbook, 2004.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 6815**: Fios e cabos elétricos – Ensaio de determinação da resistividade em componentes metálicos. Rio de Janeiro, ago. 1981.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 6892**: Materiais metálicos – Ensaio de tração à temperatura ambiente. Rio de Janeiro, nov. 2002.
- ABAL - Associação Brasileira do Alumínio, 2024. **Aplicações do alumínio**.
- AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA (ANEEL). **Perdas de Energia elétrica na Distribuição- 1/2021**. Disponível em: https://antigo.aneel.gov.br/documents/654800/18766993/Relat%C3%B3rio+Perdas+de+Energia_+Edi%C3%A7%C3%A3o+1-2021.pdf/143904c4-3e1d-a4d6-c6f0-94af77bac02a. Acesso em: 16 mar. 2023.
- BATALU, D., GEORGETA, C., ANGEL, A., 2006. **Critical analysis of Al-Ni phase diagrams**. *Metallurgia International*, v. 11, n. 8, p. 36-45.
- BESKOW, A. B. **Estudo da solidificação unidirecional ascendente para obtenção de estruturas colunares grosseiras**. 25 mar. 2008.
- BRAGA, D. S.; SENA JÚNIOR, M. A.; NASCIMENTO, L. G. S.; SALOMÃO, C. O. **Relação entre parâmetros térmicos, microestrutura e dureza de um liga hipereutética do sistema Al-Ni, solidificada em regime transiente de fluxo de calor**. In: Pesquisas e Inovações em Engenharias, Ciências Exatas e da Terra: Produções Científicas Multidisciplinares no Século XXI, v. 3, 2022. Capítulo 11. DOI: 10.55232/1084003.11.
- CALLISTER, W. D., Jr., & Rethwisch, D. G. (2020). **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução** (10. ed.).
- CANTÉ, M. V. **Solidificação Transitória, Microestrutura e Propriedades de Ligas Al-Ni**, 2009, 204f. Tese de Doutorado – UNICAMP, Campinas, 2009.
- CHIAVERINI, V. **Tratamentos Térmicos das Ligas Metálicas**. S.l.: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, p. 243, 2003.

DANTAS, P. P. **Caracterização de ligas hipereutéticas de Al-Ni solidificadas unidirecionalmente**. 2014. XVIII, 85 f., il. Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais de Engenharia) - Universidade de Brasília, Brasília, 2014.

DIAS, J. P. A. **Otimização do tratamento térmico T6 para ligas de alumínio A356**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Porto, 2020.

DASH, S. S.; CHEN, D. **A Review on Processing-Microstructure-Property Relationships of Al-Si Alloys: Recent Advances in Deformation Behavior**. Metals, v. 13, n. 3, p. 609, 2023. <https://doi.org/10.3390/met13030609>.

EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA (EPE). **Projeção da demanda elétrica: para os próximos 10 anos (2017-2026)**, 2017. Disponível em: https://www.epe.gov.br/sites-pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes/PublicacoesArquivos/publicacao-245/tópico-261/DEA%20001_2017%20-%20Proje%C3%A7%C3%B5es%20da%20Demanda%20de%20Energia%20El%C3%A9trica%202017-2026_VF%5B1%5D.pdf. Acesso em: 14 mar. 2023.

ESPOSITO, IM. **Caracterização e cinética de recristalização da liga de alumínio 6063 após tratamentos termomecânicos**. Dissertação (Grau de Mestre em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN/CNEN-SP, São Paulo, 2006.

FEITOSA, J. P. **Caracterização da Liga 6101 Refinada com a Adição de Diferentes Teores de Cobre e Solidificadas em Molde Unidirecional Horizontal e em Molde “U”**, 2007, 71f. Dissertação de Mestrado – PPGEM/UFPA, Belém/PA. 2007.

FERNANDES, H. J. L. **Influência do teor de soluto na molhabilidade e características estruturais, correlacionadas com propriedades mecânicas e elétricas de fios e cabos para transmissão e distribuição de energia nas ligas Al-EC-0,7%Si [0,05%;0,15%]Ti**, Belém: 2011, 114 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Área de concentração materiais e processos de fabricação, FEM, ITEC, Universidade federal do Pará, Belém, 2011.

FERRARINI, C. F. **Microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray**, 2005. 109 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais e Processos) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais e Processos, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2005.

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

FIGUEIREDO, A. P.; FERRI, T. V.; FERREIRA, C. R. F.; SANTOS, C. A.; JUNIOR, J. A. S. **Solidificação de uma liga de magnésio e correlação entre os parâmetros de resfriamento e a morfologia**. In: Congresso anual da ABM, 63., 2008. Local: São Paulo, ABM, 2008. Anais... São Paulo: ABM, 2008. p. 1287-1298.

FELIPE JÚNIOR, P. **Análise numérica e experimental dos efeitos dos solutos na macroestrutura, microestrutura e propriedades mecânicas na solidificação unidirecional de ligas binárias de alumínio em condições transientes de extração de calor**, 2019. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2019.

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

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. 2º. ed. Campinas: UNICAMP, 2007.

GARCIA, A. et al. **Ensaio de Materiais**. 2ª. Ed.- Rio de Janeiro: LTC, 2012.

GOMES, M. R.; BRESCIANI, E. F. **Propriedade e usos de metais não ferrosos**, 2 ed., São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1976.

HORIKOSHI, T.; KURODA, H.; SHIMIZU, M.; AOYAMA, S. **Development of aluminum alloy conductor with high electrical conductivity and controlled tensile strength and elongation**. Hitachi Cable Review N° 25 August, Japan, 2006.

HUBMANN, T. B. **Obtenção de diferentes distribuições de tamanhos de grão por intermédio de deformação plástica e recristalização e/ou crescimento de grão em um aço inoxidável ferrítico UNS S43932**. Trabalho de Iniciação Científica — Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2016. Orientador: Júlio César Dutra.

INFOMET, 1998. **Ligas Al-Mg-Si**. Disponível em: <https://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=54>. Acesso em 18 nov. 2023.

LAGE, M. D. A. **Corrosão em meio salino de uma liga Al-Mg-Sc submetida à deformação plástica severa por torção sob alta pressão e ao recozimento em temperaturas de 523 a 773 K**. 2021. 79 f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

KUMAR, J.; LINDA, A.; SADHASIVAM, M.; PRADEEP, K. G.; GURAO, N. P.; BISWAS, K. **The effect of Al addition on solid solution strengthening in CoCrFeMnNi: Experiment and modelling**. Acta Materialia, v.238, p. 118208, 2022.

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

MAVLYUTOV, A. M.; BONDARENKO, A. S.; MURASHKIN, M. Y.; BOLTYNJUK, E. V.; VALIEV, R. Z.; ORLOVA, T. S. **Effect of annealing on microhardness and electrical resistivity of nanostructured SPD aluminium**. Journal of Alloys and Compounds, 2017. doi: 10.1016/j.jallcom.2016.12.240.

MAGALHÃES, I. R. **Análise físico-química e térmica de revestimentos nucleares à base de FeCrAl tolerantes a acidentes**. 2020. 63 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

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

MO, L.; ZHOU, X.; LIU, X.; ZHAN, M.; ZHAO, Y.-J.; DU, J. **Microstructure and thermal physical properties of hypereutectic Al-Ni alloys.** Journal of Materials Research and Technology, v. 24, p. 6227-6237, 2023.

MEURER, N. L. S. **Avaliação da influência de tratamentos térmicos na dureza de ligas de alumínio.** Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Amazonas, Manaus, 2022.

NASCIMENTO, L. V. do. **Efeito da temperatura de recozimento sobre as propriedades mecânicas e microestrutura da liga AA5182 em função do grau de redução a frio.** Trabalho de Graduação (Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2014.

OURO, C. R. **Metalurgia Básica II - Diagramas de Equilíbrio de Fases.** Apostila. Ciência de Materiais - UFRJ, 2015. Enviado por Rubem Carvalho, 08 abr. 2015. Disponível em: <https://www.passeidireto.com/arquivo/5866318/metalurgia-basica-ii-diagramas-de-equilibrio-de-fases>.

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

PADILHA, A. F., SICILIANO JR., F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura.** São Paulo: ABM, 3ª edição, 2005.

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 de Mestrado – PPGEM/UFPA. Belém. 2016.

PINTO, M. B. **Estudo da influência da solidificação unidirecional em regime transiente de fluxo de calor na macro e microestrutura de ligas dos sistemas Al-Ni e Al-Cu-Ni.** Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal do Pará, Campus Universitário de Ananindeua, Ananindeua, 2023.

ROOY, E. L. **Fundição: princípios e prática.** São Paulo: ABM, 1992.

SILVA, C. A. O. **Caracterização elétrica, mecânica e estrutural da liga Al-0,05%Cu-0,40%Fe-0,3%Si modificada com teores de [0,15%-0,22]% Zr, solidificada em coquilha metálica,** 2016. 146 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-

Graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2016.

SHEPPARD, T. **Extrusion of Aluminum Alloys**, 1 ed., Dordrecht, Kluwer Academic Publishers, 1999.

SOARES, C. R. **Processos de Deformação Plástica Severa**. 2023. 207 f. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Minas, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2023.

SOUZA, S. H. de. **Estudo do encruamento, recristalização e evolução da textura cristalográfica da liga de alumínio AA 7108**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2021.

SAJURI, Z., SELAMAT, N. F.M., BAGHDADI, A. H., RAJABI, A., OMAR, M. Z., KOKABI, A. H., & SYARIF, J. (2020). **Cold-Rolling Strain Hardening Effect on the Microstructure, Serration-Flow Behaviour and Dislocation Density of Friction Stir Welded AA5083**. *Metais*, vol.10 (1), 70. <https://doi.org/10.3390/met10010070>

SU, X., QU, H., LEI, Y., HOU, R., CAO, Y., SIDDIQUE, S., QI, Z., SHEN, G., & FAN, X. **Influence of Ni on the Microstructures and Mechanical Properties of Heat-Treated Al-Cu-Ce-Mn-Zr Alloys**. *Crystals*, v. 13, n. 3, p. 380, 2023. <https://doi.org/10.3390/cryst13030380>.

SILVA, T. T. L. **Comportamento termoeelástico de fios de Ni-Ti com efeito memória de forma processados por laminação a frio**. 2022. 153 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) -Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2022.

VIGGIANO, S. W. **Estudo da Deformação Plástica Progressiva em Metais**. 2020. 101 f. Relatório (Graduação em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, Brasília, 2020.

WILTGEN, G. **A essência da engenharia**. Scribd. Disponível em: <https://pt.scribd.com/document/267564722/A-Essencia-Da-Engenharia>. Acesso em 18 nov. 2023.

WANG, Y., ZHU, L., NIU, G., & MAO, J. (2021). **Conductive Al alloys: The contradiction between strength and electrical conductivity**. *Advanced Engineering Materials*, 23(5), 2001249. <https://doi.org/10.1002/adem.202001249>

WANG, B.; ZHANG, M.; WANG, J. **Quantifying the effects of cooling rates and alloying additions on the microporosity formation in Al alloys**. *Materials Today Communications*, v. 28, p. 102524, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102524>.

YOO, H.-S.; KIM, Y.-H.; KIM, C.-W.; CHOI, S.-W.; SON, H.-T. **Effect of Ni additions on the microstructure, mechanical properties, and electrical conductivity of Al alloy**. *Korean Journal of Materials Research*, v. 31, n. 12, p. 672-676, 2021. DOI: <https://doi.org/10.3740/MRSK.2021.31.12.672>.